

Impact de l'intégrité de surface de composants aéronautiques en Ti-6Al-4V produits par L-PBF, parachevés ou non, sur la durée de vie en fatigue

David Mellé

▶ **To cite this version:**

David Mellé. Impact de l'intégrité de surface de composants aéronautiques en Ti-6Al-4V produits par L-PBF, parachevés ou non, sur la durée de vie en fatigue. Matériaux. HESAM Université, 2023. Français. ⟨NNT : 2023HESAE084⟩. ⟨tel-04573821⟩

HAL Id: tel-04573821

https://pastel.hal.science/tel-04573821v1

Submitted on 13 May 2024

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.



HAL Authorization

HESAM UNIVERSITÉ

SAFRAN

Arts et Métiers Institute of Technology

ÉCOLE DOCTORALE SCIENCES ET MÉTIERS DE L'INGÉNIEUR

Laboratoire Angevin de Mécanique, Procédés et innovAtion (**LAMPA**)

Campus d'Angers

THÈSE

présentée par **David MELLÉ**

soutenue le **07 décembre 2023**

pour obtenir le grade de **Docteur d'HESAM Université**

préparée à **L'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers**

Spécialité
Mécanique – Matériaux

Impact de l'intégrité de surface de composants aéronautiques en Ti-6Al-4V produits par L-PBF, parachevés ou non, sur la durée de vie en fatigue

THÈSE dirigée par
Étienne PESSARD & Franck MOREL

et co-encadrée par
Daniel BELLETT

Encadrement industriel
René BILLARDON & Martine MONIN

jury

Pascal LAHEURTE	Professeur des Universités, LEM3, Université de Lorraine	Président
Philippe BOCHER	Professeur des Universités, École de technologie supérieure	Rapporteur
Yves NADOT	Professeur des Universités, Institut Pprime, ISAE-ENSMA	Rapporteur
Myriam BROCHU	Professeure des Universités, École Polytechnique de Montréal	Examinatrice
Franck MOREL	Professeur des Universités, LAMPA, Arts & Métiers	Examinateur
Étienne PESSARD	Maître de Conférences HDR, LAMPA, Arts & Métiers	Examinateur
Daniel BELLETT	Ingénieur de Recherche, LAMPA, Arts & Métiers	Examinateur
René BILLARDON	Ingénieur, Safran Fellow	Examinateur
Martine MONIN	Ingénieure, Safran	Invitée

THÈSE

Remerciements

Réaliser une thèse de doctorat tout en étant ingénieur en poste depuis près de dix ans n'est pas chose évidente. Cela prend la forme d'une véritable aventure, technique bien entendu, mais également humaine. Pour autant ce fut pour moi une véritable cure de jouvence et une occasion unique que je conseille à tous mes collègues qui seraient tentés par ce défi. Bien que cela signifie également d'y mettre un terme, je remercie Yves Nadot et Philippe Bocher d'avoir bien voulu relire ce manuscrit et de m'avoir permis de présenter mes travaux. Merci à Pascal Laheurte d'avoir présidé mon jury de thèse. Merci enfin à Myriam Brochu pour le regard attentif et les remarques pertinentes qu'elle m'a apporté tout au long de mes travaux.

Pour qu'une chose ait une fin il faut qu'elle ait un début. Toute cette aventure n'aurait été possible sans René Billardon, sans qui je n'aurais pas su que tout cela était possible. Il faut également souligner la contribution de François et Louis qui ont su me convaincre que j'avais toutes les capacités à mener à bien cette entreprise. Ils sont tous les trois restés proches de moi tout au long de cette aventure et je ne peux que les remercier pour cela. Il me faut aussi remercier Kevin de m'avoir montré la voie en tant que brillant doctorant et également Stéphane qui a été source d'inspiration avant le démarrage de cette thèse.

Cependant, cette idée, semée au début de mon parcours professionnel, n'aurait pu germer sans l'aide de Mickaël et d'Olivier qui ont accepté de m'accompagner dans ce processus, qu'ils en soient infiniment remerciés. Merci également à Arjen et Martine d'avoir continué à m'apporter ce soutien au gré des changements dans les équipes. Merci aussi à mes collègues de Vélizy et en particulier à Bruno, Maxime, Franck et l'ensemble des équipes W&B pour les encouragements qu'ils m'ont prodigués alors que je les quittais pour découvrir ces nouveaux horizons.

Merci à l'ensemble des gens qui m'ont soutenus, aidés et formés tout au long de mon parcours. Merci à mes collègues du pôle M&P, notamment Daniel, Jérôme, Florent, Stéphane, Simon, Damien, Louis, Benoît, Théo, Habib, Cécile, Lara et Khouloud, ... à mes compagnons d'aventure, doctorants du LAMPA, qui m'ont toujours accueilli à bras ouverts malgré mes présences parfois espacées. Merci aux collègues des laboratoires de Saclay et d'Angers de m'avoir aidé durant l'ensemble de mes travaux et en particulier, Catherine, Frédéric, également Mickaël et Julie pour l'accès aux moyens, ainsi que Quentin et Cyril à Angers. Merci aussi à Daniel et Danny pour les nombreux boulons, vissés et dévissés sur les machines d'essais pour m'aider à mener à bien ma campagne expérimentale. Merci à Yessine pour son implication dans mon CSD. Il est difficile de citer tout le monde mais les différentes personnes ayant contribué à la bonne marche de mes travaux se reconnaitront et je les associe tout autant à ces remerciements.

Pour que le germe se développe et pour qu'il pousse dans la bonne direction, rien de mieux qu'un bon tuteur. Merci n'est pas un mot suffisamment fort pour exprimer la gratitude que j'éprouve à l'égard de mes encadrants, industriels, Martine et René, et surtout académiques Franck, Etienne et Danny. Merci particulièrement de m'avoir constamment challengé tout en respectant mes choix et en étant à l'écoute. J'ai appris bien plus à vos côtés que ce que je ne me sentais capable d'apprendre au démarrage de ces travaux. Merci particulièrement à Danny dont les questions, dans les moments clefs, ont su me mettre sur la voie. Merci à Franck pour ses encouragements et son exigence qui m'a poussée à peaufiner mes travaux et à les améliorer sans arrêt. Merci à Etienne pour sa bienveillance constante et son attention afin que cette aventure se déroule dans les meilleures conditions.

Bien sûr, cette aventure s'est révélée malgré tout longue et éprouvante et si j'ai pu en voir le bout c'est grâce au soutien sans failles de ma famille, mes parents, mon frère, ma belle-soeur, Thibault et Océane. C'est également grâce à mes amis de toujours, Yoann, Valentin, Kevin, qui m'ont poussés à me lancer dans cette voie. Et c'est, bien entendu, grâce à ma compagne dont la patience à toute épreuve m'a permis de mener ce travail à bout sereinement. Merci à vous tous d'avoir été ce petit soleil qui m'a permis de croître. Merci d'avoir su me soutenir, me pousser à donner le meilleur de moi-même et de m'avoir encouragé jusqu'au bout.

Enfin, mes pensées vont à mes grands-parents, dont certains nous ont quittés depuis de trop longues années, et que j'espère avoir rendus fiers chaque fois qu'ils m'ont observés, de là-haut, assis au bord d'un nuage.

Table des matières

Introduction **1**

1 Revue bibliographique : Ti-6Al-4V produit par L-PBF **7**
1.1 Introduction . . . 8
1.2 Description du procédé de fusion laser sur lit de poudre . . . 9
1.2.1 Description du procédé . . . 10
1.2.2 Impact des paramètres du procédé sur la microstructure . . . 13
1.2.3 Impact des paramètres du procédé sur la porosité et la micro-géométrie de surface . . . 16
1.2.4 Impact des paramètres du procédé sur les contraintes résiduelles 23
1.3 Effet des traitements thermo-mécaniques . . . 24
1.3.1 Effet des traitements thermo-mécaniques sur la microstructure 25
1.3.2 Effet des traitements thermo-mécaniques sur les porosités . . 26
1.3.3 Effet des traitements thermo-mécaniques sur les contraintes résiduelles . . . 28
1.4 Effet des traitements de surface . . . 30
1.4.1 Description du procédé de parachèvement chimique . . . 30
1.4.2 Effet des traitements de surface sur la microstructure . . . 32
1.4.3 Effet des traitements de surface sur la micro-géométrie de surface 32
1.4.4 Effet des traitements de surface sur les contraintes résiduelles 35
1.5 Propriétés mécaniques du Ti-6Al-4V produit par fusion laser sur lit de poudre . . . 36
1.5.1 Effet de la microstructure sur les propriétés mécaniques du Ti-6Al-4V produit par L-PBF . . . 37
1.5.2 Effet de la micro-géométrie de surface et des porosités internes sur les propriétés mécaniques du Ti-6Al-4V produit par L-PBF 42
1.6 Conclusion . . . 48

2 Conditions expérimentales, matériau, traitements thermiques et de finition de surface **51**
2.1 Introduction . . . 52
2.2 Géométries d'éprouvettes . . . 52
2.3 Fabrication et traitements des éprouvettes . . . 55
2.3.1 Matériau et fabrication . . . 55
2.3.2 Traitements thermiques . . . 58
2.3.3 Parachèvement chimique . . . 61

2.4 Essais mécaniques 63
2.4.1 Essais de traction monotone 63
2.4.2 Essais de fatigue en traction répétée 64
2.4.3 Essais de fatigue en flexion 69
2.5 Évaluation des contraintes résiduelles 73
2.6 Mesures de micro-géométries de surface 77
2.7 Analyses fractographiques 80
2.8 Microstructure et micro-géométrie de surface 82
2.8.1 Microstructure α-β et alpha-case, à cœur et en surface 82
2.8.2 Texture cristallographique et morphologique 92
2.9 Conclusion 104

3 Analyse des mécanismes d'amorçage et modélisation des effets de micro-géométrie de surface, en durées de vie finies et à grands nombres de cycles 107
3.1 Introduction 108
3.2 Résultats des caractérisations de surface et du comportement en fatigue 108
3.2.1 Caractérisation des états de surface testés 108
3.2.2 Résultats des essais de fatigue 115
3.2.3 Observations fractographiques 119
3.3 Analyse bibliographique des approches de modélisation sur matériaux "à défauts" 134
3.3.1 Approches probabilistes basées sur le concept de maillon le plus faible 135
3.3.2 Approches liées à la mécanique de la rupture en élasticité linéaire 138
3.3.3 Approches liées à la concentration de contrainte 143
3.3.4 Bilan 144
3.4 Analyse et modélisation de la tenue en fatigue 145
3.4.1 Choix de la modélisation 146
3.4.2 Modélisation déterministe à durée de vie limitée 149
3.4.3 Validation de la méthodologie et discussion 158
3.5 Conclusion 163

4 Analyse des populations d'irrégularités de surface et de leur évolution en fonction du parachèvement - De la population à la porosité critique 167
4.1 Introduction 169
4.2 Résultats des caractérisations de surface et du comportement en fatigue 170
4.2.1 Caractérisation des états de surface 171
4.2.2 Résultats des essais de fatigue 175
4.2.3 Mécanismes d'amorçage 178
4.2.4 Bilan 184
4.3 Méthodologies de caractérisation des irrégularités de surface 185
4.3.1 Complément bibliographique : détermination de la concentration de contrainte 186
4.3.2 Détection des irrégularités de surface et mesure des tailles . . 189

4.3.3 Calcul de la concentration de contrainte par transformée de Fourier rapide . . . 194
4.4 Passage de la population d'irrégularités de surface à la porosité critique 200
4.4.1 Approche basée sur les facteurs d'intensité des contraintes . . 204
4.4.2 Approche basée sur la concentration de contrainte 208
4.4.3 Comparaison des approches - Détermination de l'indicateur adapté . . . 209
4.4.4 Complément bibliographique : Effet de la microstructure . . . 216
4.5 Vers une meilleure prise en compte de l'impact de la microstructure 217
4.5.1 Complément bibliographique : Statistique des valeurs extrêmes 217
4.5.2 Modélisation combinant la distribution de tenue et la population d'irrégularités de surface . . . 219
4.6 Conclusion . . . 226

Conclusion et perspectives **229**

Annexes **235**

A Conception de la géométrie F de fatigue sous chargement de flexion plane **237**
A.1 Développement de la géométrie générale de l'éprouvette . . . 237
A.2 Développement de la géométrie détaillée . . . 238
A.3 Procédure d'usinage mise en œuvre . . . 240

B Calcul de la contrainte locale pour les éprouvettes axisymétriques de la phase 1 **243**
B.1 Prise en compte du gradient de contrainte . . . 243
B.2 Détermination de la raideur sur une éprouvette . . . 244
B.3 Détermination de la section mécaniquement inefficace . . . 245

C Calcul de la contrainte locale pour les éprouvettes de flexion de la phase 2 **249**
C.1 Détermination des consignes de moment statique et dynamique . . . 249
C.2 Prise en compte des gradients de contrainte, longitudinal et dans l'épaisseur de l'éprouvette . . . 250

D Impact de la position des éprouvettes sur le plateau de fabrication sur les résultats d'essais de fatigue **253**

E Éléments de précision relatifs aux mesures sur fractographies **259**
E.1 Impact de la distance de travail sur les mesures réalisées sur fractographies . . . 259
E.2 Méthodologie de mesure employée - Quantification de l'incertitude . 260

F Conditions de préparation des éprouvettes pour les analyses par coupes micrographiques **263**

G Recalage du profil des éprouvettes de géométrie F sur les scans profilométriques - Détermination des coordonnées dans le repère local de l'éprouvette **265**
G.1 Paramétrage de l'équation du profil de l'éprouvette 265
G.1.1 Paramétrage du profil supérieur 266
G.1.2 Paramétrage du profil inférieur 267
G.2 Équations du changement de repère 269

H Calcul du facteur de concentration de contrainte par transformée de Fourier rapide **271**
H.1 Validation sur des profils simples connus 272
H.1.1 Compréhension de la méthodologie 272
H.1.2 Porosités représentatives 273
H.1.3 Effet des angles vifs 274
H.1.4 Effet de la forme de porosité 276
H.1.5 Interactions entre porosités 277
H.1.6 Bilan 278
H.2 Validation des résultats 279
H.2.1 Validation analytique 279
H.2.2 Validation numérique 280
H.3 Influence du bruit de mesure sur les résultats obtenus 284
H.4 Validation des hypothèses 289

I Détermination d'une régression linéaire à iso-pente sur plusieurs nuages de points **293**
I.1 Rappels de régression linéaire 293
I.2 Détermination pour plusieurs nuages de points 295
I.3 Application pratique 301

J Détermination d'une régression linéaire sur plusieurs nuages de points de même ordonnée à l'origine **303**
J.1 Détermination pour plusieurs nuages de points 303
J.2 Application pratique 306

K Recherche de la distribution de tenue intrinsèque du matériau **307**

Bibliographie **311**

Table des figures

0.1 Exemples de pièces produites par fabrication additive et déjà certifiées : injecteur de carburant du moteur Arrano et *swirler* du moteur Ardiden 3 de Safran Helicopter Engines - © Safran Helicopter Engines / Remy Bertrand — Groupe © Safran [1]. 1
0.2 Bloc hydraulique prototype produit par le groupe © Safran par L-PBF en alliage de titane Ti-6Al-4V — Groupe © Safran [2]. 2
0.3 Schéma descriptif de la démarche proposée pour un dimensionnement tenant compte explicitement des caractéristiques d'intégrité de surface. Identification de deux phases d'étude. 4

1.1 Exemples de pièces, réparée (a) ou produite (b), par des procédés additifs. 9
1.2 Description des étapes successives de fabrication par le procédé L-PBF. 10
1.3 Illustration du lasage de contour et du cœur de la pièce (a), présentation de différentes stratégies de lasage du cœur (b). 11
1.4 Description de l'apparition du *balling effect* [3]. 12
1.5 Illustration des différentes étapes de transformations de phases lors du refroidissement de l'alliage Ti-6Al-4V à partir du β-transus [4]. 13
1.6 Exemples de microstructures duale (a), lamellaire (b) et martensitique (c) de l'alliage de titane Ti-6Al-4V [5]. 14
1.7 Exemple de microstructure révélant une croissance épitaxiale des grains β parents [6]. 15
1.8 Microstructures diverses obtenues à l'état *as-built* en fonction des paramètres t, t_i et A_s/A_p [7]. 15
1.9 Hétérogénéité microstructurale observée sur une fractographie d'éprouvette de fatigue [8]. 16
1.10 Évolution de la porosité interne en fonction de la paramétrie et des traitements appliqués [9]. 17
1.11 Exemples de pores gazeux observé sur un faciès de rupture (a) et créé par le phénomène de *keyhole*, en coupe longitudinale (b). 18
1.12 Manque de fusion observé sur un faciès de rupture [10]. 18
1.13 Influence de la taille des bains de fusion sur l'apparition des manques de fusion [11]. 19
1.14 Localisation des manques de fusion liés au manque de recouvrement entre trajectoires laser (a) ou entre paramétrie de cœur et de contour (b). . . 19
1.15 Évolution des types et du taux de porosité interne en fonction de la densité volumique d'énergie apportée [12]. 20

1.16 Morphologies fines d'un manque de fusion (gauche) et d'un pore gazeux (droite) acquises au synchrotron [12]. 21
1.17 Effet de marches créé par une construction couche par couche [13]. . . . 21
1.18 Comparaison des micro-géométries de surface obtenues sur des faces orientées *upskin* (gauche) ou *downskin* (droite) [13]. 22
1.19 Vallées de surface de type "empilement d'assiette" visibles sur un faciès de rupture (a) et en coupe longitudinale (b). 22
1.20 Comparaison des micro-géométries de surface obtenues sur les faces supérieures d'échantillons produits à haute (a), moyenne (b) et faible (c) densité volumique d'énergie apportée [14]. 23
1.21 Formation de contraintes résiduelles dans les composants produits par L-PBF au cours de la fabrication [3]. 23
1.22 Mise en évidence de la présence de contraintes internes dans des plaques produites par L-PBF par la déformation survenue après usinage d'une face uniquement (la face du haut sur cette photographie) [15]. 24
1.23 Microstructures différentes obtenues après traitement thermique à différentes températures (sub-transus-β (a), sub-transus-β à une température plus élevée (b), super-transus-β (c)) durant 2 h suivies d'un refroidissement au four [6]. 26
1.24 Pore gazeux présent après traitement par CIC sur un faciès de rupture [16]. 27
1.25 Porosités internes détectées par tomographie avant et après application d'un traitement par CIC [17]. 27
1.26 Porosité interne d'échantillons avant CIC (gauche) et après CIC (droite). Mise en évidence de l'effet tunnel [18]. 28
1.27 Mise en évidence de la relaxation des contraintes résiduelles en fonction de la température de traitement thermique ([19]). 29
1.28 Schéma illustrant la procédure de découpe et de mesure des clous de caractérisation des contraintes résiduelles ([19]). 29
1.29 Exemples d'états de surface à l'issu de divers traitements de surface appliqués sur Ti-6Al-4V produit par L-PBF et E-PBF ([20]). 30
1.30 Représentation schématique du dispositif de parachèvement chimique ([21]). 31
1.31 Schéma d'une surface convexe (gauche) et concave (droite) plongées dans un bain de polissage chimique. Effet sur la vitesse de dissolution introduite dans les modélisations de Lhuissier et al. ([22]). 31
1.32 Épaisseur de matière retirée par parachèvement chimique à la surface d'échantillons en Ti-6Al-4V produits par E-PBF ([23]). 32
1.33 Mesures de rugosité (S_v à gauche et S_a à droite) réalisées après application de différents procédés de traitement de surface sur matériau produit par L-PBF (blanc) et E-PBF (gris) ([20]). 33
1.34 Mise en évidence de porosités sub-surfacique pouvant être rendues débouchantes par le procédé de parachèvement ([24]). 34
1.35 Micro-géométrie détaillée d'une porosité restante après parachèvement chimique sur le faciès de rupture de l'éprouvette de fatigue correspondant à la figure 1.32 - gauche ([23]). 34
1.36 Micro-géométrie de surface d'un échantillon de Ti-6Al-4V produit par L-PBF après un traitement de tribofinition ([25]). 34

1.37 Micro-géométries de surface obtenues expérimentalement (a) et par simulation (b) pour différents stades de parachèvement chimique ([22]). . . . 35
1.38 Évolution des diamètres équivalents, en volume et en raideur, d'échantillons traités en fonction du temps de parachèvement chimique appliqué ([22]). 36
1.39 Contraintes résiduelles introduites par différents procédés de traitement de surface ([20]). 36
1.40 Comparaison des résultats d'essais de traction monotone sur matériau corroyé et produit par L-PBF ([6]). 37
1.41 Évolution de la limite d'élasticité du Ti-6Al-4V produit par L-PBF en fonction de la taille des lattes de phase α, suivant une relation de type Hall-Petch ([7]). 38
1.42 Évolution de la limite d'élasticité (a) et de la déformation à la rupture (b) en fonction de la température maximale de traitement thermique, sur Ti-6Al-4V produit par L-PBF [6]. 39
1.43 Courbes de propagation de fissure du Ti-6Al-4V produit par L-PBF (gauche) et E-PBF (droite) après différents traitements thermo-mécaniques ([8]). 39
1.44 Courbes de propagation de fissure du Ti-6Al-4V produit par L-PBF pour différentes orientations et positions au cours de la fabrication ([26]). . . 40
1.45 Comparaison de résultats de fatigue obtenus sur éprouvettes produites par L-PBF et E-PBF sur différents états de surface et après différents traitement thermiques ([27]). 41
1.46 Courbes de traction monotone obtenues après différents traitements thermiques ou thermo-mécanique et comparées à du Ti-6Al-4V corroyé utilisé comme référence([9]). 43
1.47 Diagramme de Wöhler issus d'essais sur Ti-6Al-4V produit par L-PBF sur différents états de surface, avec et sans traitement par CIC ([28]). . 44
1.48 Diagramme de Kitgawa-Takahashi présentant des amorçages de surface et sur porosités internes sur acier inoxydable 316L ([29]). 44
1.49 Diagramme de Wöhler synthétisant les résultats expérimentaux obtenus après différents traitements de parachèvement, sur Ti-6Al-4V produit par L-PBF et après détentionnement ([20]). 45
1.50 Diagramme de Wöhler synthétisant les résultats expérimentaux obtenus à l'état *net-shape*, sur alliage d'aluminium produit suivant différentes paramétries ([14]). 46
1.51 Diagramme de Wöhler présentant des résultats expérimentaux obtenus sur Ti-6Al-4V produit par L-PBF en contrainte ainsi qu'en facteur d'intensité des contraintes ([8]). 47
1.52 Dureté obtenue sur Ti-6Al-4V issu de différents procédés de fabrication, sur différents états de surface et après différents traitements thermiques ([30]). 47

2.1 Geométrie d'éprouvette de révolution utilisée pour les essais de traction monotone. 53
2.2 Géométries d'éprouvettes de révolution utilisées pour les essais de fatigue en traction répétée de la phase 1. 54

2.3 Geométrie d'éprouvette utilisée pour les essais de fatigue en flexion de la phase 2. 55
2.4 Schéma chronologique des étapes de production et de traitement des éprouvettes utilisées dans cette étude. 56
2.5 Face supérieure d'une éprouvette observée au MEB révélant les trajets laser du contour et du remplissage lors de la fabrication. 56
2.6 Photographie d'une éprouvette de géométrie A *net-shape*, après traitement thermique, et avant usinage des têtes d'amarrage. 58
2.7 Courbe de suivi de la température en fonction du temps lors de l'étape de traitement thermique. 60
2.8 Micro-géométrie de surface d'éprouvettes de géométrie A, observée à la loupe binoculaire, après différents temps de parachèvement. 62
2.9 Courbes de traction monotone obtenues sur 3 éprouvettes en condition uniquement détendue et après traitement thermique suivant la gamme complète. 64
2.10 Exemple d'éprouvette de géométrie A parachevée 20 min, fissurée, après déclenchement du critère d'arrêt ($\Delta\sigma_{nom} = 181$ MPa - $N_r = 2\,157\,037$ cycles). 65
2.11 Schémas illustrant la réduction de section mécaniquement efficace due à une forte rugosité en comparaison de l'augmentation de contrainte due à une concentration de contrainte. 66
2.12 Exemple de lotissement sur les éprouvettes de géométrie C usinées. . . . 69
2.13 Machine Rumul Cracktronic. 70
2.14 Schémas du système interne de la machine Rumul Cracktronic et du montage de l'éprouvette. 71
2.15 Mise en plateau des éprouvettes de géométrie F de la phase 2 montrant leur orientation par rapport au flux d'argon et au racleur. 73
2.16 Clou de caractérisation des contraintes résiduelles utilisé dans cette étude. Géométrie avant découpe. 74
2.17 Exemple de clous de caractérisation des contraintes résiduelles, après découpe, pour chacune des configurations testées. 75
2.18 Profils de contraintes résiduelles analysés par DRX sur trois éprouvettes usinées de géométrie F. 76
2.19 Exemple de relevé de micro-géométrie de surface d'une éprouvette de géométrie F parachevée 20 minutes, obtenu par profilométrie. 78
2.20 Exemple de zones en surplomb (éjectat, particules de poudre partiellement fondues) non entièrement caractérisées par profilométrie optique sur une éprouvette de géométrie F *net-shape*. 78
2.21 Évolution des rayons moyens mesurés et mécaniquement efficaces en fonction de l'état de surface. Comparaison de la différence entre ces rayons avec des indicateurs de rugosité usuels (S_v et S_z). 80
2.22 Méthode de mesure des tailles équivalentes de porosités et vallées de surface issue des travaux de Murakami et al. [31, 32] 82
2.23 Coupes longitudinale et transversale d'une éprouvette *net-shape* de géométrie A. 84
2.24 Exemples de porosités internes (a et b) et sub-surfaciques (c et d) observées en coupe transverse, des échantillons A1 (a, c, d) et C1 (b). 85

2.25 Microstructure révélée par attaque Kroll, en surface (a et b) et à cœur (c et d), en coupe longitudinale (a et c) et transverse (b et d), d'une éprouvette de géométrie A, *net-shape*, ayant suivi l'ensemble de la gamme de traitement thermique (échantillon A1). 86
2.26 Microstructure révélée par attaque Kroll, en surface (a et b) et à cœur (c et d), en coupe longitudinale (a et c) et transverse (b et d), d'une éprouvette de géométrie A, *net-shape*, n'ayant pas subi la détente post-usinage (échantillon A2). 87
2.27 Microstructure révélée par attaque Kroll, en surface (a et b) et à cœur (c et d), en coupe longitudinale (a et c) et transverse (b et d), d'une éprouvette de géométrie A, *net-shape*, n'ayant subi que la détente post-fabrication et la détente post-usinage (échantillon A3). 87
2.28 Microstructure révélée par attaque Kroll, à cœur, en coupe longitudinale (a) et transverse (b), d'une éprouvette de géométrie C, usinée, ayant suivi l'ensemble de la gamme de traitement thermique (échantillon C1). . . . 88
2.29 Épaisseur d'alpha-case révélée en surface des échantillons en fonction de la gamme de traitement thermique appliquée. 89
2.30 Épaisseur d'alpha-case révélée en surface des échantillons parachevés durant 2 min (échantillon P1). 91
2.31 Épaisseur d'alpha-case révélée en surface des échantillons parachevés durant 10 min (échantillon P2). 91
2.32 Exemple de reconstruction des domaines β parents à partir de l'orientation des lattes de la microstructure α-β sur une coupe transverse, à cœur, d'une éprouvette de géométrie A *net-shape* ayant suivi l'ensemble de la gamme de traitement thermique (échantillon A1). 93
2.33 Schémas indiquant la position de la direction de fabrication sur les figures de pôles de cette section, en fonction de la direction de coupe considérée. 93
2.34 Cartographies d'orientation colorisées suivant la figure de pôles inverse de la direction de fabrication, de l'échantillon A1 en coupe longitudinale (a) et transversale (b), à cœur. 94
2.35 Figures de pôles de l'échantillon A1 en coupe longitudinale (a) et transversale (b), à cœur. 94
2.36 Illustration des diamètres de Féret utilisés pour déterminer la longueur et la largeur des lattes de phase α. 95
2.37 Distributions des longueurs (a) et des largeurs (b) de lattes de phase α présentes dans les cartographies EBSD réalisées sur l'échantillon A1. . . 96
2.38 Cartographies d'orientation colorisées suivant la figure de pôles inverse de la direction de fabrication, des échantillons A1 (a), C1 (b), A2 (c) et A3 (d), en coupe transversale à cœur. 97
2.39 Figures de pôles des échantillons C1 (a), A1 (b), A2 (c) et A3 (d), en coupe transversale à cœur. 98
2.40 Distributions des longueurs (de lattes de phase α présentes dans les cartographies EBSD réalisées, à cœur, sur les coupes transverse des échantillons C1, A1, A2 et A3. 99
2.41 Cartographies d'orientation colorisées suivant la figure de pôles inverse de la direction de fabrication, des domaines β parents reconstruits, de l'échantillon A1 en coupe longitudinale (a) et transversale (b), à cœur. . 100

2.42 Figures de pôles des domaines β parents reconstruits, de l'échantillon A1 en coupe longitudinale (a) et transversale (b), à cœur. 100
2.43 Distributions des longueurs et des largeurs des domaines β parents reconstruits à partir des cartographies EBSD réalisées sur l'échantillon A1 en coupes longitudinale (a) et transversale (b). 101
2.44 Cartographie d'orientation colorisée suivant la figure de pôles inverse de la direction de fabrication, des domaines β parents reconstruits, de l'échantillon A1, en coupe transversale, en surface. 102
2.45 Cartographies d'orientation colorisées suivant la figure de pôles inverse de la direction de fabrication (cf. figure 2.44), des domaines β parents reconstruits, des échantillons A1 (a), C1 (b), A2 (c) et A3 (d), en coupe transversale à cœur. 102
2.46 Distributions des longueurs des domaines β parents reconstruits à partir des cartographies EBSD réalisées, à cœur, sur les coupes transverse des échantillons C1, A1, A2 et A3. 103
2.47 Figures de pôles des domaines β parents reconstruits, des échantillons C1 (a), A1 (b), A2 (c) et A3 (d), en coupe transversale à cœur. 104

3.1 Images des surfaces latérales des fûts des éprouvettes, après différents temps de parachèvement, acquises au microscope électronique à balayage. 110
3.2 Images des surfaces après différents temps de parachèvement, en coupes micrographiques, transversales (gauche) et longitudinales (droite en haut), et acquises au profilomètre (droite en bas). 111
3.3 Evolutions de trois indicateurs de rugosité (S_a, S_v, S_z) en fonction du temps de parachèvement, issues des mesures profilométriques sur éprouvettes de géométrie A. 112
3.4 Mise en évidence d'un effet transitoire aux premiers stades de parachèvement chimique conduisant à une attaque préférentielle des fonds de vallées, sur éprouvettes de géométrie A parachevées 2 min. 113
3.5 Relevés de surface réalisés par profilométrie autour des fissures de fatigue en surface en présence d'une cavité (a), ou sans éléments micro-géométriques de surface expliquant l'amorçage (b), sur deux éprouvettes de géométrie A parachevées 30 min. 114
3.6 Evolution de la proportion de fissures présentant une cavité en surface, en fonction de l'état de surface, issue des mesures profilométriques sur éprouvettes de géométrie A. 115
3.7 Relevé topographique, reconstruit, de la totalité de la surface utile d'une éprouvette de géométrie A parachevée 30 min ($\Delta\sigma_{nom} = 234$ MPa - $N_r = 125\,833$ cycles). 115
3.8 Diagrammes de Wöhler expérimentaux établis pour différents états de surface (a) *net-shape*, (b) parachevé 2 min, (c) parachevé 10 min, (d) parachevé 20 min, (e) parachevé 30 min, (f) usiné. 117
3.9 Évolution de la résistance en fatigue pour deux durées de vie (7×10^4 cycles et 1×10^7 cycles) en fonction de l'état de surface. Comparaison avec l'évolution de la rugosité, S_z. 118

3.10 Exemple d'éprouvette, usinée de géométrie C, présentant une proportion anormale de manques de fusion sur une section ayant conduit à écarter le résultat correspondant ($\Delta\sigma_{nom} = 338\,\text{MPa}$ - $N_r = 2681$ cycles). 120

3.11 Exemple de faciès de rupture, d'une éprouvette de géométrie A *net-shape* ($\Delta\sigma_{nom} = 114\,\text{MPa}$ - $N_r = 374\,023$ cycles). Identification du site d'amorçage et mise en évidence des zones de propagation stable et de rupture finale. 121

3.12 Exemples d'amorçages multiples, diffus (a) et issu de sites d'amorçages multiples bien identifiables (b). 121

3.13 Exemple de faciès de rupture présentant un amorçage multiple sur deux plans distincts sur une éprouvette de géométrie A *net-shape* ($\Delta\sigma_{nom} = 228\,\text{MPa}$ - $N_r = 24\,867$ cycles). Présence d'un fin ligament de matière entre ces deux plans partiellement arraché lors de la rupture finale. . . . 122

3.14 Mécanisme d'amorçage lié à une vallée de surface sur éprouvette de géométrie A *net-shape* ($\Delta\sigma_{nom} = 114\,\text{MPa}$ - $N_r = 374\,023$ cycles). Vue rapprochée du site d'amorçage de la figure 3.11. 123

3.15 Mécanismes d'amorçage identifiés sur les faciès de rupture d'éprouvettes de géométrie A usinées. 124

3.16 Manque de fusion connecté à la surface, fortement élargi par le procédé de parachèvement, ayant conduit à la création d'une large cavité en surface d'une éprouvette de géométrie A parachevée 30 min (($\Delta\sigma_{nom} = 185\,\text{MPa}$ - $N_r = 69\,936$ cycles) - faciès correspondant à la figure 3.5a). 126

3.17 Exemples de manques de fusion, élargis par l'étape de parachèvement, révélés par des restes de manques de fusion internes (a) ou leur morphologie (b), sur des éprouvettes de géométrie A parachevées 10 min. 127

3.18 Synthèse des occurrences de chaque mécanisme d'amorçage sur l'ensemble des géométries et états de surface. 127

3.19 Positionnement des éprouvettes sur les plateaux de fabrication pour chaque type de mécanisme d'amorçage des fissures de fatigue. 129

3.20 Images acquises au MEB du faciès de rupture du seul amorçage interne observé sur l'ensemble de la campagne expérimentale de la phase 1, sur une éprouvette de géométrie C, usinée ($\Delta\sigma_{nom} = 248\,\text{MPa}$ - $N_r = 849\,341$ cycles). 130

3.21 Image acquise au MEB du faciès de rupture de la seconde éprouvette de géométrie C usinée n'ayant pas amorcé en surface ou sous-surface, présentant un manque de fusion connecté à la surface par un fin embranchement, dont les lignes de rivière indiquent nettement un amorçage en interne ($\Delta\sigma_{nom} = 293\,\text{MPa}$ - $N_r = 130\,825$ cycles). 131

3.22 Exemple d'un amorçage secondaire généré par la microstructure, n'ayant propagé que sur une longueur équivalente à la longueur des lattes de phase α présentes au site d'amorçage, sur une éprouvette de géométrie C usinée ($\Delta\sigma_{nom} = 383\,\text{MPa}$ - $N_r = 14\,898$ cycles). 132

3.23 Détail du site d'amorçage de l"éprouvette de géométrie A *net-shape* des figure 3.11 et figure 3.14 ($\Delta\sigma_{nom} = 114\,\text{MPa}$ - $N_r = 374\,023$ cycles). Présence de lattes de phase α perpendiculaires au contour de la vallée. . 132

3.24 Exemple de pores gazeux issus d'un même faciès de rupture, l'un étant la porosité critique ayant conduit à l'amorçage de la fissure (a), l'autre n'ayant pas amorcé (b), sur une éprouvette de géométrie C usinée ($\Delta\sigma_{nom}$ = 338 MPa - N_r = 50 933 cycles). 133
3.25 Reproduction du schéma proposé par l'Aerospace Industries Association dans son document "Recommended Guidance for Certification of AM Component" ([33]). 135
3.26 Schéma des différentes modélisations dans un diagramme de Kitagawa-Takahashi, représentation graphique des différentes grandeurs de la mécanique linéaire élastique de la rupture. 139
3.27 Exemple de diagramme de Kitagawa-Takahashi étendu aux durées de vies finies proposé par Ciavarella et Monno ([34]) montrant la dépendance du diagramme à l'allure de la loi de propagation. 141
3.28 Exemple de diagramme de Kitagawa-Takahashi étendu, identifié sur un matériau produit par L-PBF par Sheridan et al. ([35]). 142
3.29 Diagrammes ΔK-$\sqrt{aire}$ (a) et de Kitagawa-Takahashi (b) illustrant les contributions intrinsèque et extrinsèque du seuil de non-propagation proposées par Chapetti et al. ([36]). 142
3.30 Exemple de modèle de calcul par éléments finis 3D d'une surface issue de fabrication additive réalisé par Vayssette et al. ([37]). 144
3.31 Diagramme de Wöhler expérimental regroupant l'ensemble des états de surface testés et les mécanismes d'amorçage des fissures de fatigue rencontrés. 146
3.32 Schéma du diagramme de Kitagawa-Takahashi, et évolution de celui-ci en fonction de la durée de vie. 148
3.33 Représentation de l'espace tridimensionnel $\left[\Delta\sigma, N_r, \sqrt{aire}\right]$ et des réponses matériau déjà connues grâce aux diagrammes de Wöhler et de Kitagawa-Takahashi. 150
3.34 Diagramme de Kitagawa-Takahashi présentant l'ensemble des points expérimentaux de la phase 1, issus d'amorçages en surface et sous-surface, ainsi que leur durée de vie. 151
3.35 Schéma du diagramme de Kitagawa-Takahashi, représentation graphique de l'évolution de celui-ci en fonction de la durée de vie, exemple de points particuliers. 152
3.36 Schéma d'un diagramme ΔK-N, exemple des points particuliers issus de la figure 3.35. 153
3.37 Diagramme ΔK-N présentant l'ensemble des points expérimentaux de la phase 1, issus d'amorçages en surface et sous-surface, ainsi que l'évolution du paramètre $\Delta K_i\,(N_r)$. 154
3.38 Représentation du modèle de El-Haddad et Topper étendu, identifié dans l'espace tridimensionnel $\left[\Delta\sigma, N_r, \sqrt{aire}\right]$, sans points expérimentaux (a) et avec (b). 155
3.39 Diagramme de Kitagawa-Takahashi présentant l'ensemble des points expérimentaux de la phase 1, issus d'amorçages en surface et sous-surface, ainsi que leur durée de vie. Courbes extraites du modèle tridimensionnel identifié correspondant à différentes durées de vie. 156

3.40 Diagramme de Kitagawa-Takahashi présentant l'ensemble des points expérimentaux de la phase 1, issus d'amorçages en surface et sous-surface, avec une amplitude de contrainte locale, équivalente à une durée de vie de 10^7 cycles. 157
3.41 Diagramme de Wöhler présentant l'ensemble des points expérimentaux de la phase 1, issus d'amorçages en surface et sous-surface, avec une amplitude de contrainte locale, corrigée de la taille des porosités et vallées de surface considérées. 158
3.42 Diagramme de Kitagawa-Takahashi présentant l'ensemble des points expérimentaux de la phase 1, issus d'amorçages en surface et sous-surface, avec une amplitude de contrainte locale, équivalente à une durée de vie de 10^7 cycles. 159
3.43 Diagramme ΔK-$\sqrt{aire}$ présentant l'ensemble des points expérimentaux de la phase 1, issus d'amorçages en surface et sous-surface. Courbes extraites du modèle tridimensionnel identifié correspondant à différentes durées de vie. 160
3.44 Diagramme ΔK-$\sqrt{aire}$ de la figure 3.43 sur une plage de tailles étendue. 161

4.1 Représentation schématique de la microstructure locale sollicitée par la présence d'irrégularités de surface, à différentes échelles. Effets de la densité spatiale, de la taille d'irrégularité de surface et de la géométrie d'éprouvette sur le volume effectif sollicité. 170
4.2 Image MEB de la surface usinée parachevée de la zone utile d'une éprouvette de géométrie F. 171
4.3 Images MEB des surfaces parachevées ou *net-shape* de la zone utile d'éprouvettes de géométrie F pour les différents états de surface testés. . 172
4.4 Images des surfaces, acquises au profilomètre, de la zone utile d'éprouvettes de géométrie F pour les différents états de surface testés. 174
4.5 Evolution de trois indicateurs de rugosité (S_a, S_v, S_z) en fonction de l'état de surface, issue des mesures profilométriques sur éprouvettes de géométrie F. 175
4.6 Image acquise au profilomètre de la surface usinée parachevée de la zone utile d'une éprouvette de géométrie F présentant des cavités. 175
4.7 Histogramme présentant pour chaque état de surface la distribution des contraintes locales à rupture obtenues expérimentalement ainsi que la valeur moyenne (trait discontinu). 177
4.8 Synthèse des occurrences de chaque mécanisme d'amorçage sur l'ensemble des états de surface sur les éprouvettes de géométrie F de la phase 2. . . 178
4.9 Exemple d'amorçage interne sur un pore gazeux survenu sur une éprouvette de géométrie F parachevée 40 min ($\Delta\sigma_{nom}$ = 270 MPa - N_r = 3 894 939 cycles). 179
4.10 Exemple d'amorçage multiple survenu sur une éprouvette de géométrie F parachevée 10 min ($\Delta\sigma_{nom}$ = 146 MPa - N_r = 919 054 cycles). 181
4.11 Exemple d'amorçage survenu sur une porosité en coin sur une éprouvette de géométrie F parachevée 40 min ($\Delta\sigma_{nom}$ = 248 MPa - N_r = 8 301 006 cycles). 182

4.12 Exemple d'amorçage sur un manque de fusion débouchant, présentant une large zone de lattes de phase α en périphérie, sur une éprouvette de géométrie F parachevée 10 min ($\Delta\sigma_{nom} = 158$ MPa - $N_r = 639\,452$ cycles). 183
4.13 Exemple d'amorçage sur une porosité débouchante malgré la présence d'une vallée et d'une seconde porosité, plus grande, à proximité immédiate, sur une éprouvette de géométrie F parachevée 20 min ($\Delta\sigma_{nom} = 180$ MPa - $N_r = 501\,643$ cycles). 184
4.14 Diagramme de Kitagawa-Takahashi, à 10^7 cycles, présentant l'ensemble des points expérimentaux de la phase 2 ainsi que le modèle, proposé au chapitre 3, issus de la phase 1 (noir) et de la phase 2 (bleu). 185
4.15 Schéma de l'ellipse inscrite dans une demi-sinusoïde et définition des dimensions caractéristiques [38]. 186
4.16 Schéma de l'ellipse circonscrite à une demi-sinusoïde et définition des dimensions caractéristiques [38]. 187
4.17 Comparaison des résultats obtenus par calculs numériques par éléments finis avec les résultats obtenus par l'utilisation d'une ellipse inscrite et d'une ellipse circonscrite, en fonction du facteur de forme [38]. 187
4.18 Formulation de la concentration de contrainte créée par une gorge semi-elliptique infinie [38]. 188
4.19 Formulation de la concentration de contrainte créée par un demi-ellipsoïde de révolution [38]. 188
4.20 Schéma décrivant les paramètres de détection de profil mise en place sur les éprouvettes de la phase 2. 190
4.21 Exemple de profil identifié et de zone d'étude sélectionnée sur une éprouvette de géométrie F parachevée durant 40 min. 190
4.22 Schéma d'un profil de micro-géométrie de surface comportant des irrégularités de surface inférieures au seuil de détection et plusieurs minima locaux. 191
4.23 Exemple de détection des minima locaux sur une éprouvette de géométrie F parachevée durant 40 min. 191
4.24 Exemple d'irrégularités de surface identifiées et détourées sur une éprouvette de géométrie F parachevée durant 40 min. 192
4.25 Schéma d'un profil de micro-géométrie de surface comportant des irrégularités de surface. Délimitation de l'aire utilisée pour la mesure de taille. 193
4.26 Schéma de projection d'une irrégularité de surface dans un plan orthogonal à la sollicitation. 194
4.27 Schéma de détermination du domaine convexe englobant l'irrégularité de surface projetée dans un plan orthogonal à la sollicitation. 194
4.28 Évolution de l'erreur maximale de reconstruction entre la surface initiale et la surface reconstruite de l'éprouvette EF122, en fonction de l'amplitude de bruit blanc soustraite. 197
4.29 Évolution du facteur de concentration de contrainte maximal sur la surface étudiée de l'éprouvette EF122, en fonction de l'amplitude de bruit blanc soustraite. 197

4.30 Évolution de la population de concentrateurs de contrainte correspondant à la population d'irrégularités de surface de l'éprouvette EF122, en fonction de l'amplitude de bruit blanc retirée. 198
4.31 Évolution de la surface de l'éprouvette EF122, brute (a), filtrée par filtre passe-bas après suppression de 4400 fréquences (b), filtrée après suppression de 80 nm d'amplitude de bruit blanc (c) et filtrée après suppression de 100 nm d'amplitude de bruit blanc (d). 199
4.32 Profils de micro-géométrie de surface après suppression de 80 nm d'amplitude de bruit blanc pour trois niveaux de parachèvement. 200
4.33 Variation de concentration de contrainte le long des profils de micro-géométrie de surface de la figure 4.32, après suppression de 80 nm d'amplitude de bruit blanc, pour trois niveaux de parachèvement. 201
4.34 Corrélation entre les tailles équivalentes des irrégularités de surface critiques issues des relevés profilométriques et des analyses fractographiques. 202
4.35 Corrélation entre les profondeurs des irrégularités de surface critiques issues des relevés profilométriques et des analyses fractographiques. . . . 202
4.36 Exemples d'irrégularités de surface dont les caractéristiques géométriques ne peuvent être convenablement relevées par profilométrie en raison de leur morphologie (a), (b) et (d) ou de leur orientation (c), sur éprouvettes de géométrie F après différents temps de parachèvement. 204
4.37 Populations de tailles correspondant aux irrégularités identifiées à la surface des éprouvettes, pour différents états de surface. 205
4.38 Populations de facteurs d'intensité des contraintes correspondant aux irrégularités identifiées à la surface des éprouvettes, pour différents états de surface. 206
4.39 Schéma rappelant graphiquement la définition de la contrainte locale corrigée de la taille de l'irrégularité de surface. 207
4.40 Populations de contraintes locales corrigées correspondant aux irrégularités identifiées à la surface des éprouvettes, pour différents états de surface. . 208
4.41 Populations de profondeurs correspondant aux irrégularités identifiées à la surface des éprouvettes, pour différents états de surface. 209
4.42 Populations de facteur de concentration de contrainte correspondant aux irrégularités identifiées à la surface des éprouvettes, pour différents états de surface. 210
4.43 Graphiques de comparaison des indicateurs basés sur la concentration de contrainte et la mécanique de la rupture, exemples pour différents cas de figure. 211
4.44 Evolution de la zone critique en fonction de la taille de l'irrégularité de surface considérée, positions des points critiques issus de la phase 2. . . 212
4.45 Evolution de la position des populations d'irrégularités de surface en fonction de la contrainte nominale imposée. Positionnement par rapport à la zone critique. 213
4.46 Exemple de graphiques ΔK-$\sqrt{aire}$ correspondant aux populations de trois éprouvettes parachevées durant 30 min présentant des populations d'irrégularités de surface différentes. 214
4.47 Populations d'irrégularités de surface des trois éprouvettes de la figure 4.46, tracées dans le diagramme de Kitagawa-Takahashi. 215

4.48 Exemple de caractérisation par EBSD de la microstructure autour d'un site d'amorçage et répartition de l'orientation de cette microstructure selon les plan basal, prismatique et pyramidal [39]. 216
4.49 Évolution des populations de contraintes corrigées, correspondant aux différentes irrégularités de surface critiques, en fonction de l'état de surface et de la géométrie considérés, pour les deux campagnes expérimentales. 220
4.50 Fonctions de répartition décrivant la tenue du matériau, identifiée suivant une loi de Gumbel, à partir des résultats de la phase 1 pour chaque état de surface et chaque géométrie considérés. 222
4.51 Fonctions de répartitions décrivant les distributions de taille des différents types d'irrégularités de surface (en µm) pour chaque état de surface considéré. Courbes de tendance identifiées suivant une loi de Gumbel. . 223
4.52 Distributions des nombres d'irrégularités de surface repérées, par éprouvette, sur les différents états de surface. 224

A.1 Exemple de surface de réponse obtenue par simulation par éléments finis montrant l'influence de la largeur et de la longueur de la zone utile sur la déflexion angulaire. 238
A.2 Détail du congé réalisé le long de la surface utile des éprouvettes afin de limiter les risques d'amorçage des fissures de fatigue dans les coins. . . . 239
A.3 Plan des bruts produits par L-PBF dans lesquels seront prélevées les éprouvettes de géométrie F. 240
A.4 Première étape d'usinage des éprouvettes des géométrie F : Surfaçage des têtes. 241
A.5 Deuxième étape d'usinage des éprouvettes des géométrie F : Usinage de la face opposée. 241
A.6 Troisième étape d'usinage des éprouvettes des géométrie F : Usinage du contour. 241
A.7 Quatrième étape d'usinage des éprouvettes des géométrie F : Usinage des congés. 242

B.1 Illustration du gradient de contrainte présent dans une éprouvette usinée de géométrie C et positionnement de l'amorçage pour une des éprouvettes testées dans cette condition. 244
B.2 Exemple montrant l'évolution du minimum et du maximum des cycles de chargement lors du démarrage de l'essai. Sélection de cycles stabilisés et détermination d'un cycle de chargement moyen et de la raideur. 245

C.1 Calcul par éléments finis de l'éprouvette de géométrie F, sollicitée en flexion, montrant le gradient longitudinal le long de la ligne centrale. . . 251
C.2 Contrainte normale extraite du modèle élément fini et modélisation polynomiale sur la zone étudiée. 252

D.1 Impact de la position lors de la fabrication sur les résultats en fatigue des éprouvettes de géométrie A usinées. 254
D.2 Impact de la position lors de la fabrication sur les résultats en fatigue des éprouvettes de géométrie B usinées. 255

D.3 Impact de la position lors de la fabrication sur les résultats en fatigue des éprouvettes de géométrie C usinées. 256
D.4 Impact de la position lors de la fabrication sur les résultats en fatigue des éprouvettes de géométrie A *net-shape*. 257
D.5 Impact de la position lors de la fabrication sur les résultats en fatigue des éprouvettes de géométrie C *net-shape*. 258

E.1 Évolution de la mesure d'un élément de fractographie en fonction de la distance de travail utilisée lors de l'imagerie. 260
E.2 Exemples de valeur finale retenue et de valeur de dispersion obtenues en fonction des mesures réalisées sur chaque faciès. 261

G.1 Schéma présentant le profil de l'éprouvette de géométrie F et les paramètres de positionnement choisis. 266
G.2 Schéma présentant le profil supérieur de l'éprouvette de géométrie F et les coordonnées de ses points. 267
G.3 Schéma présentant le profil supérieur de l'éprouvette de géométrie F et les coordonnées de ses points. 268

H.1 Évaluation de la concentration de contrainte déterminée par décomposition en série de Fourier d'un profil sinusoïdal. 273
H.2 Profils représentatifs étudiés et leurs reconstruction après décomposition en série de Fourier. 274
H.3 Évaluation de la concentration de contrainte déterminée par décomposition en série de Fourier des profils représentatifs étudiés. 275
H.4 Évaluation de la concentration de contrainte déterminée par décomposition en série de Fourier d'un profil composé d'une cavité hémisphérique simple à bords arrondis. 276
H.5 Évaluation de la concentration de contrainte déterminée par décomposition en série de Fourier d'un profil composé d'une cavité en "V". 277
H.6 Exemple de profils présentant plusieurs porosités plus ou moins rapprochées et effet sur la variation de concentration de contrainte. 278
H.7 Modèle par éléments finis global construit pour la validation numérique de la méthodologie de calcul par FFT des concentrations de contrainte. 281
H.8 Résultats des modélisations par éléments finis réalisées sur les différents profils de porosités représentatives étudiés. 282
H.9 Évaluation de la concentration de contrainte déterminée par décomposition en série de Fourier et par la méthode des éléments finis le long des profils représentatifs étudiés. 284
H.10 Profil 3 de référence et profil bruité (haut) et les variations de concentrations de contrainte qu'ils induisent (bas). 285
H.11 Evolution des erreurs de reconstruction du profil et de concentration de contrainte en fonction du nombre de fréquences supprimées. 286
H.12 Évolution de l'erreur maximale de reconstruction entre la surface initiale et la surface reconstruite à partir du spectre tronqué, en fonction du nombre de fréquences tronquées, sur une éprouvette parachevée durant 40 min (EF122). 287

H.13 Évolution du facteur de concentration de contrainte maximal sur la surface étudiée en fonction du nombre de fréquences tronquées, sur une éprouvette parachevée durant 40 min (EF122). 287
H.14 Évolution de la population de concentrateurs de contrainte correspondant à la population d'irrégularités de surface, en fonction du nombre de fréquences tronquées, sur une éprouvette parachevée durant 40 min (EF122). 288
H.15 Comparaison de la surface initiale et de la surface filtrée après suppression des composantes hautes fréquences du spectre. 289
H.16 Spectres fréquentiels de décomposition des profils représentatifs étudiés en séries de Fourier et valeurs des facteurs de forme associés à chaque fréquence. 290

I.1 Exemple de nuage de points dérivé d'un modèle linéaire et régression linéaire le représentant au mieux. 294
I.2 Exemple de nuages de points suivants une même tendance mais à partir d'ordonnées à l'origine différentes. 295
I.3 Exemple d'identification d'une régression linéaire de plusieurs nuages de points suivants une pente similaire à partir d'ordonnées à l'origine différentes. 300

J.1 Exemple de nuages de points de pentes différentes mais convergeant vers une même ordonnée à l'origine. 304
J.2 Exemple d'identification d'une régression linéaire de plusieurs nuages de points issus d'une même ordonnée à l'origine mais de pentes différentes. 306

K.1 Fonction de répartition de la tenue intrinsèque du matériau identifiée à partir de l'ensemble des amplitudes de contrainte locales corrigées correspondant aux irrégularités de surface, critiques (rouge) et non critiques (noir), relevées sur les éprouvettes de la phase 2. 308
K.2 Fonctions de répartition décrivant la tenue du matériau, identifiées suivant chacune des formulations possibles de la loi d'extremum généralisée, à partir des résultats de la phase 1. 309
K.3 Fonction de répartition décrivant la tenue du matériau, identifiée suivant une loi de Gumbel, à partir des résultats de la phase 2. 309

Liste des tableaux

2.1 Synthèse comparative des volumes, volumes de surface et longueurs fortement sollicitées des géométries d'éprouvettes de fatigue de la phase 1. . 54
2.2 Composition chimique de la poudre de Ti-6Al-4V utilisée. 57
2.3 Distribution de tailles de particules de la poudre de Ti-6Al-4V utilisée. . 57
2.4 Synthèse des épaisseurs moyennes retirées par parachèvement chimique, en fonction du temps de parachèvement, sur les éprouvettes des phases 1 et 2. 63
2.5 Propriétés moyennes, sur trois essais, en traction monotone, d'éprouvettes usinées uniquement détendues et traitées thermiquement suivant la gamme complète. 64
2.6 Épaisseurs mécaniquement inefficaces moyennes déterminées pour chaque état de surface considéré et impact sur la section et la contrainte (sur la géométrie A). 68
2.7 Caractéristiques principales de la machine Rumul Cracktronic utilisée pour les essais de fatigue de la phase 2. 70
2.8 Contrainte maximale de départ de la méthode d'essai par paliers croissants, pour chaque état de surface testé lors de la phase 2. 72
2.9 Synthèse des différentes configurations de traitements sur lesquelles la présence de contraintes résiduelles a été caractérisée. 75
2.10 Synthèse des traitements appliqués aux échantillons sur lesquels des coupes micrographiques sont réalisées. 83
2.11 Mesures des épaisseurs des couches d'alpha-case en fonction de la gamme de traitement thermique appliquée. 90
2.12 Mesures des épaisseurs des couches d'alpha-case après différents temps de parachèvement chimique. 90
2.13 Synthèse des configurations testées, et du nombre d'essais réalisés par configuration, lors des phases 1 et 2 des travaux de recherche présentés dans ce manuscrit. 106

3.1 Résumé des configurations testées lors de la phase 1 et du nombre d'essais réalisés par configuration. 109
3.2 Synthèse des tailles mesurées des éléments de micro-géométrie de surface à l'origine des amorçages des fissures de fatigue sur l'ensemble des géométries et états de surface. 128

4.1 Résumé des états de surface testés lors de la phase 2 et du nombre d'essais réalisé par état de surface. 176

4.2 Synthèse des tailles mesurées des irrégularités de surface (ou porosités à cœur) à l'origine des amorçages des fissures de fatigue sur l'ensemble des états de surface sur les éprouvettes de géométrie F de la phase 2. 180
4.3 Synthèse du nombre d'éprouvettes présentant une corrélation satisfaisante entre les mesures issues des relevés profilométriques et les mesures fractographiques. 203

F.1 Gamme de polissage utilisée pour le polissage des coupes micrographiques longitudinales et transversales. 263

H.1 Comparaison des concentrations de contraintes obtenues par la méthode FFT avec des résultats de formulaires analytiques pour une sollicitation en flexion 280
H.2 Comparaison des concentrations de contraintes obtenues par la méthode FFT avec des résultats de formulaires analytiques pour une sollicitation en traction 280
H.3 Comparaison des concentrations de contraintes obtenues par la méthode FFT avec des résultats de calculs par éléments finis pour une sollicitation en flexion 282
H.4 Comparaison des concentrations de contraintes obtenues par la méthode FFT avec des résultats de calculs par éléments finis pour une sollicitation en traction 283

Nomenclature

Abréviations

AIA	Aerospace Industries Association
CDF	Cumulative Distribution Function (Fonction de répartition)
CIC	Compression Isostatique à Chaud
DDV	Durée De Vie
DRX	Diffraction de rayons X
E-PBF	Electron Powder Bed Fusion (Fusion sur Lit de Poudre par Faisceau d'Électrons)
EBM	Electron Beam Melting (Autre désignation du procédé E-PBF)
EBSD	Electron Bask-Scatter Diffraction (Diffraction des Électrons Rétro-Diffusés)
EDM	Electric Discharge Machining (Usinage par électro érosion)
EDS	Energy-Dispersive Spectroscopy (Spectroscopie à Dispersion d'Énergie)
ELI	Extra Low Intersticial
FEA	Finite Elements Analysis (Méthode des Éléments Finis)
FEG	Field Emission Gun (Canon à Émission par Effet de Champ)
FFT	Fast Fourier Transform (Transformée de Fourier rapide)
HCF	High Cycle Fatigue - Dans ce document, désigne des durées de vie en fatigue supérieures à 2×10^5 cycles à 5×10^5 cycles
HIP	Hot Isostatic Pressing (Compression Isostatique à Chaud)
L-PBF	Laser Powder Bed Fusion (Fusion Laser sur Lit de Poudre)
LCF	Low Cycle Fatigue - Dans ce document, désigne des durées de vie en fatigue inférieures à 2×10^5 cycles à 5×10^5 cycles
LVDT	Linear Variable Differential Transformer (Capteur de déplacement linéaire)
MEB	Microscope Électronique à Balayage
MLE	Maximum Likelihood Estimation (Estimateur par Maximum de Vraisemblance)

MLER	Mécanique Linéaire Élastique de la Rupture
SLM	Selective Laser Melting (Autre désignation du procédé L-PBF)

Termes relatifs à la mécanique

$A\%$	Allongement plastique à la rupture
E	Module de Young (GPa)
k_f	Coefficient d'abattement en fatigue
k_t	Coefficient de concentration de contrainte
R	Rapport de chargement
R_m	Résistance maximale (MPa)
$R_{p0,2}$	Limite délasticité à 0,2 % de déformation plastique (MPa)
$Z\%$	Réduction de section à la rupture

Termes relatifs à la statistique

$\overline{x_i}$	Moyenne arithmétique des x_i - $\frac{\sum_{i=1}^{n} x_i}{n}$
R^2	Coefficient de détermination linéaire de Pearson

Termes relatifs aux états de surface

R_a	Valeur de rugosité moyenne arithmétique linéique (µm)
R_v	Valeur de profondeur maximale de vallée linéique (µm)
R_z	Valeur de distance maximale pic à creux linéique (µm)
S_a	Valeur de rugosité moyenne arithmétique surfacique (µm)
S_v	Valeur de profondeur maximale de vallée surfacique (µm)
S_z	Valeur de distance maximale pic à creux surfacique (µm)

Introduction générale

Contexte industriel de l'étude

La fabrication additive est une famille de procédés de fabrication en plein essor. Les récents progrès réalisés sur la maîtrise de ces procédés, la vitesse de fabrication et la précision dimensionnelle des pièces ainsi produites, ont contribué à son adoption au niveau industriel. Dans le domaine de l'aéronautique en particulier, les procédés additifs séduisent de par leur capacité à produire des géométries complexes. Ce type de géométrie permet, entre autres, des diminutions substantielles de la masse de certains composants. Celles-ci sont des leviers importants dans la poursuite des objectifs environnementaux que le domaine aéronautique s'est fixé. Des composants sont déjà produits par procédés additifs, en série, pour des équipements aéronautiques (par exemple des injecteurs de carburant tels que celui présenté en figure 0.1). Toutefois, la production et la certification de pièces structurellement chargées est encore un défi. Les spécificités de ces procédés sur la tenue structurelle du matériau sont nombreuses : microstructures particulières, micro-géométries de surface chaotiques, présence de contraintes résiduelles importantes, porosités à cœur, etc ... Il est indispensable de maîtriser ces spécificités pour pouvoir dimensionner des composants chargés, tout en maintenant le haut niveau de sécurité requis dans le domaine aéronautique.

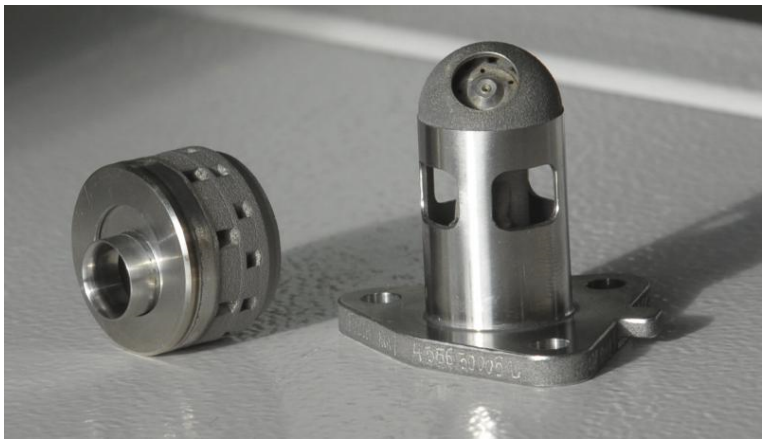


FIGURE 0.1 – Exemples de pièces produites par fabrication additive et déjà certifiées : injecteur de carburant du moteur Arrano et *swirler* du moteur Ardiden 3 de Safran Helicopter Engines - © Safran Helicopter Engines / Remy Bertrand — Groupe © Safran [1].

Pour une majorité des composants, la surface est le lieu d'amorçage préférentiel des fissures de fatigue. Dans ce contexte, la maîtrise de l'intégrité de surface et de son impact sur la tenue mécanique des composants est un point crucial. Il l'est encore

plus pour le procédé de fusion laser sur lit de poudre (L-PBF - Laser Powder Bed Fusion) qui est l'un des plus utilisés. En effet, la présence de poudre non fusionnée en contact direct avec le bain de fusion conduit à une micro-géométrie de surface souvent très défavorable en fatigue. Les trajectoires du laser en cours de fabrication peuvent également créer des microstructures particulières en surface. Enfin, les forts gradients thermiques peuvent conduire à la présence de contraintes résiduelles importantes.

C'est la raison pour laquelle des efforts importants sont consentis dans le développement de divers procédés de parachèvement des surfaces. Toutefois, ces procédés ne sont pas tous compatibles avec les géométries complexes envisagées. La présence de canalisations internes, comme dans le cas du prototype de bloc hydraulique présenté en figure 0.2, est l'une des difficultés auxquelles ces procédés sont confrontés. La complexité des géométries pourrait également conduire à la présence d'états de surface hétérogènes après parachèvement.



FIGURE 0.2 – Bloc hydraulique prototype produit par le groupe © Safran par L-PBF en alliage de titane Ti-6Al-4V — Groupe © Safran [2].

De nombreux travaux portent sur le développement de ces procédés de finition et leur modélisation. En revanche, leurs effets sur les propriétés mécaniques du matériau sont encore relativement mal connus. Bien que des caractérisations sur matériau parachevé soient disponibles, l'évolution des propriétés mécaniques au cours du parachèvement est rarement évaluée. L'effet du parachèvement sur les mécanismes d'amorçage et de propagation des fissures de fatigue n'est pas non plus abordé. Malgré des progrès conséquents sur la reproductibilité des fabrications, la grande variété de porosités à cœur et surtout en surface des matériaux issus de procédés additifs ne permet pas une caractérisation simple en fatigue. Un nombre significatif d'essais est nécessaire pour s'assurer que la dispersion du matériau est entièrement caractérisée. De ce fait, un travail important de définition des règles de certification pour ce type de composant est en cours. La détermination de méthodes de dimensionnement, fiables, capables de prendre en compte l'intégrité de surface variable des pièces produites par fabrication additive, éventuellement parachevées, est donc primordiale.

Objectifs de la thèse

Les travaux de thèse décrits dans ce manuscrit ont été réalisés dans le cadre d'une collaboration entre le groupe Safran et le Laboratoire Angevin de Mécanique, Procédés et innovAtion (LAMPA) des Arts et Métiers (campus d'Angers).

Cette étude vise principalement à caractériser l'effet de l'intégrité de surface sur la tenue en fatigue de composants, issus de fusion laser sur lit de poudre, en présence de différents niveaux de parachèvement (obtenus au moyen de différents temps de polissage chimique). Dans le but de conserver un périmètre raisonnable, les conditions d'étude sont fixées en cohérence avec les conditions d'usage des pièces finales envisagées (telles que le bloc hydraulique de la figure 0.2). Ces travaux portent donc sur l'alliage de titane Ti-6Al-4V, produit par L-PBF et traité thermiquement au moyen d'une gamme en deux étapes (décrites ultérieurement), sans compression isostatique à chaud (CIC). Le procédé de finition utilisé est un parachèvement uniquement chimique, compatible avec des canalisations internes. Pour les essais de fatigue, un rapport de charge de $R = 0.1$ et des durées de vie allant de 10^4 cycles à 10^7 cycles environ sont utilisés.

En revanche, l'étude ne porte pas sur les autres procédés, de fabrication comme de finition. L'influence des paramètres de fabrication ou de traitement ne fait pas non plus partie des objectifs de l'étude (hormis le temps de traitement de finition). Un unique jeu de paramètres de fabrication, de traitement thermique et de traitement de surface est considéré. L'étude expérimentale n'est menée sur aucun autre rapport de charge. De même, seule la direction de fabrication verticale est caractérisée. Compte-tenu de cela, le matériau et sa microstructure sont figés. Les contraintes résiduelles sont relaxées. L'influence de la micro-géométrie de surface sur la durée de vie en fatigue constitue donc le principal sujet d'étude de cette thèse.

L'objectif final de ces travaux est d'améliorer la compréhension des mécanismes responsables de l'amorçage des fissures de fatigue, de leur évolution en fonction du parachèvement, et des éventuelles transitions entre eux. Tout ceci dans le but d'établir une modélisation permettant de prévoir la durée de vie d'une surface, en fonction de son intégrité, et qui soit capable d'alimenter des méthodes de dimensionnement. Pour cela les réponses aux questions suivantes sont investiguées :

1. Quels sont les mécanismes d'amorçage des fissures de fatigue sur le Ti-6Al-4V produit par fusion laser sur lit de poudre (L-PBF), en présence d'états de surface variables ?
2. Comment ces mécanismes évoluent-ils avec le traitement de parachèvement ? Existe-t-il des transitions entre ces mécanismes ? Des mécanismes apparaissent-ils ou disparaissent-ils au cours du parachèvement ?
3. Quelles sont les caractéristiques de l'état de surface qui influent sur la durée de vie de pièces en Ti-6Al-4V, produites par L-PBF ?
4. À partir de ces caractéristiques, quelle modélisation adopter pour prévoir la durée de vie ?
5. Connaissant la population des concentrateurs de contrainte présents sur une surface, peut-on prévoir sa durée de vie ?

Approche scientifique adoptée

Comme mentionné auparavant, compte-tenu de nos conditions d'étude, la problématique principale porte sur l'influence de la micro-géométrie de surface sur la tenue en fatigue. Prévoir la durée de vie d'un composant comporte alors plusieurs étapes. La première étape consiste à identifier l'élément critique à la surface de ce composant. La seconde à faire le lien entre les caractéristiques de cet élément critique et la durée de vie. Ces différentes étapes sont schématisées par la figure 0.3.

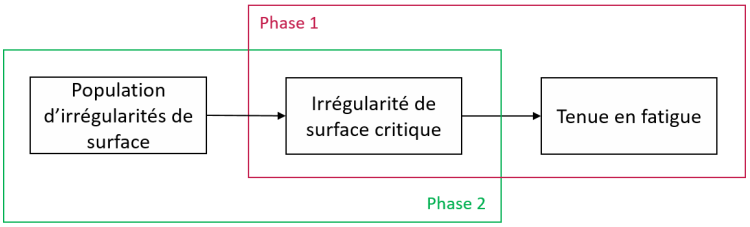


FIGURE 0.3 – Schéma descriptif de la démarche proposée pour un dimensionnement tenant compte explicitement des caractéristiques d'intégrité de surface. Identification de deux phases d'étude.

Le travail de recherche présenté dans ce manuscrit est donc scindé en deux phases, chacune portant sur l'une de ces deux étapes. Ces phases d'étude donnent lieu, l'une comme l'autre, à une large caractérisation expérimentale. Les résultats obtenus sont ensuite analysés puis utilisés pour orienter et valider les modélisations proposées.

Dans une première phase, le lien entre caractéristiques de la micro-géométrie de surface et durée de vie est établi. Cette étape apparaît comme la moins complexe. Ce lien est en effet déjà abordé dans la littérature. Toutefois, celui-ci se limite dans la plupart des cas à des durées de vie infinies et/ou à des matériaux différents. Au cours de cette phase, les mécanismes d'amorçage des fissures de fatigue sont identifiés expérimentalement et leur évolution en fonction du parachèvement est caractérisée. Une modélisation permettant de prévoir la durée de vie sur l'ensemble du domaine souhaité est proposée. Celle-ci apporte donc les réponses aux quatre premières interrogations soulevées dans la section précédente.

La micro-géométrie des surfaces produites par fabrication additive est très irrégulière, ce qui est le résultat de plusieurs causes. Celles-ci sont généralement regroupées sous deux désignations :

- La rugosité, issue de la fabrication couche par couche qui conduit à la présence de vallées en surface, d'effets de marches, de poudres partiellement fondues, ou d'éjectats.
- Les porosités débouchantes, c'est à dire les pores gazeux et les manques de fusion ouverts sur la surface, ou présents en sous-surface (le terme porosités employé au pluriel est utilisé par abus de langage pour éviter la confusion avec les pores gazeux).

Dans la suite de ce manuscrit, on utilisera ces deux termes pour désigner l'une ou l'autre de ces catégories. Le terme *micro-géométrie de surface* regroupe, quant à lui, l'ensemble de ces causes. Au cours de la seconde phase, la détermination de l'élément critique, au sein d'une population d'irrégularités [1] de surface (porosités,

1. Le terme *irrégularités de surface* ou, par mesure de simplicité, le terme *porosité* employé dans la locution *porosité critique*, pourront être utilisés pour désigner tout élément de micro-géométrie de surface qu'il soit issu de porosités débouchantes, de vallées de surface ou de tout autre cause.

rugosité, ...), est abordée. Des méthodologies d'identification de cette population sont développées. Des procédures d'évaluation des métriques caractéristiques de ces irrégularités de surface sont également mises en œuvre. À partir de ces métriques, différents indicateurs de criticité des irrégularités de surface sont proposés, calculés et comparés avec les résultats expérimentaux. Les résultats de ces corrélations sont présentés et la capacité à identifier la porosité critique est discutée. Cette seconde phase d'étude est donc plutôt orientée autour des deux dernières interrogations précédemment soulevées.

Plan du manuscrit

Ce manuscrit de thèse est composé de quatre parties principales. La première partie détaille l'étude bibliographique réalisée en vue de cadrer ce travail de thèse. Après une description du procédé, les caractéristiques principales du matériau sont abordées. Ces caractéristiques sont la microstructure, la micro-géométrie de surface, la population de porosités à cœur et les contraintes résiduelles. L'effet des traitements thermo-mécaniques sur ces caractéristiques matériau est tout d'abord exposé. Dans un second temps, l'effet des traitements de surface sur celles-ci est présenté. Enfin, l'impact des variations de ces caractéristiques sur les propriétés mécaniques du matériau est explicité.

La deuxième partie porte sur la description des conditions d'étude. L'ensemble des éléments fixés au cours de l'étude y est exposé. Cela s'applique bien entendu à l'ensemble des procédures expérimentales, d'essais comme de caractérisation. Les choix et hypothèses de l'étude y sont également explicités. Les conditions de fabrication étant inchangées autant que possible au cours de cette étude, le matériau, sa microstructure, et les contraintes résiduelles en présence sont constants. La microstructure et les contraintes résiduelles étant figées, l'impact de la micro-géométrie de surface constitue le sujet principal de cette étude.

Dans la troisième partie sont présentés les travaux de caractérisation des mécanismes d'amorçage des fissures de fatigue. L'évolution de ceux-ci en fonction du parachèvement et les observations expérimentales sont aussi décrites. Une modélisation est également proposée en vue de la prévision de la durée de vie sur le domaine attendu. Celle-ci est enfin discutée et confrontée aux observation expérimentales.

La quatrième partie poursuit la description des travaux effectués et détaille l'ensemble des méthodologies mises en œuvre dans le but de déterminer l'irrégularité de surface critique au sein d'une population. Les différents indicateurs de criticité potentiels y sont aussi décrits et les résultats obtenus par chacun d'eux sont exposés. Un bilan de la représentativité de ces indicateurs et une analyse des écarts constatés sont proposés. Une large dispersion du comportement du matériau est mise en lumière. Des perspectives de modélisation probabiliste tenant compte de cette dispersion sont finalement discutées.

Enfin, un bilan global des travaux réalisés et les principaux résultats de l'étude sont regroupés dans une conclusion générale, complétée par quelques perspectives.

CHAPITRE 1

Revue bibliographique : Ti-6Al-4V produit par L-PBF

Sommaire

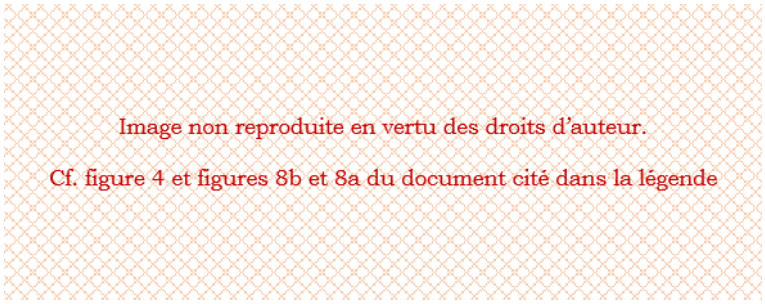
1.1 Introduction **8**
1.2 Description du procédé de fusion laser sur lit de poudre **9**
1.2.1 Description du procédé 10
1.2.2 Impact des paramètres du procédé sur la microstructure . 13
1.2.3 Impact des paramètres du procédé sur la porosité et la micro-géométrie de surface 16
1.2.4 Impact des paramètres du procédé sur les contraintes résiduelles 23
1.3 Effet des traitements thermo-mécaniques **24**
1.3.1 Effet des traitements thermo-mécaniques sur la microstructure 25
1.3.2 Effet des traitements thermo-mécaniques sur les porosités 26
1.3.3 Effet des traitements thermo-mécaniques sur les contraintes résiduelles 28
1.4 Effet des traitements de surface **30**
1.4.1 Description du procédé de parachèvement chimique 30
1.4.2 Effet des traitements de surface sur la microstructure . . . 32
1.4.3 Effet des traitements de surface sur la micro-géométrie de surface 32
1.4.4 Effet des traitements de surface sur les contraintes résiduelles 35
1.5 Propriétés mécaniques du Ti-6Al-4V produit par fusion laser sur lit de poudre **36**
1.5.1 Effet de la microstructure sur les propriétés mécaniques du Ti-6Al-4V produit par L-PBF 37
1.5.2 Effet de la micro-géométrie de surface et des porosités internes sur les propriétés mécaniques du Ti-6Al-4V produit par L-PBF 42
1.6 Conclusion **48**

1.1 Introduction

Les procédés dits de ”fabrication additive” constituent une famille de procédés apparue dans les années 1980 ([40]). Initialement dédiés au prototypage, ces procédés ont rapidement intégré le domaine de la production dans les années 1990 ([41]), du fait des gains qu'ils apportent dans de nombreux domaines. Dans le domaine de la production tout d'abord, où ils sont employés pour la réparation ([42]), comme le montre la figure 1.1a, mais aussi pour la création complète de pièces. Ils peuvent ainsi permettre une réduction importante du nombre de pièces d'un composant (par exemple le composant de la figure 0.1 [1], initialement constitué de plusieurs dizaines de pièces et produit en une pièce unique par fabrication additive). Leur principe de fabrication, par ajout de matière plutôt que par soustraction, autorise en effet la création de géométries difficiles ou impossibles à produire autrement. Les gains proposés s'étendent également dans le domaine environnemental. De par l'augmentation du rendement matière, inhérente à ces procédés, mais surtout à travers les gains substantiels qu'ils proposent sur la masse des composants. Associées à l'optimisation topologique, les capacités géométriques offertes par ces procédés permettent des gains sur la masse pouvant aller jusqu'à 50 % (exemple du composant étudié par Edy et al. [43] et présenté en figure 1.1b). Ces gains expliquent l'intérêt fortement croissant pour ces procédés ([44]) dans les domaines tels que l'aéronautique, qui se sont fortement engagés dans la réduction de leur impact environnemental ([45]).

L'objectif de cette thèse est de caractériser l'impact de l'intégrité de surface de pièces en alliage de titane Ti-6Al-4V issues de fusion laser sur lit de poudre (L-PBF) sur leur tenue en fatigue, avec ou sans parachèvement. La finalité est de proposer une modélisation permettant de prévoir la durée de vie de ce type de pièce afin de les dimensionner de manière sûre et de pouvoir justifier ce dimensionnement. Portée par l'intérêt grandissant autour de ces procédés, la littérature s'y rapportant est foisonnante et en constante évolution. Afin de conserver une certaine clarté, la revue bibliographique présentée dans ce chapitre se concentrera donc principalement sur le matériau étudié, le Ti-6Al-4V, et le procédé L-PBF. Certains procédés de frittage (notamment le SLS - Selective Laser Sintering, ou le DMLS - Direct Metal Laser Sintering), proches du L-PBF, lui sont parfois assimilés ([5]). La norme ASTM ([46]) les désigne d'ailleurs dans leur ensemble par le terme PBF (Powder Bed Fusion). Ils pourront également être considérés. À titre de comparaison, la fusion sur lit de poudre par faisceau d'électrons (E-PBF ou EBM - Electron Beam Melting) pourra être évoquée. Enfin, cette synthèse se concentrera également sur les travaux dont les conditions d'étude sont suffisamment détaillées.

La criticité supérieure de la surface, en fatigue, par rapport au cœur du matériau est un phénomène connu. C'est également le cas pour les pièces obtenues par fabrication additive comme l'ont montré plusieurs auteurs (par exemple Andreau et al. [29]). C'est la raison pour laquelle de nombreux travaux se concentrent sur l'impact de l'*intégrité de surface* sur la tenue, y compris pour les procédés conventionnels ([47]). Dans le cadre de ces travaux, ce terme générique regroupe l'ensemble des paramètres, spécifiques à la surface, pouvant avoir une influence sur la tenue en fatigue de la surface, c'est à dire généralement : l'éventuelle microstructure spécifique de surface, la micro-géométrie de surface et les contraintes résiduelles de surface. Ces



(a) Exemple de réparation réalisée par un procédé additif [42].



(b) Exemple de pièce produite par fabrication additive et conçue par optimisation topologique [43].

FIGURE 1.1 – Exemples de pièces, réparée (a) ou produite (b), par des procédés additifs.

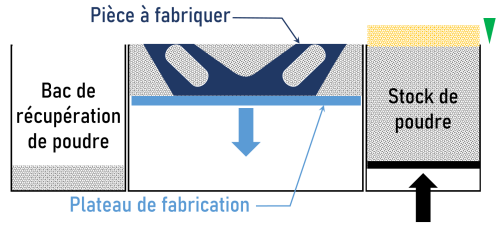
trois caractéristiques de l'intégrité de surface seront donc abordées pour chacun des aspects évoqués dans cette synthèse. Après un rapide descriptif du procédé, l'impact des paramètres de fabrication sur les caractéristiques du matériau sera présenté. Les effets des traitements thermo-mécaniques seront ensuite détaillés, ainsi que les effets des traitements de surface. Enfin, les propriétés mécaniques du Ti-6Al-4V produit par L-PBF seront exposées.

1.2 Description du procédé de fusion laser sur lit de poudre

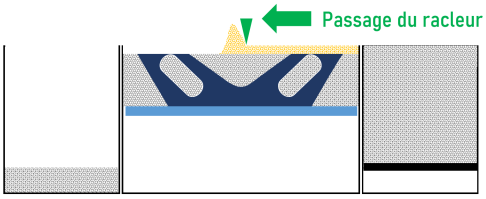
Dans cette section, le procédé de fusion laser sur lit de poudre est brièvement décrit. Les paramètres influents de ce procédé sont exposés. Leurs effets sur les trois caractéristiques de l'intégrité de surface sont ensuite présentés.

1.2.1 Description du procédé

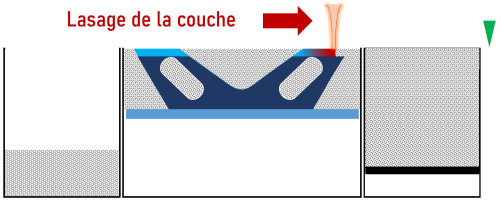
Le procédé de fusion laser sur lit de poudre, comme beaucoup de procédés de fabrication additive, est un procédé de fabrication couche par couche. Les différentes étapes de ce procédé sont décrites en figure 1.2. Lorsqu'une couche est terminée, le plateau de fabrication descend et un volume de poudre neuve est mis à disposition (figure 1.2a) puis étalé au moyen d'un racleur ou d'un rouleau (en vert sur la figure 1.2b), afin de démarrer la fabrication de la couche suivante. L'excédent de poudre est évacué vers un bac de récupération. Un laser vient alors apporter de l'énergie à la couche de poudre préalablement étalée, là où la géométrie souhaitée le requiert. Cette opération crée un bain de fusion qui solidifie le matériau et le solidarise des couches précédemment fusionnées. Comme schématisé en figure 1.2c, cette étape crée d'importants gradients thermiques qui seront évoqués par la suite. Lorsque la couche est entièrement lasée, le processus reprend à l'identique, jusqu'à ce que la pièce soit entièrement fabriquée (figure 1.2d). Le plateau de fabrication est alors relevé et la poudre infondue est recyclée. Une fois le plateau parfaitement dépoudré, la pièce est séparée de celui-ci (généralement par électro-érosion). Des traitements thermiques peuvent être appliqués, avant comme après séparation du plateau.



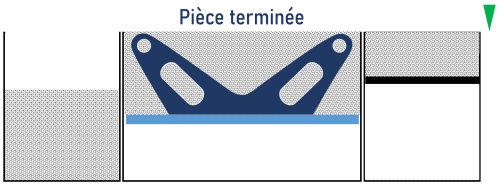
(a) Descente du plateau de fabrication.



(b) Étalement d'une nouvelle couche de poudre.



(c) Lasage de la couche de poudre.

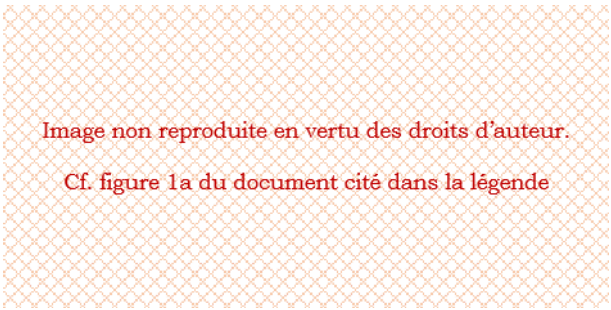


(d) Fin de fabrication.

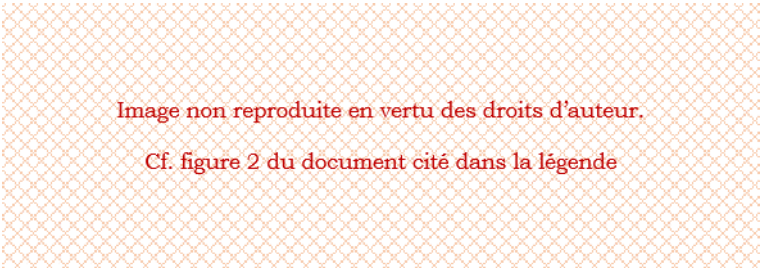
FIGURE 1.2 – Description des étapes successives de fabrication par le procédé L-PBF.

Les paramètres inhérents à ce procédé sont nombreux : puissance, P, et vitesse, V, du spot laser, taille du spot laser, épaisseur de couche, t, ... La trajectoire et la stratégie de lasage sont également des paramètres importants. Afin d'assurer une précision dimensionnelle suffisante, un contour est généralement réalisé. C'est à dire que le laser suit, sur une ou plusieurs couches, le contour de la pièce avec une paramétrie (vitesse, puissance, ...) spécifique, comme le présentent Ghouse et al. ([48]) dans la figure 1.3a. L'intérieur de la pièce est ensuite rempli en utilisant une stratégie de lasage plus productive (rapide) mais produisant généralement une santé matière

légèrement inférieure. La stratégie la plus couramment utilisée consiste à remplir l'intérieur de la pièce par des trajets lasers parallèles, espacés d'une valeur appelée "écart vecteur" (hatch), h. D'autres stratégies peuvent également être utilisées comme le montrent Kruth et al. ([3]) en figure 1.3b. Des machines multi-lasers sont également disponibles sur le marché désormais. La présence de plusieurs lasers permet une plus grande variété de stratégies de lasage (préchauffage, lasage de plusieurs zones simultanément, ...). Ce point n'a pas été traité dans l'étude bibliographique présentée dans ce chapitre, toutefois, les éléments présentés par la suite permettent d'interpréter l'impact de ces nouvelles conditions de fabrication (gradients thermiques, jonction entre zones lasées, ...).



(a) Illustration des différences de stratégies de lasage utilisées, pour le contour et le cœur de la pièce [48].



(b) Illustration de différentes stratégies de lasage du cœur de la pièce [3].

FIGURE 1.3 – Illustration du lasage de contour et du cœur de la pièce (a), présentation de différentes stratégies de lasage du cœur (b).

Le lasage de la poudre entraîne la création d'un bain de fusion dans lequel les phénomènes physiques sont extrêmement complexes. Dans la littérature, la majeure partie des auteurs se réfère à une grandeur appelée densité d'énergie volumique apportée. Cette métrique est calculée à partir des paramètres de fabrication d'après l'équation 1.1 rappelée par Gong et al. ([11]).

$$E = \frac{P}{V\ t\ h} \tag{1.1}$$

Kasperovich et al. ([12]) soulignent toutefois que cette valeur ne représente pas l'énergie réellement apportée au matériau du fait des phénomènes d'absorption et de réflexion existants. Qui plus est, cette valeur a pour objectif de proposer une métrique unique représentant macroscopiquement les caractéristiques de la fusion réalisée, mais des phénomènes plus locaux ont également de l'importance. La présence de forts gradients thermiques dans le bain liquide crée notamment des différences de

tension de surface. Celles-ci sont à l'origine de courants fluides (appelés courants de Marangoni). Ces tensions de surface entre vapeur, liquide et surface peuvent également conduire à la formation du *balling effect*. Ce phénomène a été décrit et illustré par Kruth et al. ([3]) en figure 1.4. L'angle entre le bain de fusion et la surface est donné par l'équation de Young ([49]) qui dépend des énergies libres de surface entre surface, liquide et vapeur (respectivement σ_{SL}, σ_{LV} et σ_{SV} - cf. figure 1.4). Cet angle correspond à une minimisation de l'énergie libre de surface totale de l'ensemble. Le déplacement du laser conduit à un bain de fusion allongé, assimilable à une portion de cylindre. Si la surface de ce bain de fusion dépasse la surface d'une boule de volume équivalent, alors le bain de fusion prend une forme sphérique. C'est pourquoi les paramètres de fabrication doivent être choisis de manière à maximiser le rapport diamètre sur longueur du bain de fusion. Un autre phénomène décrit par Kruth et al. ([3]) est la vaporisation d'une partie des matériaux composant l'alliage, sous l'effet du laser. Cette vaporisation crée une pression sur le bain de fusion qui peut être bénéfique (plutôt à basse énergie), notamment pour le *balling effect*, puisqu'elle tend à aplanir le bain de fusion. En revanche, une vaporisation trop importante (à haute énergie) aura pour effet de repousser le bain de fusion et donc d'éjecter des gouttelettes de métal en fusion. Ces éjectats sont délétères pour la fabrication comme nous le verrons par la suite.

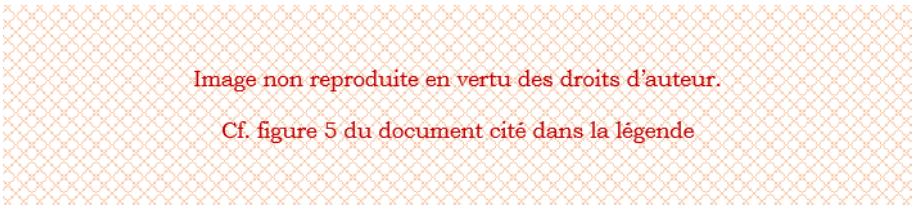


FIGURE 1.4 – Description de l'apparition du *balling effect* [3].

Afin d'évacuer les fumées, vapeurs et éjectats qui résultent de la fusion, un flux de gaz est soufflé dans une direction colinéaire à la couche en cours de lasage, généralement perpendiculaire à la direction du racleur (c'est à dire dans la direction orthogonale aux schémas pour les images de la figure 1.2). Les poudres métalliques étant fondues, ce gaz est également un gaz inerte (argon ou hélium en général) afin de protéger le métal de l'oxydation durant la fabrication.

De même, différents types de racleurs existent. Des racleurs rigides, ou des racleurs souples, voire également des rouleaux qui permettent de tasser la couche de poudre étalée dans le but d'assurer une densité matière finale supérieure. Les racleurs rigides seront plus sensibles que les racleurs souples à la présence de particules plus grossières sur le lit de poudre (éjectats ou résultant du *balling effect*). En revanche, ces derniers produiront potentiellement une épaisseur de couche moins uniforme dans pareil cas.

Tous ces paramètres peuvent donc avoir un impact plus ou moins important sur le résultat obtenu. L'impact de ces paramètres sur la microstructure, les porosités internes et la micro-géométrie de surface ainsi que sur les contraintes résiduelles est détaillé dans les paragraphes suivants.

1.2.2 Impact des paramètres du procédé sur la microstructure

Dans un premier temps, l'effet des paramètres de fabrication sur la microstructure est étudié. La microstructure de l'alliage de titane Ti-6Al-4V est une microstructure généralement composée, à température ambiante, de deux phases désignées α et β. La phase β est une phase cubique centrée. C'est la seule phase existante au-dessus d'une température appelée β-transus qui vaut 995 °C sur l'alliage Ti-6Al-4V ([50]). La phase α est hexagonale compacte.

Les mécanismes de transformation de phases ont été bien décrits par Pegues et al. ([4]). Au-dessus du β-transus, seule la phase β est présente (figure 1.5(a)). Au cours du refroidissement, lorsque le β-transus est atteint, la phase α commence à apparaître aux joints de grains β (figure 1.5(b)). Alors que le refroidissement continue, la phase α croît en lamelles vers l'intérieur des grains β parents (figure 1.5(c)). Ces grains sont appelés α-Widmanstätten. Le taux de croissance des grains ou de nucléation de nouveaux grains de phase α est hautement dépendant de la cinétique de refroidissement. En présence d'une cinétique de refroidissement modérée, les lamelles α vont croître jusqu'à peupler l'intégralité des grains β parents (figure 1.5(d)). En revanche, si la cinétique de refroidissement est élevée, le maintien de l'équilibre entre les phases requiert la nucléation de nouvelles colonies (figure 1.5(e)). Ces microstructures lamellaires sont dites de type Widmanstätten. Des taux de refroidissements très élevés peuvent même conduire à la formation d'une phase différente, désignée α', hexagonale compacte également mais de paramètres de maille différents et composée de fines aiguilles (figure 1.5(f)). Cette phase, aciculaire, est dite martensitique par analogie avec les aciers. Sur ces images, la phase α apparaît en clair tandis que les parties foncées sont la phase β.

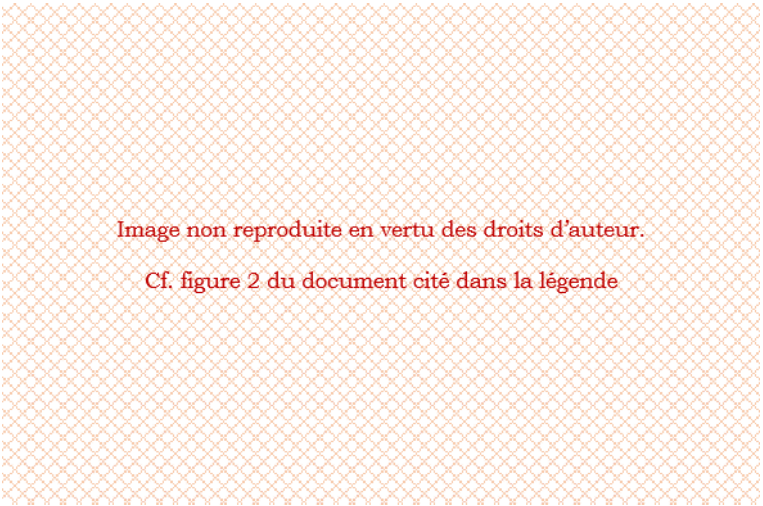
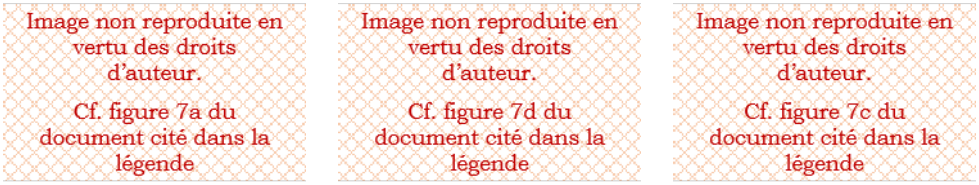


FIGURE 1.5 – Illustration des différentes étapes de transformations de phases lors du refroidissement de l'alliage Ti-6Al-4V à partir du β-transus [4].

L'agencement de ces deux phases peut prendre différentes formes comme le montrent Mower et al. ([5]) en figure 1.6. Le Ti-6Al-4V est généralement utilisé, dans les procédés conventionnels, avec une microstructure nodulaire ou duale, c'est à dire composée de nodules et de parties lamellaires, comme sur la figure 1.6a. Cependant,

les nodules de phase α sont usuellement obtenus par corroyage. La microstructure issue de la fabrication additive est donc entièrement lamellaire (comme en figure 1.6b). Les gradients thermiques mis en jeu lors de la fabrication sont tels qu'à l'état *as-built*[1], la microstructure est même martensitique comme l'ont montré Filip et al. ([51]). Ce type de microstructure est illustré en figure 1.6c.



(a) Microstructure duale. (b) Microstructure lamellaire. (c) Microstructure aiguillée martensitique.

FIGURE 1.6 – Exemples de microstructures duale (a), lamellaire (b) et martensitique (c) de l'alliage de titane Ti-6Al-4V [5].

Les phases α et α' sont proches. Toutes deux sont hexagonales compactes et leurs paramètres de maille diffèrent peu. Il peut donc être difficile de distinguer une microstructure martensitique d'une microstructure lamellaire fine. Kasperovich et al. ([9]) ont réalisé des mesures par diffraction des rayons X (DRX) qui confirment bien qu'à l'état *as-built* le matériau se compose de phase α'.

Outre la valeur des gradients thermiques, leur orientation a également des effets sur la microstructure. Vrancken et al. ([6]) ont mis en évidence la forme colonnaire des grains β, qui révèle une croissance épitaxiale. Cette morphologie des grains est illustrée en figure 1.7. Cette caractéristique s'explique par le fait que lors de la fusion d'une nouvelle couche, la solidification se fait en suivant l'orientation des grains des couches précédentes sur lesquelles le bain de fusion repose. Cela entraîne des conséquences également sur la microstructure α-β présente après refroidissement complet puisque Thijs et al. ([52]) ont identifiés que les aiguilles de la microstructure martensitique adoptaient une disposition en chevrons par rapport à la direction de fabrication.

Cette incidence de l'orientation entre les deux phases n'est pas due au hasard. Lors de la transformation de la phase β au cours du refroidissement, compte-tenu de l'orientation de la maille cubique centrée de celle-ci, les mailles hexagonales compactes de la phase α (ou α') peuvent adopter douze variants possibles. Ces relations ont été décrites en premier par Burgers ([53]). C'est en utilisant ces mêmes relations d'orientation qu'il est possible de remonter aux grains β parents à partir d'une microstructure α-β caractérisée par EBSD.

Les gradients thermiques en jeu lors de la fabrication sont donc responsables de la microstructure obtenue en fin de fabrication. Bien entendu, ceux-ci dépendent fortement des paramètres utilisés pour la fabrication (puissance et vitesse laser en

1. Afin d'éviter toute confusion entre matière brute et surface brute, on utilisera dans l'ensemble de ce document les dénominations suivantes :
as-built : pour de la matière brute de fabrication, c'est à dire sans traitement thermique, quel que soit son état de surface
net-shape : pour une surface brute de fabrication, que la matière ait été traitée thermiquement (ou thermo-mécaniquement) ou non

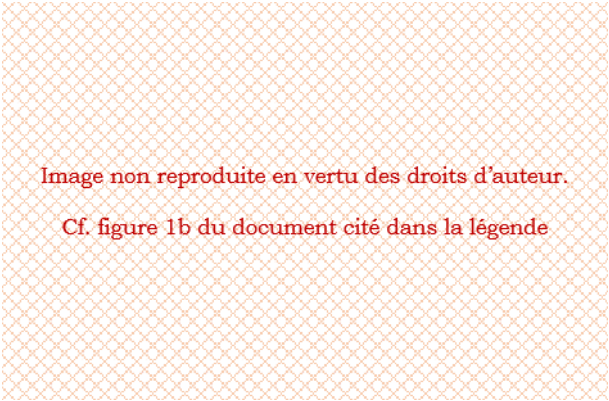


FIGURE 1.7 – Exemple de microstructure révélant une croissance épitaxiale des grains β parents [6].

particulier). Malgré cela, dans la majeure partie des cas la microstructure obtenue est martensitique. Xu et al. ([7]) ont pourtant montré qu'il était possible d'obtenir des microstructures α-β à l'état *as-built*. Ils parviennent même, à partir d'une gestion fine de l'ensemble de la fabrication, à obtenir des microstructures très différentes. Leur stratégie repose entièrement sur la maîtrise des gradients thermiques afin de permettre la décomposition de la phase α' en phases α-β. Ils utilisent pour cela différents leviers. Le premier est bien sûr de régler les paramètres du laser en fonction du résultat désiré, mais cela ne suffit pas. Ils agissent donc sur trois paramètres supplémentaires : le temps inter-couche, t_i, l'épaisseur de couche, t, et le ratio A_s/A_p. Afin de limiter la diffusion de chaleur et permettre à la pièce de rester en température suffisamment longtemps pour que la phase α' se décompose, voire que les grains α grossissent, ils cherchent à isoler la pièce du plateau. Pour ce faire, des supports sont introduits entre la pièce et le plateau de fabrication limitant ainsi la surface de contact. Le ratio A_s/A_p correspond à la surface de support créée par rapport à la surface de plateau correspondante. Plus ce rapport est faible moins il y a de conduction et donc plus l'isolation thermique est importante. La figure 1.8 présente différentes microstructures obtenues par Xu et al. ([7]) en fonction de ces trois paramètres.

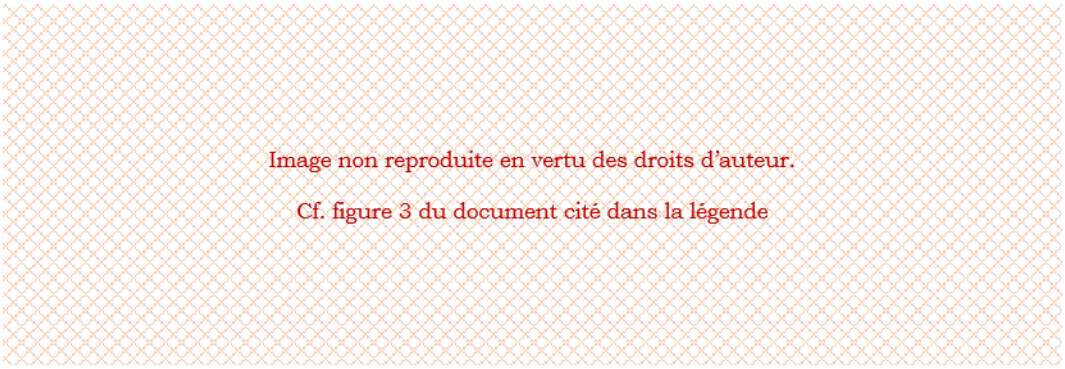


FIGURE 1.8 – Microstructures diverses obtenues à l'état *as-built* en fonction des paramètres t, t_i et A_s/A_p [7].

Xu et al. ([7]) prétendent même qu'il est possible d'obtenir des grains α équiaxes à partir de cette méthode en adoptant un refroidissement très lent. Toutefois, la mise en œuvre de cette méthode dépend également de la pièce. Une pièce massive aura plus tendance à dissiper la chaleur qu'une pièce plus fine. Compte-tenu des géométries complexes envisagées en fabrication additive, ce type de stratégie risque d'entraîner des hétérogénéités dans la microstructure au sein des pièces qui ne sont pas forcément souhaitables. C'est pourquoi l'application de traitements thermiques ou thermo-mécaniques ultérieurs reste nécessaire. Par ailleurs, ces traitements apportent d'autres bénéfices (relaxation des contraintes résiduelles, voire fermeture de porosités) qui seront évoqués dans la suite de cette synthèse bibliographique. Ces traitements thermiques permettent potentiellement de réduire la variabilité de microstructure provenant de la variabilité des paramètres du procédé.

Bien que la microstructure soit majoritairement influencée par les gradients thermiques qui pilotent les transformations de phases, celle-ci peut également être affectée directement par la puissance utilisée lors de la fabrication. En effet, comme cela a été évoqué au paragraphe précédent, des éléments sont vaporisés lors de la fusion des poudres ([54]). Ce constat est confirmé par plusieurs auteurs parmi lesquels Greitemeier et al. ([8]) qui mentionnent que cette vaporisation, majoritairement d'éléments légers tels que l'aluminium, serait à l'origine d'hétérogénéités microstructurales dues à une composition chimique légèrement différente. La figure 1.9 montre, en son centre, un exemple d'hétérogénéité microstructurale observée. Ces hétérogénéités microstructurales sont souvent composées de lattes de phase α, visibles sur le faciès de rupture. Elles sont dans cet exemple à l'origine de l'amorçage de la fissure de fatigue. Celles-ci ont été souvent constatées depuis les années 2010 environ mais sont assez peu étudiées.

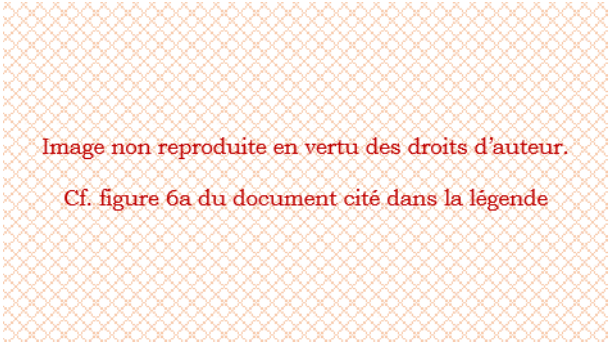


FIGURE 1.9 – Hétérogénéité microstructurale observée sur une fractographie d'éprouvette de fatigue [8].

1.2.3 Impact des paramètres du procédé sur la porosité et la micro-géométrie de surface

Dans un deuxième temps, on considère l'impact des paramètres du procédé sur l'apparition de porosités à cœur et sur la micro-géométrie de surface.

Porosités à cœur

Différents types de porosités peuvent survenir à cœur dans les pièces produites par L-PBF. Plusieurs auteurs se sont interrogés sur la provenance de ces porosités. L'hypothèse que des pores gazeux enfermés dans la poudre (au moment de l'atomisation) soient conservés et transmis à la pièce fusionnée a été émise mais finalement rejetée ([55]). Molaei et al. ([16]) démontrent l'implication de la paramétrie de fabrication sur la création des porosités internes en générant des populations de porosités significativement différentes à partir d'une même poudre, mais à partir de machines et de paramétries différentes.

Qiu et al. ([55]) sont parmi les premiers à étudier la porosité interne en fonction de la densité volumique d'énergie apportée, E. Ils montrent que la porosité diminue lorsque cette densité d'énergie diminue également. Ils intuitent cependant qu'elle va réaugmenter pour des valeurs trop faibles, ce que démontrent Kahlin et al. ([27]). Kasperovich et al. ([12]) confirment l'existence d'un optimum de densité volumique d'énergie apportée, tout en précisant que les paramètres d'épaisseur de couche, t, et de distance inter-cordons, h, sont moins influents que la puissance, P, et la vitesse, V, du faisceau laser. Ils mentionnent ([9]) qu'une optimisation de la paramétrie permet de réduire jusqu'à six fois le nombre de pores observés (cf. figure 1.10 - cette image présente aussi le matériau traité par CIC qui sera présenté en section 1.3).

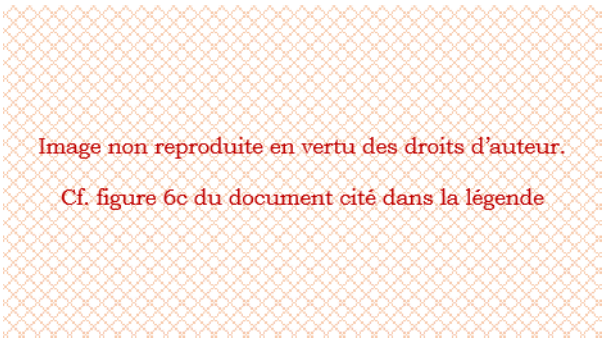


(a) L-PBF (b) L-PBF avec paramétrie optimisée (c) L-PBF avec CIC

FIGURE 1.10 – Évolution de la porosité interne en fonction de la paramétrie et des traitements appliqués [9].

De hautes valeurs de E conduisent à la formation de pores gazeux, de forme plutôt sphérique et de taille modérée (de l'ordre de quelques dizaines de microns de diamètre en moyenne). Une illustration de pore gazeux observé sur un faciès de rupture par Greitemeier et al. ([8]) est proposée en figure 1.11a. Ces pores gazeux résultent de l'emprisonnement du gaz d'inertage ou de vapeurs, dans le bain de fusion, lorsque la pression de vapeur est trop importante. Ils peuvent également découler du phénomène de *keyhole* qui survient lorsqu'une énergie trop importante est apportée et provoque une extension du bain de fusion sur une grande profondeur. Il est alors courant qu'au refroidissement une porosité se forme au fond du puit liquide ainsi

créé. La figure 1.11b illustre cela par une coupe longitudinale dans une section où le phénomène de *keyhole* s'est produit. Compte-tenu de leur processus de formation, les pores gazeux sont répartis aléatoirement dans le matériau.



(a) Pore gazeux observé sur un faciès de rupture [8].



(b) Coupe longitudinale d'un *keyhole* ayant conduit à l'apparition d'un pore [11].

FIGURE 1.11 – Exemples de pores gazeux observé sur un faciès de rupture (a) et créé par le phénomène de *keyhole*, en coupe longitudinale (b).

Pour de plus faibles valeurs de E, d'autres types de porosité sont créés. Il s'agit de manques de fusion, de géométrie généralement plane, mais qui peuvent être relativement étendus dans le plan des couches de fabrication (jusqu'à plusieurs centaines de microns de diamètre équivalent). Un exemple de manque de fusion observé sur un faciès de rupture par Le et al. ([10]) est présenté en figure 1.12.



FIGURE 1.12 – Manque de fusion observé sur un faciès de rupture [10].

Différents processus mènent à la formation de manques de fusion. Le premier est lié aux paramètres de lasage. Gong et al. ([11]) l'illustrent parfaitement au moyen de la figure 1.13. Dans le cas idéal, les bains de fusions de deux passages successifs se recouvrent suffisamment pour remplir densément la couche en cours de fabrication. Ils sont également suffisamment profonds pour refondre en partie les couches précédentes de manière à les solidariser avec celle en cours (cf. figure 1.13 - gauche). Si l'écart vecteur est trop important, un espace subsiste entre les bains

de fusion dans lequel la poudre n'est pas fondue et qui n'est donc pas solidaire du reste de la pièce (cf. figure 1.13 - centre). De même, si la profondeur des bains de fusion n'est pas suffisante, des zones infondues restent en fin de fabrication, ce qui peut même dans un cas extrême représenter une proportion importante de la couche en cours (cf. figure 1.13 - droite).

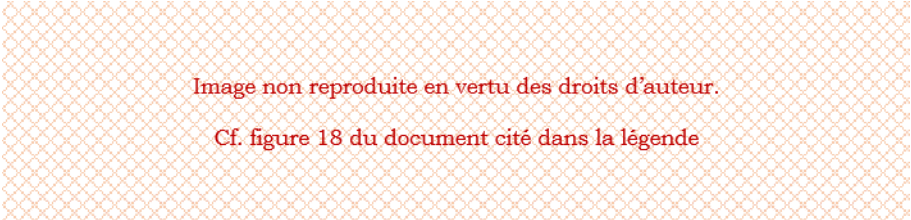


FIGURE 1.13 – Influence de la taille des bains de fusion sur l'apparition des manques de fusion [11].

Les manques de fusion issus de ce processus sont naturellement alignés avec les trajectoires laser. C'est ce que montrent Andreau et al. ([56]) à la figure 1.14a à partir d'une paramétrie volontairement dégradée. Afin d'éviter la superposition systématique de ces porosités, la direction de lasage (dans le cas d'une stratégie *hatch*) est décalée entre chaque couche (généralement d'un angle de 67°). Ces problématiques de recouvrement peuvent également survenir à la jonction entre le contour et le cœur (cf. figure 1.14b).



(a) Manques de fusion liés au recouvrement entre trajectoires laser de remplissage [56].



(b) Manques de fusion liés au recouvrement entre la lasage de cœur et de contour [57].

FIGURE 1.14 – Localisation des manques de fusion liés au manque de recouvrement entre trajectoires laser (a) ou entre paramétrie de cœur et de contour (b).

Hormis les problématiques de recouvrement, le masquage ponctuel du laser peut également conduire à l'apparition de manques de fusion. Le masquage du laser (ou une défocalisation) peut être provoqué par des fumées non repoussées par le flux de gaz comme mentionné précédemment. La présence d'un éjectat, de taille trop

importante pour être refondu, posé sur le lit de poudre, peut également empêcher le laser de fondre cette zone de la couche. Enfin, le *balling effect* est également à l'origine de manques de fusion puisque le bain de fusion n'adhère alors pas aux couches inférieures mais "roule" simplement à la surface. Kasperovich et al. ([12]) montrent en coupe longitudinale des manques de fusion générés par ces phénomènes (cf. figure 1.15 - gauche). On distingue sur leur micrographie des zones sphériques surmontant les manques de fusion (délimitées par les lignes pointillées noires). Afin de distinguer si ces volumes de matière proviennent d'éjectats ou de *balling effect*, on peut s'appuyer sur la microstructure. En effet, un éjectat est une goutte de matière expulsée du bain de fusion. Celle-ci se solidifie en l'air et arrive à l'état solide sur le lit de poudre. Elle possède donc une microstructure indépendante qui va perdurer puisque l'éjectat ne sera pas intégralement refondu s'il est de taille importante. A l'inverse, une goutte de matière formée par le *balling effect* se trouve à l'état liquide à sa position finale. Elle va posséder une microstructure cohérente de la couche inférieure même si celles-ci ne se sont pas solidarisées.

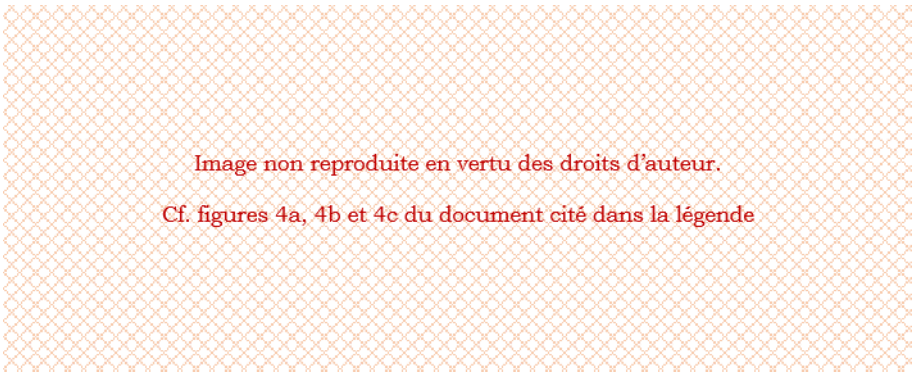


FIGURE 1.15 – Évolution des types et du taux de porosité interne en fonction de la densité volumique d'énergie apportée [12].

En synthèse, deux types de porosités internes peuvent donc être rencontrés, majoritairement dépendants du niveau de densité volumique d'énergie apportée. Les pores gazeux correspondants à des niveaux d'énergie plus élevés que l'optimal. Les manques de fusion correspondant à des niveaux d'énergie moins élevés. La figure 1.15 résume ce constat. Plus la paramétrie utilisée s'éloigne de la paramétrie optimale plus la densité de porosité présente au sein du matériau est importante. En terme de morphologie, Kasperovich et al. ([12]) ont procédé à la caractérisation fine de ces porosités à l'aide de mesures au synchrotron. Bien que la morphologie plutôt sphérique des pores gazeux et plutôt plane des manques de fusion soit globalement admise (sphéricité de l'ordre de 0.5 au maximum sur manques de fusion et proche de 1 sur pores gazeux), ils montrent que des arêtes vives existent malgré tout sur les deux types de porosités, au niveau microscopique. Des exemples de ces relevés sont présentés en figure 1.16.

Micro-géométrie de surface

La micro-géométrie de surface résulte de la présence de porosités, telles que celles décrites précédemment, débouchantes ou rendues débouchantes par enlèvement de

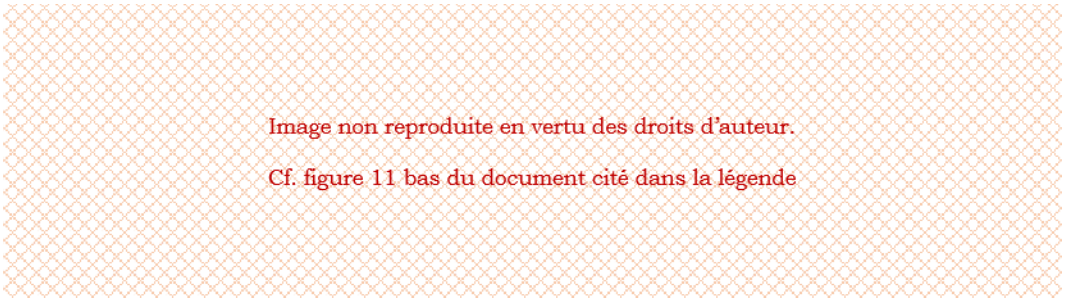


FIGURE 1.16 – Morphologies fines d'un manque de fusion (gauche) et d'un pore gazeux (droite) acquises au synchrotron [12].

matière (usinage, parachèvement, par exemple), mais aussi d'effets spécifiques à la surface. Le premier d'entre eux est directement lié à la construction couche par couche qui conduit inexorablement à la présence de marches sur toute surface inclinée par rapport à la direction de fabrication. Ce phénomène est illustré en figure 1.17 par Cabanettes et al. ([13]).

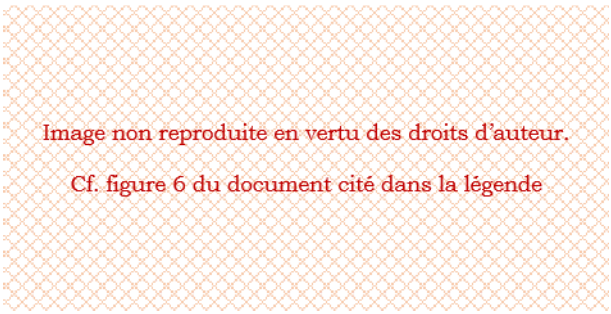


FIGURE 1.17 – Effet de marches créé par une construction couche par couche [13].

Une autre problématique est l'accrétion de poudres partiellement fondues voire simplement frittées à la surface des pièces. Celle-ci induit des différences significatives de micro-géométrie de surface entre les faces en surplomb (qui reposent sur le lit de poudre lors de la fusion), dites *downskin*, et les faces à l'aplomb (qui sont supportées par les couches précédentes, denses), dites *upskin* (cf. figure 1.17). Les faces latérales verticales sont également soumises à la présence de ces poudres infondues contrairement aux faces supérieures sur lesquelles seuls les passages du laser sont visibles sous la forme de cordons (similaires à des cordons de soudure). Cet effet est également illustré par Cabanettes et al. ([13]) en figure 1.18.

Outre ces spécificités liées au principe de la fabrication sur lit de poudre, la précision du procédé est également un facteur important pour la micro-géométrie de surface. En effet, un décalage dans la trajectoire du laser entre deux couches, notamment lors du lasage du contour, induit un ressaut à la surface ou une mauvaise solidarisation entre celles-ci. Cela conduit à la présence de vallées à la surface parfois désignées par le terme "empilement d'assiettes" ([58]). Ces vallées illustrées sur un faciès de rupture en figure 1.19a correspondent (dans la direction longitudinale) à des anfractuosités quasi-similaires à des fissures, à la surface des composants, comme le montre la figure 1.19b.

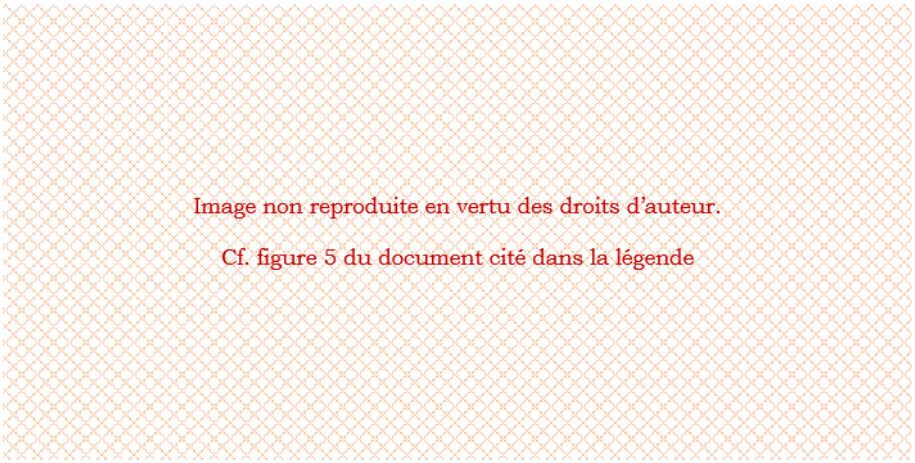
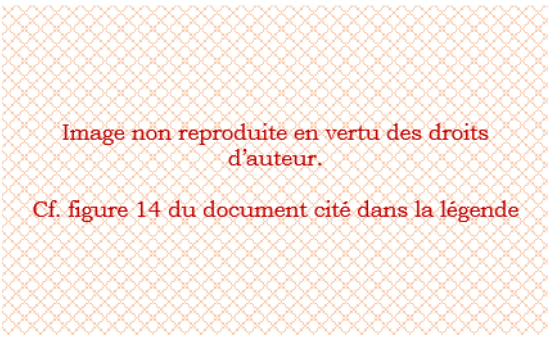


FIGURE 1.18 – Comparaison des micro-géométries de surface obtenues sur des faces orientées *upskin* (gauche) ou *downskin* (droite) [13].



(a) "Empilement d'assiette" à la surface d'une éprouvette ayant conduit à la rupture de celle-ci [58].



(b) Micro-géométrie de surface en coupe longitudinale présentant des anfractuosités similaires à des micro-fissures [9].

FIGURE 1.19 – Vallées de surface de type "empilement d'assiette" visibles sur un faciès de rupture (a) et en coupe longitudinale (b).

Enfin, les éjectats peuvent également fortement modifier la micro-géométrie de surface, en plus d'être potentiellement à l'origine de manques de fusion (comme décrit dans la section précédente). Nasab et al. ([14]) montrent que leur taille et leur nombre dépend fortement de la densité d'énergie volumique apportée. Une faible densité volumique d'énergie apportée tend ainsi à générer des éjectats de petite taille mais plus nombreux. Une forte densité volumique d'énergie apportée engendrera au contraire des éjectats en faible nombre mais de taille significativement plus élevée. Si les petits éjectats sont facilement refondus et ne sont pas problématiques lorsqu'ils se retrouvent à cœur, ils conduisent cependant à une importante rugosité de surface. La figure 1.20 présente différents états de surface obtenus à différentes densités volumiques d'énergie apportée. Toutefois, ces travaux ont été établis sur alliage d'aluminium et mériteraient d'être confirmés sur le Ti-6Al-4V. On notera que parmi les indicateurs de rugosité usuels, la différence entre ces topographies de surface différentes peut être identifiée au moyen du skewness.

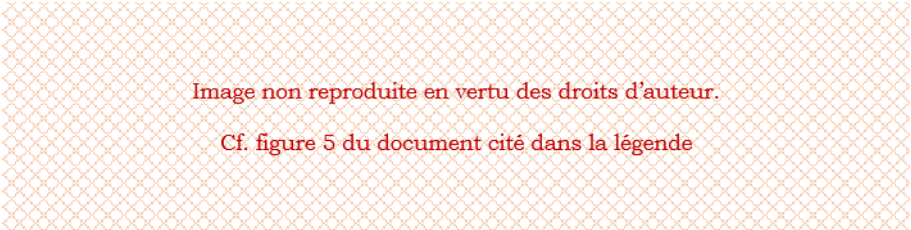


FIGURE 1.20 – Comparaison des micro-géométries de surface obtenues sur les faces supérieures d'échantillons produits à haute (a), moyenne (b) et faible (c) densité volumique d'énergie apportée [14].

Bien que considérés comme des indicateurs de rugosité, les grandeurs usuelles (de type R_a, R_v, R_z, ... ou leurs équivalents surfaciques S_a, S_v, S_z, ...) sont en réalité basées sur la micro-géométrie de surface dans son ensemble. Kahlin et al. ([27]) montrent par ce biais l'influence de l'épaisseur de couche en mettant en évidence des valeurs d'indicateurs de rugosité supérieures en E-PBF (couches de 60 µm) qu'en L-PBF (couches de 30 µm). D'une manière générale, les valeurs de R_a ou S_a rencontrées dans la littérature à l'état *net-shape* variaient de 10 µm à 40 µm ([15, 27, 37]).

1.2.4 Impact des paramètres du procédé sur les contraintes résiduelles

En dernier lieu, l'effet des paramètres du procédé sur la présence de contraintes résiduelles est étudié. La présence de contraintes résiduelles dans les composants produits par fabrication additive est due aux forts gradients thermiques en jeu lors de la construction ([59]). Lors du refroidissement, la différence de température entre les couches au moment où elles deviennent solidaires induit un différentiel de rétraction thermique qui conduit à la présence de contraintes internes dans ces différentes couches. Le schéma proposé par Kruth et al. ([3]) en figure 1.21 illustre bien se processus.

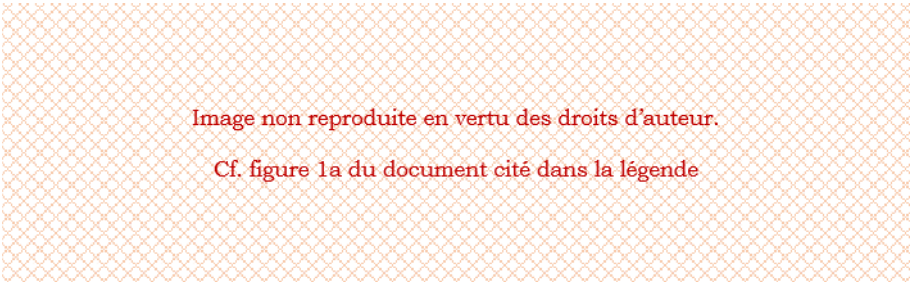


FIGURE 1.21 – Formation de contraintes résiduelles dans les composants produits par L-PBF au cours de la fabrication [3].

Il apparaît que l'intensité des gradients thermiques entre les couches est le facteur principal dans l'apparition de contraintes résiduelles ou non. Piloter ce gradient à travers la paramétrie laser est bien entendu possible mais délicat, surtout si on veut conserver un optimum en terme de porosité et de microstructure. Par contre, la stratégie de lasage (c'est-à-dire les trajectoires laser employées) constitue un

moyen d'influer sur ces gradients. Kruth et al. ([3]) indiquent ainsi qu'une stratégie en damier (cf. figure 1.3b) permet de moins refroidir entre les couches et donc de limiter les gradients thermiques. En revanche, cette stratégie induit beaucoup plus de discontinuités entre les trajets de lasage et donc peut s'avérer moins efficace vis-à-vis de la porosité.

Quelle que soit la stratégie utilisée, la présence de contraintes résiduelles est avérée. Edwards et Ramulu ([15]) la mettent clairement en évidence en constatant la déformation de plaques produites par L-PBF et usinées d'un côté uniquement (cf. figure 1.22).

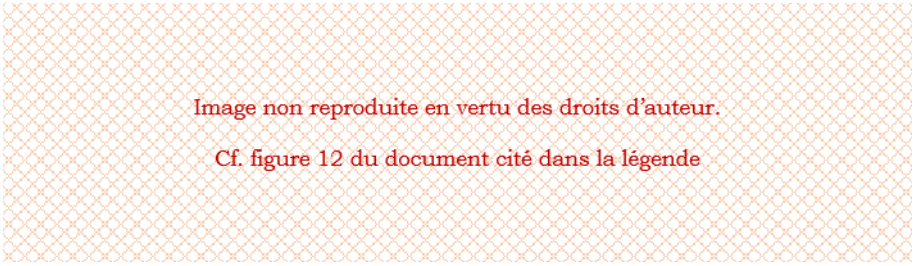


FIGURE 1.22 – Mise en évidence de la présence de contraintes internes dans des plaques produites par L-PBF par la déformation survenue après usinage d'une face uniquement (la face du haut sur cette photographie) [15].

Edwards et Ramulu ([15]) montrent également que le niveau de contraintes résiduelles dépend fortement de la géométrie. Ils mettent notamment en évidence des niveaux de contrainte de 0 MPa à 400 MPa pour des éprouvettes larges et de faible hauteur tandis que ces niveaux atteignent 200 MPa à 600 MPa pour des éprouvettes étroites et de grande hauteur. Dans leur cas, les contraintes sont maximales en surface et diminuent avec la profondeur. Leuders et al. ([60]) arrivent à des conclusions significativement différentes avec des niveaux de contraintes résiduelles plus élevés en interne (de 90 MPa à 235 MPa en surface et de 265 MPa à 775 MPa à 100 µm de profondeur). Cela confirme la grande dépendance des niveaux de contraintes résiduelles (et même du signe de celles-ci) aux conditions de fabrication, stratégies de lasage et géométrie des composants.

Les ordres de grandeurs rapportés dans la littérature sont toutefois quasi-systématiquement de 0 MPa à 500 MPa ([37]). C'est pourquoi beaucoup d'efforts sont produits pour trouver des solutions pour les éliminer. Peu d'articles sont donc disponibles sur du matériau non détentionné. Quelques auteurs s'intéressent toutefois aux contraintes résiduelles dans le but de prévoir les distorsions sur la géométrie finale, résultant de leur relaxation ([61]). La méthode la plus couramment utilisée pour les éliminer est le traitement thermique. La section suivante de cette synthèse bibliographique est dédiée à l'impact de ces traitements thermiques (ou thermo-mécaniques).

1.3 Effet des traitements thermo-mécaniques

Les traitements thermiques et thermo-mécaniques ont déjà été brièvement évoqués dans cette synthèse. Ceux-ci sont employés de manière quasi-systématique sur les

composants produits par L-PBF en Ti-6Al-4V. Leur utilité est multiple puisqu'ils permettent d'agir à la fois sur la microstructure, la porosité interne et les contraintes résiduelles. Leur impact sur ces trois composantes du matériau sont donc détaillées dans les paragraphes suivants.

1.3.1 Effet des traitements thermo-mécaniques sur la microstructure

L'évolution de la microstructure avec les traitements thermiques et thermo-mécaniques est donc tout d'abord étudiée. L'ensemble des auteurs ayant abordés cette question s'accorde sur le fait que la pression isostatique appliquée lors des traitements thermo-mécaniques n'a aucun effet sur la microstructure. Par conséquent, ceux-ci se comportent comme des traitements thermiques. Cette dénomination sera donc employée par mesure de simplicité, dans l'ensemble de cette sous-section, pour désigner aussi bien les traitements thermiques que thermo-mécaniques.

Alors que le Ti-6Al-4V produit par voie conventionnelle est un matériau déjà connu et souvent employé, Vrancken et al. ([6]) sont parmi les premiers à étudier précisément l'impact des traitement thermiques sur ce matériau produit par L-PBF. Ils précisent que de nouveaux traitements thermiques ont dû être imaginés. Les traitements usuels sont en effet conçus pour des microstructures de départ très différentes et se sont donc avérés peu optimaux. Les phases en présence sur du Ti-6Al-4V ont déjà été présentées dans la sous-section 1.2.2.

La microstructure, à l'état *as-built*, du Ti-6Al-4V produit par L-PBF est martensitique, dans la majorité des études. Les traitements thermiques ont donc pour objectif de décomposer la phase α' en phase α-β. Cette décomposition démarre à partir de 600 °C avec l'apparition de la phase α-Widmanstätten ([62]). À partir de 700 °C les lattes α qui germent sont orientées perpendiculairement à la direction de fabrication selon Facchini et al. ([63]). Pour les traitements thermiques sub-transus-β, la température maximale du traitement thermique est le paramètre principal qui pilote la microstructure finalement obtenue. En effet, au fur et à mesure de l'augmentation de température, une proportion de plus en plus importante de phase α est dissoute pour redevenir de la phase β. L'écart entre les lattes de phase α primaire restantes est donc de plus en plus élevé permettant leur croissance lors du refroidissement. Bien sûr la cinétique de refroidissement joue malgré tout, suivant le mécanisme décrit en figure 1.5. Shunmugavel et al. ([64]) parviennent ainsi à obtenir après détentionnement des lattes de dimensions relativement réduites (1 µm de large et 10 µm de long). Pour les traitements super-transus-β, la microstructure est entièrement repassée dans le domaine β. Le processus est donc le même que celui décrit en figure 1.5 et dépend donc principalement de la cinétique de refroidissement après le traitement thermique. La figure 1.23 présente différentes microstructures obtenues à partir d'une même fabrication au moyen de traitements thermiques différents (sub-transus-β (a), sub-transus-β à une température plus élevée (b), super-transus-β (c), durant 2 h suivies d'un refroidissement au four).

Le traitement thermique doit être adapté aux conditions de fabrication (c'est à dire à la microstructure initiale). Molaei et al. ([16]) le démontrent à partir de deux échantillons traités thermiquement de manière similaire (700 °C durant 1 h) mais issus de machines et de paramétries différentes. En fin de traitement l'un des

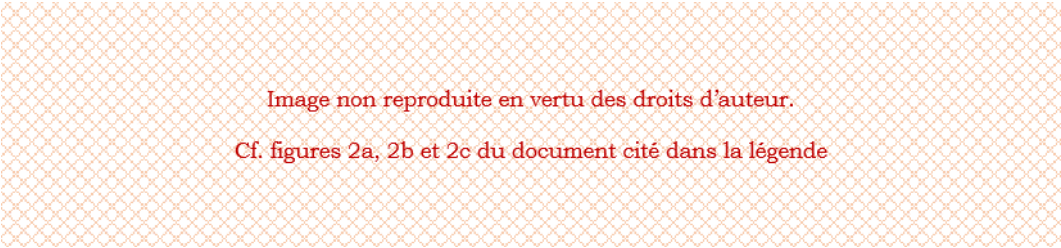


FIGURE 1.23 – Microstructures différentes obtenues après traitement thermique à différentes températures (sub-transus-β (a), sub-transus-β à une température plus élevée (b), super-transus-β (c)) durant 2 h suivies d'un refroidissement au four [6].

deux échantillons présente une microstructure α-β tandis que l'autre présente une microstructure toujours martensitique (α').

La majorité des auteurs s'accommodent de la microstructure α-β lamellaire obtenue sur matériau produit par L-PBF et proposent des traitements thermiques permettant d'atteindre les propriétés mécaniques attendues. Toutefois, certains d'entre eux présentent des traitements innovants comme Sabban et al. ([65]) qui proposent un traitement thermique cyclique en vue de revenir à une microstructure nodulaire comme celle du matériau corroyé.

1.3.2 Effet des traitements thermo-mécaniques sur les porosités

La différence entre traitements thermiques et thermo-mécaniques de type CIC (Compression Isostatique à Chaud, ou HIP - Hot Isostatic Pressing) réside dans le fait qu'au cours de ces derniers, le four est maintenu à une pression interne élevée (généralement autour de 100 MPa). Cela permet de refermer les porosités internes sous l'effet de cette pression. L'opération s'effectue en température car cela permet plus facilement de diffuser le gaz éventuellement enfermé dans ces porosités. Cela permet également de solidariser en partie les surfaces des porosités mises en contact, par effet de frittage ([9]). En revanche, la micro-géométrie de surface étant ouverte sur l'extérieur, elle ne peut pas être modifiée par ce type de traitement ([13]). À l'inverse de ce qui a été présenté précédemment, la thermique de ces traitements n'a aucun effet sur la porosité. C'est pourquoi seuls les traitements thermo-mécaniques et la porosité interne seront abordés dans cette sous-section.

Les traitements thermo-mécaniques de type CIC sont beaucoup utilisés dans le domaine de la fabrication additive du fait de la présence de porosité interne. Bien que l'optimisation de la paramétrie soit le meilleur moyen de limiter cette porosité, l'application d'un traitement CIC reste bénéfique. Comme déjà mentionné, Kasperovich et al. ([9]) indiquent qu'une optimisation de la paramétrie divise par six le nombre de porosités internes détectées. Ils indiquent également que l'application d'un CIC divise encore par six ce nombre. Ce constat est illustré en figure 1.10.

Malgré ces performances intéressantes, le traitement CIC ne referme pas toutes les porosités internes. Leuders et al. ([60]) avancent ainsi que celles-ci ne sont en réalité que réduites à des tailles inférieures à la résolution des moyens de mesure (tomographie notamment). Molaei et al. ([16]) constatent également cela et observent des pores gazeux après traitement par CIC, en tomographie, comme illustré en figure 1.24.

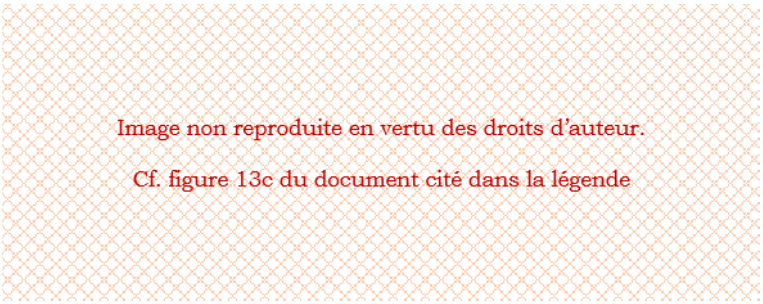


FIGURE 1.24 – Pore gazeux présent après traitement par CIC sur un faciès de rupture [16].

D'autres auteurs parmi lesquels Atkinson et al. ([66]) affirment également que les porosités fermées par CIC pourraient réapparaître dans le cas où le composant serait exposé à une température similaire à celle utilisée lors du CIC. Ce type de comportement peut être expliqué par la présence de gaz au sein de la porosité (c'est à dire plutôt pour les pores gazeux). Tammas-Williams et al. ([18]) prévoient d'ailleurs une efficacité inférieure du CIC pour les pièces de fabrication additive que pour les pièces de fonderie pour des raisons similaires. En effet, l'argon, généralement utilisé dans le flux de gaz protecteur, est plus massif que l'hydrogène présent dans les porosités de fonderie et devrait moins facilement diffuser à travers la matière.

Du Plessis et al. ([17]) observent quant à eux des porosités internes qui ne sont pas affectées par le CIC. Ces porosités sont positionnées majoritairement en sous-surface, comme le montre la figure 1.25.



FIGURE 1.25 – Porosités internes détectées par tomographie avant et après application d'un traitement par CIC [17].

Tammas-Williams et al. ([18]) attribuent cela à une connexion entre la surface et ces porosités sub-surfaciques. Ils appellent cela l'effet tunnel et montrent, en présence d'une importante porosité initiale, qu'une part significative peut subsister après CIC. Ces porosités résiduelles, qui peuvent s'étendre profondément, voient même parfois leur volume augmenter (de 4 % à 7 % dans leur cas). La figure 1.26 illustre ce

phénomène et sa sensibilité à la géométrie de la pièce. Des angles vifs et des parties fines maximisent effectivement la possibilité que des porosités sub-surfaciques soient connectées à la surface (flèche rouge sur la figure 1.26).

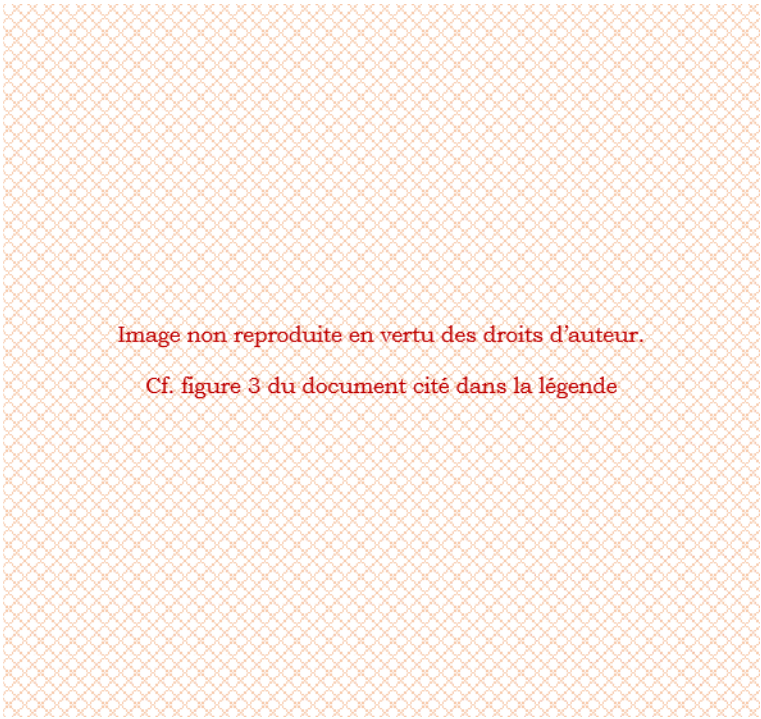


FIGURE 1.26 – Porosité interne d'échantillons avant CIC (gauche) et après CIC (droite). Mise en évidence de l'effet tunnel [18].

Tammas-Williams et al. ([18]) proposent de recouvrir la surface d'un revêtement étanche avant CIC afin de supprimer cet effet tunnel.

1.3.3 Effet des traitements thermo-mécaniques sur les contraintes résiduelles

L'intérêt des traitement thermiques est enfin de relaxer les contraintes résiduelles introduites par la fabrication. La quasi-totalité des travaux présentés dans la littérature sont réalisés sur matériau détentionné compte-tenu de l'importante dispersion des contraintes résiduelles (en fonction des conditions de fabrication) qui peuvent ensuite fausser les résultats générés. Les traitements thermiques employés pour cela sont de durée variable (de 1 h à 5 h) et effectués à des températures variables (de 600 °C à 850 °C). Leuders et al. ([60]) ont ainsi évalués des contraintes résiduelles allant jusqu'à 775 MPa (à 100 µm de profondeur) qui diminuent à environ 10 MPa après un traitement de 2 h à 800 °C.

La plupart des relevés de contraintes résiduelles sont réalisés par DRX. Germain et al. ([19]) proposent toutefois une méthodologie innovante qui utilise la déformation d'un clou après découpe par EDM pour démontrer la présence de contraintes résiduelles ou non. Ces clous imprimés verticalement sont pourfendus longitudinalement sur une longueur calibrée. En présence de contraintes résiduelles,

la découpe va libérer une partie de ces contraintes internes qui vont se rééquilibrer et entraîner une déformation de l'échantillon. Les deux moitiés ainsi séparées vont donc s'écarter ou se rapprocher selon que les contraintes résiduelles présentes sont plutôt des contraintes de traction ou de compression. La figure 1.27, tirée de ces travaux, illustre, au moyen de cette méthode, la relaxation progressive des contraintes résiduelles en fonction de la température de traitement utilisée.

Une mesure de référence est prise en dessous de la zone de découpe et une mesure à une hauteur calibrée est réalisée, après découpe, dans une direction orthogonale au plan de découpe. La comparaison des deux mesures permet de déterminer si la découpe a engendré une déformation du clou, synonyme de la présence de contraintes résiduelles. Le schéma présenté en figure 1.28 illustre cette procédure.

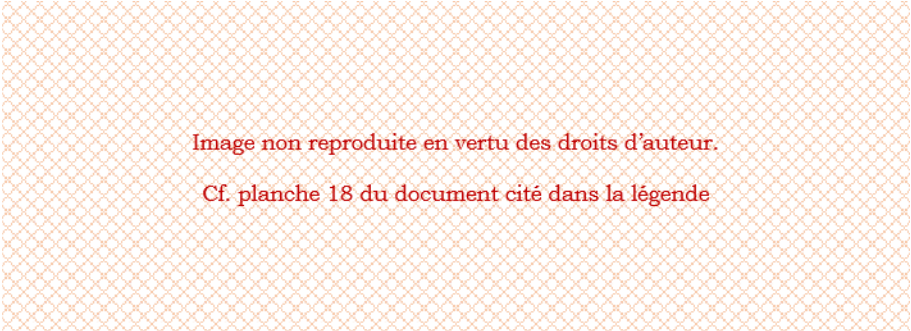


FIGURE 1.27 – Mise en évidence de la relaxation des contraintes résiduelles en fonction de la température de traitement thermique ([19]).



FIGURE 1.28 – Schéma illustrant la procédure de découpe et de mesure des clous de caractérisation des contraintes résiduelles ([19]).

Bien qu'elle reste qualitative et non quantitative, Germain et al. ([19]) utilisent cette procédure pour démontrer qu'à partir de 600 °C durant 2 h l'ensemble des contraintes résiduelles sont relaxées sur le Ti-6Al-4V. Ce résultat est cohérent avec la littérature ([67]). Ils identifient toutefois que la cinétique de refroidissement après traitement présente des effets importants sur cette relaxation. Un refroidissement trop rapide (typiquement de l'ordre de 40 °C min^{-1}) pourrait réintroduire des contraintes résiduelles.

1.4 Effet des traitements de surface

Comme on l'a mentionné en introduction de ce manuscrit, et comme on le montrera dans la deuxième sous-section de cette partie dédiée aux traitements de surface, l'effet de la micro-géométrie de surface sur la tenue en fatigue est prépondérant. De nombreux traitements de surface ont donc été considérés dans le but d'améliorer celle-ci. Ces traitements sont de différents types : chimiques, avec ou sans assistance électrique, tribologiques, apparentés à du grenaillage (conventionnel, laser, ...), ou des combinaisons d'entre eux. Kahlin et al. ([20]) présentent en figure 1.29 un certain nombre de ces traitements (polissage laser, polissage, finition centrifuge, grenaillage laser, grenaillage conventionnel). Les effets des traitements de surface sur la microstructure, la micro-géométrie de surface et les contraintes résiduelles sont détaillés dans cette section.

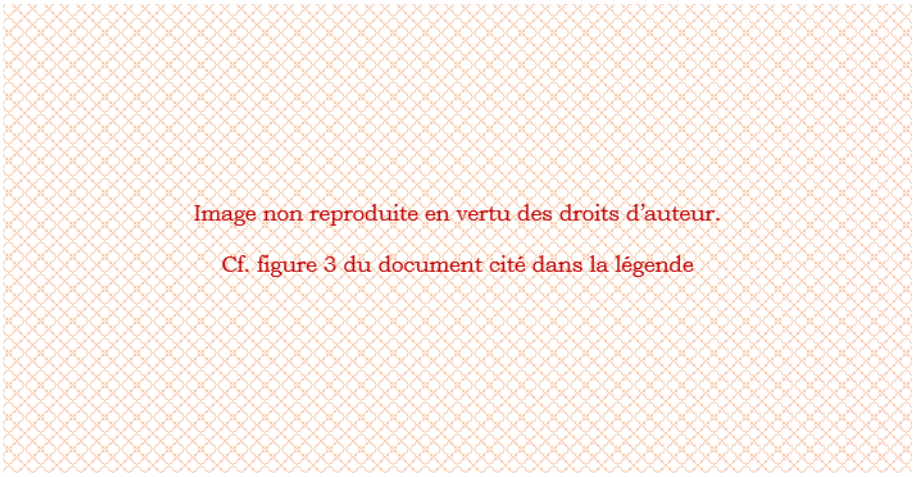


FIGURE 1.29 – Exemples d'états de surface à l'issu de divers traitements de surface appliqués sur Ti-6Al-4V produit par L-PBF et E-PBF ([20]).

Bien que par la suite les effets d'un certain nombre de traitements sont présentés, une description succincte du parachèvement chimique est tout d'abord proposée. C'est, en effet, ce type de traitement qui sera utilisé dans le cadre des travaux de thèse présentés dans ce manuscrit, comme cela sera expliqué au chapitre 2.

1.4.1 Description du procédé de parachèvement chimique

Le procédé de parachèvement chimique est relativement simple. Il consiste à plonger la pièce dans un bain chimique, comportant souvent un système d'agitation légère mais pouvant aussi comporter des dispositifs de circulation forcée (pour des géométries particulièrement complexes). Un schéma réalisé par Persenot et al. ([21]) et reproduit en figure 1.30 décrit cette opération.

Le bain chimique utilisé est adapté au matériau. Il s'apparente à un bain d'usinage chimique mais possède généralement une formulation différente afin d'apporter l'effet lissant recherché. Lhuissier et al. ([22]) modélisent cet effet lissant comme on le présentera par la suite. Pour cela, ils considèrent la vitesse de traitement locale comme étant liée au rapport entre le volume de matière, V_{bulk}, et le volume de

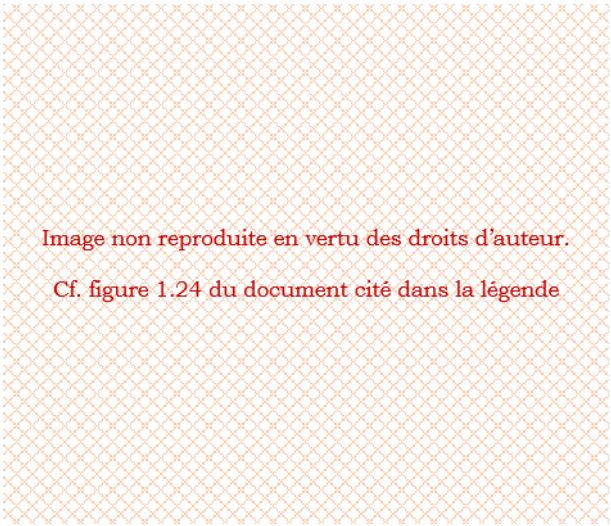


FIGURE 1.30 – Représentation schématique du dispositif de parachèvement chimique ([21]).

liquide, $V_{etchant}$, contenus dans une sphère centrée autour du point étudié. Dans le cas d'une surface localement convexe (exemple de la figure 1.31 gauche), le rapport $V_{etchant}/V_{bulk}$ est plus élevé que dans le cas d'une surface localement concave (exemple de la figure 1.31 droite). La vitesse de polissage sera donc supérieure dans le cas de la surface convexe que dans le cas de la surface concave, produisant l'effet de polissage désiré.



FIGURE 1.31 – Schéma d'une surface convexe (gauche) et concave (droite) plongées dans un bain de polissage chimique. Effet sur la vitesse de dissolution introduite dans les modélisations de Lhuissier et al. ([22]).

Les précédentes études réalisées sur le sujet ont conduit l'organisme de normalisation ASTM International à préconiser un bain chimique composé d'acide fluorhydrique, HF, et d'acide nitrique, HNO_3 en solution aqueuse pour le polissage de

l'alliage de titane Ti-6Al-4V. D'autres compositions peuvent toutefois être utilisées. Il est à noter que certaines compositions sont utilisées pour augmenter la rugosité et non la diminuer ([68]).

1.4.2 Effet des traitements de surface sur la microstructure

Les traitements de surface n'affectant qu'une épaisseur modérée à la surface des pièces traitées, il apparaît évident que leur impact sur la microstructure du matériau est limité voire inexistant. Toutefois, certains de ces traitements induisent un enlèvement de matière à la surface (par usinage chimique, abrasion, ...). En présence d'une microstructure spécifique de surface ce type de traitement peut avoir un effet sur la microstructure en éliminant cette microstructure de surface et en révélant la microstructure à cœur. Dans pareil cas, cet effet va se combiner aux effets liés à l'amélioration de l'état de surface. Il peut alors être délicat de décorréler ces contributions.

Persenot et al. ([23]) étudient un parachèvement chimique et présentent l'épaisseur retirée par le traitement (cf. figure 1.32). Selon les paramètres de contour utilisés (nombre de couches de contour notamment), la microstructure de surface peut effectivement être éliminée.



FIGURE 1.32 – Épaisseur de matière retirée par parachèvement chimique à la surface d'échantillons en Ti-6Al-4V produits par E-PBF ([23]).

La question d'un effet thermique, sur la microstructure, de traitements de type polissage laser, grenaillage laser ou de traitements similaires se pose également. Ce type de traitement étant cependant incompatible avec des géométries complexes présentant des surfaces internes, il n'a pas été considéré dans notre étude et cette question n'a donc pas été approfondie.

1.4.3 Effet des traitements de surface sur la micro-géométrie de surface

Dans cette deuxième sous-section, seuls les effets sur la micro-géométrie de surface sont considérés.

Kahlin et al. ([20]) réalisent des mesures de rugosité suite aux traitements présentés en figure 1.29. Deux indicateurs de rugosité (S_a et S_v) sont présentés pour chaque traitement en figure 1.33. Sur cette figure les traitements sont désignés par les sigles suivants : AB = *As-Built*, LSP = grenaillage laser (Laser Shot Peened), LP = polissage laser (Laser Polishing), SP = grenaillage (Shot-peening), CF = finition centrifuge (Centrifugal finish), Lin = finition abrasive (Linishing).

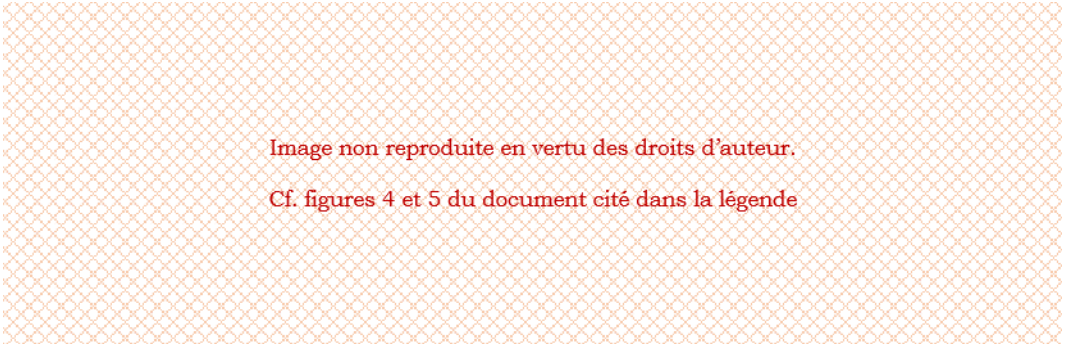


FIGURE 1.33 – Mesures de rugosité (S_v à gauche et S_a à droite) réalisées après application de différents procédés de traitement de surface sur matériau produit par L-PBF (blanc) et E-PBF (gris) ([20]).

Une amélioration, plus ou moins importante, est visible suite à l'ensemble des traitements, quel que soit l'indicateur considéré. En revanche, une différence notable est constatée entre la moyenne arithmétique surfacique, S_a (figure 1.33 droite), et la profondeur maximale de vallée, S_v (figure 1.33 gauche). Bien que ces indicateurs soient des indicateurs de rugosité, comme mentionné précédemment, ils évaluent la micro-géométrie de surface dans son ensemble (incluant les pores débouchants). Après application de traitements de surface, des porosités internes peuvent ainsi être rendues débouchantes par l'enlèvement de matière éventuel qui en découle. Hills et al. ([24]) illustrent cela, à partir d'un parachèvement chimique, en figure 1.34. De telles porosités, relativement ponctuelles, n'ont qu'un effet limité sur la rugosité moyenne arithmétique mais un effet important sur la profondeur maximale. Elles peuvent ainsi expliquer l'écart constaté, entre S_a et S_v, sur les mesures présentées en figure 1.33. Cette différence montre également que les procédés de traitement de surface sont très efficaces sur les pics mais que les cavités en surface nécessitent un temps de traitement plus important pour être lissées. Une surface initiale avec un indicateur d'asymétrie (*skewness*) positif est donc préférable.

Persenot et al. ([23]) ont également mis en évidence des porosités résiduelles à la surface après un parachèvement chimique. Ils montrent de plus que la micro-géométrie de ces porosités n'est pas lissée. Cela conforte l'hypothèse de porosités rendues débouchantes par le traitement de surface. Un exemple est présenté en figure 1.35.

Les différents types de traitements n'ont pas la même efficacité. Le traitement employé doit être adapté à la micro-géométrie initiale de la surface à traiter. Par exemple, Benedetti et al. ([25]) ont également conduit des mesures de rugosité après un traitement de tribofinition. Ils obtiennent une valeur de rugosité moyenne arithmétique de R_a=5 µm. Malgré cela les performances en fatigue ne sont pas



FIGURE 1.34 – Mise en évidence de porosités sub-surfacique pouvant être rendues débouchantes par le procédé de parachèvement ([24]).



FIGURE 1.35 – Micro-géométrie détaillée d'une porosité restante après parachèvement chimique sur le faciès de rupture de l'éprouvette de fatigue correspondant à la figure 1.32 - gauche ([23]).

améliorées, ce qu'ils attribuent au fait que ce traitement a écrasé la surface masquant les creux sans les lisser. La surface obtenue est présentée en figure 1.36.



FIGURE 1.36 – Micro-géométrie de surface d'un échantillon de Ti-6Al-4V produit par L-PBF après un traitement de tribofinition ([25]).

Afin de prévoir l'efficacité de ces traitements sur les différentes typologies de micro-géométrie de surface, plusieurs auteurs modélisent l'effet de traitements de parachèvement. La plupart de ces auteurs étudient des procédés de finition par voie chimique. Lhuissier et al. ([22]) par exemple réalisent ce type de modélisation sur des structures lattices en Ti-6Al-4V produites par E-PBF. La figure 1.37 compare les résultats expérimentaux et de la modélisation à différents stades du traitement. La couleur sur cette figure représente le taux de parachèvement (en $\mu m\,min^{-1}$).

Lhuissier et al. ([22]) calculent également les diamètres équivalents de leur micro-poutres, en volume et en raideur. Ces diamètres correspondent au diamètre d'une micro-poutre parfaitement cylindrique de révolution qui aurait le même volume, respectivement la même raideur, que la micro-poutre réelle, rugueuse. Ils introduisent la notion de section efficace mécaniquement et montrent que la différence initialement présente entre ces diamètres diminue avec le parachèvement. Ces résultats sont présentés en figure 1.38. On constate effectivement que le rapport entre les diamètres tend vers un, au fur et à mesure que le traitement progresse.

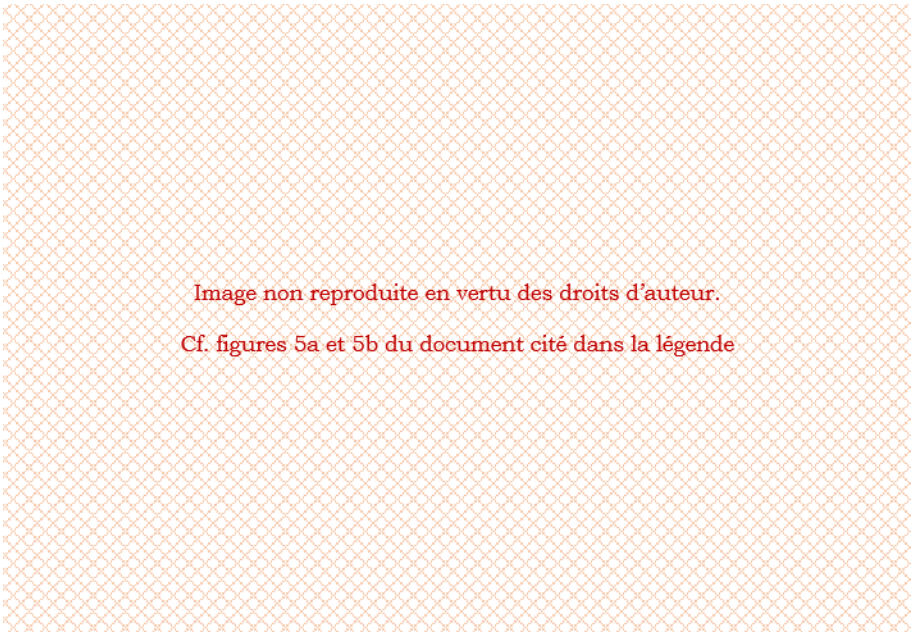


FIGURE 1.37 – Micro-géométries de surface obtenues expérimentalement (a) et par simulation (b) pour différents stades de parachèvement chimique ([22]).

1.4.4 Effet des traitements de surface sur les contraintes résiduelles

Tout comme pour la microstructure, l'effet d'un traitement de surface sur les contraintes résiduelles semble réduit. Ces procédés étant appliqués la plupart du temps sur du matériau détentionné, il est difficile d'évaluer leur potentiel impact. Là encore, l'enlèvement d'une épaisseur de matière par un traitement de finition peut cependant contribuer à l'élimination ou à la redistribution de contraintes résiduelles qui s'y trouvaient.

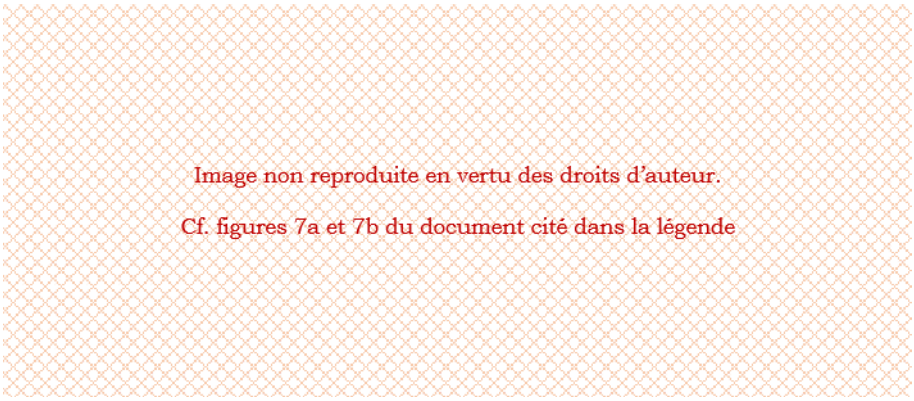


FIGURE 1.38 – Évolution des diamètres équivalents, en volume et en raideur, d'échantillons traités en fonction du temps de parachèvement chimique appliqué ([22]).

Outre l'effet des traitements de surface sur les contraintes résiduelles existantes, ceux-ci peuvent également introduire des contraintes résiduelles supplémentaires. Kahlin et al. ([20]) ont également étudié cet aspect sur les procédés de la figure 1.29. Les résultats sont présentés en figure 1.39. On constate que ces procédés, majoritairement tribologiques ou de type grenaillage, introduisent des contraintes résiduelles ce qui n'est pas le cas de procédés chimiques ou électrochimiques.

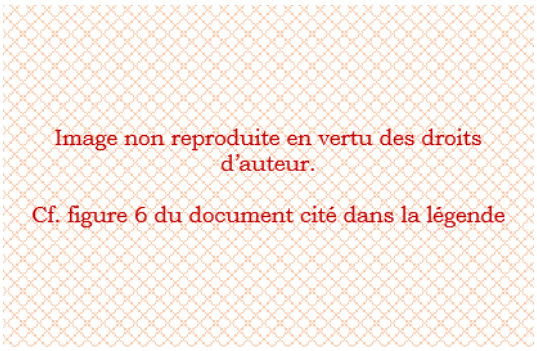


FIGURE 1.39 – Contraintes résiduelles introduites par différents procédés de traitement de surface ([20]).

1.5 Propriétés mécaniques du Ti-6Al-4V produit par fusion laser sur lit de poudre

Dans les sections précédentes de cette synthèse, l'effet des paramètres du procédé et des différents traitements sur la porosité interne et les caractéristiques d'intégrité de surface, a été présenté. Cependant, l'intérêt final est de pouvoir maîtriser les propriétés mécaniques d'une pièce en fonction de ses caractéristiques. C'est pourquoi dans cette dernière partie de synthèse bibliographique, on va s'intéresser à l'importance de chacun des éléments précédemment étudiés (microstructure, porosité interne et micro-géométrie de surface) sur les propriétés mécaniques.

Certains des traitements employés produisent des effets combinés (les traitements thermo-mécaniques, sur la microstructure et les porosités internes, par exemple). On s'attachera autant que possible à découpler leurs effets sur les propriétés mécaniques, ou à évaluer les différentes contributions, lorsque cela n'est pas réalisable. La plupart des auteurs s'affranchissant des contraintes résiduelles par des traitements de détentionnement, peu de résultats permettent d'évaluer leur impact sur les propriétés mécaniques. D'autant plus que ces traitements entraînent un couplage avec un effet de microstructure. C'est la raison pour laquelle cet aspect n'est pas évoqué dans cette revue de littérature.

1.5.1 Effet de la microstructure sur les propriétés mécaniques du Ti-6Al-4V produit par L-PBF

La microstructure est, comme pour tout matériau, un paramètre ayant un impact d'ordre un sur les propriétés mécaniques des composants. Les propriétés en traction monotone, en fatigue et en propagation de fissure sont présentées successivement par soucis de clarté.

Propriétés statiques

Sur les propriétés monotones du matériau, l'effet de la microstructure peut s'exprimer de plusieurs manières. Les valeurs de résistances (élastique et à rupture) peuvent tout d'abord évoluer en fonction de la microstructure. De même, celle-ci peut conduire à des variations de ductilité ou d'écrouissage. Vrancken et al. ([6]) ont caractérisé l'alliage de titane Ti-6Al-4V produit par L-PBF à l'état *as-built* et constatent des résistances et un écrouissage significativement plus élevés que sur matériau corroyé. En revanche, la ductilité obtenue est, elle, significativement inférieure. Ces caractérisations sont présentées en figure 1.40.

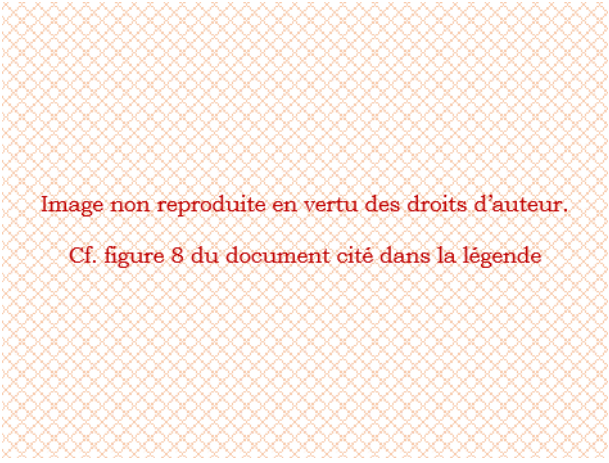


FIGURE 1.40 – Comparaison des résultats d'essais de traction monotone sur matériau corroyé et produit par L-PBF ([6]).

Pour certains auteurs, cette faible ductilité s'apparente même à un comportement quasi-fragile, à l'état *as-built* et dans la direction verticale ([5, 25]). Shunmugavel et al. ([64]) partagent ce constat et l'accompagnent d'observations des faciès qui

révèlent des cupules caractéristiques d'un matériau ductile sur alliage corroyé et des facettes transgranulaires typiques d'un comportement plus fragile sur alliage produit par L-PBF. Ils attribuent ces propriétés à la taille des grains. Des grains plus petits conduisant à la présence de plus de joints de grains, sur lesquels les dislocations vont s'empiler, expliquant une ductilité moindre et des résistances supérieures. Après des essais sur différentes microstructures, Xu et al. ([7]) indiquent que la limite d'élasticité est liée à la taille de grains par une loi de type Hall-Petch ([69]). Cette corrélation est présentée en figure 1.41.

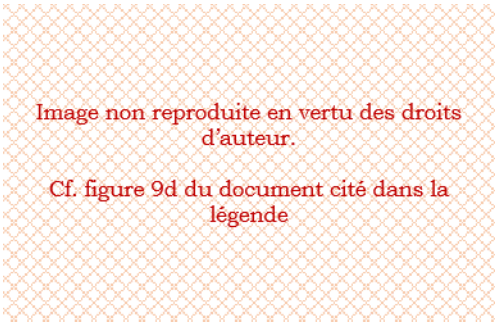


FIGURE 1.41 – Évolution de la limite d'élasticité du Ti-6Al-4V produit par L-PBF en fonction de la taille des lattes de phase α, suivant une relation de type Hall-Petch ([7]).

Kasperovich et al. ([9]) testent plusieurs traitements thermiques et thermo-mécaniques pour évaluer leur impact sur les propriétés mécaniques du Ti-6Al-4V L-PBF. Les courbes de traction obtenues après ces différents traitements sont présentées ultérieurement en figure 1.46. Ils constatent effectivement qu'un traitement thermique permet de diminuer les résistances et d'augmenter la ductilité. Vrancken et al. ([6]) avaient procédé de la même manière et montré que la limite d'élasticité du matériau et son allongement à rupture suivent une relation quasi-linéaire avec la température maximale du traitement thermique (pour des traitements sub-transus-β). Ces relations corroborent les constats de Xu et al. ([7]). Elles sont exposées en figure 1.42.

Outre la sensibilité à la taille de grains, et donc aux traitements thermiques, Qiu et al. ([55]) ont également relevés un effet de l'orientation de fabrication sur la ductilité. Cette sensibilité à l'orientation est attribuée au caractère colonnaire des grains β parents.

Enfin, plusieurs auteurs ([9, 27]) constatent une évolution de la dureté en fonction du traitement thermique appliqué. Il semble donc exister une corrélation entre la microstructure, et donc les propriétés mécaniques, et la dureté.



(a) Évolution de la limite d'élasticité.



(b) Évolution de la déformation à rupture.

FIGURE 1.42 – Évolution de la limite d'élasticité (a) et de la déformation à la rupture (b) en fonction de la température maximale de traitement thermique, sur Ti-6Al-4V produit par L-PBF [6].

Propriétés en fatigue et propagation de fissure

Comme pour les propriétés mécaniques en traction monotone, les propriétés en fatigue sont dépendantes de la microstructure. La microstructure martensitique α' pâtit, là encore, de sa faible ductilité ([5]). La conversion de cette microstructure α' en microstructure α-β améliore sa résistance à la propagation d'après Benedetti et al. ([25]). Le seuil de non propagation, ΔK_{th}, en particulier est nettement inférieur à l'état *as-built* que sur une microstructure globulaire conventionnelle comme l'ont constaté Edwards et Ramulu ([15]).

Xu et al. ([7]) font le même constat sur des microstructures α-β lamellaires fines et indiquent que cela leur confère une sensibilité à l'entaille importante. Greitemeier et al. ([8]) comparent les courbes de propagation obtenues après différents traitements thermiques et thermo-mécaniques sur du matériau produit par L-PBF et E-PBF. Le seuil de non-propagation présente, après traitement, une augmentation de près de 32 %, pour du matériau produit par L-PBF, alors que celle-ci n'est que de 9 % environ pour du matériau produit par E-PBF (cf. figure 1.43).

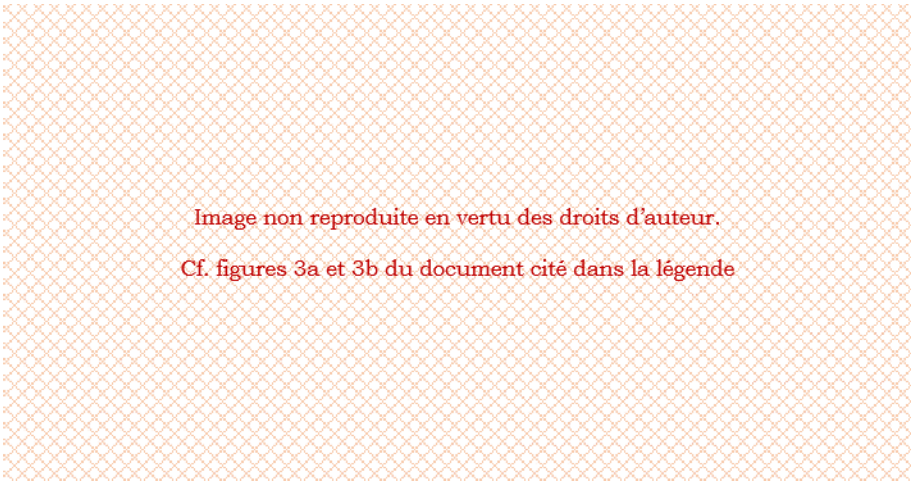


FIGURE 1.43 – Courbes de propagation de fissure du Ti-6Al-4V produit par L-PBF (gauche) et E-PBF (droite) après différents traitements thermo-mécaniques ([8]).

Le premier traitement étant uniquement thermique (710 °C durant 2 h) alors que le second est thermo-mécanique (920 °C durant 2 h sous 1000 bar), la différence de résultats entre les différents traitements peut provenir à la fois de la microstructure et de la fermeture de porosités internes. Le procédé E-PBF étant généralement réalisé avec un lit de poudre préchauffé, la microstructure qui en découle est initialement plus grossière. Le grossissement de la microstructure engendré par un traitement à 920 °C est donc plus limité sur E-PBF que sur L-PBF. L'effet de fermeture des porosités internes entre ces deux traitements est en revanche inchangé. La différence entre les valeurs de ΔK_{th} issues de différents traitements, significativement plus faible sur E-PBF que sur L-PBF, tend donc à attribuer l'évolution du ΔK_{th} à la microstructure. Nalla et al. ([70]) ont montré sur microstructures lamellaires des valeurs pouvant aller jusqu'à 6 MPa$\sqrt{\text{m}}$ environ. Seifi et al. ([26]) ont également montré que ce paramètre évolue significativement selon la hauteur de fabrication. C'est à dire selon que la zone de propagation se trouve en début de fabrication (couches proches du plateau) en milieu ou en fin (couches proches de la dernière). Une illustration de cet effet est donnée en figure 1.44 (courbes "LS START" et "LS END"). Ce constat montre à nouveau une sensibilité du comportement en fissuration à la microstructure.

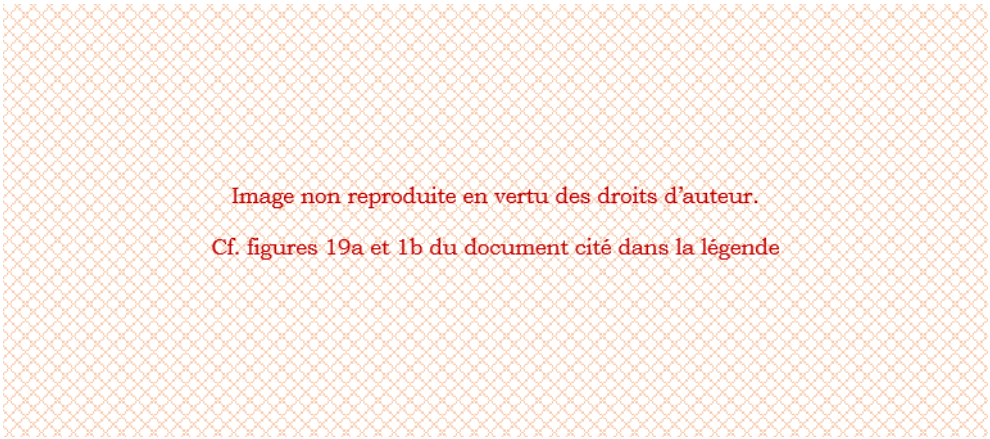


FIGURE 1.44 – Courbes de propagation de fissure du Ti-6Al-4V produit par L-PBF pour différentes orientations et positions au cours de la fabrication ([26]).

Concernant le comportement général en fatigue des alliages de titane de microstructure α-β, les microstructures fines sont réputées favorables pour les grandes durées de vie ([71]). À l'inverse, les microstructures grossières sont réputées plus résistantes à la propagation du fait d'un trajet de fissure plus tortueux. Leyens et Peters ([50]) indiquent également qu'une microstructure plus grossière induit une diminution de la limite de fatigue. Ces concepts génériques aux alliages de titane α-β sont confirmés sur alliage produit par L-PBF par Sterling et al. ([72]).

Kahlin et al. ([27]) comparent également les procédés E-PBF et L-PBF, en fatigue. Sur surface usinées polies, ils constatent une performance moindre du procédé L-PBF, dans le domaine des durées de vies finies (cf. figure 1.45). L'application d'un traitement par CIC au préalable écarte l'influence potentielle de porosités internes sur ce résultat. Cela confirme qu'une microstructure plus grossière est préférable dans ce domaine. La tenue sur surfaces *net-shape*, légèrement meilleure sur L-PBF

que sur E-PBF, appuie également en faveur d'un effet de la microstructure et non de porosités. Leuders et al. ([60]) précisent toutefois qu'il convient de rester mesuré, une microstructure trop grossière pouvant également s'avérer trop défavorable à l'amorçage.



FIGURE 1.45 – Comparaison de résultats de fatigue obtenus sur éprouvettes produites par L-PBF et E-PBF sur différents états de surface et après différents traitement thermiques ([27]).

En fatigue sur pièces issues de L-PBF, l'anisotropie de la tenue en fatigue du matériau est principalement attribuée à la morphologie des porosités internes et de la micro-géométrie de surface comme on le détaillera dans la section suivante. Toutefois, Xu et al. ([7]) mentionnent que les grains β parents colonnaires produisent des joints de grain qui s'étendent tout le long de l'échantillon. Ceux-ci constituent un trajet privilégié pour la fissuration, dans certaines directions de sollicitation. La résistance à la fissuration est donc moindre lorsque la propagation est colinéaire à la direction de construction (typiquement dans le cas d'une fabrication horizontale d'éprouvette, par exemple).

Enfin, la variabilité de la microstructure peut conduire à une dispersion importante de la tenue du matériau. Shamir et al. ([39]) étudient en particulier l'orientation de la microstructure. Ils montrent des différences importantes de résultats en fatigue obtenus et tentent de les corréler avec les scissions résolues critiques des différents systèmes de glissement de la microstructure de la phase α. Ce point sera évoqué plus en détails dans le chapitre 4.

Sur les alliages de titane, les traitements thermo-mécaniques peuvent entraîner en surface l'apparition d'oxydes ou d'une couche riche en oxygène appelée *alpha-case*. Cette dernière notamment, plus fragile que le matériau à cœur est problématique, en particulier en fatigue. C'est pourquoi les traitements thermo-mécaniques sont généralement réalisés sous atmosphère contrôlée (argon par exemple) ou sous vide. La littérature consultée, essentiellement orientée sur le matériau produit par fabrication

additive, n'apportait pas de réponse sur l'impact de cette couche sur les propriétés mécaniques du matériau. Ce point sera toutefois considéré dans nos travaux.

1.5.2 Effet de la micro-géométrie de surface et des porosités internes sur les propriétés mécaniques du Ti-6Al-4V produit par L-PBF

Il est parfois difficile de découpler les effets des traitements thermo-mécaniques dus à l'évolution de la microstructure de ceux dus à la fermeture des porosités internes. Benedetti et al. ([25]) réalisent pour cela des essais de fatigue avec et sans traitement par CIC, à l'état *net-shape*. La tenue en fatigue est supérieure après CIC en fatigue à grandes durées de vie. Les amorçages surviennent systématiquement en surface, quel que soit le traitement appliqué. L'écart de tenue constaté entre ces traitements est donc dû à la microstructure. Günther et al. ([73]) précisent que pour amorcer sur la microstructure, il faut se trouver en présence de surfaces usinées ou polies et sans porosité interne. Cette section va donc être dédiée à l'effet des porosités internes et de la micro-géométrie de surface, sur les propriétés mécaniques du Ti-6Al-4V L-PBF, en traction monotone, puis en fatigue et propagation de fissure.

Propriétés statiques

Bien que l'effet de la micro-géométrie de surface soit très étudié en fatigue, peu d'essais de traction monotone sont réalisés à l'état *net-shape*. Il est donc difficile d'évaluer l'effet de la micro-géométrie de surface sur les propriétés statiques du matériau. Greitemeier et al. ([8]) ont réalisés des essais de ce type après détente uniquement et après traitement par CIC. Ils constatent que quel que soit le traitement thermo-mécanique appliqué, les différences entre les résistances (élastique et à rupture) obtenues sur surfaces *net-shape* et sur surfaces usinées sont faibles (de 5 % à 7 %). En revanche, l'allongement à rupture est significativement affecté (de 20 % à 30 %). La micro-géométrie de surface à l'état *net-shape* contient en effet de nombreux points de concentration de la déformation (cf. figure 1.19b) qui limitent la propagation de la striction et accélèrent ainsi la rupture par épuisement ductile du matériau.

Les porosités internes ont également un impact sur la ductilité. Kasperovich et al.([9]) le montrent par comparaison entre les courbes issues d'un matériau traité par CIC et d'un matériau traité thermiquement à une température proche. Leur impact sur les résistances est en revanche très limité, voire inexistant. Les courbes de la figure 1.46 montrent également l'effet des traitement thermiques déjà évoqué à la section précédente.

Cet impact sur la ductilité induit par ailleurs une anisotropie dans le matériau ([74, 73]). En effet, certaines porosités internes (typiquement les manques de fusion) ont des morphologies planes et sont donc, par projection, de tailles significativement différente d'une direction de sollicitation à l'autre. Leur impact sur la ductilité s'en trouve donc affecté, selon la direction considérée, induisant cette anisotropie. Les pores gazeux, de morphologie plutôt sphérique, n'induisent en revanche pas d'anisotropie.

Bien que la micro-géométrie de surface n'ait que peu d'impact sur les résistances en traction monotone, elle peut perturber la mesure des sections et donc la détermination de la contrainte réellement appliquée lors de l'essai. C'est l'effet de la section

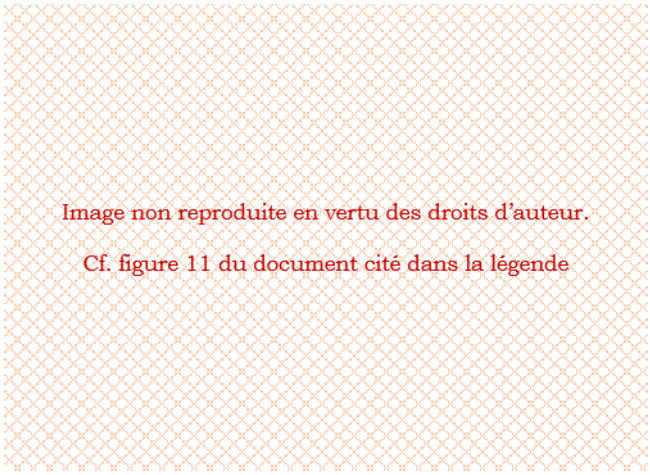


FIGURE 1.46 – Courbes de traction monotone obtenues après différents traitements thermiques ou thermo-mécanique et comparées à du Ti-6Al-4V corroyé utilisé comme référence([9]).

mécaniquement efficace introduite par Lhuissier et al. ([22] - cf. figure 1.38). Le même problème existe sur la fatigue et a été évoqué par Nasab et al. ([14]) sous la dénomination *shielding effect*.

Propriétés en fatigue et propagation de fissure

Pour les mêmes raisons qu'en traction monotone, les porosités internes de type manque de fusion induisent une anisotropie des propriétés en fatigue. Le et al. ([10, 75]) montrent que des essais de fatigue, réalisés dans trois directions, peuvent être réconciliés en tenant compte de la taille des porosités à l'origine de l'amorçage. Cela confirme à la fois que l'anisotropie provient effectivement de la porosité et que l'anisotropie de la microstructure n'a que peu d'effet en fatigue.

Afin de décorréler les effets issus de la microstructure et de la porosité interne, Kasperovich et al. ([9]) ont réalisé des essais de fatigue sur des éprouvettes traitées à 900 °C durant 2 h, avec et sans pression isostatique. Ces traitements produisent des microstructures similaires. Les résultats issus d'éprouvettes traitées par CIC se révèlent pourtant bien meilleurs en fatigue à grand nombre de cycles. Cela atteste de l'effet de la fermeture des porosités sur la fatigue à grand nombre de cycles. Leuders et al. ([60]) réalisent leurs essais à contrainte constante (correspondant au régime HCF). Ils testent le matériau à l'état *as-built*, après un traitement sub-transus-β (800 °C durant 2 h) et après un traitement super-transus-β (1050 °C durant 2 h). Ces conditions d'essais révèlent peu de différences de tenue. Ils testent également le matériau après un traitement par CIC (920 °C durant 2 h sous 1000 bar) et ne parviennent pas à rompre ces échantillons. Greitemeier et al. ([8]) tirent des conclusions similaires et étudient les mécanismes d'amorçage des fissures de fatigue. Ils constatent, sur éprouvettes usinées, que l'amorçage survient sur des porosités, sur matériau uniquement détentionné, alors qu'après traitement par CIC celui-ci survient sur des hétérogénéités microstructurales. D'autres auteurs obtiennent des résultats similaires comme Masuo et al. ([28]) dont le diagramme de Wöhler de la figure 1.47 présente les points expérimentaux.

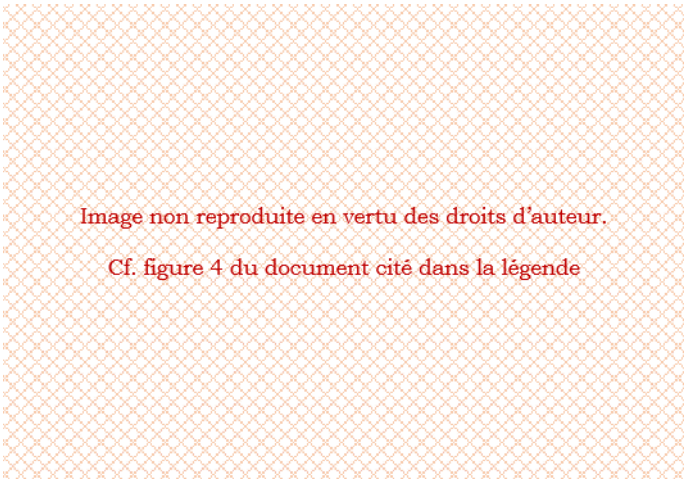


FIGURE 1.47 – Diagramme de Wöhler issus d'essais sur Ti-6Al-4V produit par L-PBF sur différents états de surface, avec et sans traitement par CIC ([28]).

Molaei et al. ([16]) trouvent des porosités internes résiduelles après CIC (pores gazeux de l'ordre de 50 µm et manques de fusion de l'ordre de 10 µm). Ils arrivent à la conclusion que ces porosités, bien que jouant le rôle de point de nucléation pour l'amorçage des fissures, ne provoquent pas d'abattement en fatigue. Cela montre l'existence d'une taille seuil en-dessous de laquelle la porosité n'est pas délétère. Ce seuil se retrouve dans le diagramme de Kitagawa-Takahashi qui sera détaillé au chapitre 3. Andreau et al. ([29]) présentent ce diagramme sur acier inoxydable 316L (cf. figure 1.48). Ils montrent ainsi que la micro-géométrie de surface et les porosités débouchantes sont significativement plus critiques que les porosités internes. Bien que ce résultat ne soit pas directement transposable au Ti-6Al-4V, ils identifient que sur ce matériau, une porosité interne ne peut être critique qu'à partir d'une taille de 400 µm.

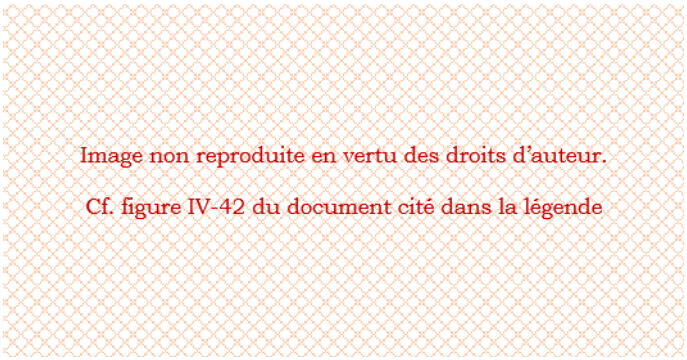


FIGURE 1.48 – Diagramme de Kitgawa-Takahashi présentant des amorçages de surface et sur porosités internes sur acier inoxydable 316L ([29]).

Ces résultats révèlent malgré tout l'impact conséquent de la micro-géométrie de surface sur les performances en fatigue. Pour l'ensemble de ces auteurs, quel que soit le traitement thermique ou thermo-mécanique appliqué, les résultats sur surfaces *net-shape* sont regroupés et présentent un abattement important par rapport aux

surfaces usinées ou polies. Ce résultat est en accord avec l'ensemble de la littérature existante. Edwards et Ramulu ([15]) avancent le chiffre de 75 % à 80 % d'abattement par rapport à du matériau corroyé ([76]).

Bien que les surfaces conservées *net-shape* induisent un abattement conséquent sur les propriétés de fatigue, elles permettent toutefois de limiter la dispersion. Selon l'analyse de Wycisk et al. ([77]) cette faible dispersion provient de la multiplicité des sites d'amorçage à l'état *net-shape*. La diversité des mécanismes à l'état usiné induit également une dispersion plus élevée. Greitemeier et al. ([8]) étudient à nouveau les mécanismes d'amorçage et arrivent à des conclusions cohérentes avec cela. Ils constatent que la micro-géométrie de surface est systématiquement à l'origine du départ des fissures à l'état *net-shape* alors qu'à l'état usiné, les mécanismes rencontrés sont indépendants de la surface. L'anisotropie due à la porosité interne semble également gommée par l'état de surface d'après plusieurs auteurs ([15, 75, 43]). Mower et al. ([5]) constatent cependant une différence de dispersion entre les directions verticale et horizontale, malgré des tenues moyennes proches. Cela montre à nouveau la criticité supérieure de la micro-géométrie de surface sur la porosité interne et la microstructure.

Après parachèvement, les résultats obtenus par les différents auteurs précédemment mentionnés sont divers. Persenot et al. ([78]) avancent un gain de 60 % sur la limite de fatigue après 30 min de parachèvement chimique. À l'inverse, Benedetti et al. ([25]), malgré une nette diminution de la rugosité, n'observent aucune amélioration, les creux de la surface ayant été masqués et non lissés par leur procédé (cf. figure 1.36). Mower et al. ([5]) constatent également peu d'amélioration du fait de porosités internes rendues débouchantes par le traitement de surface. Kahlin et al. ([20]) qui avaient testés de nombreux procédés (cf. figure 1.29) font le même constat. Alors que certains procédés conduisent à une amélioration significative de la performance en fatigue, pour arriver à des tenues proches de l'usiné (finition centrifuge, grenaillage), d'autres ne présentent pas d'amélioration (grenaillage laser) voire induisent un abattement (polissage laser). Ces résultats sont résumés en figure 1.49.

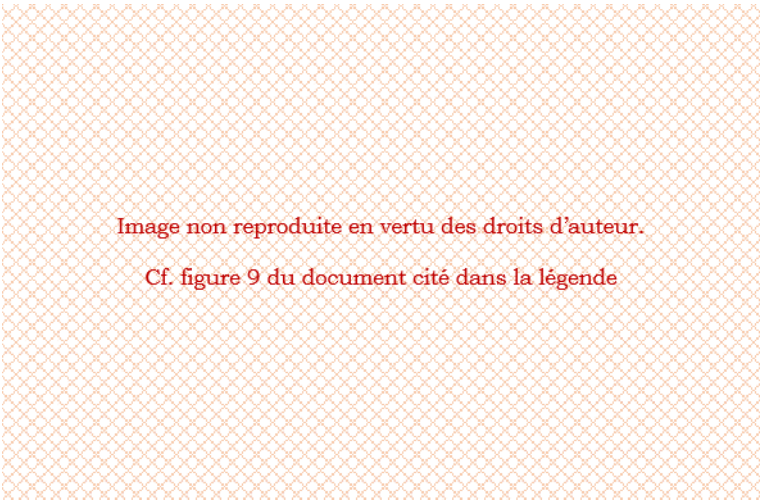


FIGURE 1.49 – Diagramme de Wöhler synthétisant les résultats expérimentaux obtenus après différents traitements de parachèvement, sur Ti-6Al-4V produit par L-PBF et après détentionnement ([20]).

Alors que la criticité prépondérante de la micro-géométrie de surface est bien établie dans la littérature, peu d'auteurs se penchent sur les mécanismes en jeu et sur leur évolution. Seul l'état final est généralement caractérisé. La criticité relative entre rugosité et porosités débouchantes n'est également que très peu abordée. Edy et al. ([43]) mentionnent toutefois, sur des éprouvettes cylindriques imprimées à 45°, des amorçages provenant des génératrices situées côté *upskin*, malgré une rugosité supérieure le long de celles situées côté *downskin*. Ces amorçages sont dus à des manques de fusion provoqués par des éjectats. Il n'est cependant pas évident de conclure car la taille de ces éléments de micro-géométrie de surface est à prendre en compte. Ainsi, sur alliage d'aluminium, Nasab et al. ([14]) ont produits plusieurs types de surfaces à partir de paramétries différentes. Les surfaces produites à haute densité volumique d'énergie apportée présentent des manques de fusion débouchants tandis que celles produites à basse densité volumique d'énergie apportée présentent une forte rugosité provoquée par de nombreux éjectats de petite taille (cf. figure 1.20). Ils obtiennent des performances similaires (cf. figure 1.50) sur ces surfaces malgré les différences de mécanisme en jeu. Il est toutefois nécessaire de vérifier si ces résultats sont transposables sur alliage de titane.

Image non reproduite en vertu des droits d'auteur.

Cf. figures 7 et 5 du document cité dans la légende

FIGURE 1.50 – Diagramme de Wöhler synthétisant les résultats expérimentaux obtenus à l'état *net-shape*, sur alliage d'aluminium produit suivant différentes paramétries ([14]).

La taille des éléments de micro-géométrie de surface semble donc être un paramètre important dans la tenue du matériau. Greitemeier et al. ([8]) attribuent d'ailleurs la forte dispersion existante sur les résultats de fatigue sur matériau issu de L-PBF, par rapport au matériau corroyé conventionnel, à la variabilité des tailles de porosités provoquant ces amorçages. Ils montrent que cette dispersion peut être significativement réduite dans le diagramme de Wöhler en traçant les résultats expérimentaux en facteur d'intensité des contraintes plutôt qu'en contrainte uniquement. Le diagramme en question est présenté en figure 1.51. La définition du facteur d'intensité des contrainte et la prise en compte de la taille seront détaillés au chapitre 3. Hills et al. ([24]) mentionnent cependant que la taille maximale ne semble pas suffisante pour identifier l'élément critique au sein d'une surface et évoquent un effet du nombre de sites d'amorçage potentiels.

Malgré le lien entre propriétés mécaniques monotones et dureté, évoqué dans la section précédente, plusieurs auteurs font un constat différent en fatigue. Masuo et al. ([30]) obtiennent, par exemple, des duretés similaires pour différents états de surface et différents procédés. On remarque toutefois sur le graphique de la figure 1.52 que les points expérimentaux en écart par rapport à la référence sont tous issus de



FIGURE 1.51 – Diagramme de Wöhler présentant des résultats expérimentaux obtenus sur Ti-6Al-4V produit par L-PBF en contrainte ainsi qu'en facteur d'intensité des contraintes ([8]).

surfaces *net-shape* ou de traitements sans CIC. Il semble donc qu'une surface très rugueuse (incluant de potentielles porosités débouchantes) ou une porosité interne importante soient en mesure de perturber la relation dureté - propriétés mécaniques, en particulier en fatigue.



FIGURE 1.52 – Dureté obtenue sur Ti-6Al-4V issu de différents procédés de fabrication, sur différents états de surface et après différents traitements thermiques ([30]).

Les propriétés en propagation de fissure du matériau étant plutôt liées au matériau en lui-même qu'à la surface, elles n'ont pas été, à notre connaissance, étudiées sur éprouvettes avec surfaces *net-shape*.

1.6 Conclusion

Une revue bibliographique principalement centrée sur l'alliage de titane Ti-6Al-4V produit par L-PBF a été proposée dans ce chapitre. Elle a été organisée autour des caractéristiques principales de l'intégrité de surface et de la porosité interne. L'impact des spécificités du matériau produit par fusion laser sur lit de poudre sur chacune de ces caractéristiques et les implications qui en découlent sur les propriétés mécaniques du matériau ont été décrits.

Les contraintes résiduelles sont majoritairement détendues dans les études présentées dans la littérature. Les quelques résultats disponibles sur matériau non-détendu ont permis d'identifier le caractère délétère de ces contraintes résiduelles. La nécessité de procéder à une détente est donc démontrée. Les contraintes résiduelles dues à l'usinage sont en revanche peu évoquées mais devront être considérées avec attention dans notre étude.

Les forts gradients thermiques à l'origine de ces contraintes résiduelles sont également à l'origine de la microstructure α' présente à l'état *as-built*. Les problématiques liées à cette microstructure aciculaire (ductilité réduite, faible résistance en propagation de fissure, ...) ont été présentées. Une microstructure α-β est donc plus indiquée, surtout lorsque la propagation représente une part importante de la durée de vie. Bien qu'il soit éventuellement possible d'obtenir des microstructures α-β directement en sortie de fabrication, la nécessité de détendre les contraintes résiduelles impose, quoi qu'il arrive, la réalisation d'un traitement thermique. L'évolution de la microstructure avec ces traitements thermiques est également un périmètre maîtrisé. Ils ne permettent cependant pas d'effacer complètement les effets du procédé (croissance épitaxiale des grains β parents, caractère lamellaire de la microstructure α-β, ...).

Des traitements thermo-mécaniques sont parfois employés afin de refermer les porosités internes. L'effet de ces traitements sur la microstructure du matériau est identique à un traitement thermique similaire réalisé sans compression isostatique. Bien que ceux-ci permettent de fortement diminuer le taux de porosité présent dans les composants produits par L-PBF, des porosités résiduelles subsistent. Ces traitements permettent malgré tout d'apporter un gain sur la limite de fatigue aux grandes durées de vie et de réduire l'anisotropie induite par les manques de fusion internes. Ces traitements n'ont cependant aucun effet sur la micro-géométrie de surface.

Les propriétés mécaniques du matériau ont déjà été intensivement caractérisées dans de nombreuses configurations. Leur évolution en fonction des caractéristiques de la microstructure sont bien connues. L'effet de la porosité interne est moins facile à identifier. Notamment car dans le cas d'un traitement de type CIC, décorréler les effets issus de l'évolution microstructurale de ceux issus de la fermeture des porosités internes est délicat. La micro-géométrie de surface présente en revanche une forte influence sur les propriétés en fatigue du matériau. Cette influence se révèle par

ailleurs significativement supérieure à celles des porosités internes ou des variations de microstructure induites par les différents traitements thermiques considérés. En présence d'une micro-géométrie de surface défavorable, les amorçages proviennent systématiquement de celle-ci et les différences de microstructure ou de porosités internes n'influent plus sur les propriétés mécaniques. L'incapacité des traitements thermiques et thermo-mécaniques à améliorer cette micro-géométrie de surface rend celle-ci d'autant plus critique. Son effet sur la dispersion en fatigue est également explicité.

C'est la raison pour laquelle de nombreux traitements de surface sont étudiés et développés. Toutefois la littérature s'y rapportant est moins abondante. Leurs effets sur la micro-géométrie de surface sont caractérisés mais le lien avec les propriétés mécaniques n'est pas toujours fait. Lorsque c'est le cas, l'état final est souvent caractérisé mais les mécanismes d'amorçage sont peu étudiés. Pourtant, plusieurs auteurs montrent qu'en présence de surfaces usinées, ces mécanismes sont différents de ceux présents à l'état *net-shape*. De même, les états intermédiaires ne sont, à notre connaissance, jamais étudiés.

La finalité de ces travaux de thèse est de permettre le dimensionnement au juste besoin d'un composant structurellement chargé, produit par fabrication additive. La détermination d'un modèle de prévision de la durée de vie soulève deux verrous scientifiques :

— établir le lien entre les caractéristiques de l'irrégularité de surface critique et la durée de vie ;
— identifier l'élément micro-géométrique de surface critique au sein de la population d'irrégularités d'une surface.

Pour cela une compréhension plus fine de l'évolution de la durée de vie, des mécanismes mis en jeu et des éventuelles transitions entre eux est nécessaire. L'étude de ces deux problématiques passe par la caractérisation expérimentale du matériau à divers niveaux de parachèvement. L'influence des paramètres de fabrication n'étant pas l'objet de l'étude, une seule paramétrie de fabrication et une seule gamme de traitement thermique sont employées. Une fabrication verticale est également choisie pour maximiser l'impact des porosités internes, débouchantes et des vallées de surface. Un unique procédé de parachèvement, compatible avec les composants ultérieurement visés, est considéré.

Les procédures mises en œuvre pour ces caractérisations expérimentales et les propriétés intrinsèques du matériau seront d'abord présentées. Les analyses et modélisations proposées pour chacun des deux défis précédemment évoqués seront ensuite exposées.

CHAPITRE 2

Conditions expérimentales, matériau, traitements thermiques et de finition de surface

Sommaire

2.1 Introduction **52**
2.2 Géométries d'éprouvettes **52**
2.3 Fabrication et traitements des éprouvettes **55**
2.3.1 Matériau et fabrication 55
2.3.2 Traitements thermiques 58
2.3.3 Parachèvement chimique 61
2.4 Essais mécaniques **63**
2.4.1 Essais de traction monotone 63
2.4.2 Essais de fatigue en traction répétée 64
2.4.3 Essais de fatigue en flexion 69
2.5 Évaluation des contraintes résiduelles **73**
2.6 Mesures de micro-géométries de surface **77**
2.7 Analyses fractographiques **80**
2.8 Microstructure et micro-géométrie de surface **82**
2.8.1 Microstructure α-β et alpha-case, à cœur et en surface . . 82
2.8.2 Texture cristallographique et morphologique 92
2.9 Conclusion **104**

2.1 Introduction

L'intégrité de surface est un terme générique dans lequel sont en général regroupées plusieurs notions : la micro-géométrie de surface, les contraintes résiduelles présentes à la surface (du fait de la fabrication ou de traitements ultérieurs, volontaires - dans le cas du grenaillage par exemple, ou involontaires - dans le cas de l'usinage par exemple) et la microstructure spécifique éventuellement présente à la surface. L'étude de l'impact de l'intégrité de surface et de son évolution en fonction du parachèvement implique la caractérisation de ces différents éléments et des propriétés mécaniques pour plusieurs états de surface. Ces caractérisations prennent la forme de relevés de surface, de mesures de contraintes résiduelles, de caractérisations physico-chimiques et de microstructure, sur coupes métallographiques et au microscope électronique à balayage, et de nombreux essais mécaniques notamment en fatigue.

Dans cette étude, les essais de fatigue représentent l'essentiel des caractérisations mécaniques et sont réalisés au cours de deux campagnes distinctes. La première campagne (ultérieurement désignée "phase 1") est menée sur des éprouvettes cylindriques standard usuellement utilisées dans le groupe Safran. Elle a pour objectif de caractériser la tenue en fatigue en présence de différents états de surface, sur l'ensemble du domaine d'utilisation des futurs produits (de 10^4 cycles à 10^7 cycles environ), et d'identifier les mécanismes d'amorçage rencontrés. La seconde campagne (ultérieurement désignée "phase 2"), menée sur des éprouvettes planes en flexion, de géométrie spécifiquement développée pour l'étude, a pour but de caractériser les surfaces en fonction du parachèvement et d'étudier l'évolution des populations des irrégularités de surface à l'origine des fissures de fatigue.

Au cours de ce chapitre, les différentes géométries d'éprouvettes, les conditions de fabrication et de traitement, les conditions d'essais mécaniques ainsi que les méthodes de caractérisation et de mesures employées sont décrites. Une partie des résultats de caractérisation, communs à l'ensemble de l'étude, notamment la caractérisation du matériau, est également exposée.

2.2 Géométries d'éprouvettes

Différentes géométries d'éprouvettes sont utilisées au cours de cette étude. Les essais de traction monotone sont réalisés à partir d'une unique géométrie présentée à la figure 2.1. En revanche, plusieurs géométries d'éprouvettes sont utilisées pour les essais de fatigue. Les trois premières géométries d'éprouvettes, utilisées au cours de la phase 1, sont décrites à la figure 2.2. L'objectif de l'utilisation de différentes géométries est de caractériser le matériau en présence de différents volumes fortement sollicités. Les mécanismes d'amorçage des fissures de fatigue pouvant être liés à la surface des éprouvettes mais également être internes, il est nécessaire de considérer le volume fortement sollicité soit comme le volume total de l'éprouvette, soit comme un volume de surface (en général la surface sur une épaisseur spécifiquement déterminée). Enfin, la construction couche par couche spécifique à la fabrication additive pourrait également conduire à des mécanismes liés aux interfaces entre ces couches (ou à des couches présentant des porosités plus nombreuses [56]). Le volume fortement sollicité à considérer serait alors un volume lié au nombre de couches présentes dans

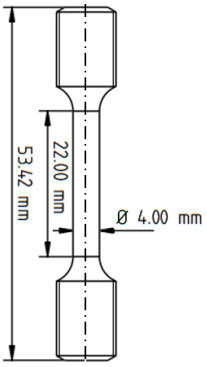


FIGURE 2.1 – Geométrie d'éprouvette de révolution utilisée pour les essais de traction monotone.

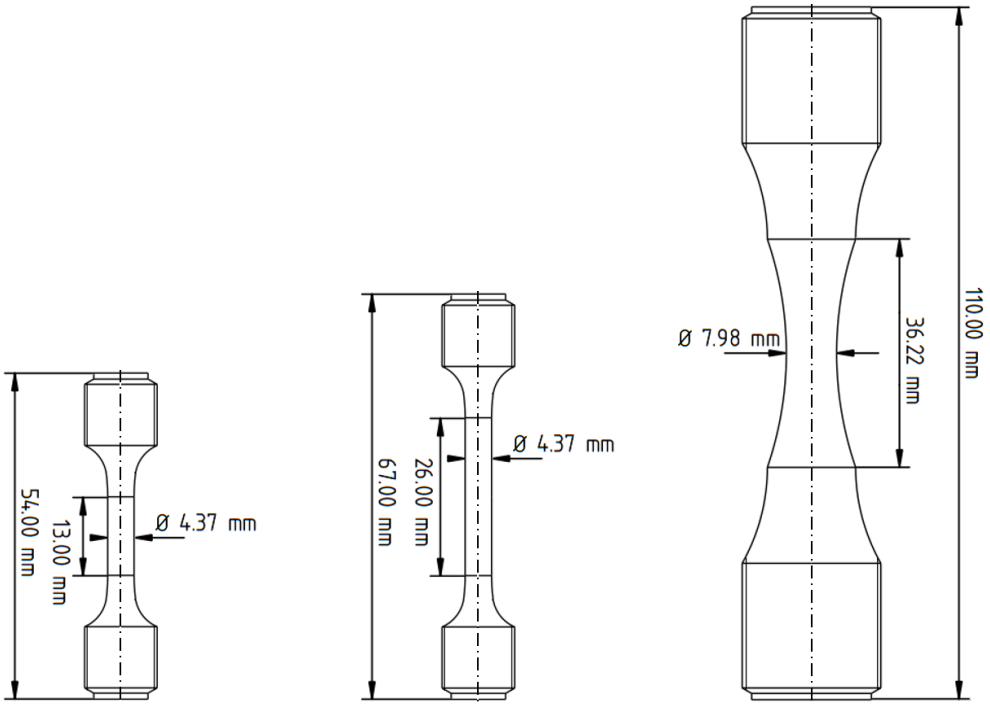
l'éprouvette, c'est-à-dire à la longueur fortement sollicitée.

La première géométrie, désignée "géométrie A", est une géométrie cylindrique, de section constante, régulièrement utilisée au sein du groupe Safran. Elle fait office de référence dans cette étude. La deuxième géométrie, désignée "géométrie B", est identique à la géométrie A mais présente une longueur utile doublée, permettant ainsi de doubler indifféremment, le volume, le volume de surface, et la longueur utile, fortement sollicités. Enfin, la troisième géométrie, désignée "géométrie C", est à nouveau une géométrie de révolution mais présente un diamètre quasiment doublé et une faible concentration de contrainte (conduisant à un k_t égal à 1,035). Cette concentration de contrainte, alliée à ce diamètre supérieur, permet (en comparaison avec la géométrie A) de diminuer la longueur fortement sollicitée, tout en maintenant constant le volume de surface fortement sollicité, et en augmentant le volume fortement sollicité. Cette géométrie est également une géométrie régulièrement utilisée par le groupe Safran. Les rapports des longueurs, volumes de surface et volumes hautement sollicités [1] des différentes géométries par rapport à la géométrie de référence sont rappelés dans le tableau 2.1. Ces essais de fatigue sont menés en traction répétée.

Ces différentes conditions d'essai permettent d'identifier l'ensemble des mécanismes d'amorçage des fissures de fatigue rencontrés, à cœur comme en surface ou sous-surface, ainsi que leur taux d'occurrence en fonction de l'état de surface testé.

Au cours de la phase 2 en revanche, une seule géométrie est utilisée. Celle-ci est une géométrie d'éprouvette plane, sollicitée en flexion. L'intérêt de disposer d'une surface plane est de pouvoir caractériser plus facilement celle-ci, au moyen de dispositifs optiques par exemple, permettant ainsi d'accéder à l'ensemble des caractéristiques de la micro-géométrie de surface, et en particulier à la population complète des irrégularités de surface qui constituent des sites d'amorçage potentiels des fissures de fatigue. Cette géométrie, désignée "géométrie F" et décrite à la figure 2.3, a fait l'objet d'un développement spécifique afin d'être adaptée à la machine de fatigue utilisée (cf. sous-section 2.4.3). Ces travaux de développement sont décrits à l'annexe A. Contrairement à la phase 1 dont l'objectif est d'identifier les mécanismes d'amorçage, cette seconde campagne expérimentale vise à caractériser

1. Dans cette étude, les volumes, volumes de surface et longueurs fortement sollicités désignent les volumes, surface ou longueur effectifs calculés suivant les équation 3.7 et équation 3.8 de la sous-section 3.3.1, adaptées selon le nombre de dimensions considérées



(a) Géométrie A. (b) Géométrie B. (c) Géométrie C.

FIGURE 2.2 – Géométries d'éprouvettes de révolution utilisées pour les essais de fatigue en traction répétée de la phase 1.

TABLE 2.1 – Synthèse comparative des volumes, volumes de surface et longueurs fortement sollicitées des géométries d'éprouvettes de fatigue de la phase 1.

	Géométrie A (référence)	**Géométrie B**	**Géométrie C**
Volume fortement sollicité - HSV (Highly Sollicitated Volume)	HSV_A	$2 * HSV_A$	$1.5 * HSV_A$
Volume de surface fortement sollicité - HSSV (Highly Sollicitated Surface Volume)	$HSSV_A$	$2 * HSSV_A$	$1 * HSSV_A$
Longueur fortement sollicitée - HSL (Highly Sollicitated Length)	HSL_A	$2 * HSL_A$	$0.6 * HSL_A$

la population des irrégularités présentes à la surface et d'identifier l'élément critique parmi cette population. La sollicitation en flexion permet de maximiser la contrainte à la surface et d'éviter ainsi un nombre trop important d'amorçages à cœur. Elle est donc tout à fait adaptée pour ce besoin.

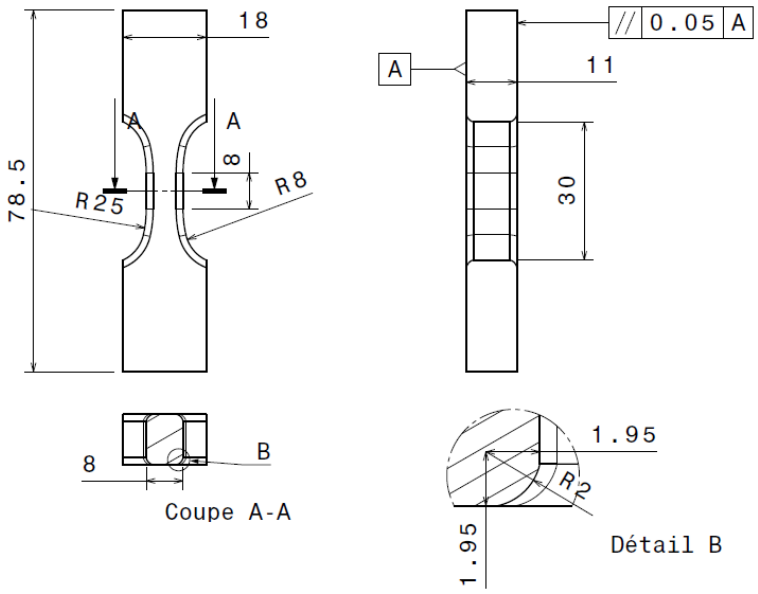


FIGURE 2.3 – Geométrie d'éprouvette utilisée pour les essais de fatigue en flexion de la phase 2.

2.3 Fabrication et traitements des éprouvettes

La fabrication des éprouvettes utilisées lors de cette étude suit un schéma complexe d'étapes visant à produire des échantillons représentatifs des composants ultérieurement produits.Le schéma présenté en figure 2.4 synthétise les différentes étapes de fabrication et de traitement des échantillons. Les détails de ces différentes étapes sont donnés dans les paragraphes suivants.

2.3.1 Matériau et fabrication

Toutes les éprouvettes réalisées dans cette étude sont produites sur un unique modèle de machine commerciale, chez un unique fournisseur, en utilisant la paramétrie de fabrication préconisée par le constructeur de la machine pour le Ti-6Al-4V. Pour des raisons de confidentialité, le modèle de machine, le fournisseur et les détails de la paramétrie utilisée ne sont pas révélés. Le lasage des couches se fait suivant un schéma dit "hatch" dans lequel le laser balaie la couche par aller-retours successifs. Une rotation de 67° de la direction utilisée pour ces aller-retour est appliquée entre chaque couche en évitant toutefois la colinéarité entre cette direction et le flux de gaz protecteur de la machine. Deux lignes de contour sont réalisées à la suite de ce remplissage pour assurer un état de surface correct et une forme finale au plus proche de la géométrie souhaitée. La figure 2.5 montre la face supérieure d'une éprouvette après fabrication, autour du marquage. On peut y distinguer les trajets laser du contour ainsi que du remplissage [1]. L'ensemble des éprouvettes est produit suivant une direction de fabrication verticale. La direction de fabrication (orthogonale au

1. La stratégie de lasage des couches finales peut différer de la stratégie des couches internes et ce schéma ne révèle donc pas la stratégie utilisée pour les zones internes des éprouvettes et son influence potentielle sur la santé matière.

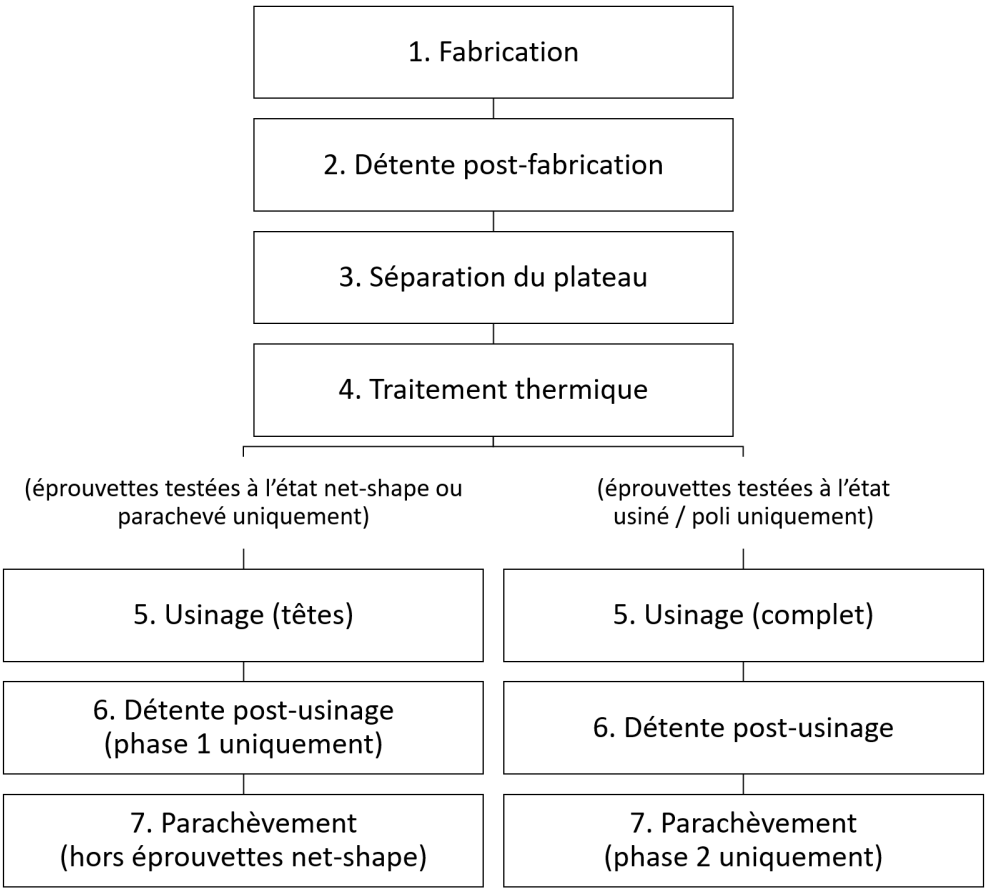


FIGURE 2.4 – Schéma chronologique des étapes de production et de traitement des éprouvettes utilisées dans cette étude.

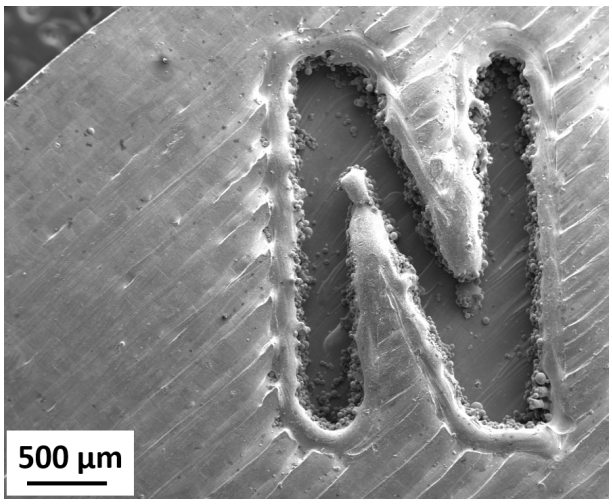


FIGURE 2.5 – Face supérieure d'une éprouvette observée au MEB révélant les trajets laser du contour et du remplissage lors de la fabrication.

plateau de la machine) et la direction de sollicitation, lors des essais mécaniques, sont donc confondues. Cette configuration a été choisie car elle permet à la fois de maximiser le nombre d'éprouvettes produites par plateau et de maximiser la criticité de certains types de porosités comme les manques de fusions. Il a été décidé dans cette étude de ne pas étudier l'effet de l'orientation de la surface afin de conserver un nombre d'essais raisonnable. L'étape de fabrication est l'étape 1 du schéma de la figure 2.4.

Comme pour les paramètres de fabrication, conservés invariables tout au long de l'étude, le matériau utilisé pour l'ensemble des fabrications de cette étude est issu d'un unique lot matière afin d'introduire un minimum de variabilité non maîtrisée. Ce matériau est une poudre d'alliage de titane Ti-6Al-4V ELI Grade 23 respectant les spécifications d'approvisionnement du groupe Safran ainsi que la norme ASTM B348-13. La composition chimique et la granulométrie de cette poudre, communiquées par le fournisseur, sont présentées dans le tableau 2.2 et le tableau 2.3. La quantité d'éprouvette produite nécessitant une production sur plusieurs plateaux, le nombre de recyclages de la poudre utilisée varie pour les différentes éprouvettes de la phase 1 de 0 à 5 recyclages. Les éprouvettes de la phase 2 ayant été produites ultérieurement, à partir du même lot de poudre, le nombre de recyclage de la poudre est plus important et atteint 19 recyclages. Bien qu'il soit difficile d'estimer les conséquences de ce nombre important de recyclages (les essais des deux phases étant significativement différents), les résultats obtenus en fatigue sur la phase 2 ne semblent pas montrer d'abattement dû à ces nombreux recyclages.

Table 2.2 – Composition chimique de la poudre de Ti-6Al-4V utilisée.

Élement	Al	V	Fe	Y	C	O	N	H
Proportion massique (%)	6.24	4.16	0.152	< 0.001	0.006	0.076	0.012	0.004

Table 2.3 – Distribution de tailles de particules de la poudre de Ti-6Al-4V utilisée.

(a) Par diffraction laser

Proportion volumique (%)	D10	D50	D90
Résultat (µm)	25.8	36.3	53.4

(b) Par test de gradation

Taille de particule (µm)	< 20	20 - 53	> 53
Proportion massique (%)	4.9	95	0.1

Les éprouvettes de traction monotone ainsi que les éprouvettes de fatigue destinées à être testées avec des surfaces à l'état usiné ou poli sont produites sous forme de cylindres verticaux qui sont usinés par la suite. Les éprouvettes de fatigue destinées à être testées avec des surfaces brutes de fabrication ou parachevées sont produites à la géométrie définitive pour les géométries A, B et C. Seules les têtes d'amarrage sont alors réusinées. La géométrie F est produite sous forme d'un parallélépipède rectangle présentant des surépaisseurs au niveau des têtes. Ainsi, un usinage ultérieur

permet de ne conserver qu'une unique face brute de fabrication, dans la zone utile uniquement, garantissant la géométrie conçue et les tolérances nécessaires à la bonne réalisation des essais (parallélisme des faces des têtes par exemple). Cette procédure d'usinage est également décrite à l'annexe A. Les éprouvettes de fatigue de géométrie A et B usinées font l'objet d'un polissage longitudinal suivant une procédure Safran afin d'éviter les stries d'usinages orthogonales à la direction de sollicitation. En raison de la présence de la concentration de contrainte, cette procédure n'est pas applicable à la géométrie C qui reste donc brute d'usinage. La géométrie F reste également brute d'usinage. La rugosité indiquée au plan pour ces éprouvettes est un R_a inférieur à 0.8. Des mesures profilométriques de contrôle confirment des valeurs de R_a de l'ordre de 1 µm pour cet état de surface. Aucune différence de tenue en fatigue n'est toutefois notée, au cours de cette étude, entre les surfaces polies et usinées. Cette étape d'usinage, plus ou moins complet, est l'étape 5 du schéma présenté en figure 2.4 et intervient donc après une partie des traitements thermiques, décrits au paragraphe suivant. La figure 2.6 montre des éprouvettes de géométrie A *net-shape* après traitement thermique et avant l'étape d'usinage.



FIGURE 2.6 – Photographie d'une éprouvette de géométrie A *net-shape*, après traitement thermique, et avant usinage des têtes d'amarrage.

2.3.2 Traitements thermiques

Différents traitements thermiques sont appliqués aux éprouvettes. Ces traitements thermiques ont plusieurs buts. Ils peuvent être employés afin de détendre d'éventuelles contraintes résiduelles présentes dans les pièces du fait, soit de l'étape de fabrication en elle-même, soit de l'étape d'usinage. Ils ont également pour but d'obtenir, à l'état "fin de procédé" [1], une microstructure adaptée à l'usage du composant produit. Dans cette étude, trois étapes de traitement thermique sont appliquées. Le titane étant sensible à la contamination au cours des traitements thermiques (notamment par l'oxygène avec la formation d'alpha-case), ces traitements sont réalisés sous argon ou sous vide secondaire afin de limiter ce risque.

2.3.2.1 Détente post-fabrication

L'étude bibliographique présentée au chapitre précédent a permis de mettre en évidence que les procédés de fabrication additive et en particulier le procédé L-PBF introduisent des contraintes résiduelles dans les composants produits en raison des gradients thermiques importants mis en jeu au cours de la construction. La

1. L'état fin de procédé désigne l'état du matériau (que ce soit la microstructure, l'état de surface ou l'état de contraintes résiduelles, en surface comme à cœur) après l'ensemble des étapes de production (traitements thermiques, traitements de surface, usinage, ...)

première étape de traitement thermique réalisée dans cette étude consiste à détendre ces contraintes résiduelles de fabrication avant la séparation des pièces du plateau de fabrication (étape 2 du schéma présenté en figure 2.4). Cette étape de détente est primordiale car ces contraintes résiduelles importantes pourraient affecter les résultats de fatigue obtenus sur des éprouvettes non détendues [15]. Par ailleurs, détacher les éprouvettes du plateau avant d'avoir éliminé ces contraintes internes pourrait modifier l'équilibre global des éprouvettes et conduire à des distorsions non souhaitées de celles-ci. Cette première détente est donc réalisée sur plateau complet et appliquée à l'ensemble des éprouvettes sans distinction. Elle consiste en un traitement à 730 °C durant 2 h. Les valeurs de température et de temps de traitement utilisées ici sont des valeurs couramment utilisées au sein du groupe Safran. Les études menées par Germain et al. [19] ont montré qu'à partir de 600 °C durant 2 h les contraintes résiduelles de fabrication étaient éliminées, sur Ti-6Al-4V. Après cette étape de détente post-fabrication, les éprouvettes sont séparées de leur plateau au moyen d'une découpe par électro-érosion (EDM - Electric Discharge Machining). Cette découpe correspond à l'étape 3 du schéma de la figure 2.4.

2.3.2.2 Traitement thermique

Une fois les éprouvettes séparées du plateau et indépendantes les unes des autres, l'étape de traitement thermique proprement dit intervient. Cette étape (étape 4 du schéma de la figure 2.4) a pour objectif d'obtenir la microstructure souhaitée en fin de procédé. Dans cette étude, le traitement employé est un traitement thermique et non un traitement thermo-mécanique de compression isostatique à chaud (CIC). Le traitement thermique appliqué, issu de travaux antérieurs à cette thèse, est composé de deux étapes successives. La première est un traitement à 940 °C durant 1 h suivie d'une seconde étape à 650 °C durant 2 h. Ces deux étapes sont suivies d'un refroidissement lent (de 2 °C/min à 15 °C/min) comme cela est visible sur la figure 2.7. Ce traitement thermique est réputé produire une microstructure proche de la microstructure obtenue après traitement par CIC (en général 920 °C durant 2 h sous 1020 bar). Il s'agit d'un des deux traitements préconisés par Vrancken et al. [6] comme étant adaptés au Ti-6Al-4V produit par L-PBF. Ce traitement est également appliqué à l'ensemble des éprouvettes. Seules ont été soustraites à ce traitement, trois éprouvettes de traction dans le but de confirmer son effet sur les propriétés mécaniques par des essais de traction monotone, et une éprouvette de fatigue afin de caractériser son effet sur la microstructure (cf. section 2.8).

2.3.2.3 Détente post-usinage

L'usinage des alliages de titane est délicat et peut potentiellement introduire d'importantes contraintes résiduelles. C'est pourquoi l'usinage des éprouvettes de fatigue en alliages de titane est très contrôlé et fait l'objet de procédures spécifiques. Ces procédures spécifiques étant adaptées aux géométries usuellement utilisées par le groupe Safran, elles n'ont pu être appliquées à la géométrie F, spécifiquement développée dans le cadre de cette étude. Une mesure de contrainte résiduelle a donc été menée sur cette géométrie, avec surface usinée (cf. section 2.5). Elle montre des contraintes résiduelles de compression biaxiales importantes (450 MPa à 550 MPa)

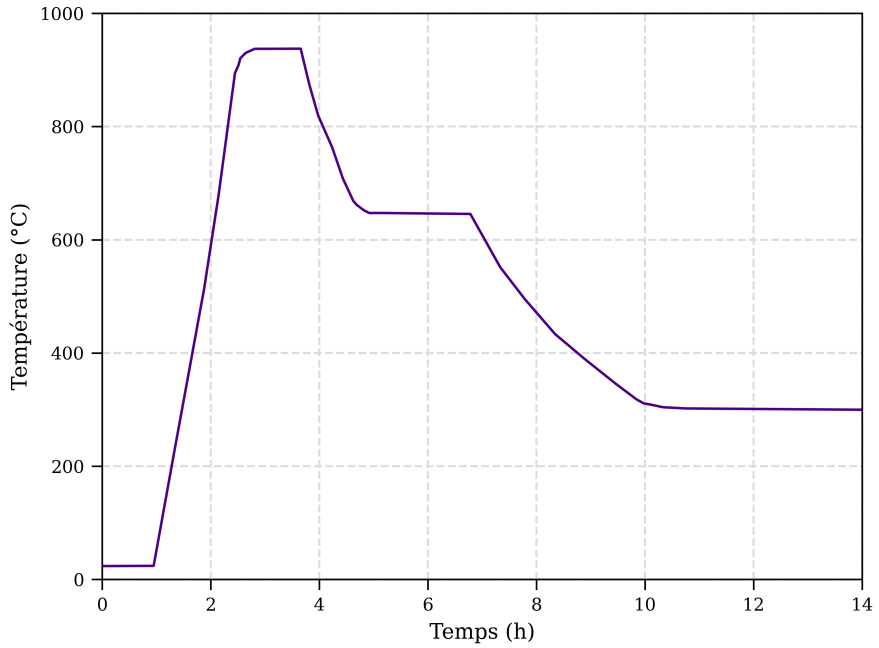


FIGURE 2.7 – Courbe de suivi de la température en fonction du temps lors de l'étape de traitement thermique.

jusqu'à des profondeurs non négligeables (200 µm à 250 µm). Deux solutions peuvent permettre de s'affranchir des contraintes résiduelles induites par l'usinage. La première est une détente thermique sur le même principe que la détente post-fabrication précédemment décrite tandis que la seconde est un usinage chimique permettant d'éliminer l'épaisseur affectée sans introduire de contraintes supplémentaires, tout en préservant la géométrie d'ensemble de l'éprouvette.

L'épaisseur affectée étant importante ici, un usinage chimique aurait conduit à une modification trop importante de la géométrie des éprouvettes. Une détente thermique post-usinage est donc réalisée (étape 6 du schéma de la figure 2.4) pour s'affranchir de l'influence de ces contraintes résiduelles d'usinage, sur les résultats de fatigue de cette étude. Dans le but que celle-ci altère le moins possible la microstructure de notre alliage, la seconde étape du traitement thermique précédemment décrit est répétée (traitement à 650 °C durant 2 h). Bien que l'usinage des têtes des éprouvettes *net-shape* ou parachevées n'ait pas d'impact sur le comportement en fatigue du matériau dans la zone utile de l'éprouvette, cette détente post-usinage a malgré tout été réalisée sur l'ensemble des éprouvettes de la phase 1 (incluant les éprouvettes de traction monotone). Ainsi, les éventuelles modifications métallurgiques induites sont uniformément appliquées à l'ensemble des échantillons et aucun écart entre les différents états de surface testés n'est introduit.

Cette dernière étape de détente post-usinage peut cependant conduire à la présence d'une fine couche d'alpha-case (cf. sous-section 2.8.1) dont l'impact sur la fatigue peut s'avérer complexe à isoler. Afin d'éviter cet inconvénient, toutes les éprouvettes de la phase 2 n'ont pas subi cette dernière étape de détente. Les contraintes résiduelles d'usinage étant majoritairement des contraintes de compression, elles ont été jugées

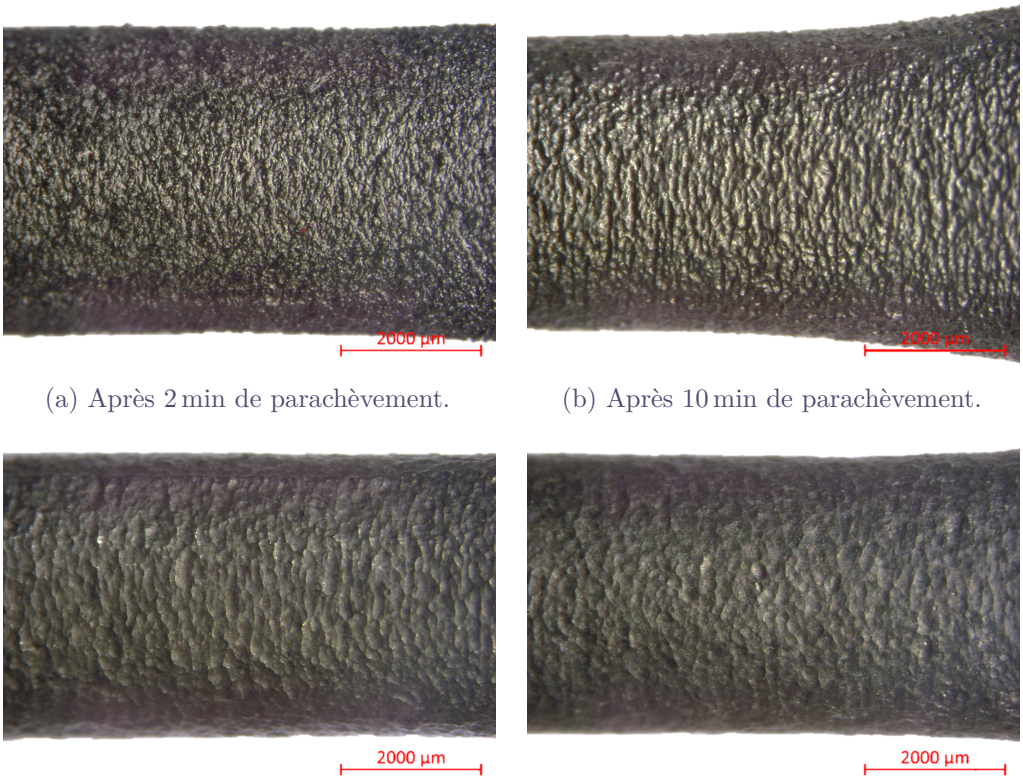
bénéfiques pour les têtes et les côtés des éprouvettes testées à l'état *net-shape* ou parachevé puisqu'elles permettent d'éviter des amorçages de fissures de fatigue en dehors de la zone utile (en particulier dans les coins). Pour les éprouvettes entièrement usinées, la détente post-usinage est appliquée de manière similaire aux éprouvettes de la phase 1. Une épaisseur de 100 µm à 200 µm est ensuite retirée sur l'ensemble des éprouvettes ainsi traitées, par un parachèvement chimique identique à celui utilisé pour traiter les surfaces brutes de fabrication additive, afin de retirer la couche éventuellement affectée par l'alpha-case (étape 7 du schéma de la figure 2.4). Ces étapes successives permettent d'éliminer les contraintes résiduelles introduites par l'usinage sur les éprouvettes de la phase 2, sans ajouter de couche d'oxyde ou d'alpha-case, et sans retirer une épaisseur trop importante. Le traitement de parachèvement chimique est décrit au paragraphe suivant.

2.3.3 Parachèvement chimique

La synthèse bibliographique précédemment présentée a mis en évidence l'impact considérable de la micro-géométrie de surface sur la tenue en fatigue des composants produits par fusion laser sur lit de poudre, en particulier pour l'alliage de titane Ti-6Al-4V. Les nombreux types de parachèvement imaginés pour améliorer les états de surface issus de procédés de fabrication additive ont également été évoqués. Dans le cadre de cette étude, une partie de ces traitements n'est pas adaptée du fait de la géométrie complexe des composants envisagés par la suite, avec notamment la présence de canalisations internes. Un parachèvement chimique est donc retenu pour sa compatibilité avec cette spécificité et sa représentativité vis-à-vis des traitements envisagés sur une éventuelle future production en série de composants. Par ailleurs, l'utilisation d'un parachèvement uniquement chimique permet de s'affranchir d'éventuels couplages de paramètres, tels que l'introduction de contraintes résiduelles par le procédé de parachèvement (comme dans le cas de traitements tribo-chimiques par exemple). Le traitement retenu est un traitement développé dans le cadre d'un projet collaboratif de l'IRT M2P (projet AfterALM) impliquant, entre autres, Safran et Ineosurf. Ce traitement, utilisant un mélange à base d'acides concentrés contenant des fluorures, fait l'objet d'un brevet et ses caractéristiques ne seront donc pas dévoilées. Les éprouvettes testées ont été traitées en bains de 65 L maintenus à une température de 40 °C sous une agitation modérée. Les études réalisées dans le cadre du développement de ce traitement ont montré que les surfaces de pièces traitées en Ti-6Al-4V ne subissaient pas de contamination par l'hydrogène. La température du bain doit être parfaitement maîtrisée. En effet, la réaction chimique de dissolution mise en jeu est exothermique et sa cinétique est très sensible à la température du bain.

Dans le but d'étudier l'évolution de l'intégrité de surface en fonction du parachèvement, le moyen le plus simple est de produire différents états de surface correspondant à différents degrés de parachèvement. On peut ainsi suivre l'évolution des différents paramètres influents sur la durée de vie en fatigue en fonction du degré de parachèvement de la surface et évaluer son impact. L'objectif d'une telle étude est à la fois de bien comprendre - scientifiquement - l'apparition ou l'évolution de certains mécanismes d'amorçage avec le procédé de parachèvement et - industriellement - d'être capable de déterminer le niveau de parachèvement optimal en

fonction de l'application visée. Dans le cas d'un parachèvement chimique, le degré de parachèvement est directement lié au temps de traitement appliqué. C'est pourquoi quatre temps de parachèvement progressifs sont appliqués aux éprouvettes de la phase 1 (parachèvements de 2 min, 10 min, 20 min et 30 min). La figure 2.8 illustre les états de surface obtenus après ces différents niveaux de parachèvement observés à la loupe binoculaire. Un cinquième temps de parachèvement, supérieur (40 min), leur est ajouté lors de la phase 2 afin de confirmer si le niveau de parachèvement optimal est atteint ou non. Ce procédé de parachèvement (étape 7 du schéma de la figure 2.4) n'est appliqué qu'aux éprouvettes de la géométrie A au cours de la phase 1 et aux éprouvettes de la phase 2 (géométrie F). A ces états de surface parachevés s'ajoutent l'état usiné (ou usiné poli), testé sur l'ensemble des géométries, et l'état *net-shape*, testé sur les géométries C (phase 1) et F (phase 2). Des tableaux récapitulatifs des configurations testées et des nombres d'essais réalisés pour chacune des phases expérimentales sont proposés dans les chapitres suivants. Les épaisseurs moyennes retirées par cette étape de parachèvement sont synthétisées dans le tableau 2.4.



(a) Après 2 min de parachèvement.

(b) Après 10 min de parachèvement.

(c) Après 20 min de parachèvement.

(d) Après 30 min de parachèvement.

FIGURE 2.8 – Micro-géométrie de surface d'éprouvettes de géométrie A, observée à la loupe binoculaire, après différents temps de parachèvement.

TABLE 2.4 – Synthèse des épaisseurs moyennes retirées par parachèvement chimique, en fonction du temps de parachèvement, sur les éprouvettes des phases 1 et 2.

État de surface	**Épaisseur moyenne retirée lors de la phase 1**	**Épaisseur moyenne retirée lors de la phase 2**
Éprouvettes parachevées 2 min	27 µm	37 µm
Éprouvettes parachevées 10 min	105 µm	95 µm
Éprouvettes parachevées 20 min	195 µm	165 µm
Éprouvettes parachevées 30 min	232 µm	200 µm
Éprouvettes parachevées 40 min	-	240 µm

2.4 Essais mécaniques

Les essais mécaniques réalisés dans le but de caractériser le comportement mécanique du matériau sont de deux types : des essais de traction monotone et des essais de fatigue. Ces essais, les moyens utilisés pour les réaliser, les conditions d'essai et critères d'arrêt sont décrits aux paragraphes suivants.

2.4.1 Essais de traction monotone

Des essais de traction monotone sont conduits sur une machine Instron de 100 kN de capacité suivant la norme NF EN 2002-001 dans le but de caractériser le comportement mécanique du matériau. Ces essais ont été réalisés à température ambiante ($23 \pm 5\,°C$) sur deux conditions : le matériau ayant subi la détente post-fabrication et la détente post-usinage, d'une part, et le matériau ayant subi la détente post-fabrication, le traitement thermique et la détente post-usinage, d'autre part. Trois éprouvettes sont testées dans chacune de ces deux conditions. L'objectif étant de caractériser le comportement mécanique monotone du matériau, ces essais sont réalisés sur éprouvettes intégralement usinées. Le suivi des essais est réalisé au moyen d'un extensomètre axial à lames MTS de longueur de base 20 mm. Les résultats de ces essais de traction monotone sont synthétisés dans le tableau 2.5 et les courbes de traction correspondantes sont présentées à la figure 2.9 [1]. Ils sont cohérents avec les caractérisations similaires disponibles dans la littérature [9, 6] et illustrent bien l'effet du traitement thermique, générant une augmentation de la ductilité et une diminution de la limite d'élasticité et de la résistance à la rupture [60, 79].

1. Le ressaut visible en fin de partie élastique de ces courbes n'est pas dû à un effet matériau mais résulte du changement de vitesse de chargement stipulé dans la norme. La vitesse de chargement imposée jusqu'à 1,2 % de déformation est une vitesse de déformation de $0{,}005\,\text{min}^{-1}$ pilotée par extensomètre. Après 1,2 % de déformation, la vitesse de chargement est une vitesse de déplacement de traverse de 1,1 mm/min.

TABLE 2.5 – Propriétés moyennes, sur trois essais, en traction monotone, d'éprouvettes usinées uniquement détendues et traitées thermiquement suivant la gamme complète.

	$R_{p0,2}$	R_m	$A\%$	E	$Z\%$
Éprouvettes uniquement détendues	980 MPa	1047 MPa	16,3 %	120 GPa	44,5 %
Éprouvettes traitées complètement	798 MPa	891 MPa	19,2 %	120 GPa	46 %

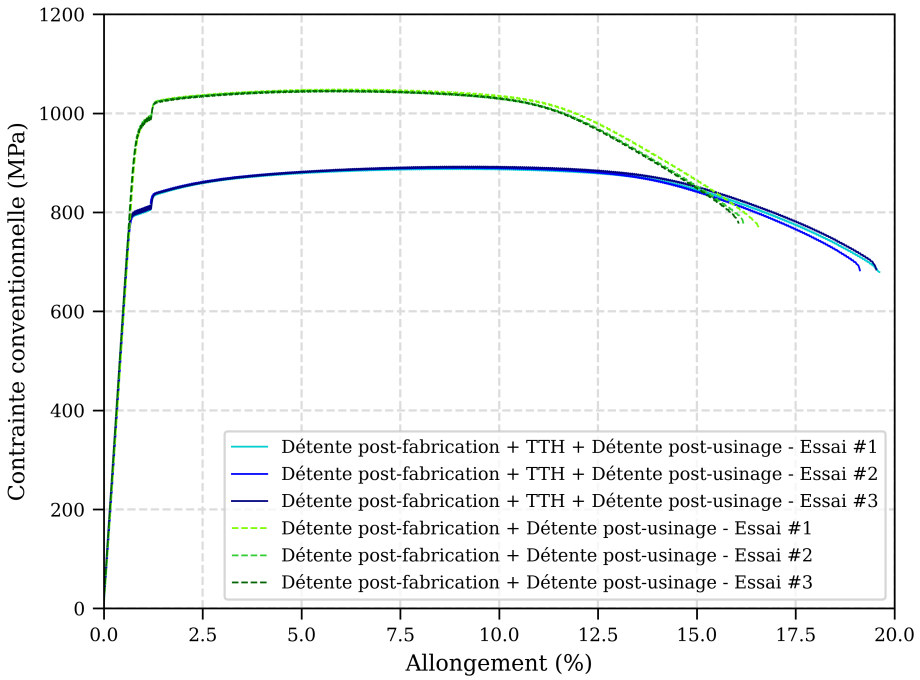


FIGURE 2.9 – Courbes de traction monotone obtenues sur 3 éprouvettes en condition uniquement détendue et après traitement thermique suivant la gamme complète.

2.4.2 Essais de fatigue en traction répétée

Outre les essais de traction monotone, l'essentiel des travaux de caractérisation mécanique réalisés dans cette étude portent sur le comportement en fatigue. Comme expliqué précédemment, deux campagnes d'essais sont menées, la première sur éprouvettes de révolution, en traction répétée. L'ensemble des essais de fatigue de cette première campagne est réalisé à température ambiante ($23 \pm 5\,°C$), sur cinq machines servo-hydrauliques différentes de capacités 50 kN à 100 kN, à des fréquences de 25 Hz à 50 Hz. Ils sont conduits en contrainte imposée, à un rapport de charge $R = 0.1$, suivant la norme ASTM E466 chez un sous-traitant habituel du groupe Safran. Ce rapport de charge est retenu car il correspond aux futures applications envisagées. Il comporte, par ailleurs, moins de risques pour les faciès de rupture lors de l'éventuelle rupture finale de l'éprouvette du fait que le cycle de chargement reste en permanence en traction. Enfin, toujours dans le but de protéger les faciès afin de pouvoir identifier les mécanismes de rupture, les essais sont arrêtés avant

rupture finale. L'arrêt de l'essai intervient lorsque la censure - fixée à 10^7 cycles - est atteinte ou lorsque le critère d'arrêt en déplacement est atteint. Les machines étant servo-hydrauliques, on ne peut utiliser une chute de fréquence pour détecter l'amorçage. Des premières tentatives de suivi d'essai à partir du déplacement du vérin de la machine ont montré que celui-ci est trop imprécis pour être utilisé en tant que critère d'arrêt. C'est la raison pour laquelle les mors des machines sont équipés de capteurs LVDT (Linear Variable Differential Transformer) afin de détecter une augmentation du déplacement maximal sur un cycle, consécutive à la perte de raideur induite par l'amorçage d'une fissure de fatigue. Cette augmentation du déplacement maximal sur un cycle, par rapport au déplacement maximal obtenu en cycle stabilisé, est fixée à 0,05 mm afin de limiter les risques d'arrêt avant amorçage tout en limitant la part de propagation (à l'échelle macroscopique) dans la durée de vie mesurée. Quelques essais, relancés après déclenchement du critère d'arrêt montrent une différence de durée de vie inférieure à 1 % par rapport à un essai conduit jusqu'à rupture, à faible durée de vie (de l'ordre de 10^4 cycles) comme à grande durée de vie (de l'ordre de 10^6 cycles). Après déclenchement du critère d'arrêt, les essais sont stoppés et la position longitudinale de la fissure est relevée. La figure 2.10 montre une éprouvette de géométrie A parachevée 20 min, en fin d'essai. La position de la fissure est indiquée par la flèche rouge. Les éprouvettes sont ensuite rompues totalement, après immersion dans l'azote liquide, par application d'un choc au moyen d'un maillet, dans le sens d'ouverture de la fissure afin d'éviter tout matage des faciès de rupture.

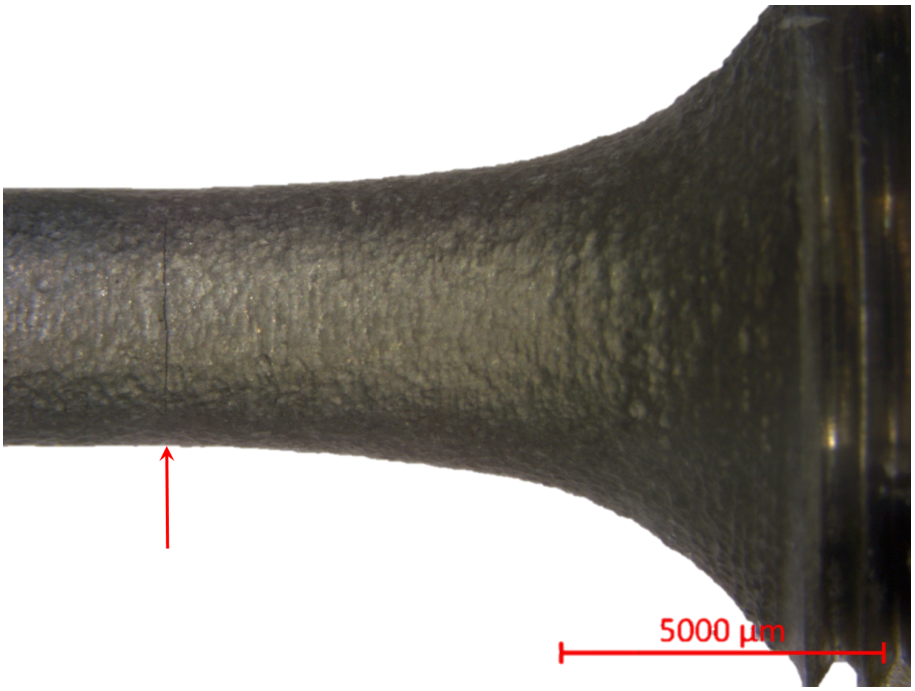
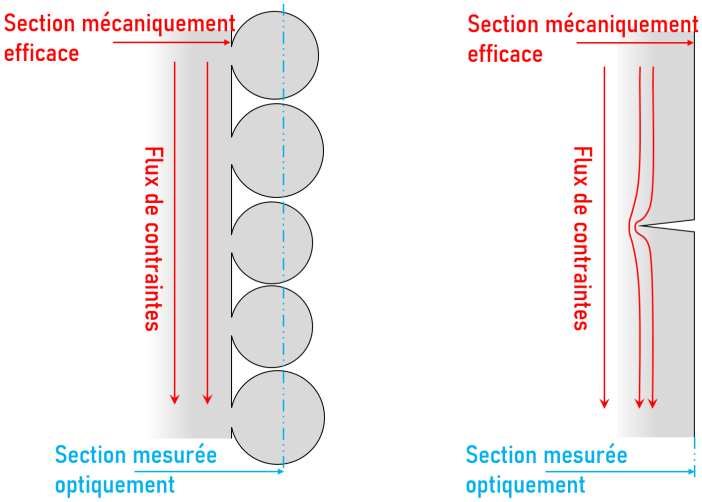


FIGURE 2.10 – Exemple d'éprouvette de géométrie A parachevée 20 min, fissurée, après déclenchement du critère d'arrêt ($\Delta\sigma_{nom} = 181$ MPa - $N_r = 2\,157\,037$ cycles).

L'effort appliqué à chaque éprouvette est déterminé à partir de la contrainte nominale souhaitée et du diamètre mesuré sur l'éprouvette considérée au moyen

d'un dispositif optique MITUTOYO QI-A 2010-C 361-841-A. Toutefois, la contrainte ainsi calculée est une contrainte nominale ne tenant pas compte ni du gradient de contrainte présent dans l'éprouvette, ni de la section effective de l'éprouvette. En effet, bien que le diamètre de chaque éprouvette soit mesuré individuellement, le dispositif optique mentionné prend en compte le diamètre moyen relevé sur une longueur donnée. En présence d'une forte rugosité, il peut exister une épaisseur en surface dans laquelle la micro-géométrie de surface est tellement accidentée que celle-ci se trouve être mécaniquement inefficace, le flux de contraintes n'y pénétrant pas. C'est le principe du *shielding effect* évoqué dans la revue bibliographique précédemment présentée. Cet effet décrit le cas d'une surface extrêmement rugueuse, telle que la succession d'irrégularités micro-géométriques de surface ne permet pas au flux de contrainte de pénétrer cette épaisseur fortement tortueuse. Ceci a pour conséquence de réduire la section mécaniquement efficace et donc d'augmenter la contrainte réellement vue par le matériau. On portera attention à ne pas confondre cet effet avec l'effet de concentration de contrainte qui, lui, a pour effet d'augmenter localement la contrainte en raison d'une déviation du flux de contrainte. Les schémas présentés à la figure 2.11 illustrent cette différence.



(a) Illustration du *shielding effect*.

(b) Illustration d'une concentration de contrainte.

FIGURE 2.11 – Schémas illustrant la réduction de section mécaniquement efficace due à une forte rugosité en comparaison de l'augmentation de contrainte due à une concentration de contrainte.

La première source d'écart par rapport à la contrainte nominale, issue du gradient de contrainte présent dans l'éprouvette, est relativement aisée à corriger. Celui-ci peut être déterminé au moyen d'un calcul par éléments finis, réalisé en élasticité isotrope. Cette correction de contrainte (décrite à l'annexe B, section B.1) représente des variations qui n'excèdent pas $\pm 3\,\%$ sur la majorité des éprouvettes. Cependant, pour 11 éprouvettes sur 155 (de la phase 1), celle-ci peut aller jusqu'à $-13\,\%$, principalement du fait de fissures apparues en début de rayon de raccordement avec les têtes.

La seconde source d'écart sur la contrainte, le *shielding effect*, est plus complexe à quantifier. En effet, il faut pour cela déterminer l'épaisseur inefficace mécaniquement présente à la surface de l'éprouvette. Ne pas en tenir compte est également problématique car cela majore artificiellement l'abattement induit par la micro-géométrie de surface. Afin de pouvoir évaluer la section structurellement portante de nos éprouvettes, une méthode basée sur les capteurs LVDT installés sur les mors des machines de fatigue (pour les besoins du critère d'arrêt) est mise en place. Une raideur, propre à chaque éprouvette, est ainsi déterminée (cf. annexe B, section B.2). L'épaisseur mécaniquement inefficace est ensuite déduite de cette raideur (cf. annexe B, section B.3).

Bien que la section mécaniquement efficace puisse être déterminée pour chaque éprouvette à partir de la raideur mesurée sur celle-ci, cette solution n'est pas retenue. En effet, la méthodologie précédemment décrite est soumise à de fortes variabilités, en particulier pour la détermination de la raideur, notamment du fait des moyens expérimentaux utilisés (qui n'étaient pas destinés à cela à l'origine). On constate ainsi qu'en appliquant cette méthodologie de manière individuelle on introduit une variabilité supplémentaire dans les résultats expérimentaux. Par ailleurs, cette procédure ayant été mise en place et affinée au fur et à mesure des essais, la mesure sur certaines éprouvettes est invalide ou inexistante. Ces éprouvettes n'auraient alors pas pu être considérées dans la suite des analyses. Une épaisseur mécaniquement inefficace moyenne, $\overline{\delta_{ineff}}$, est donc déterminée, pour chaque état de surface considéré, à partir de l'ensemble des éprouvettes disposant d'une mesure adéquate. Cette épaisseur mécaniquement innefficace moyenne est ensuite appliquée à l'ensemble des éprouvettes de l'état de surface étudié. Le diamètre mécaniquement efficace, D_{meca}, finalement considéré peut donc être calculé au moyen de l'équation 2.1. De cette manière, la dispersion expérimentale n'est pas entachée d'erreurs provenant de la mesure de la raideur et l'ensemble des éprouvettes peut être traité. Les erreurs éventuelles sur la raideur sont également moyennées dans l'ensemble des mesures réalisées et induisent donc une erreur négligeable sur la valeur de l'épaisseur mécaniquement inefficace moyenne. Cette dernière est déterminée pour chaque état de surface. Ce choix suppose par construction que l'épaisseur mécaniquement inefficace est relativement peu variable d'une éprouvette à l'autre, à état de surface donné. Bien que cela soit difficile à valider, les mesures de rugosité réalisées tout au long de cette étude tendent à confirmer cette hypothèse. Le tableau 2.6 synthétise l'épaisseur mécaniquement inefficace moyenne obtenue pour les différents états de surface considérés dans la phase 1.

$$D_{meca} = D_{mes} - 2\,\overline{\delta_{ineff}} \tag{2.1}$$

On peut remarquer dans le tableau 2.6 que l'épaisseur non portante moyenne déterminée pour les éprouvettes parachevées durant 20 min est négative. Cela n'a bien entendu pas de sens physique et montre simplement qu'à partir de 20 min la rugosité de surface n'est plus suffisante pour produire un *shielding effect*. La valeur négative provient simplement de l'imprécision déjà évoquée sur la mesure de la raideur. Les valeurs présentées dans le tableau 2.6 sont déterminées sur la géométrie A. La géométrie C ne présente pas de section constante, ce qui ne permet pas d'appliquer la méthode proposée. La même épaisseur mécaniquement inefficace que celle établie

TABLE 2.6 – Épaisseurs mécaniquement inefficaces moyennes déterminées pour chaque état de surface considéré et impact sur la section et la contrainte (sur la géométrie A).

État de surface	**Épaisseur non portante** $\overline{\delta_{ineff}}$	**Variation de section**	**Variation de contrainte**
Éprouvettes *net-shape*	147 µm	13 %	15 %
Éprouvettes parachevées 2 min	146 µm	13 %	15 %
Éprouvettes parachevées 10 min	50 µm	4,8 %	5,1 %
Éprouvettes parachevées 20 min	−20 µm	−1,9 %	−1,9 %
Éprouvettes parachevées 30 min	1 µm	>0,1 %	>0,1 %

pour la géométrie A *net-shape* est donc considérée pour la géométrie C *net-shape* afin de ne pas introduire de biais entre ces deux géométries (si on n'avait pas corrigé le *shielding effect* sur cette géométrie).

La contrainte locale au point d'amorçage de la fissure de fatigue, σ_{loc}, tenant compte du gradient de contrainte dans l'éprouvette et du *shielding effect* peut ensuite être évaluée à partir de la contrainte nominale, σ_{nom}, du facteur de correction du gradient, k_{grad}, du diamètre d'éprouvette mesuré, D_{mes}, et du diamètre d'éprouvette mécaniquement efficace, D_{meca}, au moyen de l'équation 2.2. Dans la suite de ce manuscrit, la dénomination "contrainte nominale" désigne la contrainte déterminée au moment de l'essai à partir de la section mesurée tandis que la dénomination "contrainte locale" désigne la contrainte nominale, corrigée du gradient de contrainte et du *shielding effect*.

$$\sigma_{loc} = \sigma_{nom}\ k_{grad}\ \frac{D_{mes}^2}{D_{meca}^2} \tag{2.2}$$

Enfin, du fait du passage du racleur et surtout de la direction du flux de gaz protecteur dans la machine lors de la fabrication, la position de l'éprouvette sur le plateau de fabrication et son orientation pourraient avoir une influence sur l'état de surface ou l'état métallurgique de l'éprouvette et donc sur son comportement en fatigue. Ces paramètres ne faisant pas partie du périmètre de ces travaux de recherche et leur étude nécessitant un nombre trop important d'éprouvettes, ils ne seront pas étudiés en détails. Cependant, afin d'éviter qu'ils n'introduisent des biais systématiques non maîtrisés, les éprouvettes sont regroupées en lots composés d'échantillons provenant de positions uniformément réparties sur les plateaux de fabrication, lorsque cela est possible. Ces lots, correspondant à chaque état de surface testé, sont eux-mêmes subdivisés en sous-lots, provenant eux-aussi autant que possible de positions uniformément réparties. Ces sous-lots correspondent à chaque niveau de contrainte testé dans la construction des courbes de Wöhler. De cette manière, chaque lot et sous-lot est composé d'éprouvettes provenant de l'ensemble du plateau et est

donc comparable aux autres lots et sous-lots. Si ces paramètres ont une influence sur la tenue en fatigue dans nos conditions de fabrication, ils conduiront à une dispersion supérieure mais pas à un biais entre états de surface ou niveaux de contrainte. L'orientation (par rapport au flux de gaz de protection ou à la direction de passage du racleur) en revanche n'est pas problématique pour des éprouvettes cylindriques construites verticalement puisque toutes les orientations sont représentées sur chaque éprouvette. La figure 2.12 montre un exemple de plateau sur lequel deux géométries d'éprouvettes, dont les éprouvettes de géométrie C usinées, étaient produites. Les pastilles de couleur apposées sur chaque éprouvette de géométrie C indiquent le lotissement réalisé. Chaque couleur représente un sous-lot, c'est-à-dire les éprouvettes sollicitées à un même niveau de contrainte nominale lors des essais de fatigue.

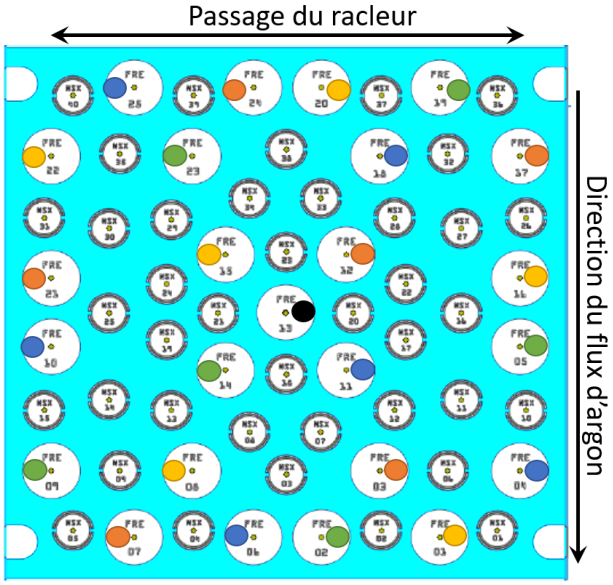


FIGURE 2.12 – Exemple de lotissement sur les éprouvettes de géométrie C usinées.

Bien que le positionnement sur le plateau de fabrication ne fasse pas partie des paramètres étudiés, il est tout de même possible d'évaluer *a posteriori* si celui-ci a un impact ou non sur nos résultats. Les résultats de fatigue des différents essais réalisés sur une même géométrie et un même état de surface sont donc comparés afin de déterminer si une tendance existe entre la position sur le plateau de fabrication et la durée de vie en fatigue. Ces travaux, présentés en annexe D, montrent qu'aucune corrélation n'est mise en évidence. La position sur le plateau de fabrication ne semble donc pas avoir d'impact significatif sur la durée de vie en fatigue, dans les conditions expérimentales utilisées pour ces travaux.

2.4.3 Essais de fatigue en flexion

La seconde campagne d'essais de fatigue, également désignée phase 2, est réalisée sur des éprouvettes de flexion plane. Ces éprouvettes sont testées sur une machine Rumul Cracktronic à résonance (cf. figure 2.13) par les personnels du laboratoire LAMPA à Angers. Les caractéristiques principales de cette machine sont rappelées dans le tableau 2.7.

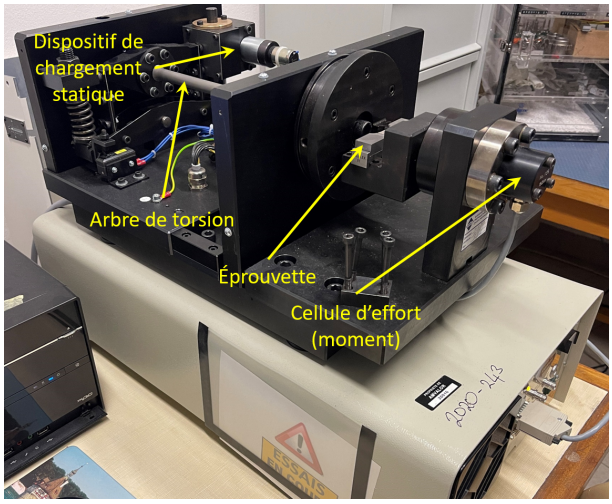


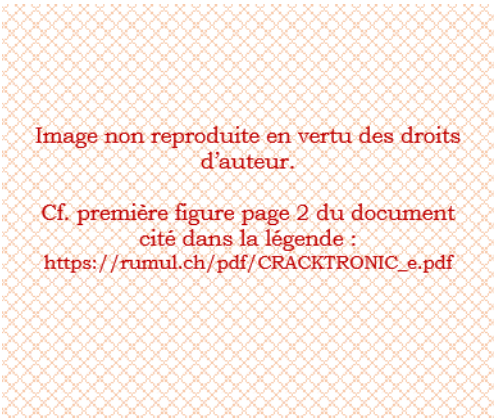
FIGURE 2.13 – Machine Rumul Cracktronic.

TABLE 2.7 – Caractéristiques principales de la machine Rumul Cracktronic utilisée pour les essais de fatigue de la phase 2.

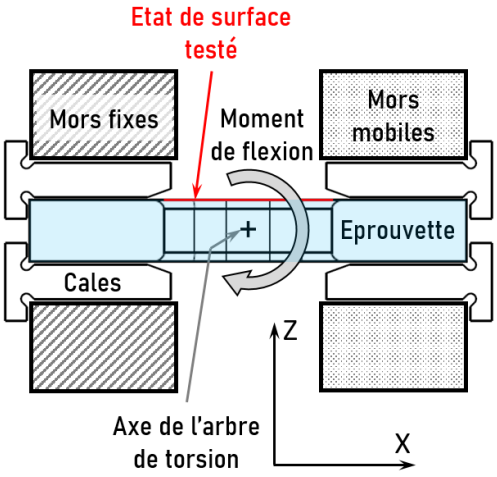
Caractéristique	**Valeurs**
Dimensions max. des éprouvettes	80 mm × 24 mm × 12 mm
Moment maximal	160 N m
Moment dynamique maximal	±80 N m
Angle de rotation maximal	±3°
Fréquence d'essai	40 Hz à 250 Hz

Le montage des éprouvettes se fait au moyen de deux mors, l'un fixe et relié à la cellule de charge, l'autre relié au système électro-mécanique appliquant la sollicitation. Ce système, décrit à la figure 2.14a est composé d'un électro-aimant alimenté périodiquement imposant le moment dynamique à l'éprouvette. Cet électro-aimant est lui-même relié à un arbre de torsion au bout duquel un système à roue et vis sans fin permet d'imposer un moment de torsion et donc un moment statique (moment moyen) à l'ensemble du système relié à l'éprouvette. Si l'éprouvette est positionnée de manière à ce que sa fibre neutre soit alignée avec l'axe de l'arbre de torsion au centre de la zone utile, alors la sollicitation est assimilable à de la flexion pure compte-tenu des faibles rotations subies (±3°). Ce positionnement est schématisé à la figure 2.14b. Afin de s'assurer du bon positionnement des éprouvettes (en particulier verticalement), un jeu de cales spécifiques, adaptées aux dimensions de l'éprouvette développée, est également réalisé.

Ce montage permet de réaliser des essais pilotés en couple pour différents rapports de charge. Les essais de la phase 2 sont conduits avec un rapport de charge $R = 0.1$ comme pour les essais de la phase 1. La machine employée étant une machine à résonance, l'amorçage et la propagation d'une fissure dans l'éprouvette entraînent un changement de raideur et donc une chute de la fréquence de résonance de l'ensemble. Contrairement à la phase 1, un critère d'arrêt basé sur une chute de fréquence est



(a) Schéma du système de chargement, interne à la Rumul Cracktronic [80].



(b) Schéma de montage de l'éprouvette de flexion sur la machine Rumul Cracktronic respectant le bon alignement.

FIGURE 2.14 – Schémas du système interne de la machine Rumul Cracktronic et du montage de l'éprouvette.

utilisé. La géométrie F développée pour cette étude conduit à une fréquence d'essai d'environ 80 Hz. La chute de fréquence utilisée pour déclencher un arrêt de l'essai, Δf, est fixée pour ces travaux de recherche à -1 Hz. L'ensemble du domaine de durée de vie (environ 10^4 cycles à 10^7 cycles) étant caractérisé lors de la phase 1, une unique durée de vie est visée au cours des essais de la phase 2. Ainsi, l'ensemble des éprouvettes d'un même état de surface peut être comparé, tout en limitant les risques de biais introduits par un modèle permettant de corriger la durée de vie. Plusieurs méthodes sont disponibles pour obtenir, à partir d'essais pilotés en contrainte, une valeur correspondant à une durée de vie ciblée, notamment la méthode staircase et la méthode Locati. La première permet d'obtenir une valeur statistique après essais sur une série d'éprouvettes tandis que la seconde permet d'obtenir une valeur pour chaque éprouvette testée. La méthode staircase présuppose donc que les éprouvettes sont comparables entre elles, ce qui est discutable ici puisque la population des mécanismes d'amorçage des fissures de fatigue n'est pas nécessairement similaire. La méthode Locati permet, elle, de s'accommoder de différences entre éprouvettes puisque les éprouvettes sont traitées indépendamment. Cette seconde méthode est donc préférée à la première. Les essais de cette seconde campagne sont donc réalisés par paliers de contrainte croissants. Bien que proche, il ne s'agit pas exactement de la méthode Locati car le dépouillement des essais diffère quelque peu, comme cela sera détaillé par la suite. Les avantages restent cependant les mêmes. Le niveau de départ des essais est établi en fonction de l'état de surface considéré et rappelé dans le tableau 2.8. La valeur de la censure de ces essais, correspondant au nombre de cycles pour lequel on passe au niveau de contrainte supérieur si aucun amorçage n'est détecté, est fixée à 10^7 cycles. Cela implique plusieurs jours d'essais pour un pas de contrainte. Sur certaines éprouvettes présentant peu de grosses porosités débouchantes observées au profilomètre, les premiers niveaux de contrainte n'ont parfois pas été imposés, afin de gagner du temps d'essai. Le pas de contrainte utilisé

dans cette étude est fixé à 25 MPa, toujours dans l'objectif de conserver des temps d'essais raisonnables.

Les consignes imposées à la machine de flexion sont des consignes de moment moyen et de moment dynamique (amplitude de moment autour du moment moyen). La méthodologie mise en place pour déterminer les moments à imposer en fonction de la contrainte souhaitée, de la largeur, l, et de l'épaisseur, e, de la zone utile des éprouvettes est décrite à l'annexe C, section C.1.

TABLE 2.8 – Contrainte maximale de départ de la méthode d'essai par paliers croissants, pour chaque état de surface testé lors de la phase 2.

État de surface	**Contrainte maximale de départ des essais**
Éprouvettes *net-shape*	125 MPa à 250 MPa
Éprouvettes parachevées 2 min	225 MPa à 275 MPa
Éprouvettes parachevées 10 min	275 MPa à 300 MPa
Éprouvettes parachevées 20 min	300 MPa à 350 MPa
Éprouvettes parachevées 30 min	300 MPa à 350 MPa
Éprouvettes parachevées 40 min	350 MPa à 475 MPa
Éprouvettes usinées	450 MPa à 475 MPa

Comme pour la phase 1, la contrainte nominale imposée lors de l'essai ne correspond pas exactement à la contrainte locale subie au site d'amorçage de la fissure de fatigue. En effet, la sollicitation de flexion impose un gradient dans l'épaisseur de l'éprouvette. De même, les rayons de raccordement entre la zone utile et les têtes de l'éprouvette conduisent à une augmentation de la section et donc une diminution de la contrainte. L'objectif de cette seconde phase d'essai étant d'étudier la population des concentrateurs de contrainte présents en surface de l'éprouvette, il est nécessaire de pouvoir calculer la contrainte localement subie à la fois au niveau du site d'amorçage de la fissure de fatigue mais également au niveau de chacune de ces irrégularités de surface. La variation de contrainte à la surface dans la largeur de l'éprouvette, quelle que soit la section longitudinale considérée (dans la zone d'étude), n'excédant jamais 2,4 %, celle-ci est négligée par la suite. Les méthodologies de calcul des coefficients correctifs (basées sur des simulations par éléments finis), permettant la prise en compte du gradient de contrainte longitudinal et du gradient de contrainte dans l'épaisseur, sont détaillées à l'annexe C, section C.2.

En combinant les erreurs dues à la position latérale négligée (maximum 2,4 %) et à la modélisation polynomiale retenue pour la correction longitudinale (maximum 0,82 %), l'erreur maximale ne doit pas excéder 3,22 % avant prise en compte du gradient dans l'épaisseur. Une validation est effectuée sur quatre sites d'amorçage de fissures survenues en interne. Les écarts obtenus entre un relevé à la position exacte dans le calcul par éléments finis et la modélisation adoptée sont inférieurs à 5,4 %, et se réduisent à moins de 1,6 % si on écarte les points rompus proches des coins de la section transversale de l'éprouvette (deux sur les quatre).

Compte-tenu des moyens expérimentaux utilisés et de la géométrie des éprouvettes, le *shielding effect* n'a pas pu être compensé dans l'analyse de la phase 2. Cependant, la correction de la contrainte tenant compte du gradient de sollicitation (k_{prof}) compense probablement en partie ce manque. Comme pour la géométrie C de la phase 1, on aurait pu utiliser les mêmes valeurs que celles déterminées sur la géométrie A. Cependant, la sollicitation en flexion imposée lors de la phase 2, et le gradient de contrainte qui en découle, modifient probablement l'impact de l'épaisseur mécaniquement inefficace ce qui rend cette solution inopportune.

A l'instar de ce qui a été fait pour les éprouvettes cylindriques de la phase 1, les éprouvettes de flexion de la phase 2 sont regroupées en lots provenant de positions uniformément réparties sur les plateaux de fabrication, avant traitement de surface, de manière à assurer une indépendance des résultats vis-à-vis de la position sur le plateau de fabrication. En revanche, contrairement aux éprouvettes cylindriques, celles de la phase 2 peuvent être sensibles à l'orientation par rapport au flux d'agron ou par rapport à la direction de passage du racleur. Pour éviter ce problème, une orientation similaire pour l'ensemble des éprouvettes est imposée lors de la fabrication. La figure 2.15 illustre la mise en plateau d'un des deux plateaux de la phase 2. La face testée au cours de cette campagne expérimentale est la face positionnée face au flux d'argon sur la plupart des éprouvettes.

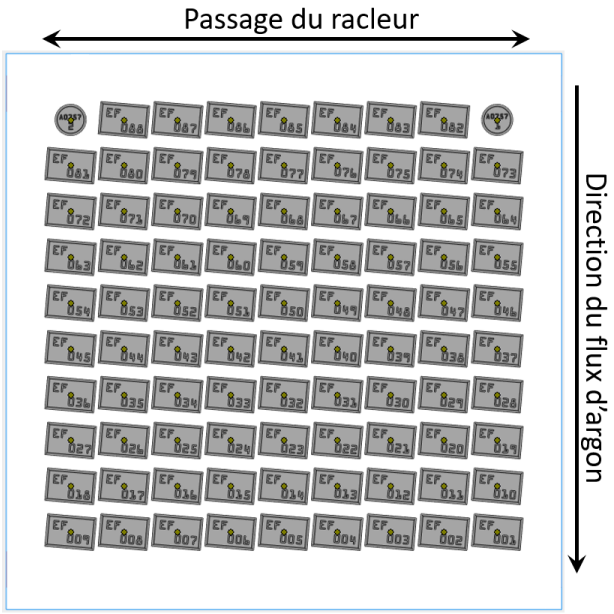


FIGURE 2.15 – Mise en plateau des éprouvettes de géométrie F de la phase 2 montrant leur orientation par rapport au flux d'argon et au racleur.

2.5 Évaluation des contraintes résiduelles

Deux types de caractérisations sont menées concernant les contraintes résiduelles. La première caractérisation, d'ordre qualitatif, est basée sur les travaux de Germain et al. [19] présentés au chapitre 1, section 1.3.

Afin de caractériser la capacité de chacun des traitements de détente (post-fabrication et post-usinage) à relaxer les contraintes résiduelles, des clous similaires sont joints à nos éprouvettes pour chacune des étapes de traitement. On notera que les clous utilisés dans cette étude ne sont imprimés ni à partir du même modèle de machine, ni avec la même paramétrie (par conséquent), ni à partir du même lot matière que nos éprouvettes. Les niveaux de contraintes résiduelles initialement présents sont donc potentiellement différents. Toutefois, le matériau (Ti-6Al-4V) et le procédé (L-PBF) étant identiques, cela semble suffisant pour apprécier la capacité des traitements appliqués à relaxer thermiquement des contraintes résiduelles. La figure 2.16 montre l'un des clous utilisés dans cette étude avant découpe.

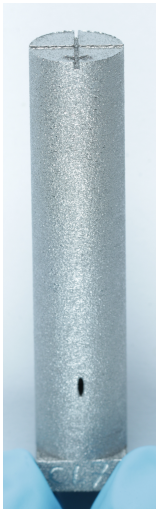


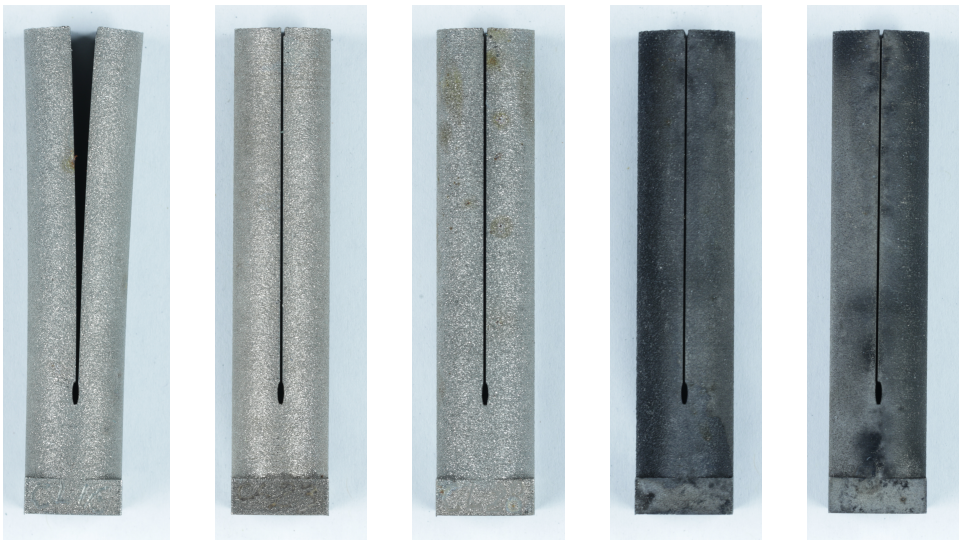
FIGURE 2.16 – Clou de caractérisation des contraintes résiduelles utilisé dans cette étude. Géométrie avant découpe.

Des clous sont disponibles pour cinq configurations de traitements thermiques différentes. Pour chaque configuration, un ou plusieurs clous sont découpés. La procédure de mesure est également décrite au chapitre 1, section 1.3. Le tableau 2.9 synthétise les différentes configurations testées, le nombre de clous disponibles pour chacune d'entre elles et les différences obtenues entre mesures de référence et après découpe (désignées par le terme "ouverture" par la suite). On constate que sur la configuration 1, correspondant à un matériau brut de fabrication, l'ouverture moyenne mesurée atteint 2,45 mm ce qui atteste de la présence initiale de contraintes résiduelles importantes. Après détente post-fabrication uniquement (configuration 2), cette ouverture est réduite à 40 µm. Elle n'atteint que 10 µm après détente post-usinage uniquement (configuration 3). Cela montre que ces deux traitements de détente sont effectivement suffisants pour relaxer les contraintes résiduelles dans notre matériau. Après détente post-fabrication et traitement thermique (configuration 4) l'ouverture moyenne mesurée est similaire. Cela permet de s'assurer que le traitement thermique et notamment sa cinétique de refroidissement n'induisent pas de nouvelles contraintes résiduelles ([19]). Par conséquent, il est logique qu'en configuration complète, correspondant à nos éprouvettes (configuration 5), cette ouverture reste inchangée (10 µm). Les variations entre éprouvettes d'une même configuration n'ont jamais excédé 40 µm. Hormis pour la configuration non traitée (configuration 1),

l'écart entre mesure après découpe et mesure de référence n'a jamais excédé 60 µm. Cela démontre la capacité de l'ensemble des traitements à détendre les contraintes résiduelles présentes dans du Ti-6Al-4V produit par L-PBF. La figure 2.17 présente un exemple de clou après découpe pour chacune des configurations.

TABLE 2.9 – Synthèse des différentes configurations de traitements sur lesquelles la présence de contraintes résiduelles a été caractérisée.

	Nombre de clous découpés	**Détente post-fabrication**	**Traitement thermique**	**Détente post-usinage**	**Ouverture moyenne mesurée**
Config. 1	3	Non	Non	Non	$2{,}45 \pm 0{,}04$ mm
Config. 2	3	Oui	Non	Non	$0{,}04 \pm 0{,}04$ mm
Config. 3	2	Non	Non	Oui	$0{,}01 \pm 0{,}02$ mm
Config. 4	2	Oui	Oui	Non	$0{,}01 \pm 0{,}01$ mm
Config. 5	1	Oui	Oui	Oui	0,01 mm



(a) Config. 1 (b) Config. 2 (c) Config. 3 (d) Config. 4 (e) Config. 5

FIGURE 2.17 – Exemple de clous de caractérisation des contraintes résiduelles, après découpe, pour chacune des configurations testées.

Malgré cette démonstration qualitative, des analyses plus quantitatives sont réalisées, par les personnels du laboratoire LAMPA à Angers, par diffraction des rayons X (DRX), au moyen d'un diffractomètre Bruker D8 Discover. La source utilisée est une source avec cible de cuivre ($K_{\alpha 1}$=0,154 nm) fonctionnant sous 40 kV et 40 mA. Un collimateur de 2 mm et un détecteur de type PSD avec une ouverture de 1,8762° sont également utilisés. Les calculs sont réalisés à partir du logiciel Leptos R de la société Bruker par la méthode des $sin^2\psi$. La position des pics est déterminée par modélisation via une fonction de type Pearson VII et les constantes

d'élasticité utilisées dans le calcul sont les suivantes : $1/2S2_{213}$ =1,168 $\times 10^{-5}$ MPa^{-1} et $S1_{213}$ =−2,832 $\times 10^{-5}$ MPa^{-1}.

Plusieurs analyses sont réalisées dans ces conditions. La première série d'analyses est réalisée sur des éprouvettes entièrement usinées de géométrie A après traitement complet (après détente post-fabrication, puis traitement thermique, puis détente post-usinage). Elle confirme l'absence de contraintes résiduelles importantes avec des niveaux relevés inférieurs à 48 MPa, quelle que soit la composante du tenseur de contraintes considérée.

Une deuxième série d'analyses est également réalisée sur cinq éprouvettes, après usinage, sans détente post-usinage. Des niveaux de contraintes résiduelles de compression pouvant être supérieurs, en valeur absolue, à 200 MPa sont constatés, tant dans la direction longitudinale que dans la direction ortho-radiale. Ces valeurs confirment l'intérêt du traitement de détente post-usinage.

La troisième série d'analyses est réalisée sur trois éprouvettes de la phase 2, usinées, avant détente post-usinage et retrait chimique de l'épaisseur oxydée ou affectée par l'alpha case (retrait de 100 µm à 200 µm, cf. sous-sous-section 2.3.2.3). Les niveaux de contraintes résiduelles constatés vont de −261 MPa à −323 MPa dans la direction longitudinale et de −255 MPa à −320 MPa dans la direction transversale, dans la zone utile des éprouvettes. Une détente est donc absolument nécessaire pour ne pas compromettre l'étude du fait d'une erreur induite par ces contraintes résiduelles. Dans le but de choisir la méthode la plus adaptée pour éliminer ces contraintes résiduelles, un profil de contrainte résiduelles, dans l'épaisseur, est réalisé sur ces trois éprouvettes. Afin de ne pas les détruire, cette mesure est réalisée sur une zone réduite des têtes, n'affectant pas la fonctionnalité de celles-ci. La procédure utilisée repose sur des mesures successives suivies d'un enlèvement de matière par polissage électrolytique. Un profil de contrainte résiduelle (présenté en figure 2.18) est ainsi identifié. La profondeur correspondant à chaque mesure est déterminée par une mesure profilométrique réalisée dans les mêmes conditions que les relevés de surface décrits dans la section suivante (cf. section 2.6).

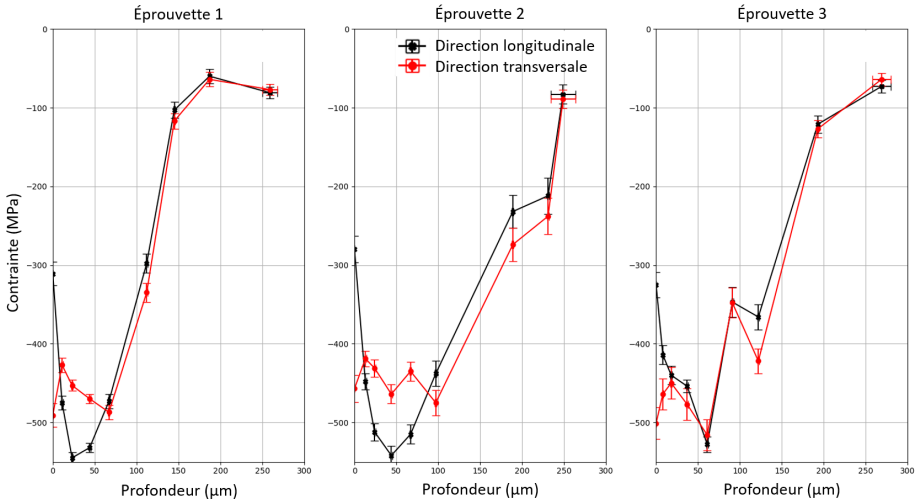


FIGURE 2.18 – Profils de contraintes résiduelles analysés par DRX sur trois éprouvettes usinées de géométrie F.

Comme déjà évoqué à la sous-sous-section 2.3.2.3, les contraintes atteignent des valeurs de compression supérieures, en valeur absolue, à 100 MPa sur des profondeurs de 150 µm à 250 µm avec des valeurs maximales supérieures à 500 MPa en compression.Une détente thermique est donc requise.

Aucune analyse des contraintes résiduelles n'est réalisée après cette détente thermique (et l'enlèvement de matière par voie chimique qui l'a suivie) sur les éprouvettes de la phase 2. Les études menées sur la phase 1 ont montré l'efficacité des traitements thermiques employés pour détendre les contraintes résiduelles. Les mêmes traitements étant utilisés sur les éprouvettes de la phase 2, considérer l'absence de contraintes résiduelles semble raisonnable. Les contraintes résiduelles, de fabrication ou d'usinage, étant éliminées sur l'ensemble des éprouvettes de cette étude (phase 1 comme phase 2), ce paramètre n'est pas rediscuté dans la suite de ces travaux. Les éprouvettes sont considérées sans contraintes résiduelles par la suite.

2.6 Mesures de micro-géométries de surface

En plus des contraintes résiduelles évoquées au paragraphe précédent, une caractérisation de la micro-géométrie et de la microstructure en surface est nécessaire pour aborder l'ensemble des paramètres de l'intégrité de surface. Pour cela, la micro-géométrie des surfaces étudiées est mesurée au moyen d'un profilomètre Bruker Contour GT du laboratoire LAMPA du campus d'Angers des Arts et Métiers. Ce profilomètre utilise le principe de l'interférométrie afin d'acquérir la topographie des surfaces. Une lumière de longueur d'onde 528 nm est utilisée dans cette étude. Compte-tenu des surfaces à étudier ici (principalement les surfaces utiles des éprouvettes de la phase 2 d'environ 22 mm × 6,7 mm), un objectif de grossissement ×5 et un adaptateur de champ de grossissement ×1 sont utilisés. Dans ces conditions, la métrologie complète d'une surface utile d'éprouvette de la phase 2 dure de 45 min à 60 min et conduit à une résolution spatiale (dans le plan de la surface mesurée) de 1,9 µm et à une résolution verticale (sur les mesures d'altitude) d'environ 10 nm. L'ensemble des surfaces est mesuré dans des conditions strictement similaires. Les éprouvettes de la phase 1 sont scannées autour du site d'amorçage après essai tandis que l'ensemble de la zone utile est mesuré avant et après essai pour l'ensemble des éprouvettes de la phase 2. Aucun filtre particulier n'est appliqué à ces mesures avant leur utilisation ultérieure hormis une correction géométrique de l'inclinaison éventuelle de la surface de l'éprouvette au moment de la mesure. Sur environ 40 millions de points de mesure que représente la surface utile d'une seule éprouvette de la phase 2, en moyenne 95 % conduisent à une valeur d'altitude. Des algorithmes de reconstruction propres au logiciel d'acquisition sont utilisés pour reconstruire les zones où les mesures sont manquantes. Ce taux de réussite est toutefois inférieur pour les éprouvettes *net-shape* où la surface légèrement noircie après traitement thermique [1] semble moins favorable à ce type de mesure optique. Un exemple de mesure de surface ainsi obtenue est présenté en figure 2.19.

1. Bien que les autres états de surface aient également été traités thermiquement, le parachèvement chimique ou l'usinage réalisés ensuite ont éliminé cette couche noircie délétère pour les mesures profilométriques

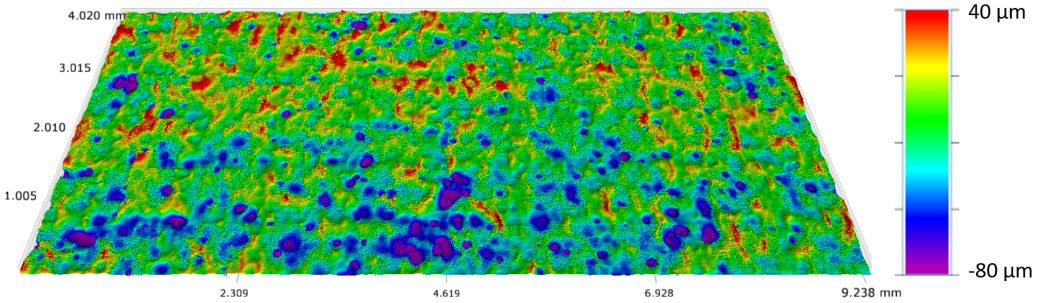
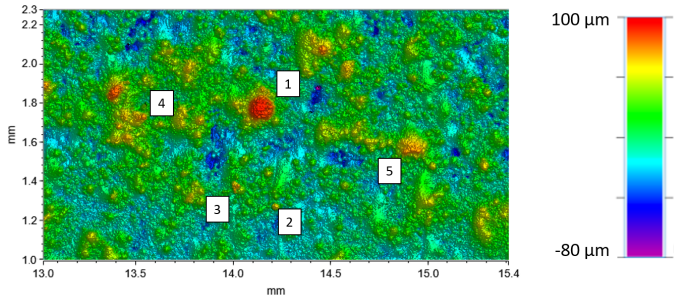
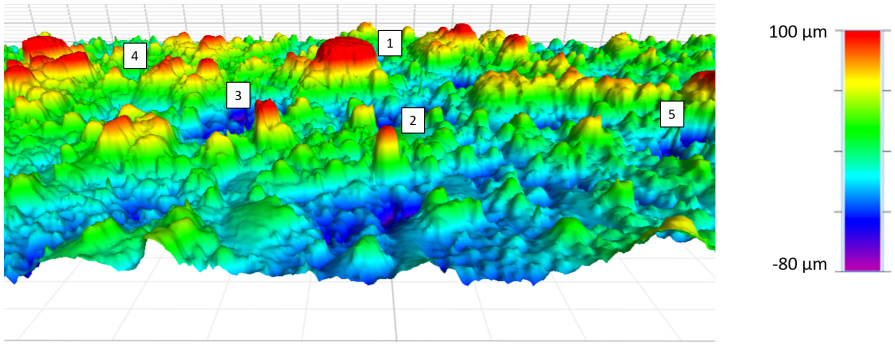


FIGURE 2.19 – Exemple de relevé de micro-géométrie de surface d'une éprouvette de géométrie F parachevée 20 minutes, obtenu par profilométrie.

Les micro-géométries de surface typiquement obtenues par fusion laser sur lit de poudre sont très chaotiques du fait de la présence de fines entailles (de type "pile d'assiettes") entre les couches de construction, de porosités débouchantes et de particules de poudre partiellement fondues ou frittées à la surface. Celle-ci étant scannée au moyen d'un faisceau lumineux colinéaire à sa normale, il est compréhensible que les zones en surplomb présentes dans de telles micro-géométries ne soient pas captées dans ces relevés topographiques. La figure 2.20 illustre cela à travers une surface *net-shape* présentant des éjectats et poudres partiellement fondues, sphériques, qui apparaissent déformés et dont les zones en surplomb ont été



(a) Vue 2D de la zone caractérisée



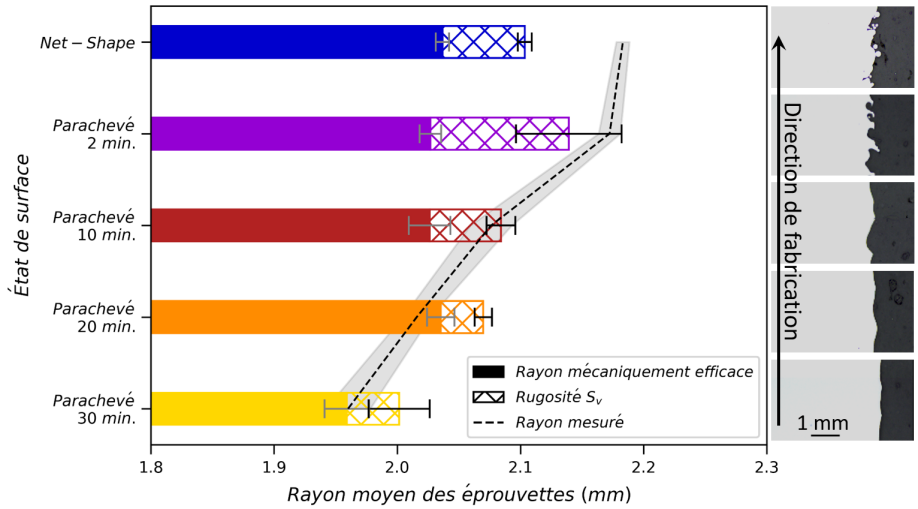
(b) Vue 3D de la zone caractérisée

FIGURE 2.20 – Exemple de zones en surplomb (éjectat, particules de poudre partiellement fondues) non entièrement caractérisées par profilométrie optique sur une éprouvette de géométrie F *net-shape*.

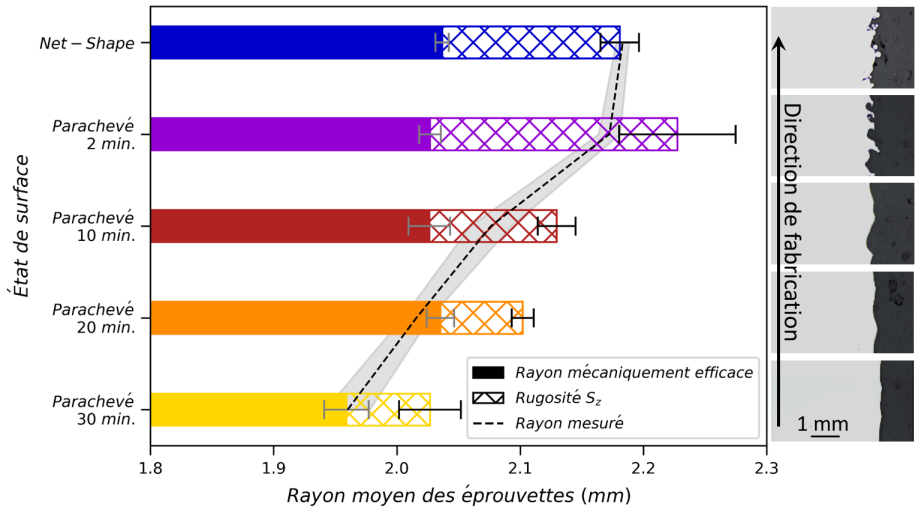
rebouchées. C'est la principale limite de ce type de moyen de mesure. Pour pallier cet inconvénient, des moyens plus lourds sont nécessaires tels que la tomographie. Des coupes métallographiques peuvent également permettre de visualiser ces éléments de la surface mais sont bien entendu des caractérisations destructrices. Afin de mieux visualiser la topographie de surface et son évolution avec le parachèvement, quelques coupes de ce type, décrites dans la section suivante (cf. sous-section 2.8.1), sont réalisées.

Enfin, les mesures réalisées par profilométrie permettent d'accéder à la plupart des indicateurs de rugosité surfaciques usuels tels que S_a, S_p, S_v, S_z, S_t, S_c, S_q, ... ([81]). Dans la sous-section 2.4.2, les rayons mesurés et mécaniquement efficaces des éprouvettes de la phase 1 ont été déterminés a posteriori. La figure 2.21 présente, pour chaque état de surface testé (hormis l'état usiné pour lequel cette question ne se pose pas), le rayon mesuré moyen (courbe en trait pointillé) et le rayon mécaniquement efficace moyen (barre pleine) auquel on ajoute la valeur moyenne d'un indicateur de rugosité (barre hachurée). Ces valeurs moyennes sont issues de l'ensemble de la population d'éprouvettes disponibles à l'état de surface considéré. Cette figure est tracée pour deux indicateurs de rugosité : S_v (la profondeur maximale de vallée) et S_z (la distance maximale pic à creux). Des extraits des coupes métallographiques évoquées au paragraphe précédent sont également présentées en vis-à-vis. Les mesures de diamètre mesuré et de diamètre mécaniquement efficace sont similaires au-delà de 20 min de parachèvement, ce qui indique que malgré une rugosité encore significative, le *shielding effect* n'existe plus pour ces temps de traitement (résultat évoqué à la sous-section 2.4.2). Pour les temps de traitement inférieurs, on constate qu'en tenant compte de la dispersion inhérente à chaque grandeur, la profondeur maximale de vallée, S_v, corrèle relativement bien à l'écart entre rayons moyens mesuré et mécaniquement efficace, sauf pour l'état *net-shape*. Pour celui-ci, c'est la distance maximale pic à creux, S_z qui corrèle le mieux. Cette différence entre l'état *net-shape* et les autres états de surface s'explique cependant en regardant les coupes métallographiques présentées. En effet, on peut remarquer que la surface *net-shape* se rapproche d'un massif parsemé de fines entailles. On comprend donc que le dispositif optique utilisé pour la mesure de diamètre conduit à une caractérisation d'un diamètre proche du diamètre maximal. L'épaisseur affectée par la rugosité correspond alors bien à la différence entre rayon maximal et rayon de fond d'entaille. En revanche, à partir de 2 min de parachèvement, la surface se rapproche plutôt d'un massif duquel ressortent des pics effilés. On imagine donc qu'un dispositif optique relèvera plutôt un diamètre moyen. L'épaisseur affectée par la rugosité correspondra donc plutôt à la différence entre rayon moyen et rayon de fond d'entaille (c'est-à-dire à la profondeur de vallée).

L'évolution des paramètres de rugosité en fonction du temps de parachèvement est détaillée dans les chapitres suivants avec les résultats des essais de fatigue obtenus sur les différents états de surface.



(a) Indicateur de rugosité S_v - Profondeur maximale de vallée.



(b) Indicateur de rugosité S_z - Distance maximale pic à creux.

FIGURE 2.21 – Évolution des rayons moyens mesurés et mécaniquement efficaces en fonction de l'état de surface. Comparaison de la différence entre ces rayons avec des indicateurs de rugosité usuels (S_v et S_z).

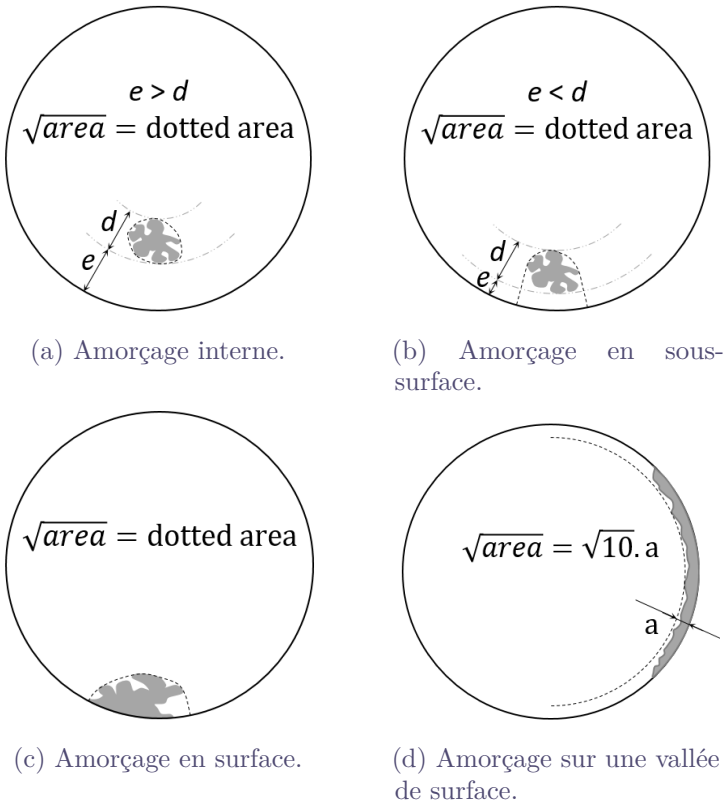
2.7 Analyses fractographiques

Dans le but de repérer la position radiale (ou la profondeur dans le cas de la géométrie F) du site d'amorçage des fissures de fatigue et d'identifier les mécanismes d'amorçage rencontrés, les faciès de rupture des éprouvettes rompues sont observés au microscope électronique à balayage (MEB). Avant imagerie, les éprouvettes sont nettoyées au bac à ultrasons par deux passages successifs de 15 min dans l'acétone suivis de deux passages successifs de 15 min dans l'éthanol. L'ensemble des images de faciès de rupture sont acquises sur le site de Safran Paris Saclay grâce à un MEB EVO MA25 Carl Zeiss dont le canon est équipé d'une cathode LaB_6 et au moyen

d'un détecteur d'électrons secondaires "Everhart Thornley". La tension d'accélération utilisée sur cet équipement est de 15 kV à 20 kV et le courant de sonde affiché de 200 pA à 250 pA. L'ensemble des éprouvettes testées et rompues est observé et les deux faciès antagonistes sont observés sur chaque éprouvette afin de ne pas manquer d'information importante. Cette opération représente, pour la phase 1, 250 faciès sur lesquels 2249 images sont acquises, et pour la phase 2, 234 faciès sur lesquels 1267 images sont acquises. Compte-tenu du nombre de faciès étudiés, un support spécifique permettant de positionner 8 à 10 faciès simultanément dans la chambre est développé. La distance de travail utilisée est donc adaptée afin de permettre l'observation de l'ensemble de ces faciès. Celle-ci a pu varier au cours de l'étude de 9 mm à 20 mm. Une étude décrite dans l'annexe E, section E.1 montre que cette variation conduit à une erreur relative maximale de 4,3 % sur les mesures réalisées par la suite sur les images ainsi acquises. Cette erreur relative est inférieure aux différences de mesures constatées entre deux faciès antagonistes d'une même éprouvette (pouvant aller jusqu'à 20 %). Bien que le MEB ne soit pas un moyen de mesure agréé, celui-ci est étalonné une fois par an.

Plusieurs éléments sont mesurés sur les images acquises au moyen du MEB. Ces mesures sont réalisées à l'aide du logiciel *ImageJ*. La majorité des mesures effectuées concernent des porosités débouchantes ou non débouchantes ainsi que des vallées de surface issues de la construction couche par couche. Dans toute la suite de ces travaux, la taille équivalente désignera la taille au sens proposé par Murakami et Endo ([82]) c'est à dire le paramètre $\sqrt{aire}$. Les mesures sont effectuées conformément aux méthodologies de mesures préconisées par Murakami et al. ([31, 32]). Ces méthodes de mesure sont rappelées à la figure 2.22. La figure 2.22d présente la méthode de mesure appliquée en présence de vallées à la surface des éprouvettes, étendues sur une large portion du profil. Seule la mesure de la profondeur est alors réalisée et une largeur "seuillée", égale à dix fois la profondeur, est considérée. Il peut parfois être délicat de choisir entre cette méthode de mesure et celle utilisée pour les porosités débouchantes (qui consiste à considérer un domaine convexe englobant la porosité et la portion de surface correspondante tel que décrit en figure 2.22c). De même, la question de la profondeur à mesurer se pose (profondeur maximale ou profondeur moyenne). Des mesures comparatives sont menées sur des irrégularités de surface pour lesquelles les deux méthodes semblent éligibles. Ces mesures montrent que les deux méthodes conduisent à des résultats très proches. Une profondeur moyenne produit un résultat similaire à la taille obtenue en détourant exactement l'irrégularité de surface, tandis que la profondeur maximale produit un résultat similaire à la taille obtenue en considérant un domaine convexe englobant l'irrégularité de surface, tel que proposé par Murakami et al. ([31, 32]). Par la suite, la mesure de type "vallée" est utilisée en considérant la profondeur maximale, pour toutes les éprouvettes dont la fissure est amorcée sur une vallée de surface. Les porosités débouchantes sont en revanche mesurées au moyen de la méthode la plus classique.

Chaque mesure réalisée dans cette étude, et en particulier chacune des mesures issues des images acquises au MEB, est réalisée plusieurs fois (en général trois fois) afin de minimiser les risques d'erreurs et de pouvoir quantifier l'incertitude de la mesure. La méthodologie employée pour combiner ces différentes mesures, et en déduire une valeur représentative et une valeur de dispersion, est décrite à l'annexe E, section E.2.



(a) Amorçage interne.

(b) Amorçage en sous-surface.

(c) Amorçage en surface.

(d) Amorçage sur une vallée de surface.

FIGURE 2.22 – Méthode de mesure des tailles équivalentes de porosités et vallées de surface issue des travaux de Murakami et al. [31, 32]

2.8 Microstructure et micro-géométrie de surface

Le dernier type de caractérisation du matériau effectuée concerne la microstructure. Celle-ci est réalisée par coupes métallographiques et par microscopie électronique. Ces caractérisations, décrites dans l'ensemble de la section ci-dessous, sont intégralement accomplies par le laboratoire matériaux et procédés de Safran Tech. Les coupes micrographiques ont permis une description de la microstructure mais également des porosités interne, de la micro-géométrie de surface et de la présence d'alpha-case.

2.8.1 Microstructure α-β et alpha-case, à cœur et en surface

Les caractérisations de la micro-géométrie de surface réalisées par profilométrie et présentées dans les paragraphes précédents sont complétées par une caractérisation par coupes micrographiques. Cette caractérisation complémentaire permet de visualiser les zones en surplomb inaccessibles par profilométrie, tel qu'évoqué précédemment. Elle permet également d'identifier la présence de porosités à cœur ou en sous-surface dans le matériau. Des coupes sont donc effectuées dans la direction longitudinale et dans la direction transversale. Ces coupes micrographiques permettent également de caractériser la microstructure du matériau. Celle-ci constitue le troisième paramètre généralement pris en compte dans l'intégrité de surface et il est donc important d'en avoir connaissance. Par ailleurs, même en l'absence de microstructure spécifique en

surface, la microstructure du matériau est un élément important dans la réponse mécanique du matériau qu'il faut donc connaître. Enfin, les coupes micrographiques réalisées permettent de déceler si les éprouvettes fabriquées présentent une couche d'alpha-case en surface ou non et son épaisseur le cas échéant. Des coupes sont effectuées sur des éprouvettes de géométrie A *net-shape* et parachevées, pour tous les niveaux de parachèvement étudiés. Deux éprouvettes de géométrie A *net-shape*, l'une traitée thermiquement mais non soumise à la détente post-usinage, l'autre détendue après fabrication et après usinage mais non traitée thermiquement, sont également caractérisées pour identifier les modifications de microstructure induites par ces étapes de traitement. Enfin, une éprouvette, de géométrie C usinée, est également observée dans le but de déterminer si la massivité de l'éprouvette lors de la fabrication ou des traitements thermiques peut induire des différences de microstructure entre nos géométries. Le tableau 2.10 synthétise l'ensemble des échantillons sur lesquels des coupes sont effectuées [1].

Table 2.10 – Synthèse des traitements appliqués aux échantillons sur lesquels des coupes micrographiques sont réalisées.

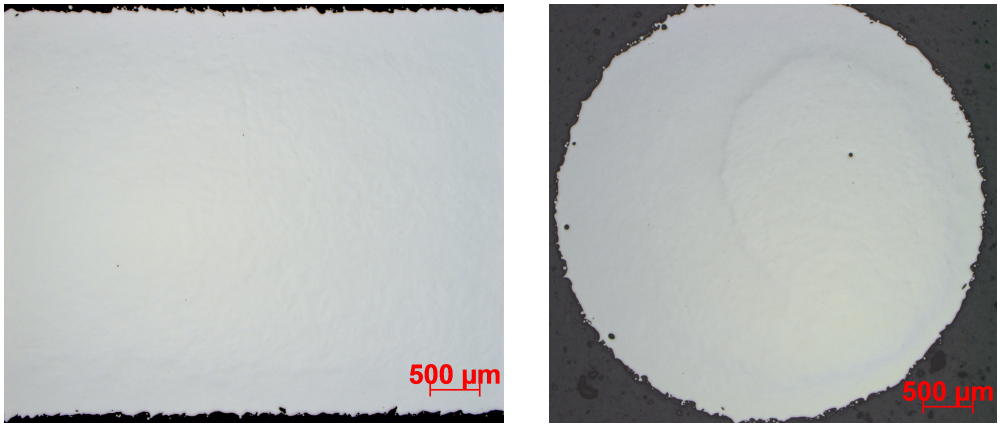
Échantillon - Géométrie	**Gamme de traitement thermique appliquée**	**État de surface**	**Temps de parachèvement**
Echantillon A3 Géométrie A	Détentes post-fabrication et post-usinage	*net-shape*	-
Echantillon A2 Géométrie A	Détente post-fabrication et Traitement thermique	*net-shape*	-
Echantillon A1 Géométrie A	Gamme complète	*net-shape*	-
Echantillon P1 Géométrie A	Gamme complète	parachevé	2 min
Echantillon P2 Géométrie A	Gamme complète	parachevé	10 min
Echantillon P3 Géométrie A	Gamme complète	parachevé	20 min
Echantillon P4 Géométrie A	Gamme complète	parachevé	30 min
Echantillon C1 Géométrie C	Gamme complète	usiné	-

Les conditions de préparation des échantillons pour les analyses par coupes micrographiques sont synthétisées en annexe F.

1. L'échantillon C1 ayant été usiné après traitement thermique, il est comparable à l'échantillon A1 sur le plan de la microstructure et de la porosité interne, en revanche, en ce qui concerne la caractérisation de l'alpha-case, seule la contribution de la détente post-usinage est présente sur cet échantillon. La couche présente initialement ayant été retirée par l'étape d'usinage.

2.8.1.1 Caractérisation des porosités et de la micro-géométrie de surface

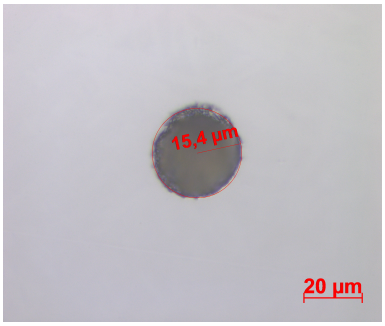
Après polissage, la première étape consiste à caractériser les porosités débouchantes et la micro-géométrie de surface. Des portions de profils de micro-géométrie de surface ont déjà été présentées à la figure 2.21. Ces profils étant l'objet principal de cette étude, ils seront présentés et rediscutés plus en détails dans la sous-section 3.2.1. La porosité de sous-surface et interne est également caractérisée sur ces coupes. Elle se compose de deux types de cavités : les pores gazeux de taille modérée (typiquement quelques dizaines de microns de diamètre au maximum) et de morphologie sphérique, et les manques de fusion, de taille plus importante, de morphologie plate dans le plan des couches de fabrication. De part cette morphologie, les manques de fusion sont très difficiles à caractériser. En coupe transversale, où la probabilité de couper au bon endroit est réduite, compte tenu de leur très faible épaisseur. Mais aussi en coupe longitudinale, où cette très faible épaisseur est difficile à détecter. La figure 2.23 présente une coupe longitudinale et une coupe transversale d'une éprouvette de géométrie A, *net-shape* (échantillon A1). On peut observer le faible taux de porosité visible sur ces coupes. Compte-tenu du faible nombre de cavités détectées, ce taux de porosité n'a pas pu être quantifié.



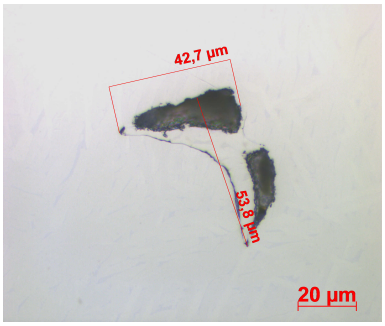
(a) Coupe longitudinale. (b) Coupe transversale.

FIGURE 2.23 – Coupes longitudinale et transversale d'une éprouvette *net-shape* de géométrie A.

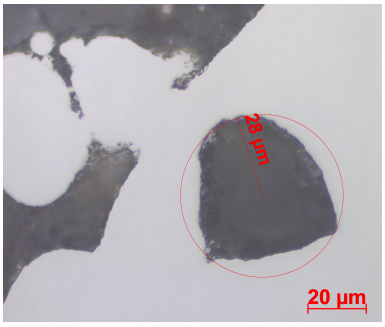
Aucune différence notable n'est remarquée entre éprouvettes parachevées et brutes de fabrication au niveau de la porosité interne. Le traitement de parachèvement n'ayant d'effet que sur la surface, cela confirme simplement la représentativité des caractérisations menées sur éprouvettes *net-shape*. On peut toutefois remarquer qu'une proportion importante des porosités internes visibles sur les coupes micrographiques est située non loin de la surface (cf. figure 2.23), certainement à l'interface entre cœur et contour. Un fort parachèvement aura donc pour effet d'éliminer cette épaisseur et donc de réduire la porosité. De même, aucune différence de porosité interne n'est constatée sur les éprouvettes ayant suivi un schéma de traitement thermique différent. Cela montre que les traitements thermiques n'ont pas d'influence sur la porosité. La figure 2.24 présente quelques exemples de porosités, pores gazeux ou manques de fusion, observés sur les coupes micrographiques réalisées.



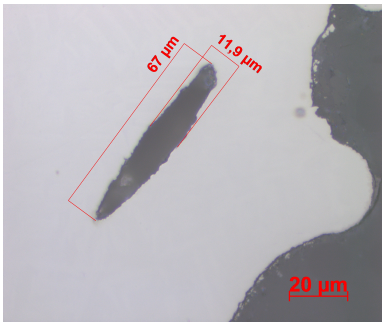
(a) Pore sphérique à cœur.



(b) Manque de fusion à cœur.



(c) Porosité sphérique sub-surfacique.



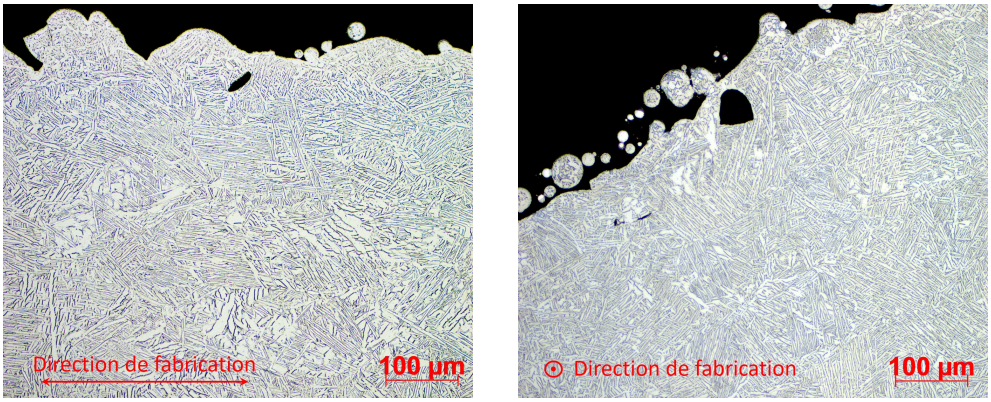
(d) Porosité linéaire sub-surfacique.

FIGURE 2.24 – Exemples de porosités internes (a et b) et sub-surfaciques (c et d) observées en coupe transverse, des échantillons A1 (a, c, d) et C1 (b).

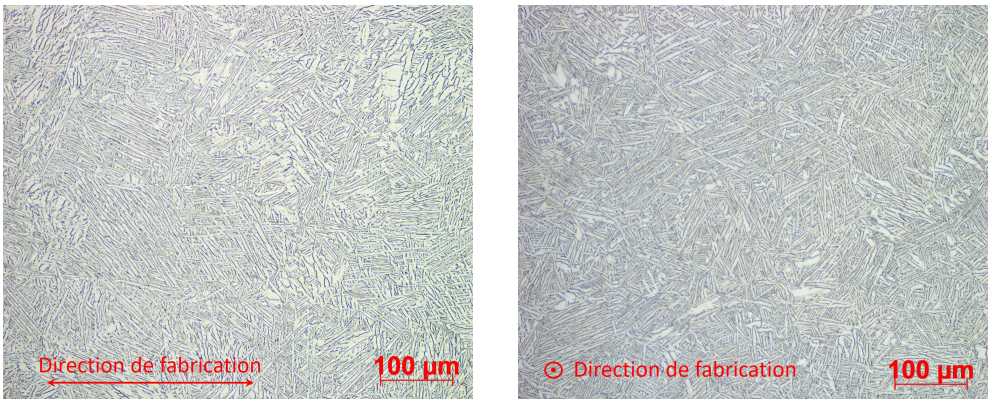
2.8.1.2 Caractérisation de la microstructure

Une fois la micro-géométrie de surface et la porosité caractérisées, on réalise une attaque chimique dans le but de révéler la microstructure. Cette attaque chimique consiste en une application au tampon durant 10 s à 15 s de réactif de Kroll, composé de 100 mL d'eau désionisée, de 6 mL d'acide nitrique et de 3 mL d'acide fluorhydrique. La microstructure révélée est composée de lattes de phase α entourée de phase β. La présence de lattes plus massives, quasiment nodulaires, est visible par endroits. Aucune différence notable de microstructure n'est observée autour des porosités. En extrême surface (sur quelques dizaines de microns au maximum) des éprouvettes *net-shape* ou parachevées durant 2 min, la microstructure est moins visible et les lattes peuvent paraître plus fines. Cela peut aussi être un effet de la présence d'alpha-case, qui sera étudiée dans la section suivante. La différence éventuelle de microstructure entre bord et cœur sera donc étudiée plus en détail par microscopie électronique (cf. sous-section 2.8.2). La figure 2.25 présente la microstructure révélée par attaque chimique, en coupes longitudinale et transversale, sur une éprouvette de géométrie A *net-shape* ayant suivi la gamme complète de traitement thermique (échantillon A1).

Une microstructure similaire est observée sur l'échantillon A2 n'ayant pas subi la détente post-usinage (cf. figure 2.26). Bien qu'il nécessite d'être validé par EBSD, ce premier résultat tend à montrer que la microstructure n'est pas affectée par cette étape de traitement.



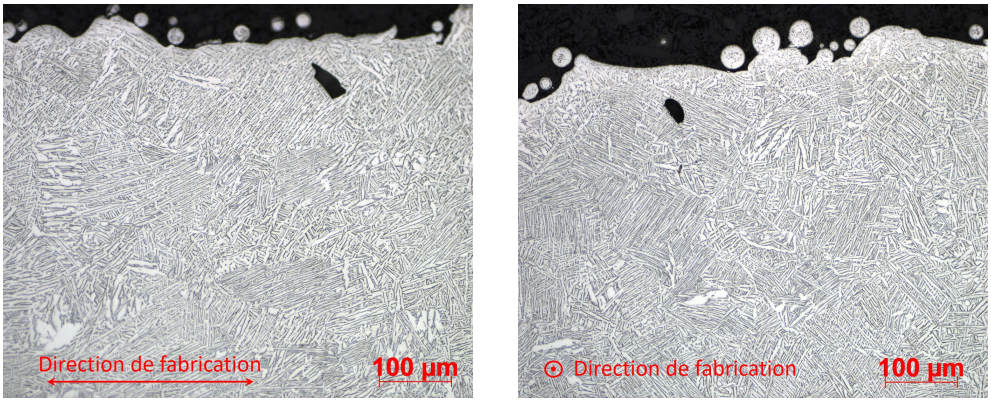
(a) En surface - Coupe longitudinale. (b) En surface - Coupe transverse.



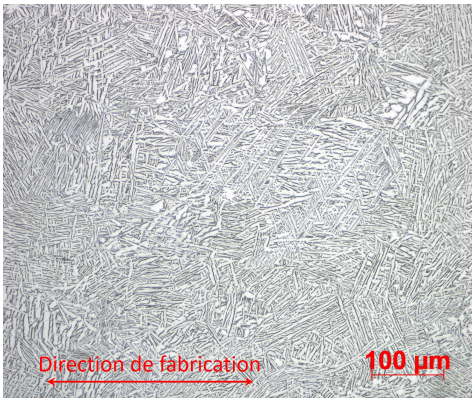
(c) A cœur - Coupe longitudinale. (d) A cœur - Coupe transverse.

FIGURE 2.25 – Microstructure révélée par attaque Kroll, en surface (a et b) et à cœur (c et d), en coupe longitudinale (a et c) et transverse (b et d), d'une éprouvette de géométrie A, *net-shape*, ayant suivi l'ensemble de la gamme de traitement thermique (échantillon A1).

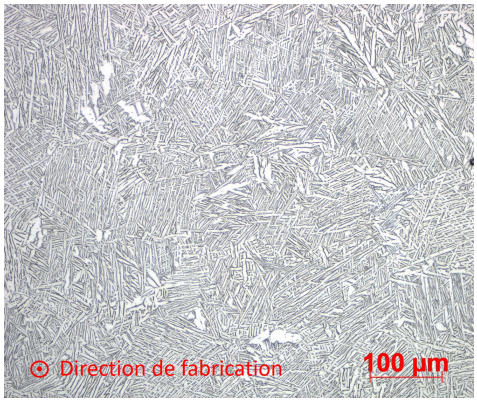
En revanche, l'effet du traitement thermique en deux étapes, décrit à la sous-sous-section 2.3.2.2, est bien visible. La microstructure de l'éprouvette n'ayant subi que les deux étapes de détente (échantillon A3), présentée en figure 2.27, est en



(a) En surface - Coupe longitudinale. (b) En surface - Coupe transverse.

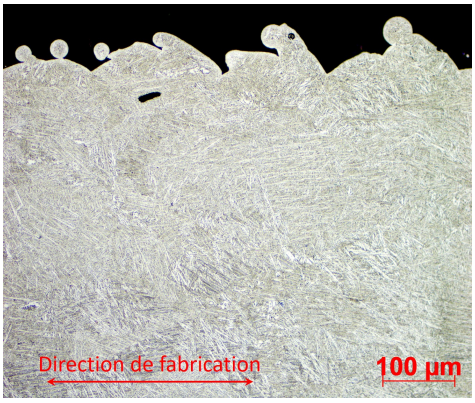


(c) A cœur - Coupe longitudinale.

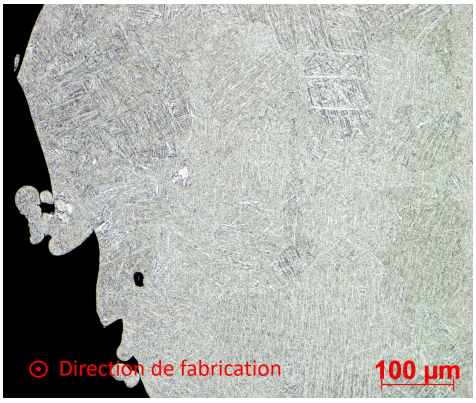


(d) A cœur - Coupe transverse.

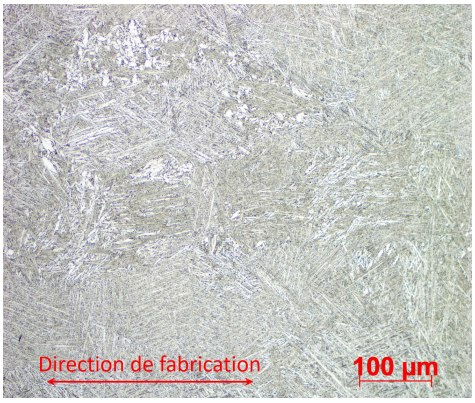
FIGURE 2.26 – Microstructure révélée par attaque Kroll, en surface (a et b) et à cœur (c et d), en coupe longitudinale (a et c) et transverse (b et d), d'une éprouvette de géométrie A, *net-shape*, n'ayant pas subi la détente post-usinage (échantillon A2).



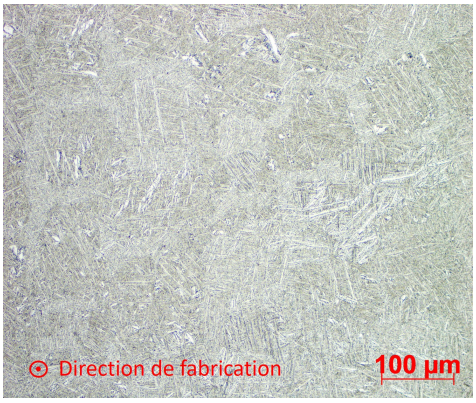
(a) En surface - Coupe longitudinale.



(b) En surface - Coupe transverse.



(c) A cœur - Coupe longitudinale.

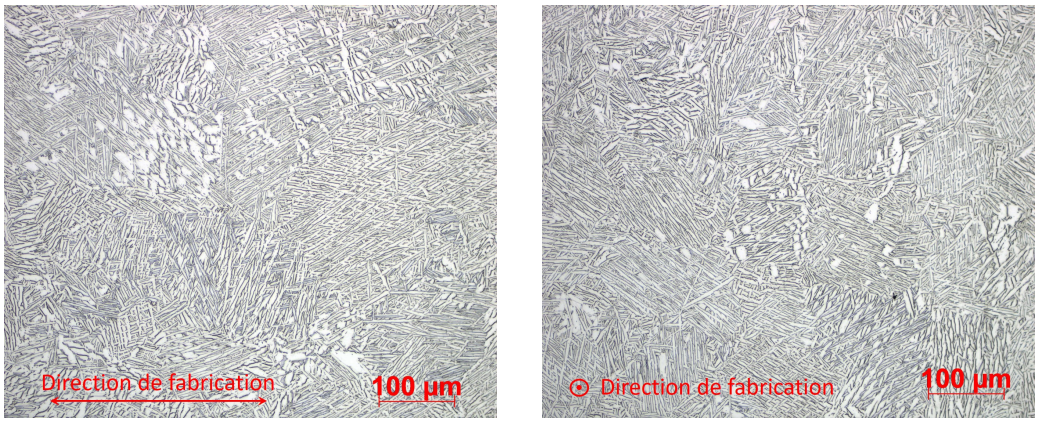


(d) A cœur - Coupe transverse.

FIGURE 2.27 – Microstructure révélée par attaque Kroll, en surface (a et b) et à cœur (c et d), en coupe longitudinale (a et c) et transverse (b et d), d'une éprouvette de géométrie A, *net-shape*, n'ayant subi que la détente post-fabrication et la détente post-usinage (échantillon A3).

effet composée de lattes nettement plus fines que la microstructure observée sur les éprouvettes ayant subi la gamme complète (figure 2.25). Cette microstructure est identique à celle des éprouvettes utilisées pour les essais de traction monotone sur éprouvettes uniquement détendues, dont les résultats sont présentés au tableau 2.5 et à la figure 2.9.

Enfin, la massivité de l'échantillon ne semble pas avoir modifié la thermique de l'échantillon dans notre cas. La microstructure de l'éprouvette de géométrie C étant similaire à celle des échantillons de géométrie A entièrement traités (cf. figure 2.28). Contrairement aux éprouvettes de géométrie A, l'éprouvette de géométrie C utilisée (échantillon C1) est choisie parmi les éprouvettes usinées afin d'exacerber l'effet de la massivité au maximum (rappelons que les éprouvettes usinées sont produites sous forme de barreau cylindrique et sont donc beaucoup plus massives). Par conséquent, seule la microstructure à cœur est présentée sur cet échantillon (la surface ayant été éliminée par l'usinage).



(a) A cœur - Coupe longitudinale. (b) A cœur - Coupe transverse.

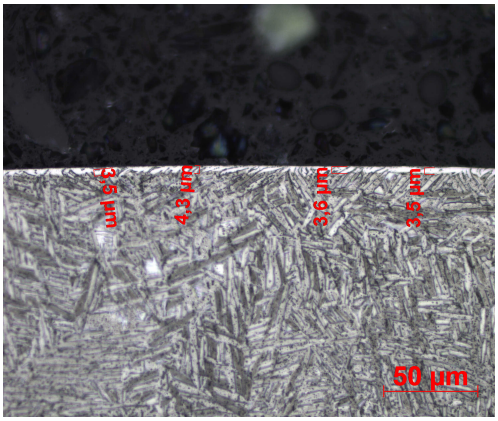
FIGURE 2.28 – Microstructure révélée par attaque Kroll, à cœur, en coupe longitudinale (a) et transverse (b), d'une éprouvette de géométrie C, usinée, ayant suivi l'ensemble de la gamme de traitement thermique (échantillon C1).

L'effet du traitement thermique a pu être révélé par cette caractérisation de la microstructure par attaque Kroll. Les autres étapes de traitement ont joué leur rôle dans le détentionnement des contraintes résiduelles, en revanche, elles ne semblent pas avoir induit de modifications microstructurales. Sur certaines images, la microstructure de surface est moins visible et semble plus fine mais cela peut provenir de la présence éventuelle d'alpha-case qui est étudiée dans la section suivante.

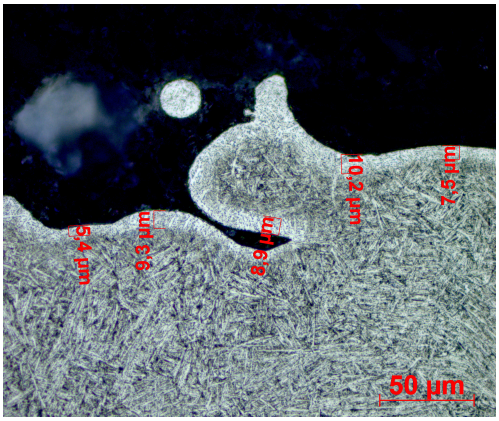
2.8.1.3 Caractérisation de l'alpha-case

Après l'attaque Kroll destinée à révéler la microstructure, une seconde attaque est réalisée, cette fois dans le but de révéler la présence éventuelle d'alpha-case. L'alpha-case est une phase enrichie en oxygène qui apparaît, en surface, lorsque le titane est exposé à l'oxygène, à chaud. Cette phase est dure et fragile et conduit donc à l'apparition de microfissures délétères pour la durée de vie en fatigue notamment. Cette seconde attaque est également appliquée au tampon, durant 15 s à 20 s. Elle est composée de bifluorure d'ammonium dilué en solution aqueuse à 10 %. L'objectif

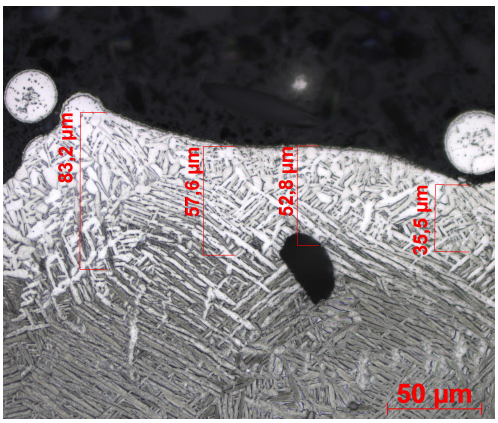
de cette attaque est de révéler la présence ou non d'alpha-case et la contribution de chacune des étapes de la fabrication à la présence d'alpha-case, le cas échéant. Pour ce faire, on commence par observer l'éprouvette de géométrie C usinée (échantillon C1). Une couche d'alpha-case d'une épaisseur moyenne de l'ordre de 3 µm à 5 µm est mise en évidence comme le montre la figure 2.29a. La surface initiale ayant été retirée par usinage, cette fine couche d'alpha-case est uniquement due à la détente post-usinage. Sur l'échantillon n'ayant subi que les deux étapes de détente (échantillon A3), une couche d'alpha-case de l'ordre de 5 µm à 18 µm d'épaisseur est constatée (cf. figure 2.29b). Cela indique qu'après séparation du plateau (donc après fabrication puis détente post-fabrication), la couche d'alpha-case présente est similaire à celle induite par la détente post-usinage. Après détente post-fabrication puis traitement thermique (échantillon A2), la couche constatée d'alpha-case atteint 36 µm à 110 µm d'épaisseur, comme le montre la figure 2.29c. Elle présente une épaisseur de 55 µm à 102 µm après la gamme complète de traitement thermique (échantillon A3), tel qu'illustré par la figure 2.29d. Le tableau 2.11 synthétise ces mesures.



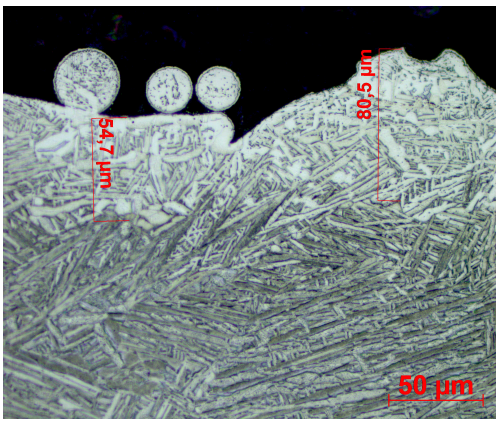
(a) Détente post-usinage uniquement.



(b) Détentes post-usinage et post-fabrication.



(c) Détente post-fabrication et traitement thermique.



(d) Gamme complète.

FIGURE 2.29 – Épaisseur d'alpha-case révélée en surface des échantillons en fonction de la gamme de traitement thermique appliquée.

Table 2.11 – Mesures des épaisseurs des couches d'alpha-case en fonction de la gamme de traitement thermique appliquée.

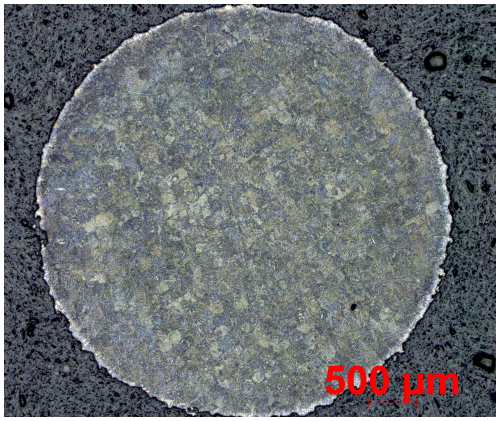
Échantillon	**Gamme de traitement thermique appliquée**	**Épaisseur moyenne** (µm)	**Gamme d'épaisseur** (µm)
Echantillon C1	Détente post-usinage	4 µm	3 µm à 5 µm
Echantillon A3	Détentes post-fabrication et post-usinage	10 µm	5 µm à 18 µm
Echantillon A2	Détente post-fabrication et Traitement thermique	64 µm	36 µm à 110 µm
Echantillon A1	Gamme complète	77 µm	55 µm à 102 µm

Les mesures sont dans l'ensemble cohérentes entre elles. L'épaisseur de la couche d'alpha-case est assez variable, les poudres partiellement fondues à la surface pouvant induire localement une épaisseur importante d'alpha-case. L'épaisseur créée lors des étapes de détente est relativement faible, pour l'une comme pour l'autre. Le traitement thermique a été réalisé dans des conditions similaires. Par ailleurs, la couche, très nette sur les échantillons détendus uniquement, paraît moins nette sur les échantillons traités thermiquement. Il est donc difficile de savoir à quel point l'étape de traitement thermique induit de l'alpha-case supplémentaire et/ou une diffusion de la couche d'alpha-case. Cette couche d'alpha-case va être progressivement supprimée au fur et à mesure du parachèvement. Des échantillons parachevés ont donc été également caractérisés.

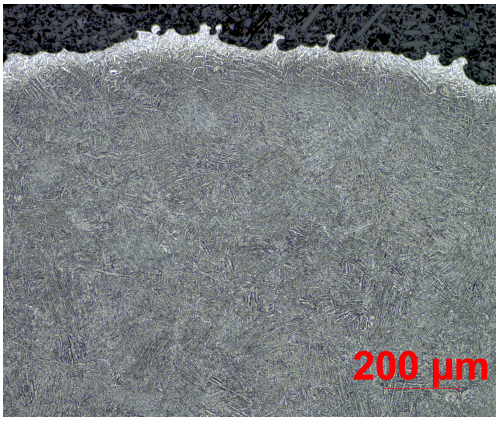
Table 2.12 – Mesures des épaisseurs des couches d'alpha-case après différents temps de parachèvement chimique.

Échantillon	**Temps de parachèvement appliqué**	**Épaisseur moyenne** (µm)	**Gamme d'épaisseur** (µm)
Echantillon P1	2 min	48 µm	16 µm à 76 µm
Echantillon P2	10 min	21 µm	14 µm à 28 µm
Echantillon P3	20 min	-	-
Echantillon P4	30 min	-	-

Le tableau 2.12 synthétise les mesures réalisées sur les éprouvettes de géométrie A parachevées. Une couche d'alpha-case, continue, d'une épaisseur moyenne (48 µm) quasiment similaire à celle mesurée sur les échantillons *net-shape* est observée après 2 min de parachèvement chimique (cf. figure 2.30). Après 10 min de traitement, la couche d'alpha-case est toujours présente mais de manière discontinue, essentiellement au niveau des pics de la micro-géométrie de surface, comme le montre la figure 2.31. L'épaisseur moyenne de la couche (21 µm) est diminuée par rapport aux éprouvettes traitées durant 2 min. Au-delà de 10 min de parachèvement, la couche d'alpha-case est entièrement consommée.

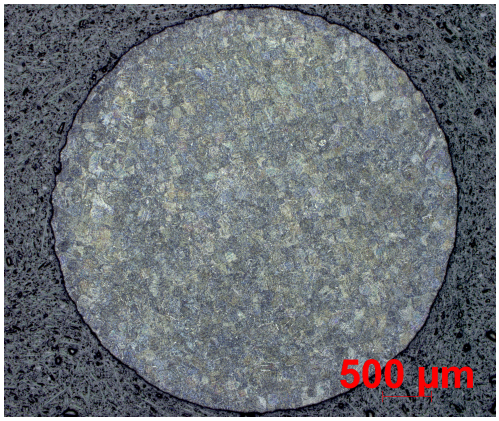


(a) Vue globale.

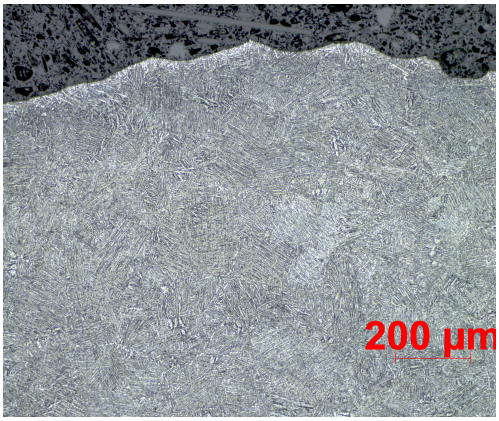


(b) Vue détaillée.

FIGURE 2.30 – Épaisseur d'alpha-case révélée en surface des échantillons parachevés durant 2 min (échantillon P1).



(a) Vue globale.



(b) Vue détaillée.

FIGURE 2.31 – Épaisseur d'alpha-case révélée en surface des échantillons parachevés durant 10 min (échantillon P2).

En synthèse, la présence d'alpha-case est donc avérée. Les caractérisations menées ont pu mettre en évidence la présence d'alpha case dès la fabrication. Bien que déjà présente sur une faible épaisseur (autour de 6 µm) après séparation du plateau, la couche d'alpha-case se développe majoritairement lors de la phase de traitement thermique malgré les précautions prises (d'environ 60 µm à 70 µm en moyenne). La détente post-usinage n'induit que peu d'épaisseur supplémentaire d'alpha-case (de l'ordre de 4 µm). Le parachèvement chimique consomme peu à peu cette épaisseur en fonction du temps de traitement appliqué. Celle-ci reste continue et n'est que peu diminuée (environ 30 µm) après seulement 2 min d'immersion. Après 10 min, la couche devient discontinue et ne subsiste qu'au niveau des pics de la micro-géométrie de surface ou sur une faible épaisseur sur des portions de surface. L'épaisseur affectée par l'alpha-case est entièrement consommée à partir de 20 min de parachèvement. La présence de cette couche d'alpha-case a pu compliquer les observations de la microstructure en extrême surface. La présence éventuelle d'une microstructure spécifique

à la surface de nos échantillons est donc étudiée plus finement par microscopie électronique. Ces caractérisations sont décrites dans la section suivante.

2.8.2 Texture cristallographique et morphologique

La caractérisation microstructurale réalisée par attaque chimique est complétée par une caractérisation par microscopie électronique (également réalisée par le laboratoire matériaux et procédés de Safran Tech). Dans un premier temps, une analyse par diffraction des électrons rétrodiffusés (EBSD) est réalisée. Pour ce faire, un repolissage électrolytique soigneux des coupes précédemment décrites est effectué. Des acquisitions sont ensuite conduites au moyen d'un MEB Zeiss Merlin équipé d'une colonne FEG Gemini 2 et d'un détecteur Bruker $e - FlashHR^{+}$. L'échantillon est incliné de 70° vers l'écran du détecteur. Une tension d'accélération de 20 kV et un courant de sonde nominal de 15 nA sont utilisés. Cela permet un temps d'acquisition de 10 ms par cliché de $120 \times 120\,\mathrm{p^2x}$. Les champs cartographiés mesurent pour la plupart $1{,}13 \times 0{,}85\,\mathrm{mm^2}$ avec un pas d'acquisition de 0,5 µm. Ces acquisitions sont réalisées à l'aide du logiciel Bruker *Esprit* et exploitées ensuite sous *Matlab* au moyen du module open-source *Mtex*, dédié à l'exploitation des données d'orientation. Le protocole de traitement des données est constitué des étapes suivantes :

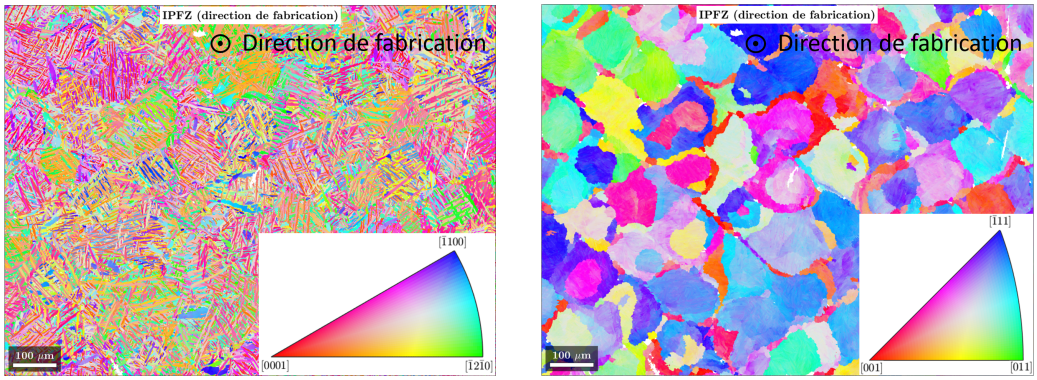
- calcul des grains avec un seuil de désorientation de 5° ;
- suppression des grain de 1 px, considérés comme du bruit ;
- recalcul des grains avec un seuil de désorientation de 5° ;
- remplissage des pixels vides avec l'orientation moyenne des plus proches voisins contenus dans le même grain.

Moins de 10 % des points ont été modifiés par rapport aux cartographies brutes, le nettoyage effectué est donc conforme à la norme ASTM E2627 ([83]) qui porte sur la mesure de la taille de grain par EBSD. Les domaines β parents sont ensuite reconstruits. Une orientation α peut provenir de 12 orientations β différentes d'après la relation d'orientation de Burgers ([53]). Le protocole utilisé sous *Mtex* pour la reconstruction des domaines β est le suivant :

- les 12 variants β parents potentiels sont calculés pour chaque latte α à partir de son orientation moyenne, d'après la relation d'orientation de Burgers ;
- les probabilités des orientations parentes communes potentielles sont calculées pour chaque paire de lattes α voisines ;
- les domaines β parents sont reconstruits à partir des plus grandes probabilités pour chaque paire de lattes α voisines ;
- les lattes α issues d'un même domaine β sont fusionnées en un seul grain ;
- les quelques lattes α non traitées sont éliminées pour l'étude des caractéristiques des domaines β.

La figure 2.32 montre un exemple de reconstruction des domaines β parents sur la section transverse, à cœur, d'un échantillon de géométrie A *net-shape* ayant suivi l'ensemble de la gamme de traitement thermique.

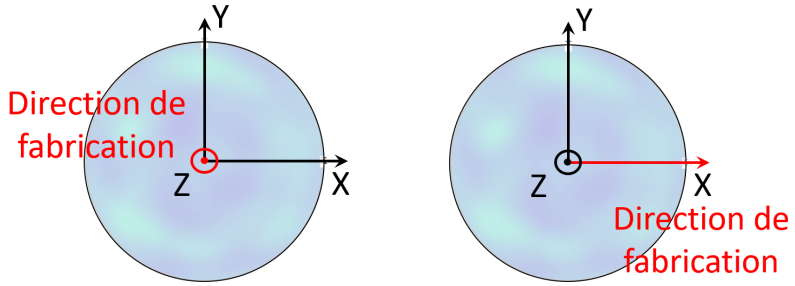
Dans l'ensemble de cette sous-section, les cartographies d'orientation sont colorisées suivant la figure de pôle inverse de la direction de fabrication. C'est la raison pour laquelle les figures de pôles inverses correspondantes sont considérées suivant l'axe X (coupes transversales - IPFX) ou l'axe Z (coupes longitudinales - IPFZ).



(a) Microstructure α-β. (b) Domaines β parents.

FIGURE 2.32 – Exemple de reconstruction des domaines β parents à partir de l'orientation des lattes de la microstructure α-β sur une coupe transverse, à cœur, d'une éprouvette de géométrie A *net-shape* ayant suivi l'ensemble de la gamme de traitement thermique (échantillon A1).

De même, la direction de fabrication correspond donc à l'axe X (coupes transversales) ou Z (coupes longitudinales) dans les figures de pôle, comme indiqué par les schémas de la figure 2.33.



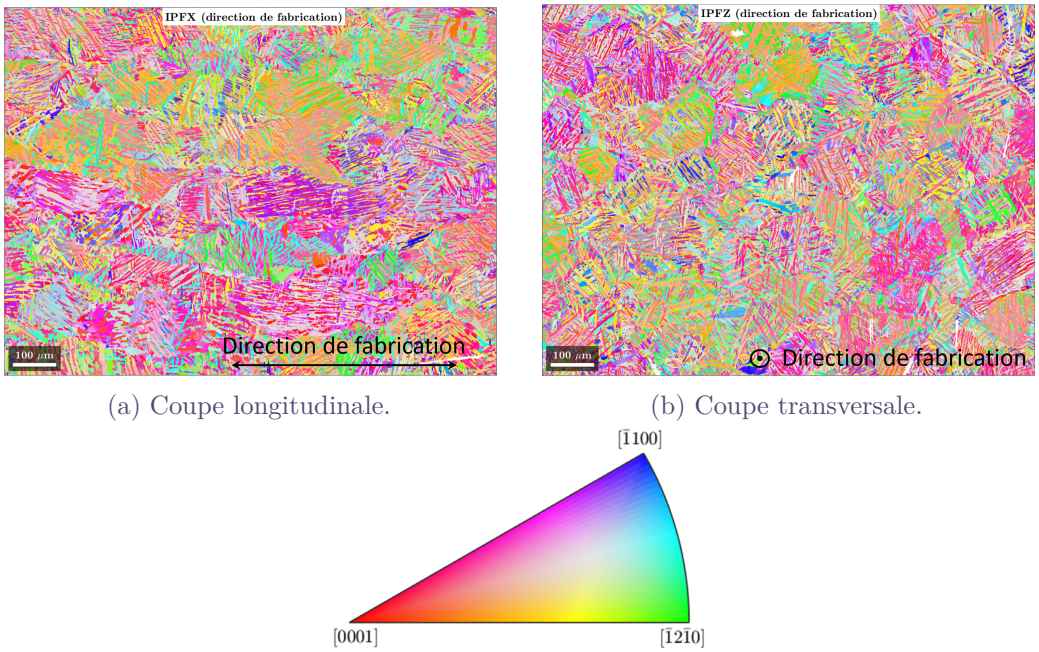
(a) Coupe longitudinale. (b) Coupe transversale.

FIGURE 2.33 – Schémas indiquant la position de la direction de fabrication sur les figures de pôles de cette section, en fonction de la direction de coupe considérée.

2.8.2.1 Analyse de la microstructure α-β

L'analyse de la microstructure α-β est réalisée en premier lieu. Pour ce faire, quatre cartographies EBSD sont acquises sur une éprouvette de géométrie A, *net-shape*, ayant suivi la gamme complète de traitement thermique (échantillon A1). La microstructure en surface et à cœur, en coupes longitudinales et transverses est analysée au moyen de ces cartographies. La figure 2.34 présente les cartographies, à cœur, en coupes longitudinale et transversale.

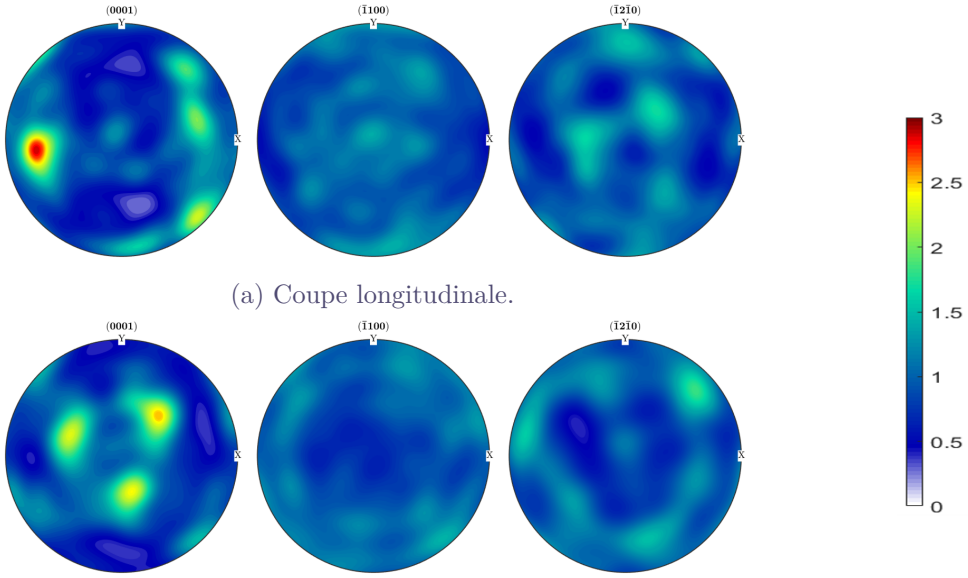
La microstructure en lattes de phase α entourées par la phase β résiduelle est bien retrouvée. La taille de grain sera analysée plus spécifiquement ultérieurement. Les figures de pôle correspondantes (cf. figure 2.35) ne font pas ressortir de texture particulièrement marquée.



(a) Coupe longitudinale.

(b) Coupe transversale.

FIGURE 2.34 – Cartographies d'orientation colorisées suivant la figure de pôles inverse de la direction de fabrication, de l'échantillon A1 en coupe longitudinale (a) et transversale (b), à cœur.



(a) Coupe longitudinale.

(b) Coupe transversale.

FIGURE 2.35 – Figures de pôles de l'échantillon A1 en coupe longitudinale (a) et transversale (b), à cœur.

La taille des lattes est analysée au moyen des diamètres de Féret. La longueur de latte correspond ainsi à la plus grande distance entre deux points de la latte considérée. La largeur correspond à l'épaisseur du rectangle le plus étroit contenant entièrement la latte considérée. La figure 2.36 illustre ces deux dimensions spécifiques.

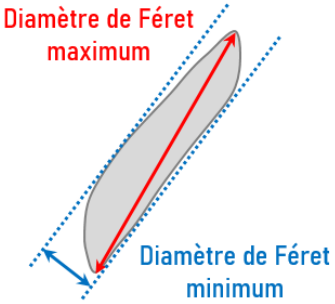
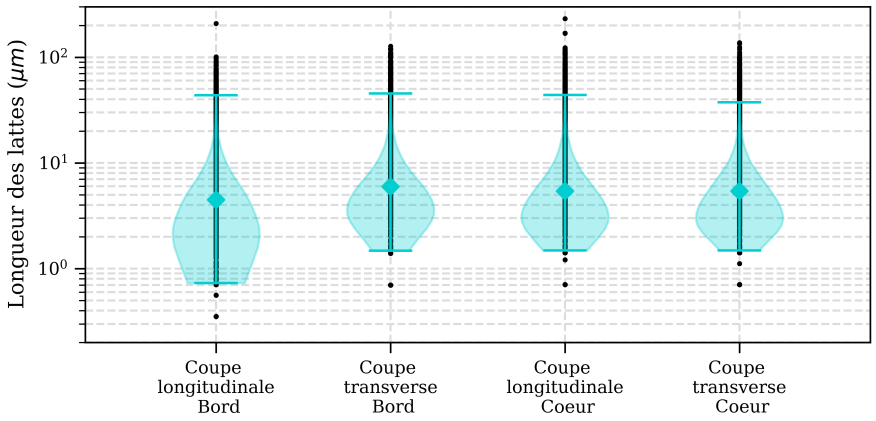


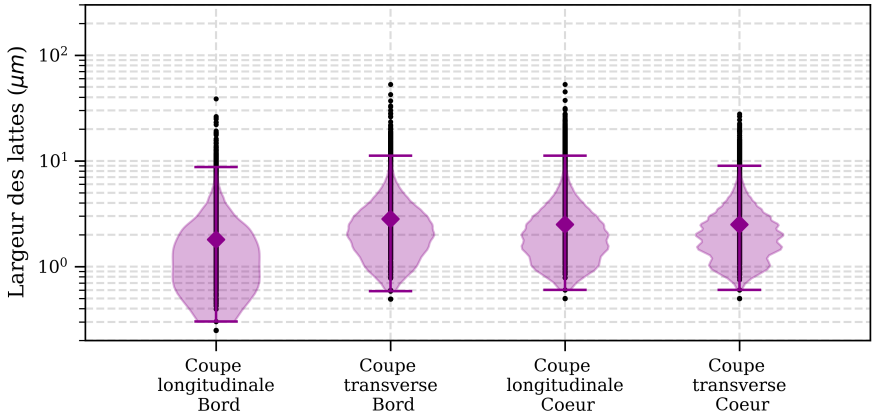
FIGURE 2.36 – Illustration des diamètres de Féret utilisés pour déterminer la longueur et la largeur des lattes de phase α.

Les longueurs et largeurs de lattes issues de ces cartographies sont analysées avec cette méthode. Les figure 2.37a et figure 2.37b présentent respectivement la longueur et la largeur des lattes de phase α pour chacune des quatre cartographies précédemment évoquées, sur l'échantillon A1. Les graphes en violon présentés sur ces figures sont tracés à partir de la population de lattes de phase α issue de ces cartographies (l'épaisseur des "violons" représente la distribution des longueurs ou largeurs des lattes). On constate la présence de valeurs très faibles (typiquement inférieures à 1 µm), y compris pour les longueurs de lattes. Le polissage faisant apparaître plusieurs niveaux de colonies de lattes de directions différentes, il peut se trouver des zones de très faibles surfaces visibles à travers l'enchevêtrement de ces colonies et qui ne représentent pas la taille réelle d'une latte visible dans son ensemble. Ceci, bien que les pixels seuls aient été filtrés auparavant. De même, des valeurs élevées, en particulier pour les largeurs de lattes (typiquement de plusieurs dizaines de microns) sont relevées. Des colonies enchevêtrées de même orientation cristalline mais de directions presque orthogonales peuvent créer une zone quasiment équiaxe en forme de "grille" qui donne alors une largeur beaucoup trop importante ne correspondant pas à la largeur d'une latte seule. Pour s'affranchir en partie de ces problématiques, le premier et le dernier percentile de la population ne sont pas considérés dans les graphes en violon. Ces cartographies comportent des populations analysées de 33000 à 53000 lattes environ (pour une même surface analysée).

Les tailles de lattes de la microstructure α-β obtenue à l'état fin de procédé suivant la gamme adoptée pour cette étude semblent uniformes en surface comme à cœur, en coupe longitudinale comme transversale. On peut remarquer que la cartographie issue de la coupe longitudinale en surface présente une distribution de longueurs et de largeurs de lattes plus étirée vers les faibles valeurs avec une moyenne légèrement plus faible. Cet effet n'est pas attribué à une véritable caractéristique matériau. En effet, il s'agit de valeurs très faibles telles qu'évoquées précédemment. Par ailleurs, cette cartographie a été générée à un grandissement supérieur aux autres cartographies. Ceci fausse donc l'analyse comparative qui en découle et rend plus visible les zones de petites tailles, non représentatives. Une analyse similaire réalisée sur un autre



(a) Longueur des lattes α.



(b) Largeur des lattes α.

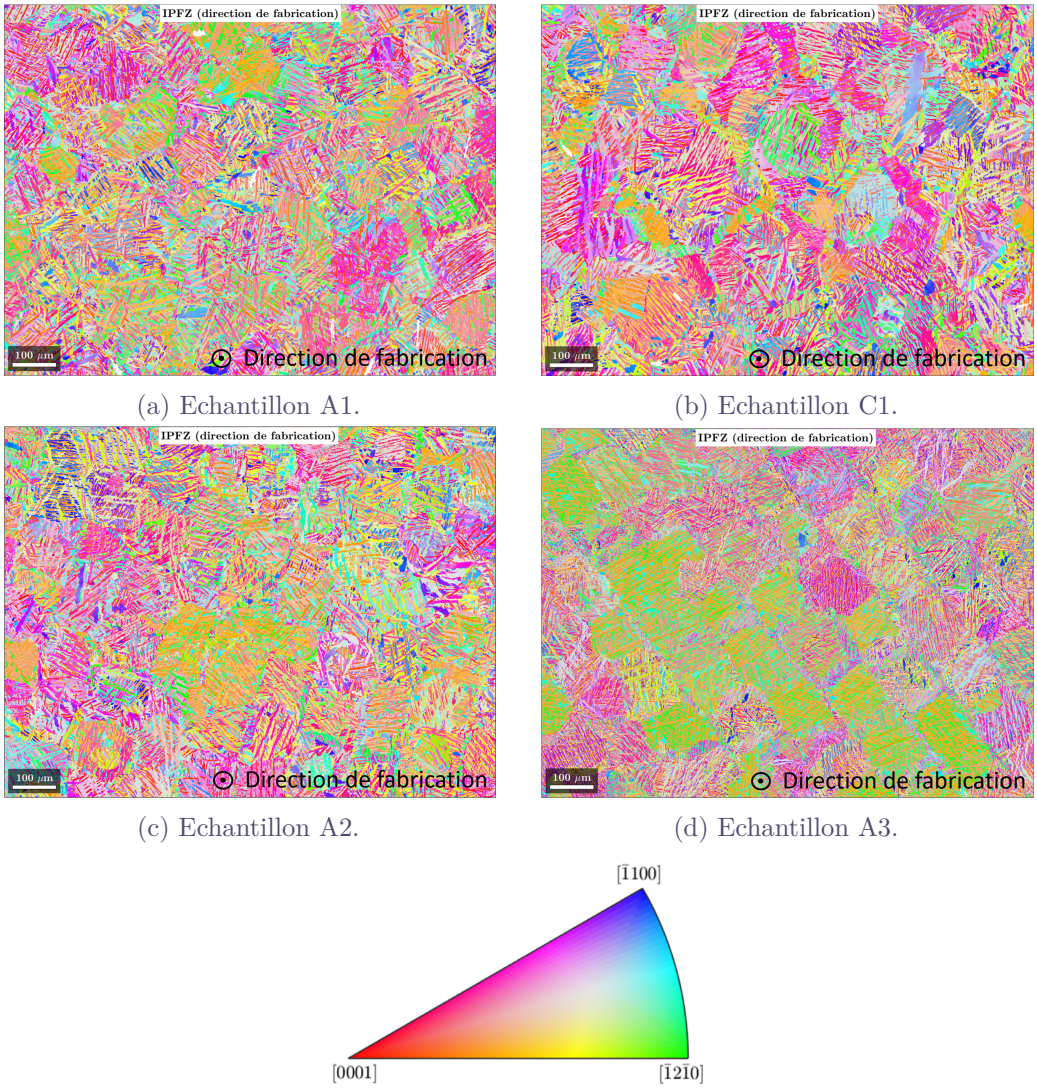
FIGURE 2.37 – Distributions des longueurs (a) et des largeurs (b) de lattes de phase α présentes dans les cartographies EBSD réalisées sur l'échantillon A1.

échantillon traité de manière strictement identique et dont les cartographies ont bien été réalisées au même grandissement n'a pas montré cet effet.

Les mêmes cartographies sont réalisées sur les éprouvettes issues de différentes gammes de traitement thermique. Compte tenu du fait qu'on peut raisonnablement considérer la microstructure α-β comme uniforme entre cœur et surface et entre la direction longitudinale et transversale, seule la coupe transversale à cœur est présentée par la suite. La figure 2.38 présente les cartographies EBSD correspondantes pour les échantillons A1, A2, A3 et C1.

Les figures de pôle correspondantes sont présentées en figure 2.39. Comme pour l'échantillon A1 (rappelé ici), aucune texture suffisamment marquée ne ressort de ces cartographies.

Les tailles de lattes de la phase α sont également étudiées. Seule les longueur de lattes sont présentées en figure 2.40 mais les conclusions sont similaires sur la largeur des lattes.



(a) Echantillon A1.

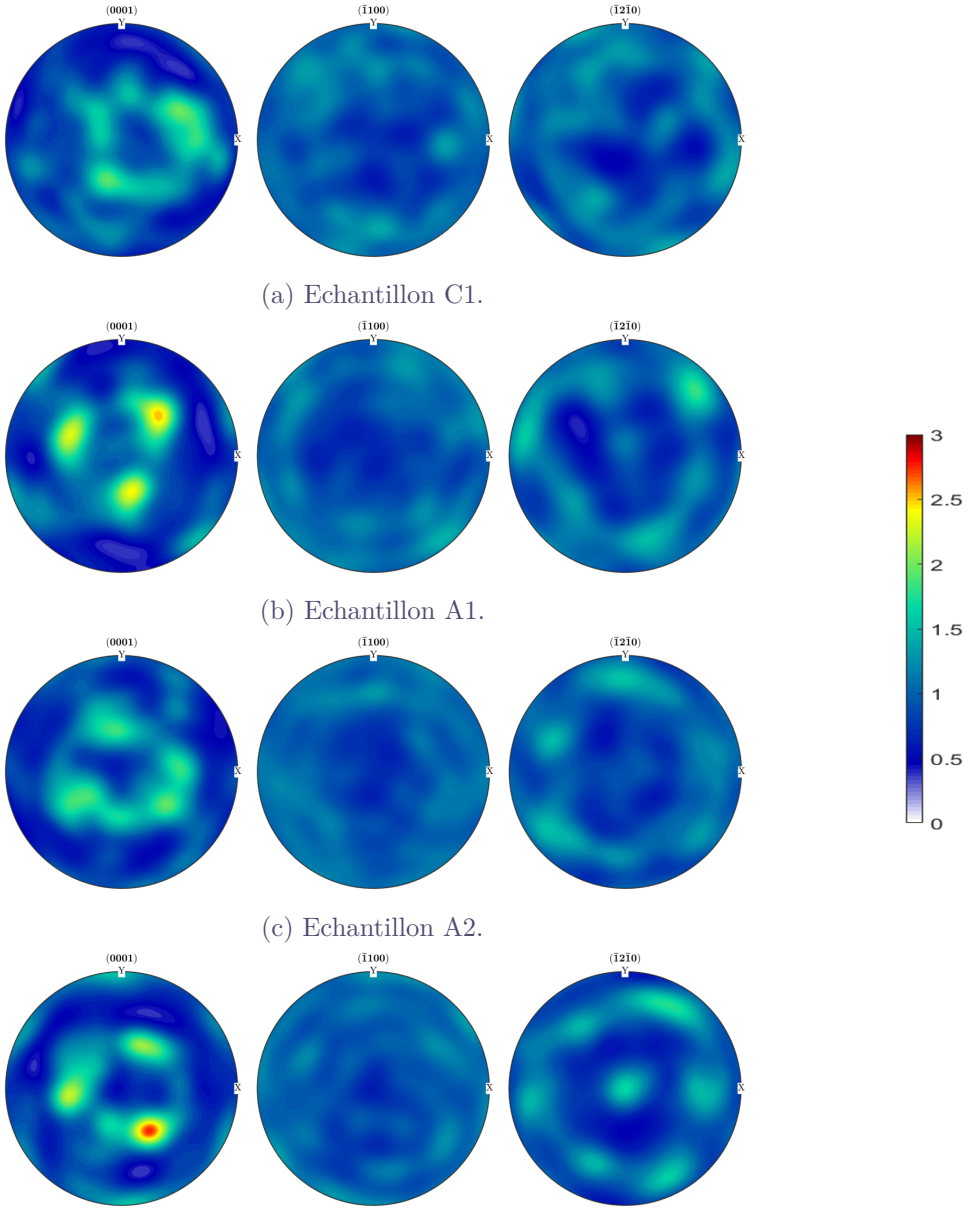
(b) Echantillon C1.

(c) Echantillon A2.

(d) Echantillon A3.

FIGURE 2.38 – Cartographies d'orientation colorisées suivant la figure de pôles inverse de la direction de fabrication, des échantillons A1 (a), C1 (b), A2 (c) et A3 (d), en coupe transversale à cœur.

On constate que les tailles de lattes de phase α sont similaires sur l'ensemble des échantillons ayant été traités thermiquement. Le nombre de lattes constituant les populations analysées est également similaire à celui observé sur l'échantillon A1 (de 33000 à 53000 lattes) pour les échantillons A2 et C1 (avec respectivement 48000 et 38000 lattes environ pour des cartographies de tailles similaires). Y compris pour l'échantillon C1, ce qui confirme que la massivité de l'éprouvette n'a, a priori, pas d'impact sur la microstructure obtenue en fin de procédé. En revanche, les longueurs de lattes obtenues sur l'échantillon A3, uniquement détendu, présentent une moyenne plus faible et une distribution beaucoup plus concentrée vers les faibles valeurs. Le nombre de lattes analysées (pour une même taille de cartographie) est également significativement supérieur avec 173000 lattes environ. Cela confirme donc



(a) Echantillon C1.

(b) Echantillon A1.

(c) Echantillon A2.

(d) Echantillon A3.

FIGURE 2.39 – Figures de pôles des échantillons C1 (a), A1 (b), A2 (c) et A3 (d), en coupe transversale à cœur.

également que la microstructure α-β sur cet échantillon est beaucoup plus fine que sur les échantillons traités thermiquement. On peut donc conclure que les étapes de détente jouent un rôle important dans l'élimination des contraintes résiduelles mais n'affectent pas la microstructure α-β. L'étape de traitement thermique proprement dit est effectivement l'étape qui conduit à la microstructure obtenue en fin de procédé. Cette microstructure, α-β lamellaire, est uniforme entre le bord et le cœur et entre les directions longitudinale et transversale dans les conditions de la présente étude,

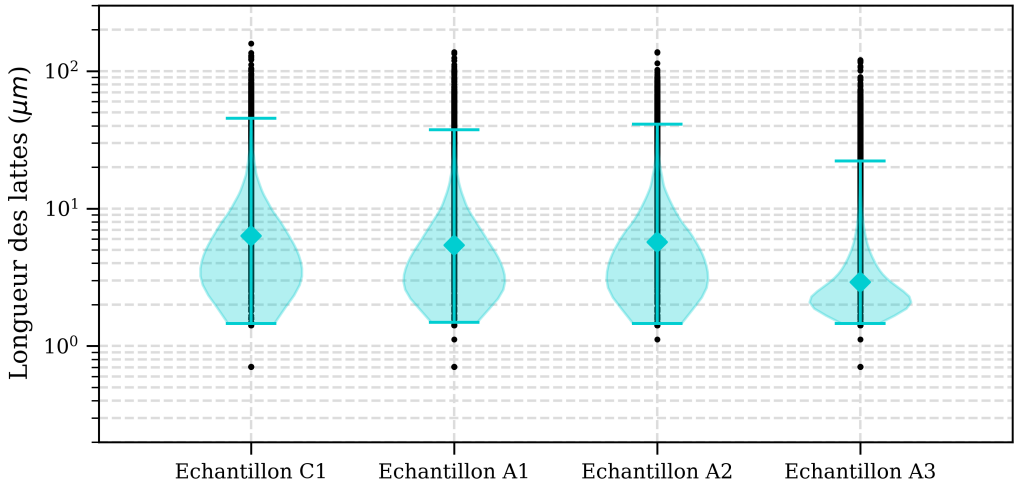


FIGURE 2.40 – Distributions des longueurs (de lattes de phase α présentes dans les cartographies EBSD réalisées, à cœur, sur les coupes transverse des échantillons C1, A1, A2 et A3.

malgré une potentielle anisotropie initiale des domaines β parents, étudiée dans la section suivante.

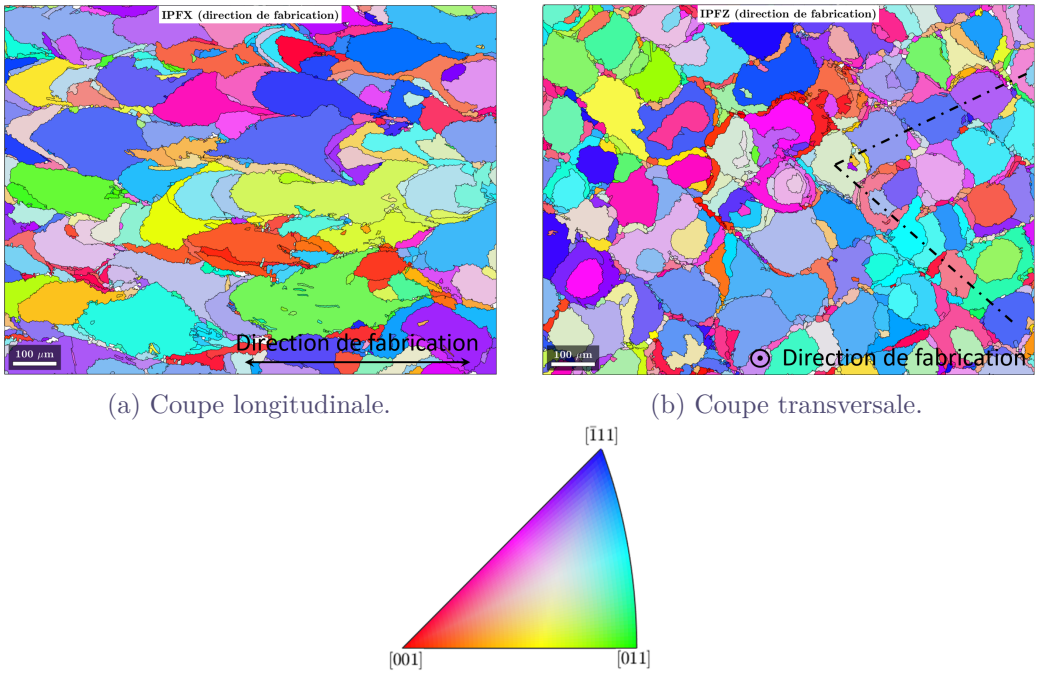
2.8.2.2 Analyse des domaines β parents

Après l'étude de la microstructure α-β, les domaines β parents sont reconstruits, au moyen de la procédure précédemment décrite, pour l'ensemble des cartographies étudiées à la section précédente. Comme précédemment, l'état fin de procédé est analysé en premier lieu. La figure 2.41 présente les domaines β parents reconstruits sur les cartographies, à cœur, en coupes longitudinale et transverse.

Une anisotropie marquée peut être relevée dans les tailles des domaines β parents entre coupe longitudinale et coupe transverse. On retrouve la présence de grains plutôt colonnaires dans la direction longitudinale, témoignant d'une croissance épitaxiale des grains β lors de la fabrication. Dans la direction transversale, des domaines β plutôt équiaxes sont mis en évidence. On retrouve également aisément la direction de lasage sur les différentes couches, laissant apparaître l'angle de 67° entre leurs directions de lasage respectives (lignes discontinues de la figure 2.41b). Les figures de pôle correspondantes (cf. figure 2.42) ne font en revanche pas ressortir de texture particulièrement marquée.

La figure 2.43 illustre les tailles des domaines β parents, analysées avec les diamètres de Féret comme précédemment. Les longueurs et largeurs sont comparées, en coupe longitudinale et en coupe transverse pour essayer de déceler le caractère colonnaire de cette microstructure, constaté visuellement. À nouveau, des domaines de très petite taille, non représentatifs, sont présents. Les domaines de dimension inférieure à 10 µm sont cette fois ignorés.

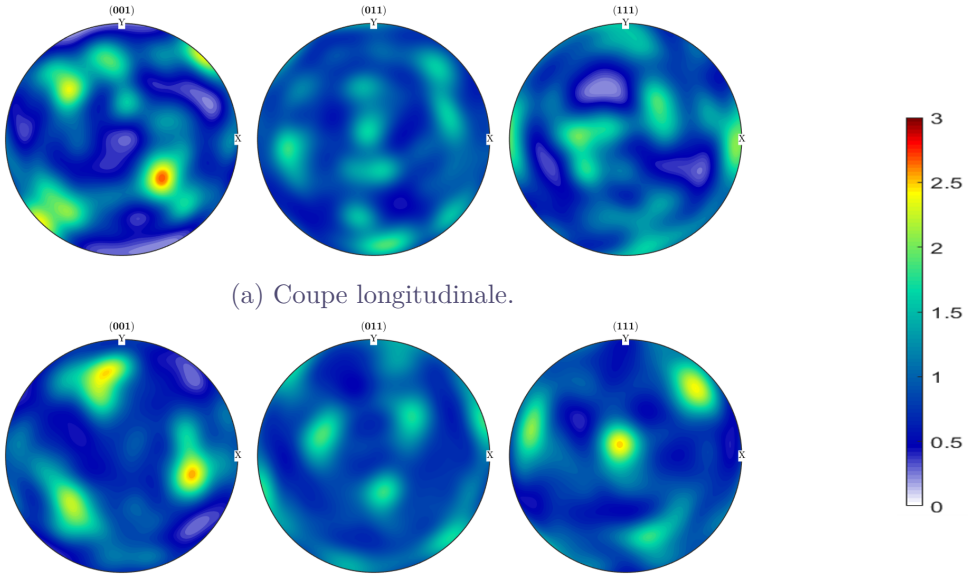
Le seuil de 10 µm a été choisi assez arbitrairement pour ne pas filtrer trop d'information. Les distributions et les moyennes obtenues sont donc encore beaucoup influencées par les faibles valeurs. Toutefois, on peut noter des valeurs moyennes et maximales peu différentes entre longueur et largeur dans la direction transversale



(a) Coupe longitudinale.

(b) Coupe transversale.

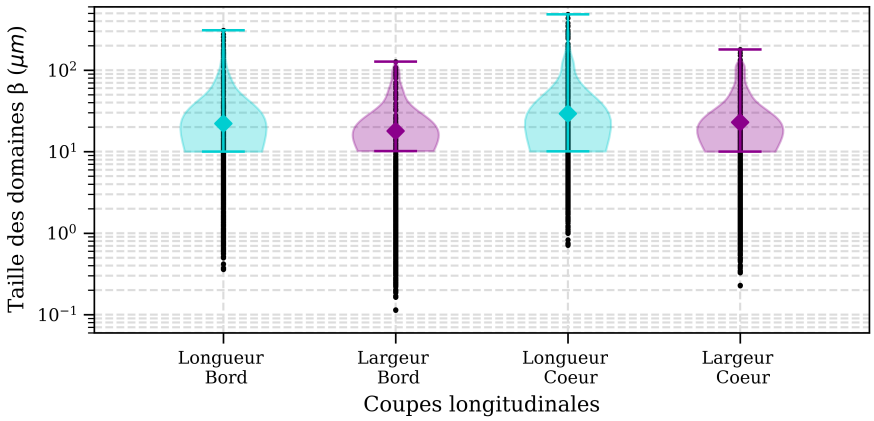
FIGURE 2.41 – Cartographies d'orientation colorisées suivant la figure de pôles inverse de la direction de fabrication, des domaines β parents reconstruits, de l'échantillon A1 en coupe longitudinale (a) et transversale (b), à cœur.



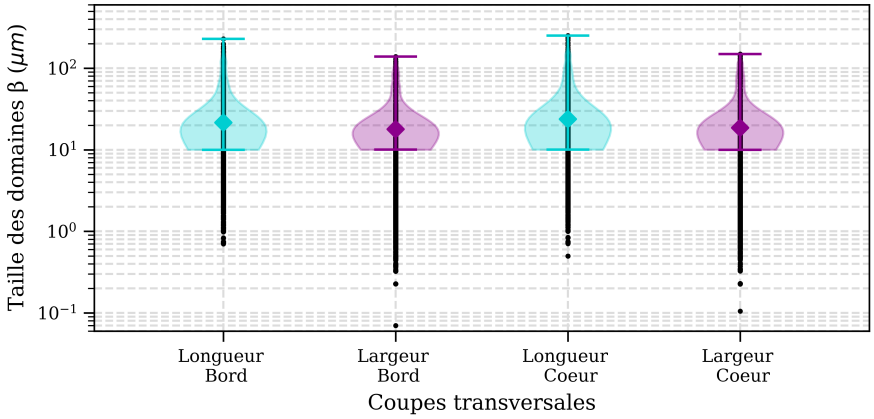
(a) Coupe longitudinale.

(b) Coupe transversale.

FIGURE 2.42 – Figures de pôles des domaines β parents reconstruits, de l'échantillon A1 en coupe longitudinale (a) et transversale (b), à cœur.



(a) Coupe longitudinales.



(b) Coupe transversale.

FIGURE 2.43 – Distributions des longueurs et des largeurs des domaines β parents reconstruits à partir des cartographies EBSD réalisées sur l'échantillon A1 en coupes longitudinale (a) et transversale (b).

alors que la différence est plus marquée (notamment sur les maxima) dans la direction longitudinale. On retrouve donc bien les caractéristiques de la microstructure, colonnaire dans la direction longitudinale et équiaxe dans la direction transversale, précédemment évoquées. Cette différence est plus marquée à cœur et même quasiment inexistante sur la moyenne en surface. Afin d'étudier plus en détail cet aspect, une cartographie plus centrée sur l'extrême surface a été à nouveau acquise. Cette cartographie est présentée en figure 2.44.

Bien que la reconstruction des domaines β parents soit plus difficile en surface, on constate qu'en extrême surface, la taille des domaines β parents est plus réduite sur une épaisseur variable de 20 µm à 50 µm. En dehors de cette zone en surface, les trajets de lasage rectilignes, typiques du remplissage, sont visibles (cf. figure 2.44). Il est toutefois difficile de définir si une microstructure spécifique de contour est présente car la forte rugosité de la surface rend cette reconstruction plus délicate. Ces observations sont néanmoins en accord avec la stratégie de lasage. En effet, bien que le lasage

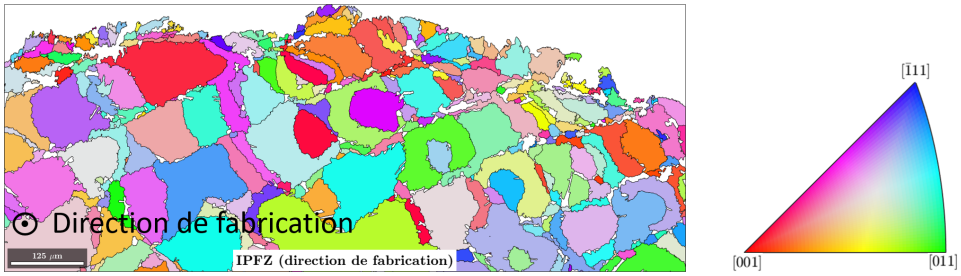
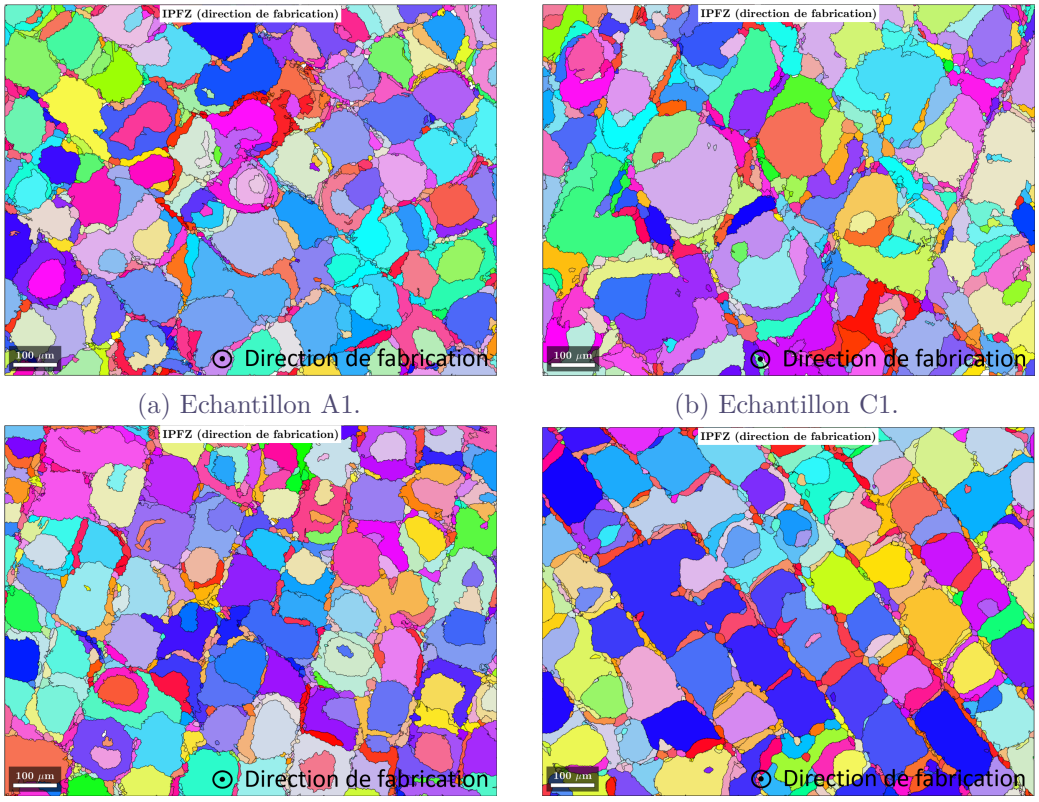


FIGURE 2.44 – Cartographie d'orientation colorisée suivant la figure de pôles inverse de la direction de fabrication, des domaines β parents reconstruits, de l'échantillon A1, en coupe transversale, en surface.



(a) Echantillon A1.

(b) Echantillon C1.

(c) Echantillon A2.

(d) Echantillon A3.

FIGURE 2.45 – Cartographies d'orientation colorisées suivant la figure de pôles inverse de la direction de fabrication (cf. figure 2.44), des domaines β parents reconstruits, des échantillons A1 (a), C1 (b), A2 (c) et A3 (d), en coupe transversale à cœur.

du contour soit réalisé sur une épaisseur supérieure, le recouvrement existant avec la stratégie appliquée à cœur (hatching) ne laisse qu'une faible épaisseur fusionnée uniquement par le lasage du contour. Cette faible épaisseur est cohérente avec la zone dans laquelle des grains parents β de taille plus réduite sont caractérisés. La puissance linéique apportée lors du lasage à cœur, significativement plus importante que lors du lasage du contour, induit une refusion sur un nombre de couches plus important

pour le remplissage que pour le contour. Ceci explique que la microstructure de la zone de recouvrement soit similaire à la microstructure à cœur, même si le contour est réalisé après le remplissage.

Malgré cette possible différence de microstructure entre surface et cœur constatée sur les domaines β parents, l'analyse précédente a montré que celle-ci ne se retrouvait pas dans la microstructure α-β présente à la fin de l'ensemble de la gamme de fabrication. Par ailleurs, l'épaisseur affectée par cette différence de microstructure se trouverait quasiment éliminée par le parachèvement après seulement 2 min de traitement (cf. tableau 2.4). Contrairement à d'autres études, la paramétrie de fabrication utilisée dans ces travaux n'induit donc pas de microstructure spécifique de surface notable. Dans le cadre de cette étude, les contraintes résiduelles ayant été relaxées et la microstructure étant uniforme, l'évolution de l'intégrité de surface sera donc réduite essentiellement à l'évolution de la micro-géométrie de surface, en fonction du parachèvement.

Les domaines β parents sont également reconstruits sur les cartographies issues des échantillons C1, A2 et A3. Les différentes étapes de traitement thermique étant toutes sub-transus, aucune différence n'est attendue entre ces différents échantillons. Les figure 2.45 et figure 2.46 confirment cette hypothèse. Aucune différence majeure dans les cartographies et tailles de grains n'est observée. Les figures de pôle présentées en figure 2.47 pourraient mettre en lumière une texturation du matériau non traité thermiquement (échantillon A3). Cependant, le nombre de domaines β parents reconstruits à partir d'une cartographie (de 1000 à 2900 domaines environ par cartographie, incluant les toutes petites zones peu représentatives) n'est pas statistiquement suffisant pour établir avec certitude la présence d'une texture du matériau. Les autres figures de pôle n'en présentant pas et le transus beta n'ayant pas été dépassé, il semble peu probable que cet échantillon présente réellement une texturation marquée.

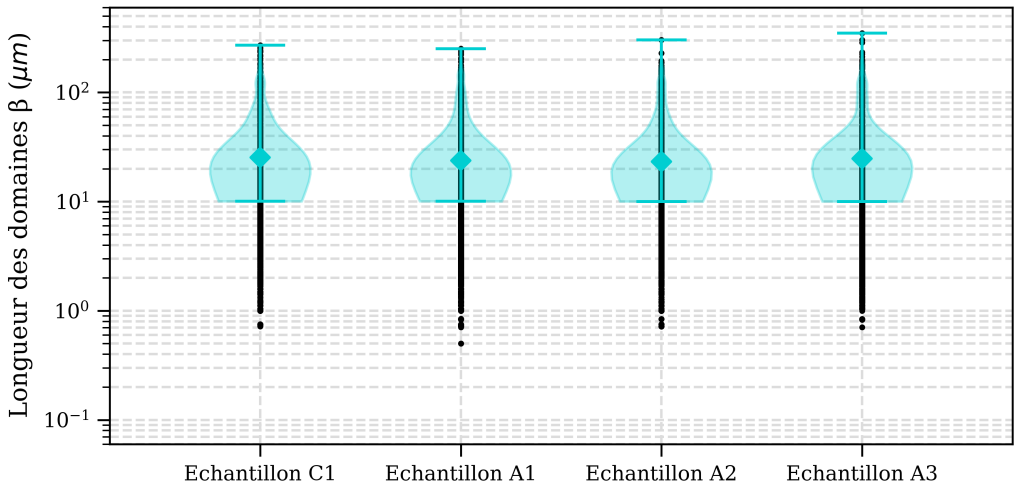
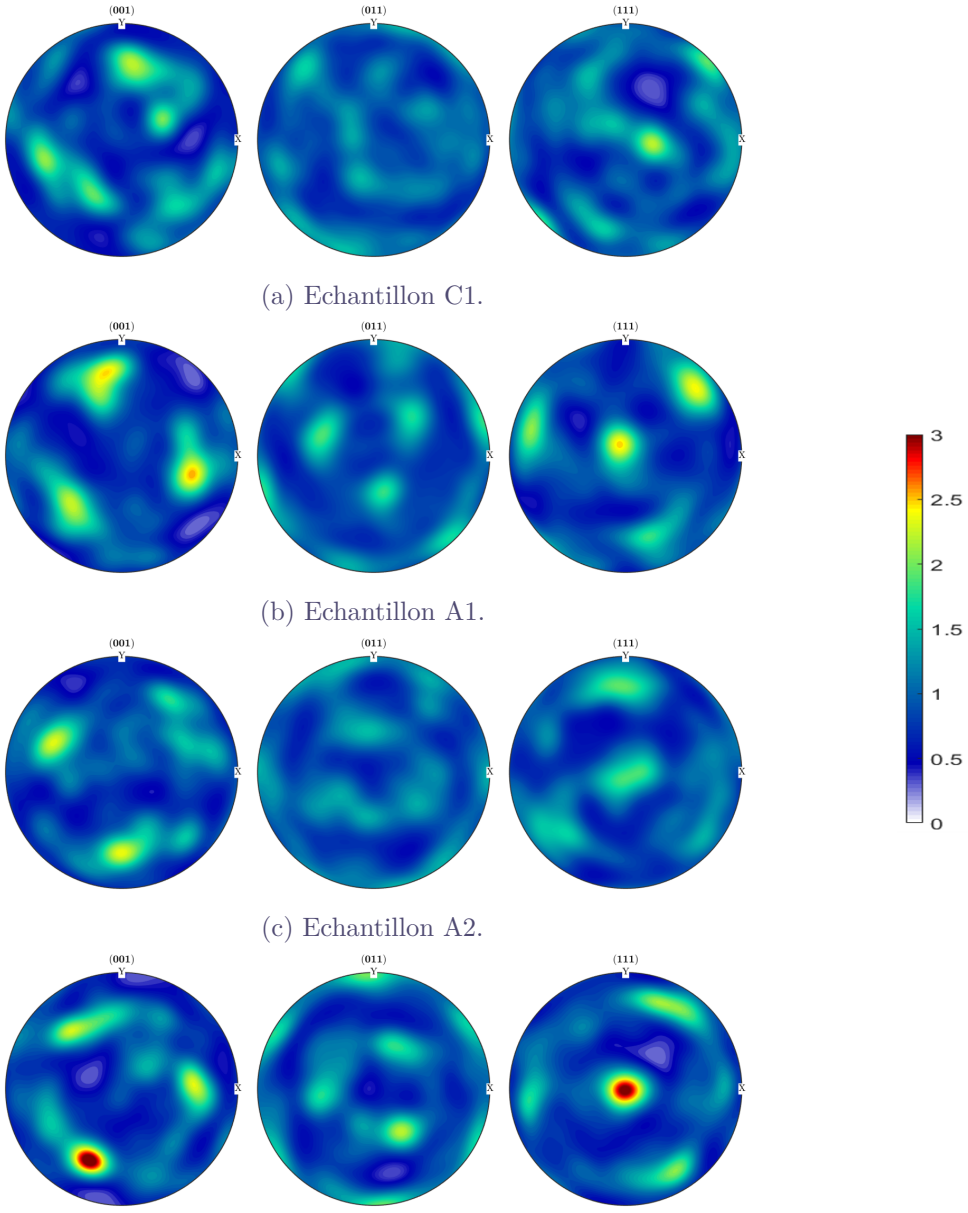


FIGURE 2.46 – Distributions des longueurs des domaines β parents reconstruits à partir des cartographies EBSD réalisées, à cœur, sur les coupes transverse des échantillons C1, A1, A2 et A3.



(a) Echantillon C1.

(b) Echantillon A1.

(c) Echantillon A2.

(d) Echantillon A3.

FIGURE 2.47 – Figures de pôles des domaines β parents reconstruits, des échantillons C1 (a), A1 (b), A2 (c) et A3 (d), en coupe transversale à cœur.

2.9 Conclusion

Une description détaillée du matériau utilisé pour l'étude, des géométries d'éprouvettes, des moyens expérimentaux et des méthodes utilisées au cours de ce travail de thèse est présentée dans ce chapitre. Les conditions d'essais sont explicitées et les différentes configurations étudiées (notamment les différents états de surface) sont détaillées. Une synthèse de ces différentes configurations, et du nombre d'essais réalisés pour chacune d'entre elles, sur l'ensemble des deux phases expérimentales

et pour l'ensemble des géométries, est proposée en tableau 2.13. Le matériau est caractérisé, tant du point de vue de la microstructure que de la porosité et de la micro-géométrie de surface. La présence d'alpha-case est également investiguée et l'évolution de l'épaisseur affectée en fonction du temps de parachèvement est décrite. Les contraintes résiduelles sont mesurées à diverses étapes du processus.

On constate que les contraintes résiduelles sont relaxées sur les différentes éprouvettes testées en fatigue. Une faible épaisseur de microstructure de contour pourrait être visible après reconstruction des grains précurseurs β. Celle-ci est en accord avec la paramétrie de fabrication mais devrait être quasi-intégralement éliminée dès les premiers stades de parachèvement. La microstructure α-β ne présente, en revanche, pas de caractéristiques spécifiques en surface, y compris en terme de texture. La suite de l'étude est donc focalisée sur la micro-géométrie de surface. Les résultats des essais sont détaillés dans les prochains chapitres ainsi que les analyses qui en découlent.

La phase 1 portera principalement sur l'étude de l'évolution de l'état de surface, des mécanismes d'amorçage et de la tenue en fatigue en fonction du temps de parachèvement. L'objectif sera de faire le lien entre les mécanismes d'amorçage rencontrés aux différents états de surface, leur évolution avec le parachèvement et la prévision de durée de vie qui peut en découler. La phase 2 portera sur l'étude des populations de concentrateurs de contrainte présents en surface d'éprouvettes, issues de fusion laser sur lit de poudre, après différents temps de parachèvement. L'objectif sera alors de déterminer l'élément de la micro-géométrie de surface qui conduira à l'amorçage de la fissure de fatigue et de le situer dans la population présente sur cette éprouvette. En effet, savoir quels sont les éléments critiques d'une surface, comment ils peuvent être caractérisés et quelle spécification de l'état de surface est requise pour pouvoir obtenir la durée de vie souhaitée, est crucial dans l'objectif de dimensionner des composants mécaniquement chargés issus de fabrication additive.

Il est important de préciser que les valeurs de contraintes considérées doivent être corrigées afin de tenir compte des différents gradients présents dans les éprouvettes, de la phase 1 comme de la phase 2, au cours des essais de fatigue. Dans toute la suite de ce manuscrit, le terme *contrainte nominale* désigne la contrainte imposée lors de l'essai sans tenir compte de ces gradients, le terme *contrainte locale* désigne en revanche la contrainte au site d'amorçage de la fissure de fatigue, c'est-à-dire corrigée des différents gradients pris en compte.

TABLE 2.13 – Synthèse des configurations testées, et du nombre d'essais réalisés par configuration, lors des phases 1 et 2 des travaux de recherche présentés dans ce manuscrit.

État de surface	**Géométrie A**	**Géométrie B**	**Géométrie C**	**Géométrie F**
Éprouvettes *net-shape*	13 essais	-	19 essais	16 essais
Éprouvettes parachevées 2 min	13 essais	-	-	17 essais
Éprouvettes parachevées 10 min	13 essais	-	-	17 essais
Éprouvettes parachevées 20 min	13 essais	-	-	17 essais
Éprouvettes parachevées 30 min	13 essais	-	-	17 essais
Éprouvettes parachevées 40 min	-	-	-	17 essais
Éprouvettes usinées	27 essais	18 essais	24 essais	17 essais

CHAPITRE 3

Analyse des mécanismes d'amorçage et modélisation des effets de micro-géométrie de surface, en durées de vie finies et à grands nombres de cycles

Sommaire

3.1 Introduction **108**
3.2 Résultats des caractérisations de surface et du comportement en fatigue **108**
3.2.1 Caractérisation des états de surface testés 108
3.2.2 Résultats des essais de fatigue 115
3.2.3 Observations fractographiques 119
3.3 Analyse bibliographique des approches de modélisation sur matériaux "à défauts" **134**
3.3.1 Approches probabilistes basées sur le concept de maillon le plus faible 135
3.3.2 Approches liées à la mécanique de la rupture en élasticité linéaire 138
3.3.3 Approches liées à la concentration de contrainte 143
3.3.4 Bilan 144
3.4 Analyse et modélisation de la tenue en fatigue **145**
3.4.1 Choix de la modélisation 146
3.4.2 Modélisation déterministe à durée de vie limitée 149
3.4.3 Validation de la méthodologie et discussion 158
3.5 Conclusion **163**

3.1 Introduction

Une première campagne expérimentale en fatigue est menée avec comme objectif d'identifier les mécanismes d'amorçage des fissures de fatigue et de faire le lien entre ces mécanismes d'amorçage et la durée de vie atteinte. Cette campagne est menée sur plusieurs états de surface afin d'identifier l'apparition éventuelle de mécanismes d'amorçage, l'évolution de ceux-ci et les transitions entre mécanismes qui peuvent survenir au fur et à mesure du parachèvement.

Le matériau, les méthodes expérimentales et de caractérisation ont été présentées au chapitre précédent. Ce chapitre se concentrera donc, dans une première partie, sur les résultats expérimentaux obtenus. Les analyses des micro-géométries de surface seront présentées, ainsi qu'une analyse des courbes de Wöhler construites et des fractographies correspondantes. Le lien entre état de surface et mécanisme d'amorçage sera ainsi établi. Un complément bibliographique reprenant les éléments nécessaires à la compréhension des travaux de modélisation présentés dans ce chapitre est ensuite proposé. Enfin, la relation entre le mécanisme d'amorçage de la fissure de fatigue et la durée de vie atteinte sera investiguée, en vue d'en proposer une modélisation, sur l'ensemble du domaine étudié. Un bilan final permettra de discuter la représentativité de cette modélisation et d'identifier les manques à combler par la suite.

3.2 Résultats des caractérisations de surface et du comportement en fatigue

Dans cette première campagne expérimentale, 153 essais de fatigue sont réalisés, sur les géométries A, B et C. De même, six états de surface sont investigués. La géométrie A fait office de référence et est donc testée sur l'ensemble des états de surface tandis que les géométries B et C sont testées aux états extrêmes c'est-à-dire à l'état *net-shape* et/ou à l'état usiné. Le tableau 3.1 synthétise les configurations testées et le nombre d'essais réalisé dans chacune de ces configurations.

3.2.1 Caractérisation des états de surface testés

Les caractérisations de micro-géométrie de surface ont déjà été évoquées dans la section 2.6. Des coupes micrographiques ainsi que des relevés de topographie au profilomètre sont réalisés. Des images des surfaces aux différents états testés sont également acquises au MEB lors des examens fractographiques. L'observation qualitative des surfaces sur ces images acquises au MEB (cf. figure 3.1) montre que la micro-géométrie de surface, très chaotique à l'état *net-shape*, le reste après 2 min de parachèvement chimique. En revanche, à partir de 10 min de traitement, elle atteint son aspect final.

Cette observation est confirmée par les images de coupes micrographiques transversales et longitudinales réalisées sur chaque état de surface. Ces images sont présentées à la figure 3.2 ainsi que des relevés de topographie de surface. Elles permettent de visualiser la micro-géométrie de surface et notamment les zones en surplomb qui ne peuvent être correctement caractérisées par profilométrie. On observe que la micro-géométrie de surface à l'état *net-shape* est composée de fines entailles, dues

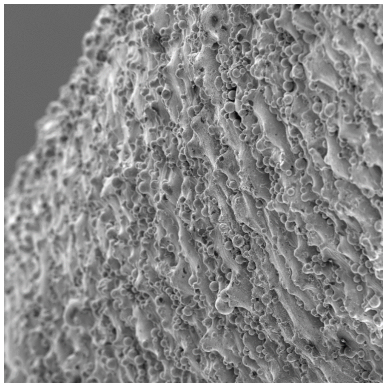
TABLE 3.1 – Résumé des configurations testées lors de la phase 1 et du nombre d'essais réalisés par configuration.

État de surface	**Géométrie A**	**Géométrie B**	**Géométrie C**
Éprouvettes *net-shape*	13 essais 12 ruptures	-	19 essais 16 ruptures
Éprouvettes parachevées 2 min	13 essais 8 ruptures	-	-
Éprouvettes parachevées 10 min	13 essais 8 ruptures	-	-
Éprouvettes parachevées 20 min	13 essais 11 ruptures	-	-
Éprouvettes parachevées 30 min	13 essais 11 ruptures	-	-
Éprouvettes usinées	27 essais 21 ruptures	18 essais 17 ruptures	24 essais 15 ruptures 6 exclues [1]

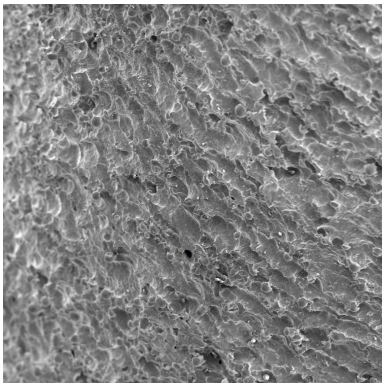
à l'empilement de couches successives lors de la fabrication, parfois masquées par les particules de poudre frittées ou partiellement fondues à la surface. La coupe transversale montre également des portions de profil sur lesquelles le périmètre circulaire n'est pas parfaitement respecté et suit une corde plutôt que l'arc de cercle normalement prévu. Après 2 min de parachèvement, la micro-géométrie de surface évolue fortement. Les coupes micrographiques, tant transversale que longitudinale, révèlent la présence de fins pics de matière qui hérissent la surface du massif. Les particules de poudre présentes à l'état *net-shape* ont quasiment disparu. La présence de vallées de surface liées aux couches de fabrication est mise en évidence par le relevé topographique de surface issu du profilomètre. Après 10 min de parachèvement, la micro-géométrie de surface évolue à nouveau fortement pour atteindre son aspect final. Elle prend la forme d'une surface ondulée sans zones en surplomb, visible sur les coupes longitudinales et transversales. Cet aspect de surface (similaire à un clapot plus ou moins prononcé à la surface d'un liquide) reste similaire pour tous les niveaux de parachèvement ultérieurs, bien que la rugosité continue à diminuer (tant par la hauteur des pics que par la profondeur des vallées).

Les relevés topographiques des surface permettent de calculer un nombre important de valeurs d'indicateurs de rugosité. Parmi les indicateurs usuellement utilisés, trois sont présentés en figure 3.3. Ces valeurs sont des valeurs moyennes calculées à partir de l'ensemble des valeurs obtenues, pour chaque état de surface, sur l'ensemble des relevés profilométriques réalisés. Les trois indicateurs présentés (S_a, S_v et S_z)

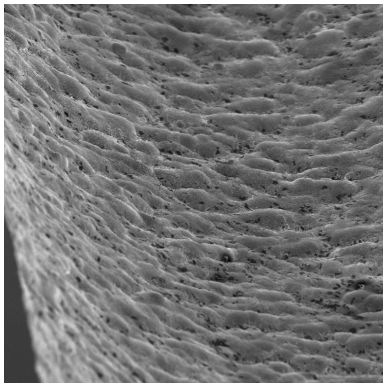
1. L'examen de ces points et les raisons de leur non représentativité sont détaillés à la sous-section 3.2.3.



(a) Surface *net-shape*



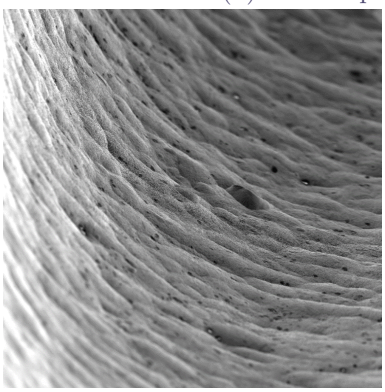
(b) Surface parachevée 2 min



(c) Surface parachevée 10 min



(d) Surface parachevée 20 min



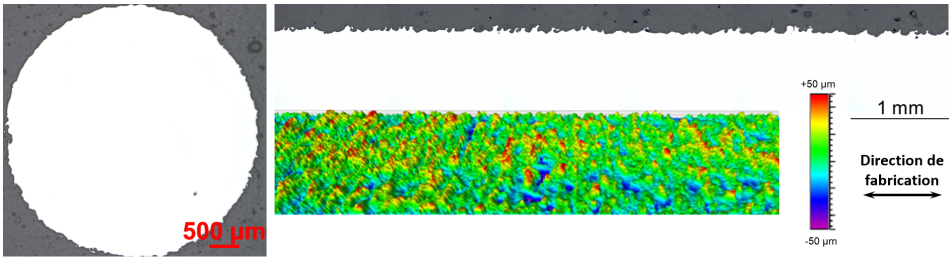
(e) Surface parachevée 30 min

FIGURE 3.1 – Images des surfaces latérales des fûts des éprouvettes, après différents temps de parachèvement, acquises au microscope électronique à balayage.

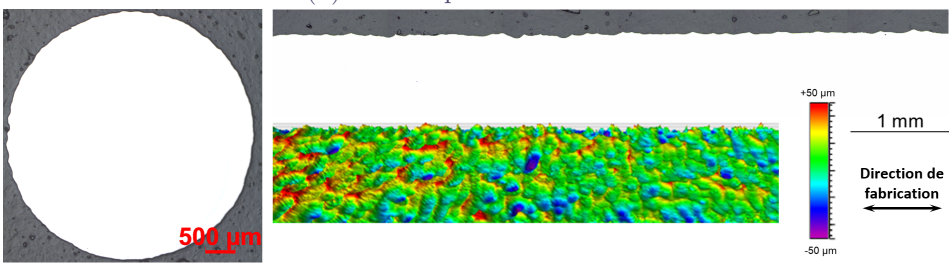
suivent une tendance similaire en fonction du parachèvement avec une diminution progressive des valeurs de rugosité jusqu'à une valeur asymptotique qui semble quasiment atteinte à partir de 20 min de traitement. Cette valeur finale de rugosité (une poursuite du traitement entraînant une décote géométrique sans améliorer la rugosité, comme montré en section 2.6) reste nettement supérieure aux valeurs atteintes sur surfaces usinées (de l'ordre de R_a=1 µm et R_v=20 µm).



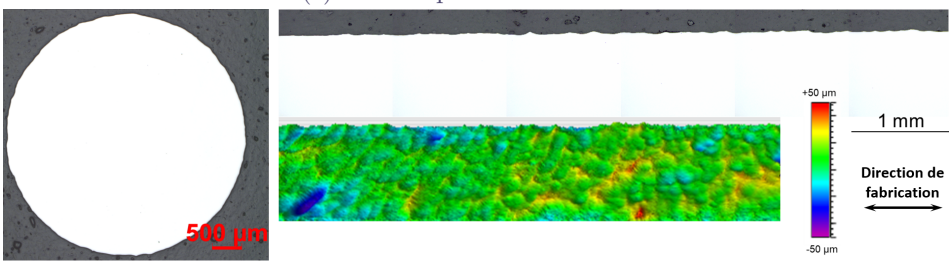
(a) Surface *net-shape*



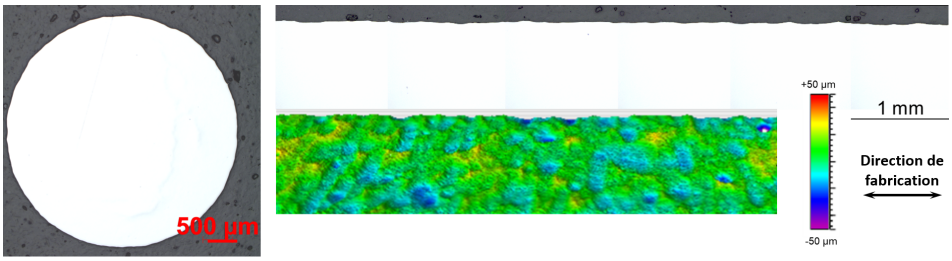
(b) Surface parachevée 2 min



(c) Surface parachevée 10 min



(d) Surface parachevée 20 min



(e) Surface parachevée 30 min

FIGURE 3.2 – Images des surfaces après différents temps de parachèvement, en coupes micrographiques, transversales (gauche) et longitudinales (droite en haut), et acquises au profilomètre (droite en bas).

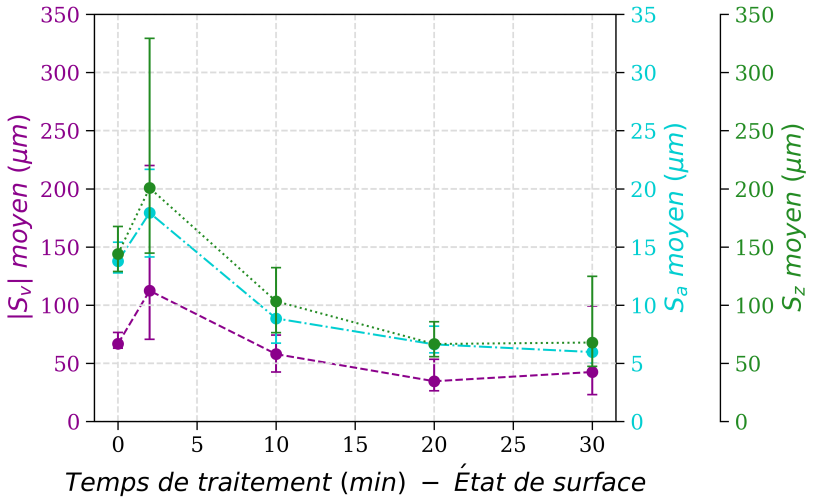
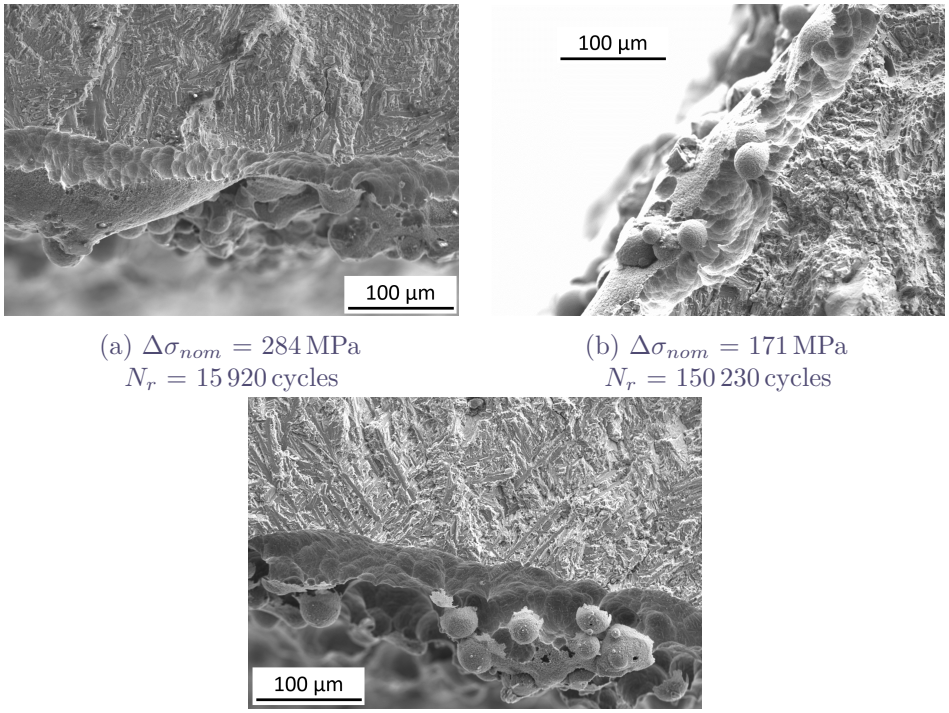


FIGURE 3.3 – Evolutions de trois indicateurs de rugosité (S_a, S_v, S_z) en fonction du temps de parachèvement, issues des mesures profilométriques sur éprouvettes de géométrie A.

Une augmentation de la rugosité (sur l'ensemble des indicateurs) est également visible entre l'état *net-shape* et après 2 min de parachèvement. Comme observé sur les coupes micrographiques (cf. figure 2.21 ou figure 3.2), cette augmentation des valeurs des indicateurs de rugosité ne traduit pas une dégradation de l'état de surface. Notamment, les profondeurs des entailles et vallées et les hauteurs de pics ne présentent pas de variation majeure pouvant expliquer les variations des indicateurs S_v et S_z, qui traduisent des maxima (et non des moyennes arithmétiques comme S_a). Cet effet résulte donc, plus probablement, de la mesure de la topographie de surface. Comme constaté précédemment, après 2 min de parachèvement, la topographie de surface est constituée de fins pics ressortant du massif dont l'acquisition ne pose pas de problème majeur. À l'inverse, la micro-géométrie de surface à l'état *net-shape* est composées d'entailles fines, parfois masquées, dont il peut être délicat de capter la profondeur réelle lors du relevé profilométrique. Il est donc raisonnable de penser que le relevé topographique réalisé à l'état *net-shape* ne perçoit pas l'intégralité de la surface et que les valeurs calculées des indicateurs de rugosité sont donc entachées d'une incertitude importante pour cet état de surface, expliquant les valeurs inférieures mesurées.

Cette évolution importante de la micro-géométrie de surface après seulement 2 min de parachèvement peut interroger. Mis à part l'effet "nettoyant" du parachèvement qui permet rapidement l'élimination des poudres partiellement attachées à la surface, la modification brutale de micro-géométrie de surface est principalement due à un effet transitoire constaté au démarrage du processus de parachèvement chimique. Alors que ce procédé est supposé produire un effet lissant en s'attaquant prioritairement aux pics de la micro-géométrie de surface, l'examen fractographique des faciès de rupture a permis d'identifier qu'aux premiers stades de traitement l'enlèvement de matière démarre en fond de vallées. La figure 3.4 présente plusieurs exemples d'images MEB montrant des surfaces parachevées durant 2 min sur lesquelles on peut observer que la surface extérieure n'est pas encore atteinte par le parachèvement chimique tandis que

les fonds de vallée ou la base des poudres frittées à la surface sont affectés. Bien qu'il soit difficile d'identifier avec certitude l'origine de cet effet transitoire, l'explication privilégiée est celle d'une accélération locale de la cinétique de la réaction chimique mise en jeu. Celle-ci étant fortement exothermique et sa cinétique étant sensible à la température, les anfractuosités de la surface, dans lesquelles le fluide n'est pas facilement renouvelé par l'agitation du bain, peuvent être le siège d'augmentations importantes de la température, conduisant à une accélération de la réaction. Cet effet a pour conséquence un élargissement brutal des entailles ou cavités dans lequel il a lieu. Le renouvellement du fluide, et de ce fait la régulation de la température, y sont alors rétablis stoppant cet emballement de la réaction. Ces différentes étapes confèrent à ce phénomène son caractère transitoire. L'aspect des surfaces présentées en figure 3.4 est cohérent avec cette hypothèse.



(a) $\Delta\sigma_{nom} = 284\,\text{MPa}$
$N_r = 15\,920\,\text{cycles}$

(b) $\Delta\sigma_{nom} = 171\,\text{MPa}$
$N_r = 150\,230\,\text{cycles}$

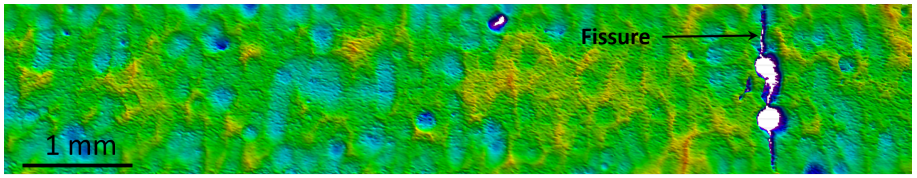
(c) $\Delta\sigma_{nom} = 227\,\text{MPa}$
$N_r = 34\,733\,\text{cycles}$

FIGURE 3.4 – Mise en évidence d'un effet transitoire aux premiers stades de parachèvement chimique conduisant à une attaque préférentielle des fonds de vallées, sur éprouvettes de géométrie A parachevées 2 min.

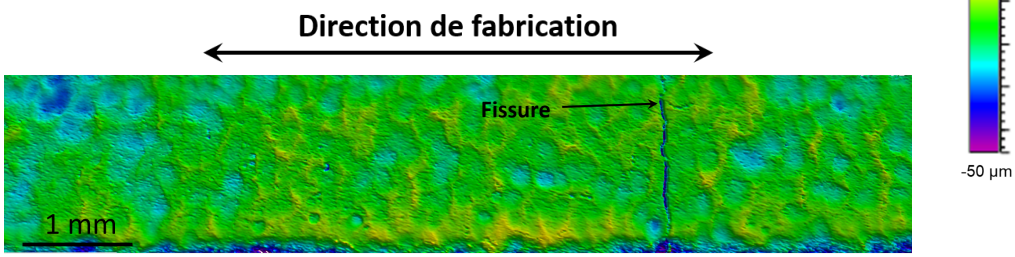
Une fois cet effet transitoire passé, le traitement de parachèvement produit son effet lissant comme le montre la diminution des indicateurs de rugosité. Ceux-ci convergent vers une valeur asymptotique, supérieure aux valeurs obtenues sur surfaces usinées. Des essais mécaniques sont donc menés afin de déterminer :

— si la tenue en fatigue converge également vers une valeur stabilisée ;
— si un temps de parachèvement optimal (à partir duquel la rugosité n'évolue plus) permet d'atteindre une tenue similaire à celle de surfaces usinées, malgré des valeurs de rugosité stabilisées supérieures.

Des relevés topographiques de surface sont également réalisés autour de la fissure, après essai, avant immersion dans l'azote liquide et rupture complète des éprouvettes. Le lieu d'amorçage de la fissure de fatigue est parfois relativement facile à localiser, avec la présence de cavités en surface au milieu de la fissure (exemple de la figure 3.5 haut). Dans quelques cas, ces cavités sont particulièrement imposantes. En revanche, certaines éprouvettes présentent des fissures sans qu'aucune particularité micro-géométrique de surface ne soit visible (exemple de la figure 3.5 bas).



(a) Fissure émanant d'une cavité ($\Delta\sigma_{nom}$ = 185 MPa - N_r = 69 936 cycles).



(b) Fissure ne présentant pas de particularité de micro-géométrie en surface ($\Delta\sigma_{nom}$ = 185 MPa - N_r = 3 390 370 cycles).

FIGURE 3.5 – Relevés de surface réalisés par profilométrie autour des fissures de fatigue en surface en présence d'une cavité (a), ou sans éléments micro-géométriques de surface expliquant l'amorçage (b), sur deux éprouvettes de géométrie A parachevées 30 min.

La première question qui se pose est celle de l'origine de ces cavités. Notamment, le traitement de parachèvement peut-il, lui-même, en être responsable (attaques locales plus prononcées, piqûres) ? La proportion d'éprouvettes présentant de telles cavités devrait alors augmenter au fur et à mesure du parachèvement. Ce n'est pas le cas ici comme le montre le graphique de la figure 3.6 qui présente, pour chaque état de surface parachevé, la proportion de fissures accompagnées d'une cavité visible. Il est donc nécessaire d'analyser les résultats de fatigue obtenus et les faciès de rupture afin d'identifier si ces cavités ont eu un impact sur la résistance en fatigue et leur origine. Ces analyses sont l'objet des deux prochaines sections.

Un relevé topographique est réalisé sur la totalité de la surface utile d'une éprouvette. Le scan, reconstruit manuellement à partir de plusieurs scans longitudinaux similaires à ceux déjà présentés, est exposé à la figure 3.7. La surface est développée de manière à être présentée sur un plan. On peut y remarquer que la fissure de fatigue ne semble pas partir du point le plus critique de la surface (des exemples de points semblant plus critiques sont désignés par les flèches pointillées noires). Cet exercice, très fastidieux, n'a été réalisé que sur une seule éprouvette. Toutefois, de nombreux relevés, comme celui de la figure 3.5b, confirment cette impression.

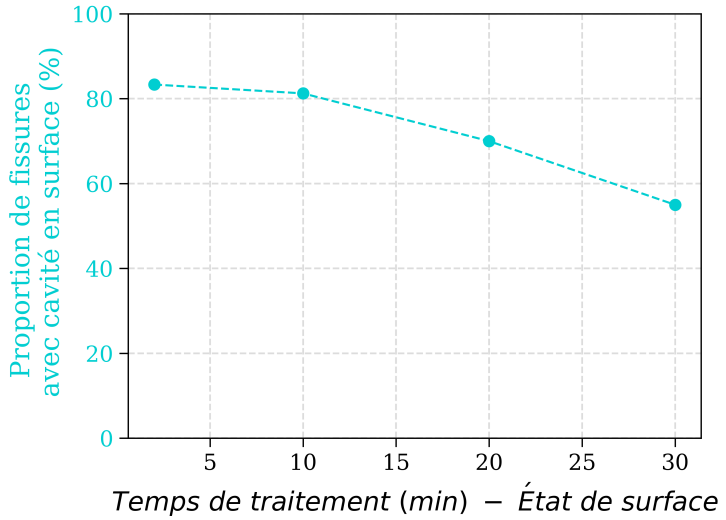


FIGURE 3.6 – Evolution de la proportion de fissures présentant une cavité en surface, en fonction de l'état de surface, issue des mesures profilométriques sur éprouvettes de géométrie A.

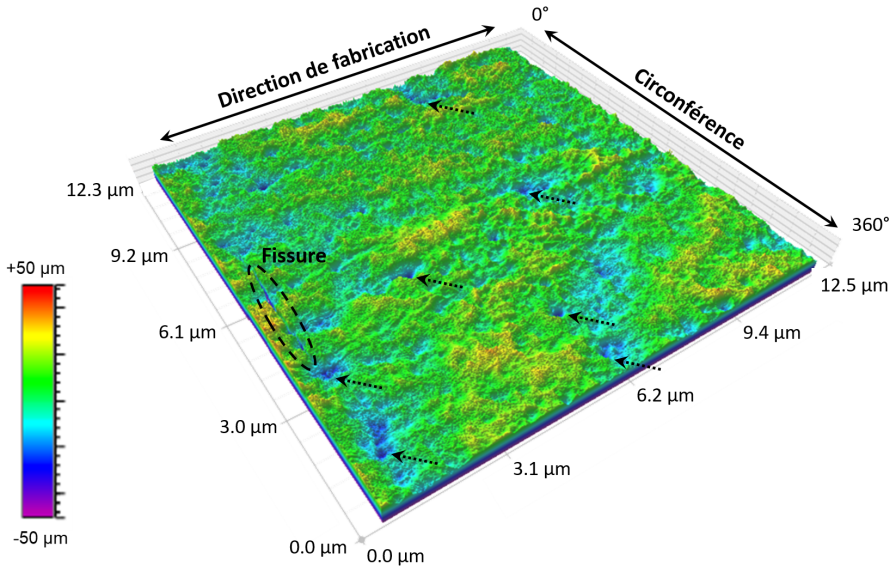


FIGURE 3.7 – Relevé topographique, reconstruit, de la totalité de la surface utile d'une éprouvette de géométrie A parachevée 30 min ($\Delta\sigma_{nom}$ = 234 MPa - N_r = 125 833 cycles).

3.2.2 Résultats des essais de fatigue

Comme synthétisé dans le tableau 3.1, neuf courbes de fatigue sont établies sur six états de surfaces différents et trois géométries d'éprouvettes différentes. Les résultats obtenus sont exposés dans les diagrammes de Wöhler présentés à la figure 3.8 et sont discutés par la suite. Pour chaque état de surface, une première tendance est identifiée sous la forme d'un modèle de Stromeyer tel que décrit par l'équation 3.1,

où σ_{model} est la tenue prévue par le modèle pour une durée de vie N_r et m_σ, C_σ et σ_d sont des paramètres matériau (le dernier, σ_d, représentant la limite de fatigue du matériau dans la condition considérée). L'identification de ces courbes est réalisée par la méthode du maximum de vraisemblance en supposant que la distribution des contraintes, à une durée de vie donnée, suit une loi normale. Les éprouvettes non rompues ayant atteint la censure sont prises en compte dans cette identification au moyen d'une méthode basée sur les travaux de Pollak et Palazotto [84].

$$\Delta\sigma_{model} = \sigma_d + \left(\frac{C_\sigma}{N_r}\right)^{\frac{1}{m_\sigma}} \tag{3.1}$$

Les mécanismes d'amorçage des fissures de fatigue sont également indiqués sur ces figures (et la taille des marqueurs est en rapport avec ceux-ci, hormis pour les amorçages sur hétérogénéités microstructurales). Cet aspect sera étudié dans la section suivante de ce manuscrit (sous-section 3.2.3). Dans cette partie, on se concentre donc sur la tenue en fatigue obtenue et son évolution en fonction de l'état de surface. Les résultats sur surfaces usinées, qui font office de référence, sont étudiés les premiers. Les résultats sur surfaces *net-shape*, qui constituent l'extrême opposé sont étudiés ensuite. Enfin, les résultats obtenus sur surfaces parachevées, supposés traduire la transition entre ces deux états extrêmes, sont détaillés.

Sur surfaces usinées, la tenue en fatigue est similaire sur l'ensemble des géométries hormis éventuellement la géométrie B pour laquelle elle pourrait être légèrement inférieure. La géométrie C présente une tenue similaire à la géométrie A mais une dispersion supérieure. Ces différences peuvent s'expliquer par différentes causes : une différence de mécanismes d'amorçage, ou des effets d'échelle dus aux différences de volume, de volume de surface ou de longueur fortement chargée, entre les différentes géométries d'éprouvettes (cf. section 2.2). Les résultats expérimentaux obtenus sur l'ensemble de ces géométries d'éprouvettes font apparaître un changement significatif de la pente du nuage de points, autour de 2×10^5 cycles. Le diagramme de Wöhler peut être divisé en deux domaines : un domaine dit de "durées de vie limitées" s'étendant jusqu'à 2×10^5 cycles environ et un domaine dit de "fatigue à grands nombres de cycles" au-delà. Les résultats disponibles dans la littérature sur surfaces usinées sont cohérents avec les résultats obtenus dans le cadre de cette étude ([28, 5]).

A l'état *net-shape*, deux géométries d'éprouvettes sont testées. Celles-ci produisent des résultats relativement similaires. Si on tient compte de la très faible dispersion des résultats (comparé à la dispersion observée à l'état usiné), la géométrie C présente une tenue en fatigue légèrement supérieure. La pente dans chacun des deux domaines de durée de vie précédemment définis est similaire aux résultats sur surfaces usinées. La micro-géométrie très chaotique des surfaces *net-shape* induit en revanche un abattement de l'ordre de 50 MPa jusqu'à 5×10^4 cycles et de l'ordre de 100 MPa à partir de 10^6 cycles. Cela induit un décalage de la transition entre durées de vie limitées et fatigue à grand nombre de cycles qui intervient plutôt autour de 10^6 cycles, pour cet état de surface. Ces observations sont également cohérentes avec la littérature disponible sur Ti-6Al-4V à l'état *net-shape* ([28, 27, 77]). Les tenues en fatigue constatées sont très inférieures à celles obtenues sur alliage de titane corroyé ce qui est la conséquence de la micro-géométrie de surface, très défavorable à la fatigue, présente sur les surfaces brutes de fabrication.

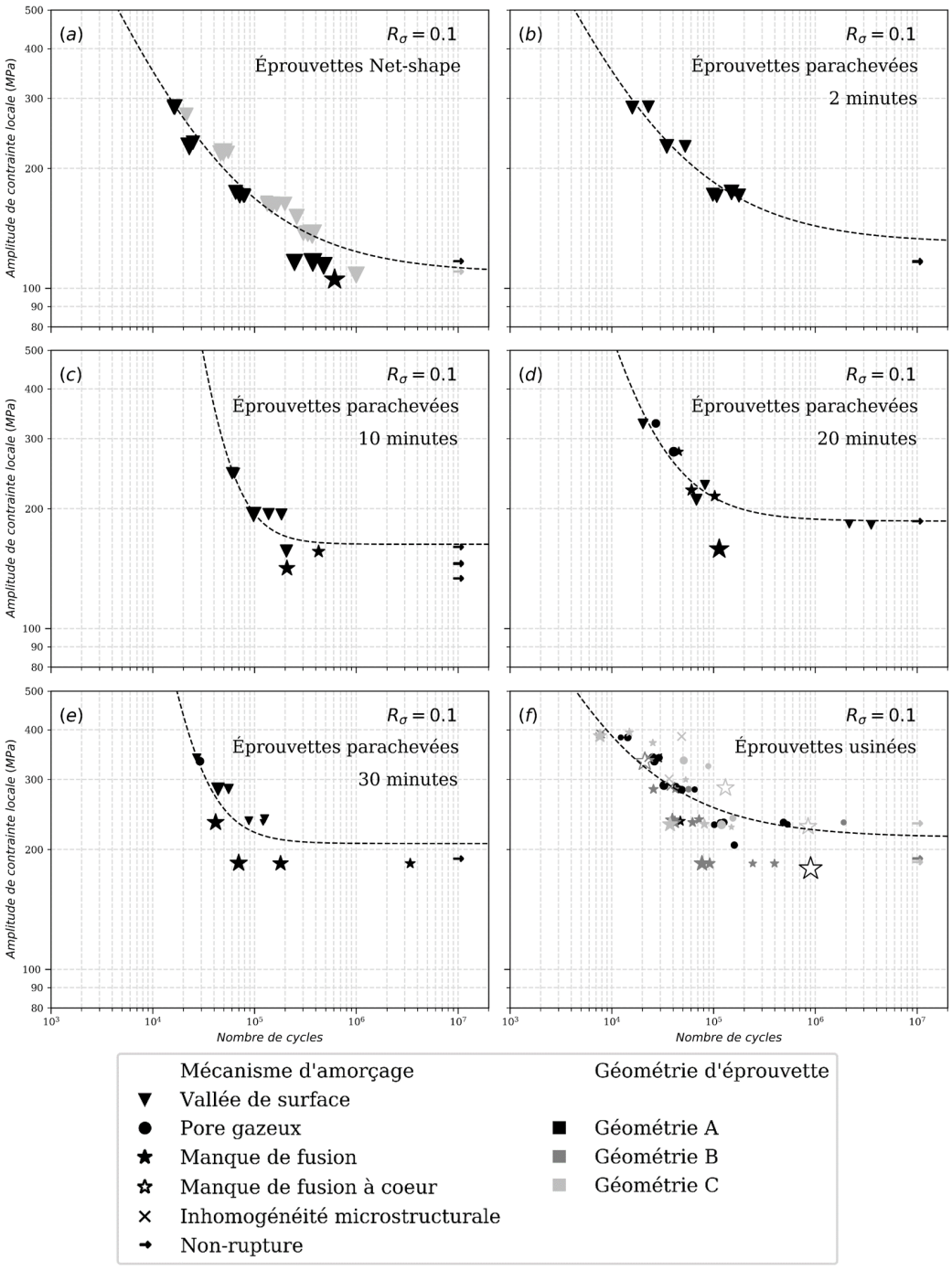


FIGURE 3.8 – Diagrammes de Wöhler expérimentaux établis pour différents états de surface (*a*) *net-shape*, (*b*) parachevé 2 min, (*c*) parachevé 10 min, (*d*) parachevé 20 min, (*e*) parachevé 30 min, (*f*) usiné.

Seule la géométrie A est testée avec surfaces parachevées. Bien que peu de données expérimentales soient disponibles à grandes durées de vie dans certaines conditions, une amélioration continue de la tenue en fatigue à grand nombre de cycles est notable,

au fur et à mesure du parachèvement. Celle-ci intervient dès 2 min de traitement, pour atteindre une tenue quasiment comparable à celle des surfaces usinées après 30 min de parachèvement. Dans le domaine des durées de vies limitées, l'amélioration, moins sensible après 2 min de traitement, se révèle nette après 10 min de finition. Au-delà, la tenue reste stable à un niveau similaire aux surfaces usinées. Ces améliorations de la tenue s'accompagnent d'une augmentation de la dispersion des points expérimentaux, notamment dans le domaine de la fatigue à grand nombre de cycles.

La figure 3.9 montre l'évolution de la résistance en fatigue (prédite par les courbes de tendance de la figure 3.8) pour deux durées de vie choisies pour être représentatives du domaine de durées de vie limitées (ici 7×10^4 cycles) d'une part et de la fatigue à grand nombre de cycles d'autre part (10^7 cycles). A titre de comparaison, l'évolution de la rugosité de surface (ici S_z) est également représentée. On y retrouve les tendances évoquées précédemment. Malgré une topographie de surface complètement différente, l'évolution de la tenue en fatigue après 2 min de parachèvement est peu marquée, surtout à durée de vie limitée. L'évolution de la micro-géométrie de surface vers sa forme finale à partir de 10 min de traitement s'accompagne en revanche d'une amélioration nette de la tenue dans les deux domaines de durées de vie. La tenue à durée de vie limitée a alors atteint son niveau final bien que la rugosité s'améliore encore après 20 min de parachèvement. A l'inverse, alors qu'ensuite la rugosité n'évolue plus, la tenue en fatigue à grand nombre de cycles continue sa progression.

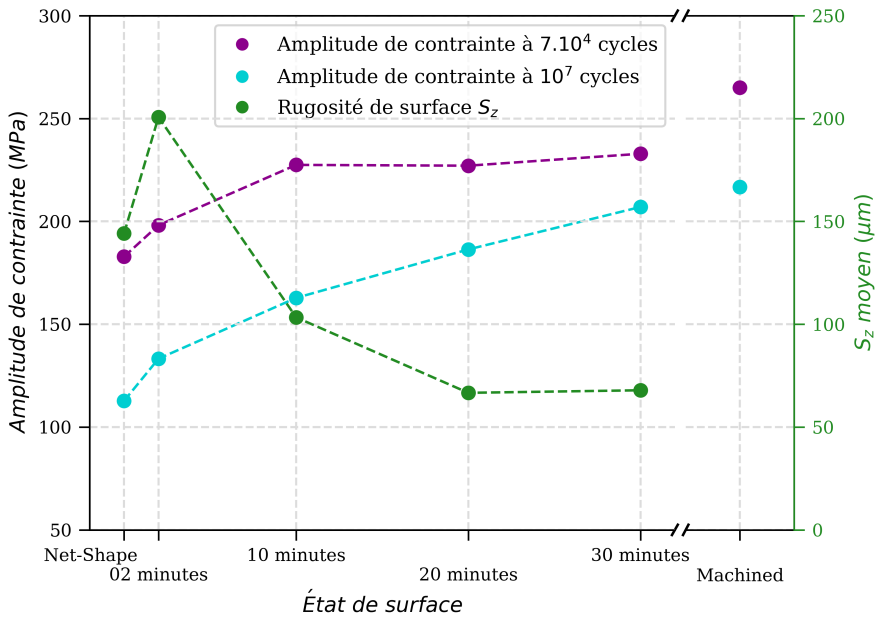


FIGURE 3.9 – Évolution de la résistance en fatigue pour deux durées de vie (7×10^4 cycles et 1×10^7 cycles) en fonction de l'état de surface. Comparaison avec l'évolution de la rugosité, S_z.

En l'absence de contraintes résiduelles et avec une microstructure peu différente en surface de la microstructure à cœur, l'étude présentée dans ce manuscrit s'oriente essentiellement vers la micro-géométrie de surface. Toutefois, la présence d'alpha-case, révélée à la sous-sous-section 2.8.1.3, est à prendre en considération. L'alpha-case étant présent sur les éprouvettes usinées et pas sur les éprouvettes parachevées, qui présentent des durées de vie similaires, son impact semble limité. De même, la disparition totale de l'alpha-case après plus de 10 min de parachèvement n'entraîne qu'une faible évolution de la tenue en fatigue (en particulier à durées de vie limitées). Au contraire, l'évolution forte de celle-ci, observée entre 2 min et 10 min de parachèvement ne s'accompagne que d'une disparition partielle de la couche d'alpha-case. En comparaison, la micro-géométrie de surface présente des évolutions en parfaite concordance avec celles de la tenue en fatigue. Le caractère prépondérant de cette dernière sur la tenue en fatigue semble démontré. Dans la suite de ces travaux, l'évolution de l'épaisseur d'alpha-case avec le parachèvement sera considérée comme secondaire par rapport à l'évolution de la micro-géométrie de surface, vis-à-vis de la tenue en fatigue.

Les différentes géométries testées, avec des états de surface similaires, présentent des différences de dispersion. Celles-ci pourrait être attribuée à des effets d'échelle mais des points bas, présents à différentes conditions (en particulier sur la géométrie B usinée ou la géométrie A après 20 min et 30 min de parachèvement), participent également à cette dispersion. Ces points bas correspondent aux éprouvettes dont les relevés topographiques de surface présentent d'imposantes cavités au milieu de la fissure. De même, l'amélioration de la tenue au fur et à mesure du parachèvement s'accompagne d'une augmentation de la dispersion, pour une même géométrie d'éprouvette. Afin d'identifier l'origine de ces importantes cavités ainsi que les raisons de l'amélioration de la tenue en fatigue et de l'augmentation de la dispersion, une étude fine des mécanismes responsables de l'amorçage des fissures est nécessaire. Pour ce faire, un examen minutieux de l'ensemble des faciès de rupture est réalisé.

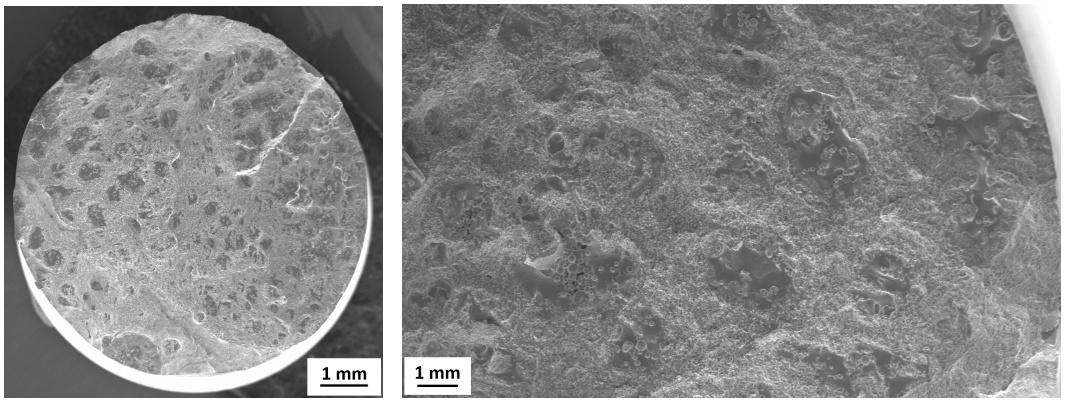
3.2.3 Observations fractographiques

Les examens fractographiques menés sur l'ensemble des éprouvettes de la phase 1 sont décrits dans cette partie. On détaillera dans un premier temps brièvement les sites d'amorçage et la morphologie générale des faciès. Dans un second temps, les mécanismes d'amorçage identifiés au niveau des sites d'amorçage des fissures de fatigue seront détaillés. Enfin, quelques observations complémentaires issues de ces examens fractographiques seront explicitées.

3.2.3.1 Identification des sites d'amorçage

Afin d'identifier les mécanismes d'amorçage des fissures de fatigue, il est au préalable nécessaire d'en identifier le site d'amorçage sur le faciès. Sur l'ensemble de la campagne, les sites d'amorçage sont aisément identifiables grâce aux lignes de rivières convergeant vers ceux-ci. Aucune éprouvette n'a dû être écartée pour cause de site d'amorçage non identifié. En revanche, six éprouvettes de géométrie C usinées ont été exclues de l'analyse de ces essais de fatigue. Deux d'entre elles ont rompues dans les têtes filetées des éprouvettes et ne sont donc pas représentatives.

Deux autres éprouvettes ont été écartées car le mécanisme d'amorçage n'a pas pu être clairement identifié. Bien que le site d'amorçage ait pu être déterminé, les faciès se sont révélés endommagés par l'essai ou par l'une des étapes ultérieures. Enfin, deux éprouvettes, situées côte à côte sur le plateau de fabrication, ont été écartées car leurs faciès ont révélé une proportion anormale de manques de fusion, couvrant la quasi-totalité de la section. L'origine du problème lors de la fabrication n'a pu être déterminée. Une illustration de l'un de ces deux faciès ayant conduit à écarter les résultats correspondants est présenté à la figure 3.10a. Chaque zone sombre est un manque de fusion comme le révèle la vue rapprochée de la figure 3.10b



(a) Vue d'ensemble du faciès. (b) Vue rapprochée (issue du faciès antagoniste).

FIGURE 3.10 – Exemple d'éprouvette, usinée de géométrie C, présentant une proportion anormale de manques de fusion sur une section ayant conduit à écarter le résultat correspondant ($\Delta\sigma_{nom} = 338\,\text{MPa}$ - $N_r = 2681$ cycles).

Les faciès de rupture comportent en général deux à trois zones distinctes centrées sur le site d'amorçage. Une zone de propagation stable dans laquelle on peut parfois observer les stries de fatigue (zones [1] et [2] sur la figure 3.11) et une zone de rupture finale correspondant à la rupture statique après immersion dans l'azote liquide (zone [3] sur la figure 3.11). La zone de propagation stable comporte parfois une zone de plus faible étendue, autour du site d'amorçage, plus rugueuse et parfois plus sombre (zone [1] sur la figure 3.11).

Le site d'amorçage n'est pas toujours unique. Des amorçages multiples ont été mis en évidence sur plusieurs éprouvettes. Ces amorçages multiples sont de deux types : des amorçages à partir de multiples positions bien identifiées, et des amorçages à partir d'une (parfois unique) portion de profil, relativement étendue, ne permettant pas d'identifier une position principale d'amorçage de la fissure. Ce second type d'amorçage "multiple" sera désigné par la suite par le terme "amorçage diffus". La figure 3.12 présente un exemple de chaque type d'amorçage multiple. Les flèches de la figure 3.12a désignent les différentes lignes de rivière visibles montrant le caractère diffus de l'amorçage. Sur la figure 3.12b, elles pointent les différents sites d'amorçage visibles dont les zones de propagation respectives sont illustrées par les lignes pointillées.

Ces amorçages multiples peuvent survenir dans un même plan ou des plans proches mais également dans des sections suffisamment éloignées pour créer des propagations superposées laissant entre les deux un ligament de matière qui sera

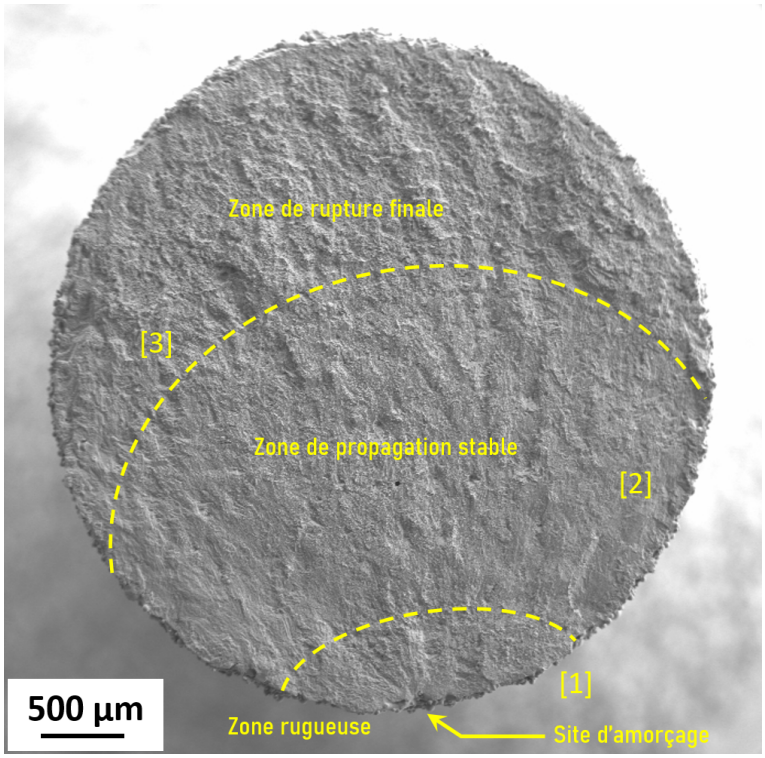
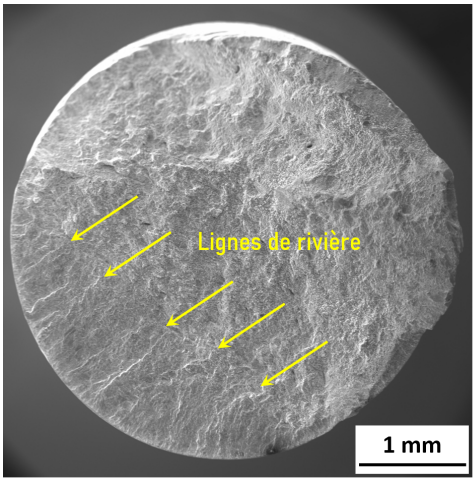
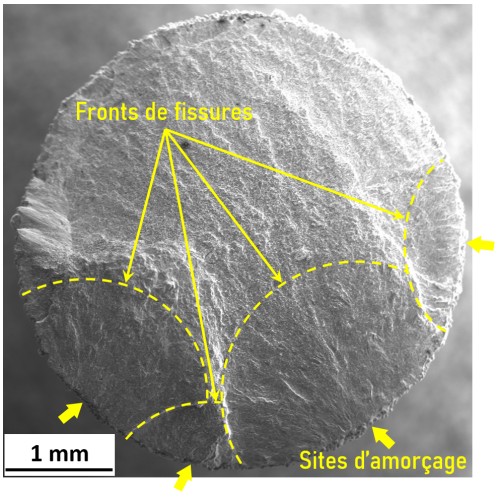


FIGURE 3.11 – Exemple de faciès de rupture, d'une éprouvette de géométrie A *net-shape* ($\Delta\sigma_{nom}$ = 114 MPa - N_r = 374 023 cycles). Identification du site d'amorçage et mise en évidence des zones de propagation stable et de rupture finale.



(a) Exemple d'amorçage diffus sur une éprouvette de géométrie B usinée ($\Delta\sigma_{nom}$ = 383 MPa - N_r = 7759 cycles).



(b) Exemple d'amorçage multiple à partir de sites d'amorçage bien identifiables sur une éprouvette de géométrie A *net-shape* ($\Delta\sigma_{nom}$ = 284 MPa - N_r = 16 457 cycles).

FIGURE 3.12 – Exemples d'amorçages multiples, diffus (a) et issu de sites d'amorçages multiples bien identifiables (b).

souvent arraché lors de la rupture finale. Il est possible que, dans ce cas, un des sites d'amorçage soit peu visible voire ne le soit pas du tout si le ligament de matière a été totalement arraché et perdu. La figure 3.13 illustre ce type d'amorçage multiple. Dans le cas d'amorçages multiples et pour la suite de l'étude, c'est le mécanisme d'amorçage relevé au site d'amorçage principal qui sera retenu.

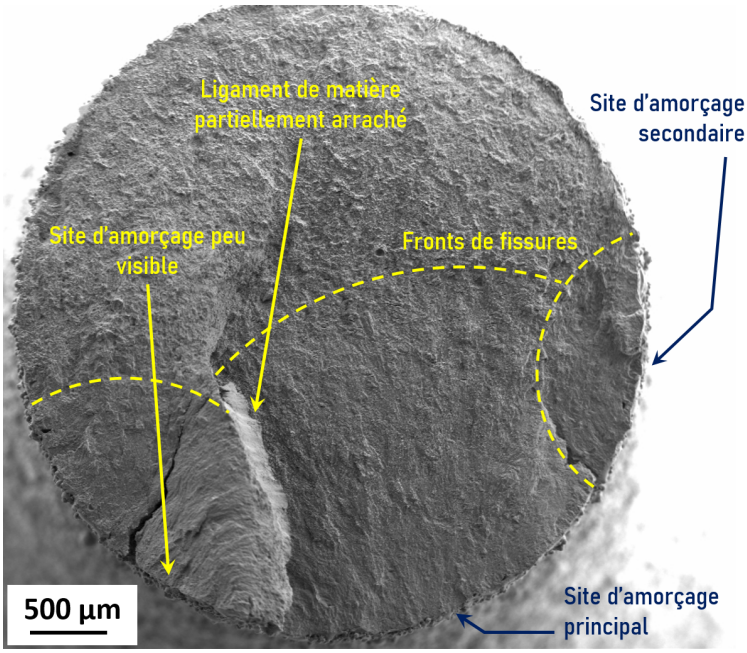


FIGURE 3.13 – Exemple de faciès de rupture présentant un amorçage multiple sur deux plans distincts sur une éprouvette de géométrie A *net-shape* ($\Delta\sigma_{nom}$ = 228 MPa - N_r = 24 867 cycles). Présence d'un fin ligament de matière entre ces deux plans partiellement arraché lors de la rupture finale.

La plupart des amorçages multiples est observée sur surfaces usinées et sur surfaces *net-shape*. Peu de ces amorçages sont observés sur surfaces parachevées (9 sur 38) et ils sont alors majoritairement observés sur surfaces parachevées 2 min (4 sur 9) ou 30 min (3 sur 9). Cela s'explique par la multiplicité des sites d'amorçage potentiels présents sur les surfaces pas ou très peu parachevées. Ces surfaces conduisent majoritairement à des amorçages diffus notamment du fait de vallées de surface se prolongeant sur de larges portions de profil. Sur surfaces usinées, les amorçages multiples rencontrés sont plutôt dus à une multiplicité de sites d'amorçages distincts bien identifiés. Bien que plusieurs porosités débouchantes puissent être à l'origine de ces amorçages, la majeure partie du temps, on observe un amorçage principal (issu d'une porosité débouchante ou d'une hétérogénéité microstructurale) et de multiples amorçages secondaires sur microstructure n'ayant souvent que très peu propagés. Ce point sera discuté plus en détails dans la sous-sous-section 3.2.3.3. Les mécanismes évoqués ici sont décrits plus précisément dans la section suivante de ce manuscrit.

3.2.3.2 Description des mécanismes d'amorçage

Quatre mécanismes d'amorçage de fissures de fatigue sont rencontrés lors de l'examen des faciès de rupture. Ces mécanismes ont été évoqués au paragraphe

précédent. Le premier de ces mécanismes est issu directement du mode de fabrication, couche par couche, étudié. Sur certaines portions de contour, les couches n'ont pas bien fusionné entre elles lors de la fabrication. En coupe longitudinale, cela prend la forme de vallées de surface, similaires à des entailles, correspondant à la jonction entre les différentes couches de fabrication (visibles en coupe transversale sur la figure 3.2a). Ces vallées de surface, très pénalisantes en fatigue, sont illustrées par l'exemple de la figure 3.14 (qui est une vue rapprochée du site d'amorçage de la figure 3.11).

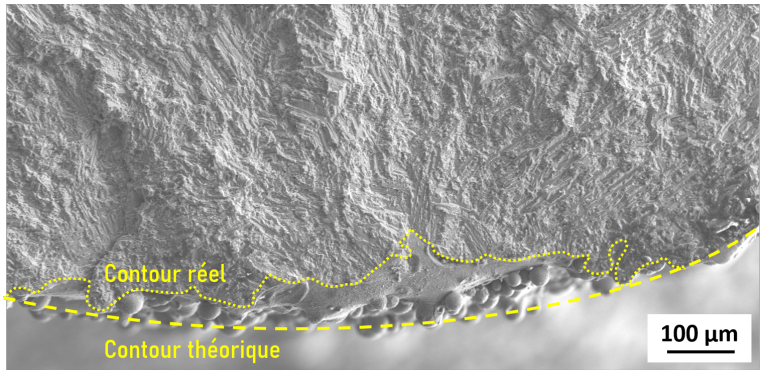


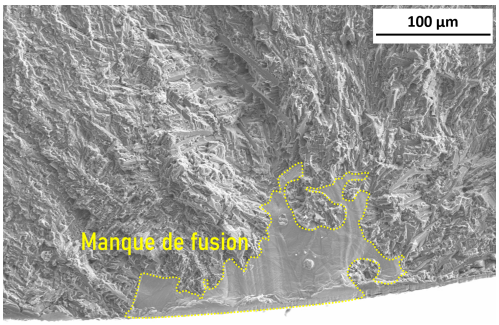
FIGURE 3.14 – Mécanisme d'amorçage lié à une vallée de surface sur éprouvette de géométrie A *net-shape* ($\Delta\sigma_{nom} = 114\,\text{MPa}$ - $N_r = 374\,023$ cycles). Vue rapprochée du site d'amorçage de la figure 3.11.

Les deux mécanismes d'amorçage suivants sont issus de porosités, débouchantes ou non. Ces porosités peuvent être de deux types : des manques de fusion, de taille importante (en général quelques centaines de microns de taille équivalente), et de géométrie complexe (contours souvent tortueux), ou des pores gazeux, de taille plus modeste (quelques dizaines de microns de taille équivalente), et de géométrie quasi-sphérique. Ces deux types de porosités sont illustrés, respectivement, par les exemples des figure 3.15a et figure 3.15b.

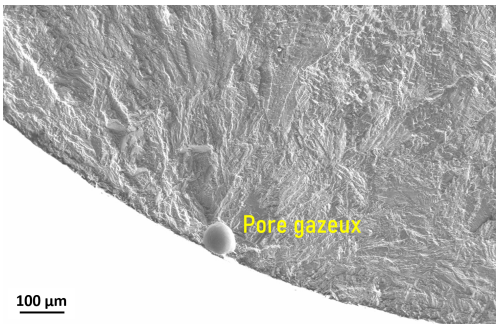
On peut remarquer que pour ces trois premiers types d'amorçages, le mécanisme est en réalité le même. Seule la nature du concentrateur de contrainte change. Par mesure de simplicité, ceux-ci seront malgré tout appelés mécanismes d'amorçage dans la suite de ce document.

Enfin, le dernier mécanisme d'amorçage rencontré est lié à des hétérogénéités microstructurales. Il prend la forme d'amorçages survenus depuis des zones en surface dans lesquelles aucune anomalie géométrique (vallée, pore ou manque de fusion) n'est visible et où des éléments caractéristiques liés à la microstructure peuvent être visibles comme par exemple des lattes de phase α, en colonies de plus ou moins grande dimension, plus ou moins ordonnées. Un exemple d'hétérogénéité microstructurale rencontrée est présentée en figure 3.15c et en figure 3.15d en vue rapprochée. Il est à noter que des lattes sont visibles de manière quasiment systématique sur les faciès de rupture en périphérie du site d'amorçage, y compris lorsqu'il s'agit d'une porosité ou d'une vallée de surface. Ces lattes de nombre variable ne se présentent pas nécessairement sous la forme de colonies organisées mais leur direction est de manière systématique, dans le plan du faciès et perpendiculaire à la surface au point d'amorçage (qu'il s'agisse de la surface externe de l'éprouvette ou de la surface interne

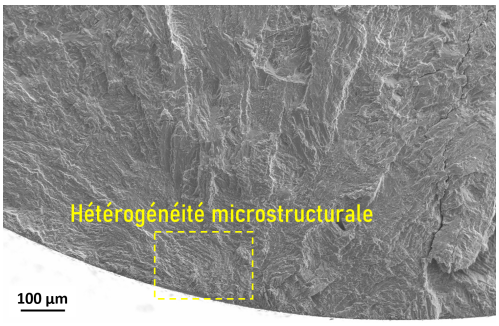
d'une porosité - cf. sous-sous-section 3.2.3.3). Afin de confirmer que ces zones des faciès correspondaient bien à des lattes de phase α, une analyse par spectroscopie à dispersion d'énergie (EDS) a été réalisée sur l'un des faciès d'une fabrication antérieure. Cette analyse, menée en six points, montre une composition conforme à l'alliage Ti-6Al-4V utilisé ici. La forte teneur en vanadium (élément α-gène) permet raisonnablement de confirmer qu'il s'agit de lattes de phase α visibles sur ces faciès.



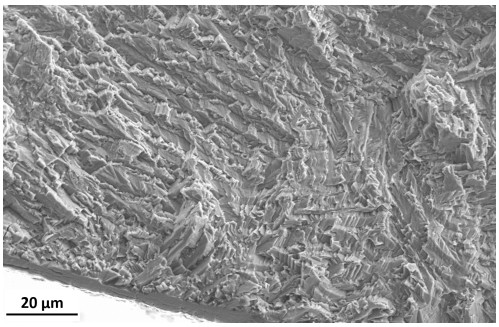
(a) Manque de fusion ($\Delta\sigma_{nom}$ = 234 MPa - N_r = 47 039 cycles).



(b) Pore gazeux ($\Delta\sigma_{nom}$ = 333 MPa - N_r = 26 251 cycles).



(c) Hétérogénéité microstructurale ($\Delta\sigma_{nom}$ = 333 MPa - N_r = 28 223 cycles).



(d) Vue rapprochée de l'hétérogénéité microstructurale.

FIGURE 3.15 – Mécanismes d'amorçage identifiés sur les faciès de rupture d'éprouvettes de géométrie A usinées.

Si les vallées de surface sont, par définition, nécessairement liées à la surface, les trois autres mécanismes peuvent aussi conduire à des amorçages à cœur. Sur l'ensemble de cette campagne, quatre ruptures (sur 119 éprouvettes rompues et représentatives) ont été considérées comme issues de fissures de fatigue n'ayant pas amorcées à la surface ou en sous-surface. Toutes sont issues de manques de fusion et sont survenues sur éprouvettes usinées (1 sur géométries A et B et 2 sur géométrie C). Cette très faible proportion montre la criticité significativement plus importante de la micro-géométrie de surface, face aux porosités internes. Cette observation est confirmée par les tailles des manques de fusion constatées lors de l'amorçage de fissures de fatigue en interne (de 454 µm à 814 µm), bien plus importantes que celles des manques de fusion à l'origine d'amorçages en surface ou sous-surface (de 44 µm à 363 µm), sur surfaces usinées. De surcroît, les durées de vie atteintes par les échantillons ayant amorcé à cœur sont, à contrainte égale, similaires voire supérieures à celles issues d'amorçages sur manques de fusion, en surface ou sous-surface. Ces amorçages à cœur seront rediscutés dans la section suivante de ce

manuscrit (cf. sous-sous-section 3.2.3.3).

En surface et sous-surface, les quatre mécanismes précédemment présentés sont les mécanismes rencontrés sur l'ensemble des faciès de rupture de cette première campagne expérimentale. Toutefois, ces mécanismes n'apparaissent pas en égale proportion sur chacun des états de surface testés. De manière évidente, les vallées de surface ne peuvent survenir sur surfaces usinées. Les amorçages, en surface et sous-surface, sur les échantillons de géométrie A usinés sont majoritairement dus à des pores gazeux (18 sur 21). Les deux autres mécanismes n'étant survenus que sur une seule éprouvette chacun. En revanche, les manques de fusion sont à l'origine de la plupart des amorçages en surface et sous-surface survenus sur les géométries B (10 sur 17) et C (7 sur 15) en présence de surfaces usinées. Les amorçages sur hétérogénéité microstructurale sont également plus représentés sur ces deux géométries (respectivement 4 sur 17 et 2 sur 15) alors que seuls quelques amorçages sont provoqués par des pores gazeux (2 sur 17 et 4 sur 15). La majorité des faciès des échantillons avec surfaces usinées présentent des amorçages uniques. Les amorçages issus d'hétérogénéités microstructurales sont, à l'inverse, essentiellement multiples. Quelques amorçages principaux issus de porosités sont également accompagnés d'amorçages secondaires, souvent sur des hétérogénéités microstructurales. Certains de ces amorçages secondaires se distinguent par une zone de propagation très limitée (quelques dizaines de microns). Ces amorçages particuliers seront détaillés à la sous-sous-section 3.2.3.3. Les tailles des pores gazeux et des manques de fusion à l'origine de l'amorçage des fissures de fatigue ont été mesurées sur l'ensemble des faciès au moyen des méthodes décrites à la section 2.7. Ces tailles équivalentes (paramètre $\sqrt{aire}$ de Murakami) sont cohérentes d'une géométrie usinée à l'autre (de 33 µm à 87 µm pour les pores gazeux et de 44 µm à 363 µm pour les manques de fusion). La synthèse des occurrences de chaque mécanisme, sur l'ensemble des géométries et états de surface, est présentée en figure 3.18. La synthèse détaillée des mesures de tailles des pores gazeux et manques de fusion, sur l'ensemble des géométries et états de surface, est présentée au tableau 3.2.

A l'opposé, les amorçages survenus sur éprouvettes *net-shape* sont quasiment intégralement issus de vallées de surface (11 sur 12 sur la géométrie A et 16 sur 16 sur la géométrie C). Un seul amorçage sur une éprouvette de géométrie A *net-shape* a été provoqué par un manque de fusion. Ces amorçages se révèlent cette fois en majorité multiples de type diffus. Les vallées de surface sont également mesurées sur l'ensemble des faciès. Elles présentent des tailles cohérentes entre les deux géométries (de 199 µm à 484 µm), le manque de fusion à l'origine d'un amorçage de fissure sur la géométrie A *net-shape* présentait une grande taille (643 µm).

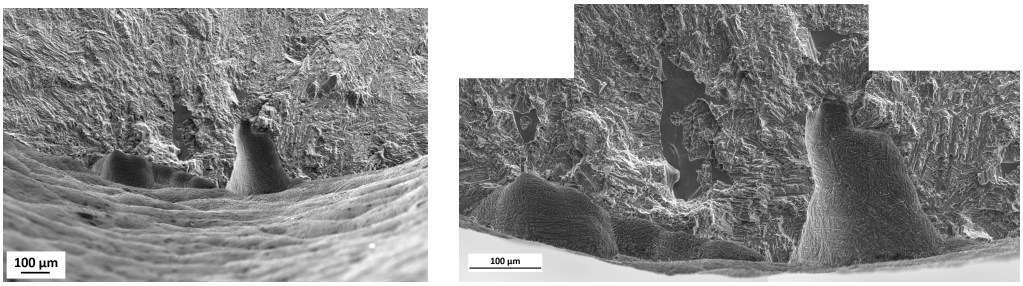
Ces deux états de surface extrêmes présentant des mécanismes d'amorçage des fissures de fatigue différents. Les états de surface parachevés sont donc étudiés ensuite afin d'évaluer la transition qui s'opère entre les mécanismes lorsque la micro-géométrie de surface est améliorée.

Après 2 min de traitement de parachèvement, l'amorçage survient sur des vallées de surface pour l'ensemble des échantillons (8 échantillons rompus). Le mécanisme rencontré est le même qu'à l'état *net-shape*, malgré une micro-géométrie de surface fortement modifiée du fait de l'effet transitoire décrit à la sous-section 3.2.1 et bien que cela conduise à une légère amélioration de la résistance en fatigue. Celle-ci s'explique toutefois par une diminution de la taille des vallées de surface observées, notamment

pour les plus importantes (avec une taille maximale de 304 µm sur surface parachevée 2 min pour 484 µm sur l'ensemble des surfaces *net-shape* des deux géométries).

L'amélioration la plus significative de la micro-géométrie de surface survient après 10 min de parachèvement. Elle est accompagnée d'une amélioration significative de la résistance en fatigue. C'est également pour cette condition que les vallées de surface commencent à céder la place à d'autres mécanismes. Cette transition, assez limitée à ce stade (2 amorçages sur 8), voit les vallées de surface progressivement remplacées par des manques de fusion dont les tailles (237 µm et 385 µm ici), plus importantes que celles des pores gazeux, deviennent comparables à celles des vallées de surface (de 144 µm à 291 µm).

Après 20 min ou 30 min de traitement, alors que le comportement en fatigue ne présente qu'une évolution limitée, la proportion d'amorçages issus de vallées de surface diminue encore pour se stabiliser à la moitié des amorçages environ (respectivement 5 sur 11 et 6 sur 11). La diminution continue de la taille des vallées de surface (de 43 µm à 218 µm) permet l'apparition d'amorçages sur quelques pores gazeux (respectivement 2 échantillons et 1 échantillon sur 11 rompus dans chaque condition). Ces pores gazeux sont de taille plus modeste (de 81 µm à 106 µm). Les autres amorçages sont issus de manques de fusion, toujours de taille importante (de 120 µm à 585 µm). Parmi ceux-ci, on retrouve les points bas des courbes de Wöhler, évoqués précédemment et présentant de larges cavités à la surface, au site d'amorçage des fissures de fatigue. La figure 3.16 présente un de ces faciès (correspondant à l'éprouvette de la figure 3.5a). L'origine de ces larges cavités est due à la présence d'importants manques de fusion connectés à la surface et fortement élargis par le procédé de parachèvement (probablement suivant un processus similaire à l'effet transitoire décrit dans la sous-section 3.2.1). La profondeur importante de ces manques de fusion ne permet pas au processus de parachèvement de complètement lisser ces cavités.

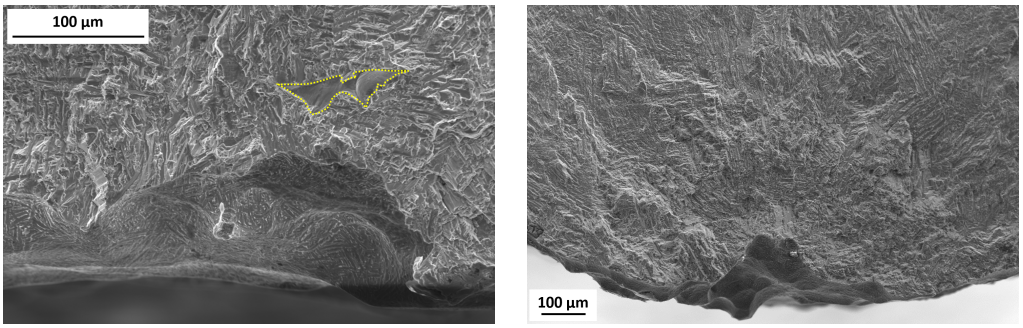


(a) Site d'amorçage. (b) Vue de détail du faciès de rupture.

FIGURE 3.16 – Manque de fusion connecté à la surface, fortement élargi par le procédé de parachèvement, ayant conduit à la création d'une large cavité en surface d'une éprouvette de géométrie A parachevée 30 min ($(\Delta\sigma_{nom} = 185$ MPa - $N_r = 69\,936$ cycles) - faciès correspondant à la figure 3.5a).

Il est à noter que, le traitement de parachèvement modifiant significativement la surface, il peut être difficile a posteriori d'identifier, pour les cavités de taille plus modeste, si celles-ci sont issues d'un manque de fusion ou d'une vallée de surface. Plusieurs indices permettent alors de choisir entre ces deux origines. Par exemple, les manques de fusion étant souvent groupés, la présence de petits manques de

fusion restés internes en périphérie de la cavité laisse penser que celle-ci est issue d'un manque de fusion. Un exemple illustre ce cas de figure figure 3.17a. Dans le cas contraire, la morphologie (c'est à dire la largeur de la cavité comparée à sa profondeur) peut également renseigner sur le mécanisme originel. Une cavité très profonde et peu large sera, très probablement, liée à la présence d'un manque de fusion. C'est le cas du faciès présenté en figure 3.17b.



(a) Manque de fusion parachevé avec parties internes résiduelles ($\Delta\sigma_{nom}$ = 142 MPa - N_r = 208 430 cycles).

(b) Manque de fusion parachevé de taille et de morphologie caractéristiques ($\Delta\sigma_{nom}$ = 156 MPa - N_r = 426 886 cycles).

FIGURE 3.17 – Exemples de manques de fusion, élargis par l'étape de parachèvement, révélés par des restes de manques de fusion internes (a) ou leur morphologie (b), sur des éprouvettes de géométrie A parachevées 10 min.

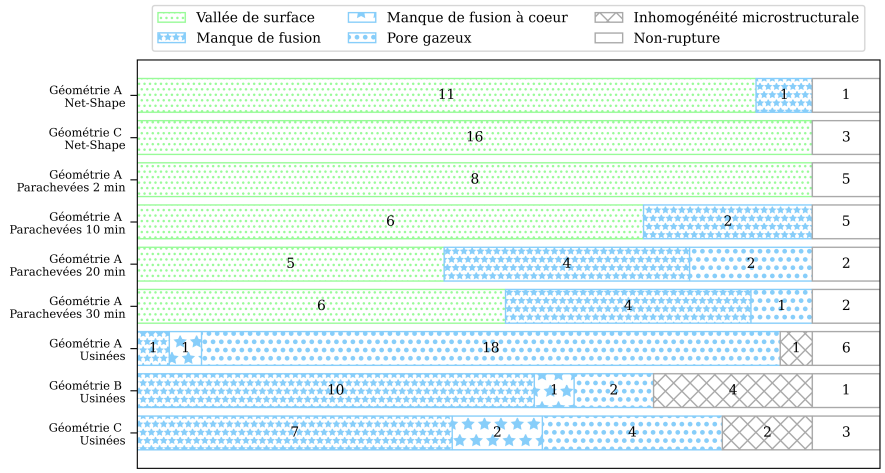


FIGURE 3.18 – Synthèse des occurrences de chaque mécanisme d'amorçage sur l'ensemble des géométries et états de surface.

Sur éprouvettes parachevées, la majeure partie des amorçages sont des amorçages uniques. Quelques amorçages multiples sont observés après 2 min de parachèvement mais plutôt issus de sites multiples distincts et non d'amorçages diffus comme pour l'état de surface *net-shape*. Après 20 min et 30 min de traitement, un seul amorçage multiple est relevé pour chacune de ces conditions. Là encore ces amorçages sont issus de sites bien distincts. Pour l'un d'entre eux, les amorçages secondaires observés

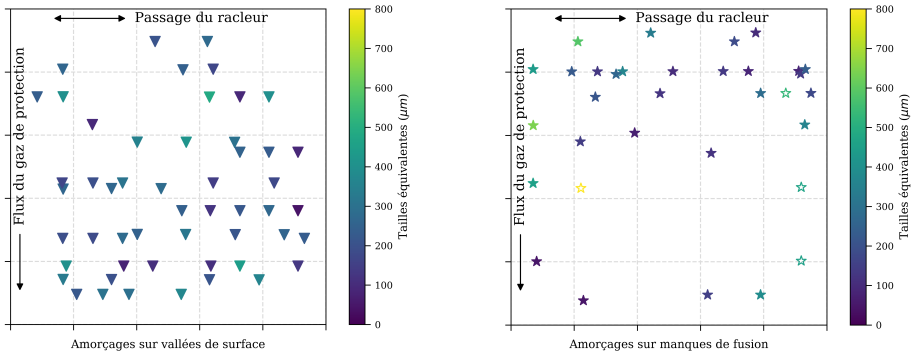
TABLE 3.2 – Synthèse des tailles mesurées des éléments de micro-géométrie de surface à l'origine des amorçages des fissures de fatigue sur l'ensemble des géométries et états de surface.

Géométrie État de surface	**Vallées de surface**	**Pores gazeux**	**Manques de fusion en surface / sous-surface**	**Manques de fusion à cœur**
Géométrie A *net-shape*	217 µm à 441 µm Moyenne : 312 µm	-	643 µm	-
Géométrie C *net-shape*	199 µm à 484 µm Moyenne : 306 µm	-	-	-
Géométrie A parachevées 2 min	193 µm à 304 µm Moyenne : 237 µm	-	-	-
Géométrie A parachevées 10 min	144 µm à 291 µm Moyenne : 196 µm	-	237 µm et 385 µm	-
Géométrie A parachevées 20 min	90 µm à 168 µm Moyenne : 122 µm	81 µm et 106 µm	120 µm à 585 µm Moyenne : 275 µm	-
Géométrie A parachevées 30 min	43 µm à 218 µm Moyenne : 108 µm	81 µm	151 µm à 455 µm Moyenne : 351 µm	-
Géométrie A usinées	-	33 µm à 87 µm Moyenne : 54 µm	143 µm	814 µm
Géométrie B usinées	-	34 µm et 41 µm	83 µm à 363 µm Moyenne : 170 µm	532 µm
Géométrie C usinées	-	33 µm à 85 µm Moyenne : 59 µm	44 µm à 333 µm Moyenne : 141 µm	454 µm et 466 µm

proviennent d'hétérogénéités microstructurales et ne se sont que peu propagés, tels que ceux déjà mentionnés pour les échantillons usinés.

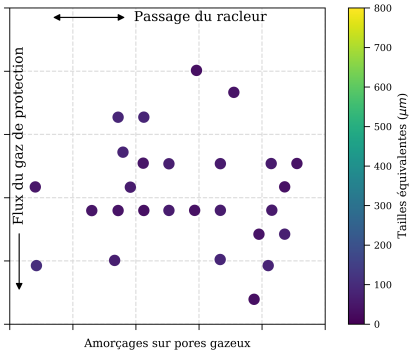
L'occurrence des différents mécanismes a été décrite dans les paragraphes précédents en fonction de l'état de surface considéré. On peut également se demander si ces mécanismes sont issus d'une distribution spatiale particulière. Les relevés de position longitudinale ne révèlent aucune distribution particulière d'un mécanisme ou d'un autre en fonction de la hauteur dans l'éprouvette. Tous semblent en effet assez régulièrement répartis le long de la zone utile des échantillons. En revanche, une disposition spatiale, projetée dans le plan du plateau, est plus intéressante. La figure 3.19 présente, pour chaque type d'irrégularité de surface, un schéma du plateau sur lequel est représenté la position de chaque éprouvette rompue à partir de ce type d'irrégularité de surface. Les positions d'éprouvettes issues de l'ensemble des plateaux de fabrication sont cumulées sur ces schémas. On constate que les vallées de surface et les pores gazeux, responsables d'amorçages de fissures de fatigue, sont répartis de manière relativement uniforme sur les plateaux. Les manques de fusion,

au contraire, sont concentrés sur les bords des plateaux de fabrication, principalement du côté de l'entrée du flux de gaz protecteur, en particulier pour les manques de fusion de grande taille (typiquement supérieurs à 100 µm). Cette analyse montre que la présence de manques de fusion ou non est très dépendante de la position des éprouvettes sur le plateau lors de la fabrication. Cela explique la plus grande proportion de manques de fusion dans les éprouvettes de certaines géométries (par exemple les éprouvettes de géométrie B usinées) qui se trouvaient majoritairement localisées dans cette région du plateau lors de la fabrication. Cela indique également que la répartition des mécanismes n'est pas aléatoire mais a été imposée (de manière involontaire) par le lotissement réalisé (décrit en sous-section 2.4.2).



(a) Vallées de surface.

(b) Manques de fusion.



(c) Pores gazeux.

FIGURE 3.19 – Positionnement des éprouvettes sur les plateaux de fabrication pour chaque type de mécanisme d'amorçage des fissures de fatigue.

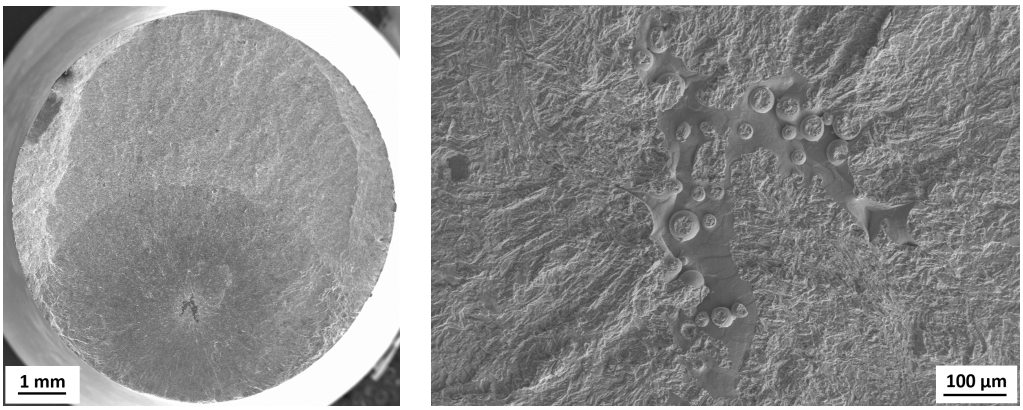
L'ensemble des faciès de rupture issus de la première campagne d'essai est observé. On constate, aux états *net-shape* et faiblement parachevés, que les vallées de surface sont la cause de la quasi-totalité des amorçages. Cette proportion va diminuer au fur et à mesure du parachèvement de la surface pour laisser la place aux autres mécanismes. La diminution des tailles des vallées de surface coïncide avec l'apparition des autres mécanismes et l'amélioration de la résistance en fatigue. La proportion d'amorçages issus de vallée de surface se stabilise sans disparaître totalement (hormis à l'état usiné bien entendu). Le comportement en fatigue s'améliore également au fur et à mesure de cette transistion entre mécanismes. Malgré la présence résiduelle de vallées de surface, les performances en fatigue obtenues sur éprouvettes parachevées 30 min sont

similaires à celles obtenues sur éprouvettes usinées. Les mécanismes d'amorçage sont désormais connus ainsi que les tailles équivalentes qui les caractérisent. L'évolution de ces tailles et les transitions entre mécanismes qui en découlent sont également identifiées.

3.2.3.3 Observations complémentaires

Un certain nombres d'observations complémentaires, identifiées durant l'étude des faciès de rupture, méritent d'être mentionnées. Ces observations sont détaillées dans cette section. Elles portent sur les amorçages ayant été considérés comme internes, les amorçages (notamment secondaires) sur hétérogénéités microstructurales et sur l'impact de la microstructure du matériau d'une manière plus générale.

Comme mentionné en section 2.7, la méthode de mesure employée est celle proposée par Murakami. De la même manière, la discrimination entre amorçage en surface ou sous-surface et amorçage interne découle des mêmes règles. Dans la section précédente, il a été rapporté que quatre éprouvettes ont été considérées comme n'ayant pas amorcé en surface ou sous-surface. Au sens strict des règles édictées par Murakami, un seul de ces quatre amorçages est réellement un amorçage en interne. L'éprouvette en question, une des deux éprouvettes de la géométrie C, est présentée en figure 3.20.



(a) Vue globale du faciès. (b) Vue de détail du manque de fusion.

FIGURE 3.20 – Images acquises au MEB du faciès de rupture du seul amorçage interne observé sur l'ensemble de la campagne expérimentale de la phase 1, sur une éprouvette de géométrie C, usinée ($\Delta\sigma_{nom} = 248\,\text{MPa}$ - $N_r = 849\,341$ cycles).

Pourtant, trois autres éprouvettes ne sont pas considérées dans l'analyse des amorçages en surface et sous-surface présentée dans la suite de ce chapitre. Ces éprouvettes, ayant toutes amorcé à partir de manques de fusion, présentaient des performances nettement supérieures aux éprouvettes équivalentes, compte-tenu de la taille mesurée de ces manques de fusion. Une analyse plus poussée de ces faciès révèle que, par rapport aux éprouvettes équivalentes, les manques de fusion à l'origine de l'amorçage des fissures de fatigue dans ces éprouvettes n'étaient connectés à la surface que par de très fins embranchements. Par ailleurs, les lignes de rivière indiquant le cheminement de la propagation de fissure et l'origine de l'amorçage convergent vers les larges parties internes de ces manques de fusion plutôt que vers la surface. Cela

explique leur performance proche d'un amorçage en interne et c'est pourquoi ces amorçages, considérés comme "mixtes" surface-cœur, sont écartés. Un exemple de faciès présentant ces caractéristiques est proposé en figure 3.21.

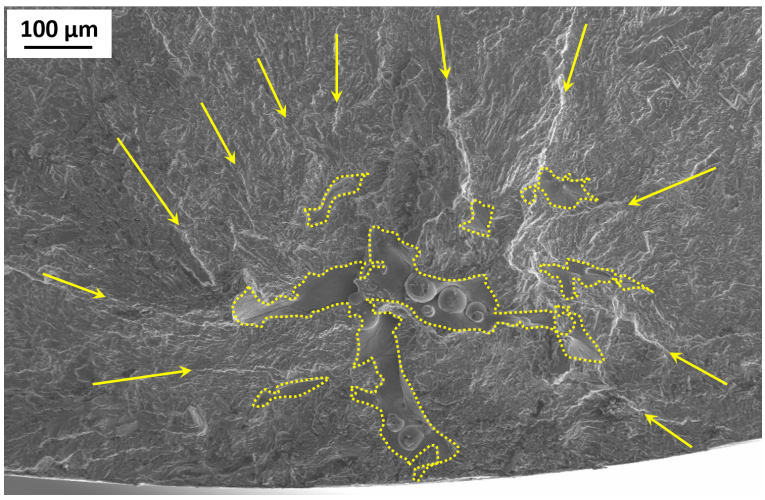


FIGURE 3.21 – Image acquise au MEB du faciès de rupture de la seconde éprouvette de géométrie C usinée n'ayant pas amorcé en surface ou sous-surface, présentant un manque de fusion connecté à la surface par un fin embranchement, dont les lignes de rivière indiquent nettement un amorçage en interne ($\Delta\sigma_{nom}$ = 293 MPa - N_r = 130 825 cycles).

Une autre observation particulière est l'observation d'amorçages secondaires, peu propagés, issus d'hétérogénéités microstructurales. Dans le cas d'amorçages multiples à partir de plusieurs sites bien distincts sur une même éprouvette, on peut repérer l'amorçage principal à la taille de la zone propagée. Ces zones, bien visibles sur les faciès de rupture, ont été illustrées, par exemple, à la figure 3.12b. Dans le cas d'amorçages secondaires issus d'irrégularités de surface, les zones de propagation induites par ces amorçages sont plus réduites que l'amorçage principal mais de taille tout de même proche. Pour les amorçages multiples survenus sur éprouvettes usinées ou fortement parachevées, un nombre significatif d'amorçages secondaires issus d'hétérogénéités microstructurales a été relevé. Parmi ceux-ci, certains amorçages, pouvant être nombreux et couvrir dans certains cas la majeure partie du contour de l'éprouvette, se distinguent par leurs zones de propagation extrêmement réduites. Les plus profondes d'entre elles ne dépassant pas 40 µm à 50 µm et font donc penser à des fissures arrêtées. Un effet de l'alpha-case a été envisagé pour expliquer ce phénomène mais la zone d'arrêt de ces fissures est bien plus profonde que la couche d'alpha-case à l'état usiné (cf. sous-sous-section 2.8.1.3). Ces amorçages s'accompagnent systématiquement de lattes de phase α orientées quasiment perpendiculairement à la surface. L'arrêt de la zone de propagation semble coïncider avec l'extrémité de ces lattes, ce qui désigne directement la microstructure comme paramètre primordial dans la propagation ou non de ces amorces de micro-fissures. Un exemple de ces amorçages est présenté à la figure 3.22.

D'une manière générale, la microstructure du matériau semble jouer un rôle important dans l'amorçage et l'éventuelle propagation des fissures de fatigue. En effet, des lattes de phase α sont présentes de manière quasi-systématiques sur les

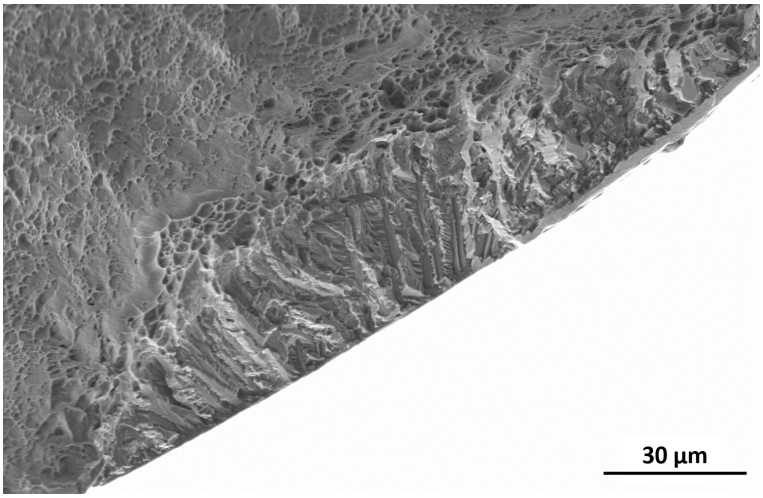


FIGURE 3.22 – Exemple d'un amorçage secondaire généré par la microstructure, n'ayant propagé que sur une longueur équivalente à la longueur des lattes de phase α présentes au site d'amorçage, sur une éprouvette de géométrie C usinée ($\Delta\sigma_{nom} = 383\,\text{MPa}$ - $N_r = 14\,898$ cycles).

faciès de rupture, en périphérie des porosités ou vallées de surface ayant provoqué l'amorçage. Comme dans le cas des amorçages secondaires évoqués au paragraphe précédent, ces lattes sont, de manière systématique, orientées perpendiculairement à la surface libre ou à la surface de la porosité, au niveau du point d'amorçage. Une illustration est proposée en figure 3.23 (cette image est une vue de détail du site d'amorçage déjà présenté en figure 3.11 et figure 3.14).

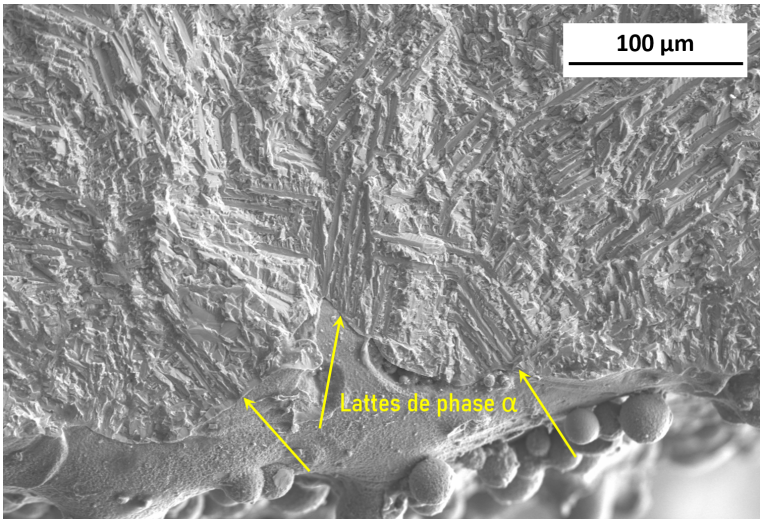
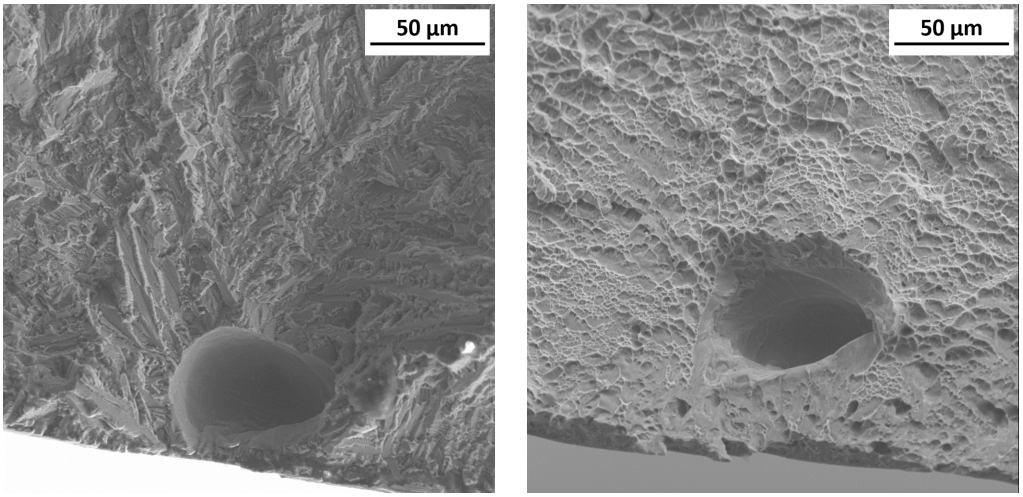


FIGURE 3.23 – Détail du site d'amorçage de l"éprouvette de géométrie A *net-shape* des figure 3.11 et figure 3.14 ($\Delta\sigma_{nom} = 114\,\text{MPa}$ - $N_r = 374\,023$ cycles). Présence de lattes de phase α perpendiculaires au contour de la vallée.

Que ce soit en tant que mécanisme d'amorçage principal ou secondaire, on remarque qu'aucun amorçage sur microstructure n'est apparu pour des éprouvettes

sollicitées à des amplitudes de contrainte inférieures à 245 MPa [1]. Cela pourrait correspondre à la présence d'un seuil de contrainte, correspondant à la tenue intrinsèque du matériau, en-dessous duquel la sollicitation appliquée est insuffisante pour rompre la microstructure et donc en-dessous duquel aucune fissure ne peut s'amorcer. La présence de ruptures en fatigue sur les éprouvettes ayant été sollicitées à des contraintes inférieures serait alors uniquement due à la concentration de contrainte induite par les porosités présentes dans ces éprouvettes, permettant localement de dépasser ce seuil.

De même, pour certaines porosités ayant provoqué l'amorçage de fissures de fatigue, on retrouve sur le même faciès de rupture des porosités équivalentes en taille, morphologie ou position, n'ayant pas conduit à l'apparition de fissures de fatigue. Un exemple est montré en figure 3.24. Là encore, des lattes de phase α sont visibles autour des porosités ayant conduit à la fissuration mais pas autour des porosités équivalentes. Toutefois, il est difficile dans pareil cas de déterminer si ces lattes sont invisibles du fait de la rupture ductile et de la présence de cupules, ou si elles sont réellement caractéristiques du matériau des zones fissurées. En revanche, cela indique clairement un effet de la microstructure du matériau adjacente aux porosités.



(a) Pore à l'origine de l'amorçage, présentant des lattes visibles en périphérie.

(b) Pore similaire, du même faciès, n'ayant pas amorcé.

FIGURE 3.24 – Exemple de pores gazeux issus d'un même faciès de rupture, l'un étant la porosité critique ayant conduit à l'amorçage de la fissure (a), l'autre n'ayant pas amorcé (b), sur une éprouvette de géométrie C usinée ($\Delta\sigma_{nom}$ = 338 MPa - N_r = 50 933 cycles).

La population complète des éléments de micro-géométrie de surface n'étant pas connue sur les éprouvettes de la phase 1, on ne peut étudier leur effet sur la fatigue plus en détail. L'analyse qui va suivre se concentrera donc sur le lien entre la porosité critique et la durée de vie. La criticité relative des différentes irrégularités de surface dans une population sera, elle, étudiée dans le chapitre suivant au moyen des essais de la phase 2.

1. Dans l'ensemble de ce manuscrit, l'amplitude de contrainte, ou σ_{amp}, désigne la différence entre la contrainte maximale et la contrainte moyenne sur un cycle, l'amplitude crête-à-crête sera quant à elle désignée par $\Delta\sigma$

3.3 Analyse bibliographique des approches de modélisation sur matériaux "à défauts"

Dans cette deuxième section, un complément bibliographique nécessaire à la bonne compréhension des travaux de modélisation présentés dans ce chapitre est proposé. Celui-ci se concentre sur la modélisation et la prévision de durée de vie, en présence d'un matériau présentant des singularités micro-géométriques, en surface et à cœur.

Les procédés de fabrication additive sont intensément étudiés ces dernières années en particulier au sein de la communauté aéronautique. Il est donc naturel que des documents règlementaires commencent à apparaître afin de cadrer la manière dont ces procédés et les matériaux qu'ils produisent sont utilisés. Parmi ceux-ci, un document émis par l'*Aerospace Industries Association* (AIA) pose les bases de ce que devra être le dimensionnement de pièces structurellement chargées, produites par fabrication additive. Ce document, intitulé "Recommended Guidance for Certification of AM Component" ([33]) propose le schéma reproduit en figure 3.25. Ce schéma ne semble pas fondamentalement différer des approches classiquement utilisées. Habituellement, une propriété matériau est évaluée par un nombre suffisant d'essais, un admissible matériau en est déduit en tenant compte statistiquement de la dispersion et un admissible de dimensionnement en est tiré en y ajoutant, si nécessaire, une marge de sécurité. Pourtant, la différence entre les procédés de fabrication additive et les procédés conventionnels est énoncée clairement dans ce document et retranscrite ici après traduction : "La génération de données à partir d'éprouvettes simples, individuelles, construites séparément, ou même d'éprouvettes prélevées dans des pièces peut ne pas être totalement représentative des variations locales des propriétés dans les pièces" [1]. Le document précise également qu' "il est important de noter que, bien que fortement liés l'un à l'autre, l'admissible matériau et l'admissible de dimensionnement sont deux notions bien distinctes". Et que "l'admissible matériau traduit les propriétés du matériau à cœur" (*bulk* en réalité), alors que "l'admissible de dimensionnement tient compte de l'impact des caractéristiques spécifiques de la pièce, du fini de surface et d'autres facteurs". Un schéma propose des exemples de ce à quoi correspondent ces deux valeurs. Ainsi, l'admissible matériau est directement tiré d'essais sur éprouvettes tandis que l'effet de structure (*scale factor* dans le document) est censé tenir compte, par exemple, de la présence de parois fines, de zones en surplomb présentant des rugosités importantes ou d'aspérités de surface provenant du retrait des supports de fabrication.

Il peut apparaître délicat de bien séparer quels mécanismes d'amorçage doivent être intégrés à l'admissible matériau et quels mécanismes sont à relier à un effet de structure. Certains utilisateurs considèrent que la rugosité de surface (majoritairement issue de la fabrication couche par couche), variable selon la zone de la pièce, fait partie des *scale factors* tandis que la porosité, présente en tout point du volume, fait partie intégrante du matériau et doit être considérée dès l'admissible matériau. L'admissible matériau est alors tiré d'éprouvettes usinées et polies tandis que les essais sur surfaces rugueuses servent à établir le facteur d'abattement entre admissible

1. L'ensemble des citations retranscrites ici entre guillemets ont été traduites du document original par l'auteur de ce manuscrit

matériau et admissible de dimensionnement. Ce point sera rediscuté par la suite mais la méthodologie proposée devra être compatible avec cette approche.

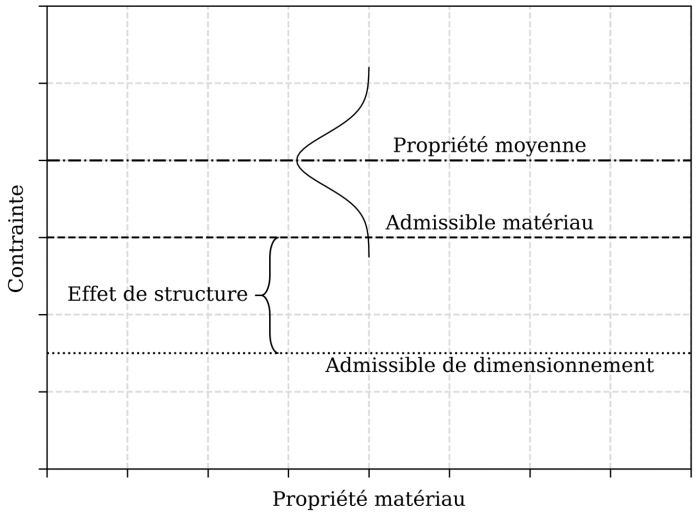


FIGURE 3.25 – Reproduction du schéma proposé par l'Aerospace Industries Association dans son document "Recommended Guidance for Certification of AM Component" ([33]).

L'étude bibliographique précédemment présentée (cf. chapitre 1) et l'étude des mécanismes d'amorçage précédemment réalisée nous renseignent sur le fait que la tenue en fatigue du Ti-6Al-4V produit par L-PBF est principalement reliée à la présence de porosités débouchantes ou de vallées de surface. L'objectif ici est donc d'établir le comportement en fatigue d'un matériau, présentant des irrégularités micro-géométriques [1], qu'on pourra avoir capté ou non au cours d'une campagne de caractérisation, et dont les caractéristiques peuvent varier d'un point à un autre de la pièce. Trois types d'approches de la littérature ont été retenues dans ce cadre, elles feront l'objet des sous-sections à venir :

— Les approches dites "probabilistes" ;
— Les approches basées sur la mécanique linéaire élastique de la rupture ;
— Les approches basées sur la concentration de contrainte.

3.3.1 Approches probabilistes basées sur le concept de maillon le plus faible

Les approches dites "probabilistes" sont ainsi nommées car elles sont basées sur une distribution (statistique) de tenue du matériau. Laquelle tient compte d'une distribution (là encore statistique) d'éléments (par exemple des porosités) responsables des propriétés mécaniques du matériau étudié (ici la fatigue par exemple). Une structure est alors considérée comme un ensemble de volumes élémentaires dont la tenue de chacun suit la distribution de tenue du matériau. Le chargement vu par chacun de ces volumes élémentaires dépend quant à lui du chargement de la structure

1. Comme déjà détaillé, ces irrégularités micro-géométriques peuvent être de différentes natures : rugosité (vallées de surface) ou porosités, débouchantes ou en sous-surface (pores gazeux, manques de fusion).

en question. Souvent, en fatigue à grand nombre de cycles, ces approches sont mises en œuvre au moyen de plusieurs hypothèses :

- la théorie du maillon faible (quand un volume élémentaire rompt, toute la structure rompt - cela revient à considérer une durée de vie principalement dictée par l'amorçage, d'une certaine façon) ;
- l'indépendance des mécanismes de rupture des volumes élémentaires ;
- la représentativité des volumes élémentaires (le volume élémentaire considéré dans la méthodologie doit être supérieur au volume élémentaire représentatif (VER) du matériau).

On notera que pour que ce type d'approche soit représentatif et applicable, ces éléments responsables de la tenue du matériau doivent être aléatoirement et uniformément répartis dans le volume de la pièce considérée. Dans le cas contraire, on ne peut considérer une seule et unique distribution de tenue pour l'ensemble des volumes élémentaires.

La tenue du matériau suit une distribution statistique, c'est-à-dire que la probabilité de rupture, P_{F_0}, d'un volume élémentaire, V_0, suit une fonction de répartition donnée. Dès lors, on comprend que, dans le cas de la fatigue, cette probabilité de rupture est établie pour une durée de vie donnée. C'est un des inconvénients de cette approche qui ne permet pas (dans la forme présentée ici) d'établir un lien, continu, entre contrainte et durée de vie. Pour évaluer la probabilité de rupture d'une structure, on part de la probabilité de rupture d'un unique élément de volume. Compte-tenu de l'hypothèse d'indépendance des mécanismes de rupture des différents volumes élémentaires, et de l'hypothèse de maillon faible, la probabilité de survie de la pièce complète $(1 - P_F)$ est décrite par l'équation 3.2.

$$1 - P_F = \prod_{i=1}^{n} (1 - P_{F_0}) \tag{3.2}$$

Le passage au logarithme permet de transformer le produit en une somme discrète qu'on transpose à son tour en une somme continue sur l'ensemble du volume (V), de la structure, ce qui conduit à la définition de la probabilité de rupture globale de la pièce décrite par l'équation 3.3.

$$P_F = 1 - exp\left[\frac{1}{V_0} \iiint_V ln\,(1 - P_{F_0})\ dV\right] \tag{3.3}$$

Il reste alors à introduire une loi de probabilité pour décrire la probabilité de rupture d'un élément de volume élémentaire en fonction de la sollicitation appliquée. La solution la plus répandue est l'utilisation d'une loi de Weibull, à 2 ou 3 paramètres (cf. équation 3.4 et équation 3.5). Cette loi introduite par Weibull [85] a l'avantage de pouvoir représenter une grande variété de fonctions de répartition y compris pour des densités de probabilité non symétriques. On notera que la sollicitation, notée ici σ, peut être décrite par différents indicateurs (comme une contrainte équivalente dans le cas de chargements multiaxiaux). On prendra garde simplement à conserver une cohérence dans le formalisme utilisé tout au long du processus, des essais d'identification aux calculs de dimensionnement.

$$P_{F_0} = 1 - exp\left[-\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^m\right], \text{ avec } \sigma_0 \text{ et } m \text{ paramètres de la loi de Weibull} \tag{3.4}$$

$$P_{F_0} = 1 - exp\left[-\left(\frac{\sigma - \sigma_u}{\sigma_0}\right)^m\right], \text{ avec } \sigma_0,\ \sigma_u \text{ et } m \text{ paramètres de la loi de Weibull} \tag{3.5}$$

Avec, par exemple, une loi de Weibull à deux paramètres la probabilité de rupture de la structure complète en fonction de la sollicitation prend la forme suivante :

$$P_F = 1 - exp\left[-\frac{1}{V_0} \iiint_V \left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^m dV\right] \tag{3.6}$$

Davies [86] introduit la notion de facteur d'hétérogénéité des contraintes (H_m) qui sera ensuite reprise par Hild [87] et qui traduit la répartition du chargement au sein du volume global (V). Ceci introduit directement la notion de volume effectif (V_{eff}) qui correspond au volume qui devrait être chargé uniformément, à la sollicitation maximale (σ_F) vue par la pièce, pour obtenir une probabilité de rupture similaire. Les expressions du facteur d'hétérogénéité des contraintes et du volume effectif sont décrites ci-dessous (cf. équation 3.7 et équation 3.8) ainsi que l'expression de la probabilité de rupture globale de la structure en fonction de ces notions (cf. équation 3.9).

$$H_m = \frac{1}{V} \iiint_V \left(\frac{\sigma}{\sigma_F}\right)^m dV \tag{3.7}$$

$$V_{eff} = H_m\, V \tag{3.8}$$

$$P_F = 1 - exp\left[-\frac{V_{eff}}{V_0}\left(\frac{\sigma_F}{\sigma_0}\right)^m\right] \tag{3.9}$$

On notera bien que le facteur d'hétérogénéité des contraintes est dépendant du paramètre m qui est un paramètre matériau. Ce facteur ainsi que le volume effectif qui en découle peuvent donc être différents pour une même géométrie et un même chargement, sur des matériaux différents.

A partir de l'équation 3.9, on dispose de l'expression de la probabilité de rupture globale d'une structure en fonction de paramètres matériau, c'est-à-dire m et un paramètre global $V_0\sigma_0^m$, et de paramètres de chargement, c'est-à-dire le volume effectivement sollicité V_{eff} et le niveau maximal de la sollicitation σ_F. On peut donc aisément déduire la probabilité de rupture d'une structure, chargée au même niveau maximal, dont le volume effectif sollicité est différent (du fait de sa taille ou d'un éventuel gradient de cette sollicitation), à partir de l'équation 3.10. C'est la raison pour laquelle ces approches sont souvent utilisées, en fatigue, pour tenir compte des effets de volume, notamment par Hild [87]. Ce point sera approfondi dans le chapitre suivant (cf. sous-section 4.5.1).

$$P_{F_2} = 1 - (1 - P_{F_1})^{\frac{V_{eff_2}}{V_{eff_1}}} \tag{3.10}$$

Dans ce type d'approche, le paramètre pilotant la tenue du matériau est considéré sous forme d'une distribution statistique. Ainsi, contrairement aux approches déterministes qui seront détaillées par la suite, on ne prend pas en compte explicitement la valeur de ce paramètre (ici par exemple une taille de porosité). Enfin, en

présence de plusieurs mécanismes ou de plusieurs contributions, les approches usuelles permettent d'établir un admissible pour chaque mécanisme mais ne permettent pas d'en déduire un admissible ou une probabilité de rupture globale combinant l'ensemble de ces effets. Il est alors nécessaire de cumuler des abattements ce qui peut se révéler très conservatif. Les approches probabilistes peuvent permettre d'établir des admissibles multi-mécanisme ou multi-modaux ([88]). Nasab et al. [14], par exemple, l'ont fait sur alliage d'aluminium AlSi7Mg en déterminant par analyse des faciès de rupture, pour trois paramétries de fabrications données, les probabilités de rupture sur porosité de surface et sur porosité à cœur. Une fois les fonctions de répartition correspondantes établies, ils peuvent en déduire la probabilité de rupture sur l'un ou l'autre des types de porosité. Ils calculent alors la probabilité de rompre sur une porosité de surface, $P_{f,SF}$, comme étant le cumul sur toutes les tailles possibles de porosité, x, de la probabilité d'avoir un défaut de surface supérieur à cette taille, $[1 - F_{SF}(x)]$, multipliée par la probabilité d'avoir un défaut à cœur de cette taille là, $f_{VD}(x)$ (cf. équation 3.11).

$$P_{f,SF} = \int_0^{+\infty} f_{VD}(x) \; [1 - F_{SF}(x)] \tag{3.11}$$

Ils comparent les résultats obtenus et la répartition expérimentale et trouvent un bon accord entre les deux. Bien que réalisés sur un alliage d'aluminium et de ce fait non transposables sur Ti-6Al-4V, ces travaux montrent néanmoins la capacité de ce type d'approches pour établir un admissible combiné de plusieurs mécanismes.

Comme déjà mentionné, la fonction de répartition de la tenue du matériau est établie pour une durée de vie donnée. Cela n'empêche toutefois pas de mener cette identification pour plusieurs durées de vie. Une telle démarche peut cependant rapidement se révéler coûteuse à mettre en œuvre, tant en matière de temps que de coût d'essais. Bien entendu, ce type d'approche peut être mis en place avec de multiples lois de probabilités. Ce point sera également approfondi au chapitre suivant.

3.3.2 Approches liées à la mécanique de la rupture en élasticité linéaire

Contrairement aux approches probabilistes, les approches basées sur la mécanique linéaire élastique de la rupture (MLER) supposent une durée de vie essentiellement pilotée par la propagation. En effet, ces approches ont initialement été développées à partir des paramètres de la loi de propagation de fissure et en particulier du seuil de cette loi, ΔK_{th}. Par construction, ces approches se positionnent donc naturellement lorsque la durée de vie d'un matériau est dictée par la propagation, par exemple, par des porosités agissant comme des fissures initiales ou des inclusions dures amorçant très rapidement à l'interface avec la matrice. Elles sont également utilisées afin de comparer (généralement à durée de vie infinie) les tenues des matériaux sans porosités et avec porosités.

Une des manières les plus simples de tenir compte de l'impact de la taille des éléments déclencheurs de la fissuration, est d'introduire une fonction correctrice de la limite de fatigue en fonction de cette taille. C'est ce qu'ont proposé Masuo et al. ([28]) qui normalisent la contrainte à rupture obtenue sur une éprouvette comprenant une singularité de taille donnée en la divisant par la limite de fatigue

admissible pour cette même taille (déterminée suivant la méthodologie proposée par Murakami et Endo ([31]) décrite en équation 3.16). Une approche similaire est employée par Le et al. ([89]) en pondérant la contrainte admissible d'un coefficient de correction. Ce coefficient est établi comme étant le rapport entre la taille mesurée sur l'éprouvette considérée, $\sqrt{aire}$, et la moyenne des tailles mesurées sur les éprouvettes rompues (à partir du même mécanisme), $\sqrt{aire}_{moy}$, à une puissance dépendant du matériau, s (typiquement de l'ordre de 0.11 dans leurs travaux). La contrainte corrigée ainsi déterminée est donnée par l'équation 3.12. Ces approches empiriques sont intéressantes mais limitées en gamme de taille car les contraintes sont corrigées sur l'ensemble des éprouvettes de manière similaire ce qui ne permet pas la prise en compte d'un seuil en-dessous d'une taille donnée.

$$\sigma_{corrigee} = \sigma \left(\frac{\sqrt{aire}}{\sqrt{aire}_{moy}} \right)^{s} \tag{3.12}$$

Parmi les premiers à avoir établi un lien entre la propagation des fissures de fatigue et la taille d'une porosité ou vallée de surface, Kitagawa et Takahashi ([90]) ont proposé un diagramme portant leurs noms.

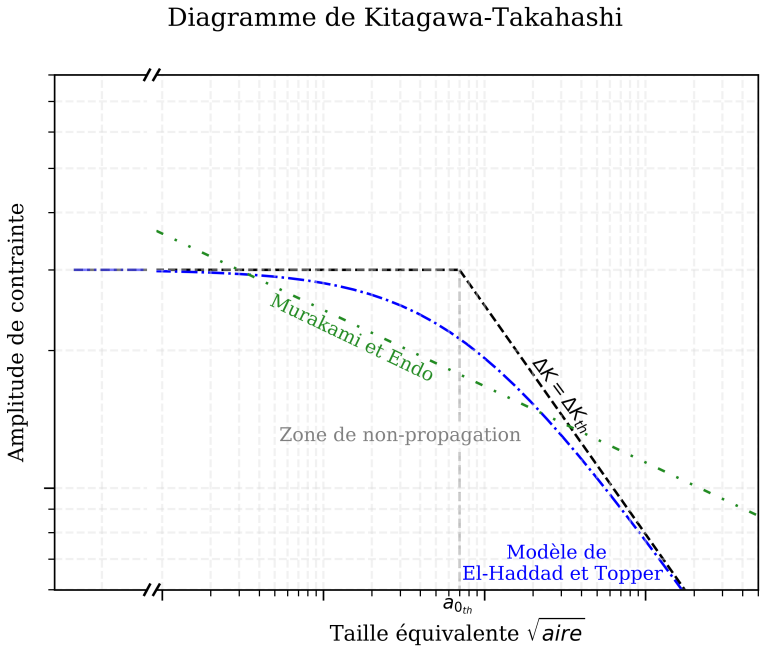


FIGURE 3.26 – Schéma des différentes modélisations dans un diagramme de Kitagawa-Takahashi, représentation graphique des différentes grandeurs de la mécanique linéaire élastique de la rupture.

Le diagramme de Kitagawa-Takahashi est constitué de deux domaines. Ces deux domaines sont représentés par les deux demi-droites en noir sur la figure 3.26. Dans ce diagramme, une amplitude donnée de facteur d'intensité des contraintes, ΔK, correspond à une droite de pente $-\frac{1}{2}$. Cela découle directement de la formule de calcul du facteur d'intensité des contraintes rappelée par l'équation 3.13, où Y désigne, selon Murakami, un facteur dépendant de la position du site d'amorçage (généralement

pris égal à 0.65 pour un amorçage en surface et à 0.5 pour un amorçage à cœur). On peut notamment tracer la droite $\Delta K = \Delta K_{th}$ qui représente le seuil, ΔK_{th} de la loi de propagation du matériau. Le comportement ainsi décrit est similaire aux approches décrites ci-dessus. Mais Kitagawa et Takahashi ont également remarqué qu'en-dessous d'une certaine taille, $a_{0_{th}}$, la réponse en fatigue n'est plus affectée. Le seuil du diagramme de Kitagawa-Takahashi (droite horizontale à gauche) représente la limite de fatigue du matériau considéré, $\Delta\sigma_{fat}$. En-dessous de ces deux demi-droites, se situe la zone de non propagation. Dans le cas présent, la zone dans laquelle une porosité ou une vallée de surface est censée ne pas conduire à une fissure de fatigue. Cette taille marque donc la transition entre les deux domaines. Elle peut être calculée au moyen de l'équation 3.14). Toute irrégularité de surface de taille inférieure à $a_{0_{th}}$ n'aura donc aucun impact sur la limite de fatigue admissible. Au-delà de $a_{0_{th}}$, la limite de fatigue est en revanche affectée et la valeur admissible peut être lue directement sur le diagramme de Kitagawa-Takahashi.

Plusieurs modèles ont été proposés afin de disposer d'une description continue dans ce diagramme. Le plus utilisé est le modèle de El-Haddad et Topper ([91]) représenté sur la figure 3.26 et dont la formule est donnée par l'équation 3.15.

$$\Delta K = Y\ \Delta\sigma\ \sqrt{\pi\ \sqrt{aire}} \tag{3.13}$$

$$a_{0_{th}} = \frac{1}{\pi}\ \left(\frac{\Delta K_{th}}{Y\ \Delta\sigma_{fat}}\right)^2 \tag{3.14}$$

$$\Delta\sigma\left(\sqrt{aire}\right) = \Delta\sigma_{fat}\ \sqrt{\frac{a_{0_{th}}}{a_{0_{th}} + \sqrt{aire}}} \tag{3.15}$$

En plus de permettre une description continue du diagramme de Kitagawa-Takahashi, le modèle de El-Haddad et Topper permet une transition entre les deux domaines précédemment décrits. Cette transition, expérimentalement caractérisée par plusieurs auteurs est souvent attribuée à un régime supplémentaire dit de fissures "physiquement courtes". Murakami et Endo ([31]) ont proposé un modèle pour cette zone de transition, basé sur la dureté Vickers du matériau, H_v, et le paramètre $\sqrt{aire}$. Ce paramètre correspond à la racine carrée de l'aire du plus petit domaine convexe, englobant la projection de la porosité considérée, dans un plan orthogonal à la sollicitation. Après étude sur un grand nombre d'essais, et plusieurs matériaux, Murakami et Endo montrent que la morphologie de la porosité n'intervient pas dans l'évolution de la limite de fatigue, σ_{fat}, mais que seul ce paramètre de taille compte. Le modèle proposé par Murakami et Endo (tenant compte du rapport de chargement, R, et de la dureté, H_v) est décrit par l'équation 3.16 [1]. Il est représenté par la droite verte dans la figure 3.26.

$$\sigma_{fat} = 1.43\ \frac{H_v + 120}{\sqrt{aire}^{1/6}}\ \left(\frac{1-R}{2}\right)^{\alpha},\ \text{avec}\ \alpha = 0.226 + H_v\ 10^{-4} \tag{3.16}$$

1. L'équation proposée ici est adaptée à un amorçage en surface. Dans le cas d'un amorçage à cœur, le coefficient 1.43 doit être pris égal à 1.56

Le modèle de El-Haddad et Topper, initialement décrit par un paramètre de taille a a été adapté, suite aux travaux de Murakami et Endo, afin de prendre en compte le paramètre de Murakami et Endo, $\sqrt{aire}$, ce qui a conduit à l'expression de l'équation 3.15.

Ce diagramme est très utilisé dans la littérature, y compris dans le domaine de la fabrication additive ([77, 23, 56]). Son principal inconvénient est la limitation à une durée de vie infinie. Plusieurs auteurs ont étudié la possibilité d'étendre ce diagramme aux durées de vie finies. Ciavarella et Monno ([34]) ont notamment proposé un modèle de El-Haddad et Topper étendu et basé sur l'intégration de la loi de propagation. Ils montrent entre autres que l'allure du diagramme de Kitagawa-Takahashi étendu aux durées de vie finies dépend significativement de la forme de la loi de propagation. Cet effet est illustré en figure 3.27.



FIGURE 3.27 – Exemple de diagramme de Kitagawa-Takahashi étendu aux durées de vies finies proposé par Ciavarella et Monno ([34]) montrant la dépendance du diagramme à l'allure de la loi de propagation.

Le diagramme de Kitagawa-Takahashi étendu a été utilisé sur des matériaux issus de fabrication additive par Sheridan et al. ([92, 35]). Ce type d'approche s'est révélé représentatif des résultats expérimentaux en leur possession comme le montre le graphique présenté en figure 3.28.

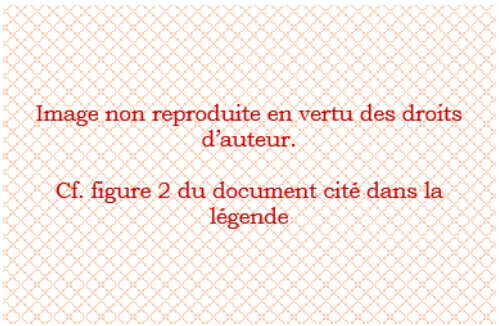
L'allure du modèle de El-Haddad et Topper dans le diagramme de Kitagawa-Takahashi implique dans un diagramme ΔK-$\sqrt{aire}$ une évolution du paramètre ΔK_{th} en fonction de la taille, $\sqrt{aire}$, de l'irrégularité de surface considérée. Cet effet a été montré par plusieurs auteurs dont Romano et al. ou Merot et al. ([57, 93]). Plusieurs hypothèses peuvent être évoquées pour expliquer l'augmentation du seuil de non-propagation avec l'augmentation de la taille de porosité, dans le cas de fissures courtes. Parmi celles-ci, la plasticité en pointe de fissure (et plus exactement la dimension de la zone plastique par rapport à la taille de la fissure et/ou la taille



FIGURE 3.28 – Exemple de diagramme de Kitagawa-Takahashi étendu, identifié sur un matériau produit par L-PBF par Sheridan et al. ([35]).

caractéristique de la microstructure), la présence de contraintes résiduelles ou un comportement de fissure courte.

De nombreux auteurs ont mis en évidence expérimentalement un comportement en propagation de fissure différent en présence de fissures longues et courtes. Chapetti et al. ([36]) proposent une interprétation de ce constat expérimental en scindant le seuil de non-propagation de la loi de propagation, ΔK_{th}, en deux contributions : une contribution intrinsèque, ΔK_d, et une contribution extrinsèque, ΔK_C. Ces deux contributions sont explicitées sur le diagramme ΔK-$\sqrt{aire}$ et le diagramme de Kitagawa-Takahashi présentés en figure 3.29 (sur ce diagramme, l'indice R indique leur dépendance au rapport de chargement).



(a) Diagramme ΔK-$\sqrt{aire}$



(b) Diagramme de Kitagawa-Takahashi

FIGURE 3.29 – Diagrammes ΔK-$\sqrt{aire}$ (a) et de Kitagawa-Takahashi (b) illustrant les contributions intrinsèque et extrinsèque du seuil de non-propagation proposées par Chapetti et al. ([36]).

La contribution intrinsèque, ΔK_d, correspond à la contribution du matériau proprement dit. Elle est de ce fait constante. Celle-ci démarre également pour une

taille de fissure, d. En-dessous de cette taille de fissure, se trouve le domaine des fissures *microstructuralement courtes* tel que Chapetti et al. ([36]) le nomment. Dans ce domaine, les fissures sont juste amorcées et la propagation se fait sur un critère en amplitude de contrainte. Cette amplitude de contrainte, $\Delta\sigma_d$, est l'amplitude nécessaire pour franchir la plus forte barrière microstructurale qui peut se situer, au plus, à une distance d de la surface de la pièce. Une sollicitation inférieure ne permettra donc pas de passer cette barrière et la fissure ne propagera pas. Même si la plus forte barrière microstructurale est située à une profondeur d, une amplitude de contrainte $\Delta\sigma_d$ permettra au contraire d'atteindre une variation de facteur d'intensité des contraintes ΔK_d suffisante pour franchir cette barrière. On entre alors dans le domaine des fissures appelées *physiquement courtes* par Chapetti et al. ([36]). Dans ce domaine, la contribution extrinsèque, ΔK_C, du seuil de non-propagation se développe au fur et à mesure que les effets de fermeture de fissure s'installent. Une fois que la fissure atteint une taille suffisante, les effets de fermeture se stabilisent ce qui conduit le seuil de non-propagation à converger vers une valeur asymptotique correspondant à sa valeur en fissure longue, $\Delta K_{th_{LC}}$. Chapetti et al. ([36]) précisent également que la valeur d est dépendante de la microstructure du matériau, c'est-à-dire la taille de grain ou, dans le cas de microstructures lamellaires (bainite ou martensite sur les aciers par exemple), la longueur des lattes ou des lamelles. Quel que soit le phénomène envisagé pour expliquer cette évolution de la composante extrinsèque du seuil de non propagation, cette proposition semble intéressante, en particulier car elle permet de relier les différentes valeurs caractéristiques évoquées à des quantités liées au matériau ou à son comportement.

3.3.3 Approches liées à la concentration de contrainte

Outre les approches issues de la mécanique de la rupture, qui considèrent les irrégularités de surface comme des fissures pré-existantes, une seconde branche existe au sein des approches déterministes. Celle-ci s'appuie, non pas sur la mécanique de la rupture, c'est-à-dire sur le facteur d'intensité des contraintes, mais plutôt sur le facteur de concentration de contraintes, souvent noté k_t, ou sur le champ de contrainte local. Dans ce cas, le profil réel de la singularité est utilisé pour estimer la concentration de contrainte qu'elle génère. Cette estimation peut être analytique ([94]) ou numérique. Le calcul du champ de contrainte local a été mis en œuvre par certains auteurs ([37]). Ceux-ci utilisent généralement des relevés de surface précis afin de recalculer numériquement (le plus souvent par éléments finis) la contrainte locale induite par la micro-géométrie de surface. Cette mise en œuvre se révèle donc relativement coûteuse d'un point de vue numérique. Cependant, celle-ci permet, sans difficulté supplémentaire, de quantifier et de tenir compte des interactions potentielles entre différents éléments de micro-géométrie de surface (porosités proches par exemple). Un exemple de surface reconstruite et recalculée par éléments finis par Vayssette et al. ([37]) est présenté en figure 3.30.

L'idée sous-jacente est ensuite d'utiliser des courbes de Wöhler pour prédire la durée de vie à partir de la contrainte locale calculée. Cette approche n'est donc pas restreinte à une durée de vie fixe. Toutefois, la réponse du matériau dans un diagramme de Wöhler pouvant être dépendante de la concentration de contrainte, il convient de disposer de courbes de Wöhler adaptées aux différentes concentrations

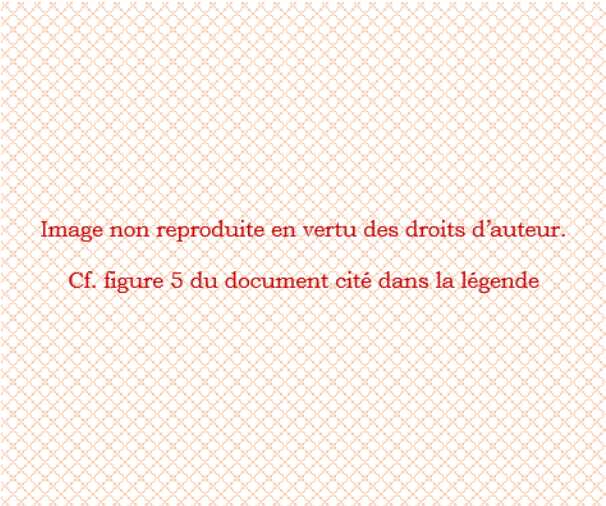


FIGURE 3.30 – Exemple de modèle de calcul par éléments finis 3D d'une surface issue de fabrication additive réalisé par Vayssette et al. ([37]).

de contraintes rencontrées. L'établissement de ces courbes étant long et coûteux, une large gamme de tailles et de morphologies rend l'application d'une telle approche plus complexe. Certains auteurs utilisent, de ce fait, des formules empiriques pour calculer l'écart entre les courbes de Wöhler, k_f, à partir d'une concentration de contraintes, k_t, (cf. Le et al. [95]). D'autres auteurs utilisent des approches non-locales avec toujours comme idée principale de tenir compte de la morphologie exacte des imperfections micro-géométriques considérées (porosité interne ou irrégularité de surface). On peut en particulier citer les approches basées sur une distance critique notamment développées dans les travaux de Taylor et al. ([96]). On peut également évoquer l'approche DSG (Defect Stress Gradient) développée par Nadot et al. ([97, 98]) qui se base sur la connaissance du gradient de contrainte créé par la porosité. Dans l'ensemble de ces approches, l'objectif est de prendre en compte la sensibilité du matériau à l'effet d'entaille. Soit par la détermination expérimentale de cet effet, soit par le relevé d'une contrainte inférieure à la contrainte maximale au point chaud.

Le facteur d'intensité des contraintes étant le paramètre d'entrée de la loi de propagation de fissure, utiliser une approche basée sur la concentration de contrainte suppose une durée de vie principalement dictée par l'amorçage.

3.3.4 Bilan

Différentes approches ont été présentées dans cette section. Des avantages et inconvénients ont pu être identifiés pour chacune d'entre elles. Celles-ci se distinguent cependant principalement par leur domaine d'application. Une durée de vie dictée par la propagation orientera directement l'utilisateur vers une approche basée sur la mécanique de la rupture. En revanche, si la durée de vie est dictée par l'amorçage, les approches probabilistes ou basées sur la concentration de contrainte seront plus adaptées. L'impact de la morphologie des irrégularités de surface peut également influer dans ce choix. Un impact d'ordre un nécessitera de privilégier une approche basée sur la concentration de contrainte tandis qu'un impact plus faible ou inexistant

permettra de s'orienter vers les deux autres possibilités. Il apparaît donc important de noter qu'une approche donnée peut se révéler adaptée à un matériau et ne pas l'être pour un autre.

Le périmètre de dimensionnement ou de fonctionnement de la pièce est également important. Ainsi, une pièce uniquement dimensionnée à durée de vie infinie sera plus facile à aborder par les approches probabilistes ou fondées sur un seuil de non-propagation. Dans le cas d'un dimensionnement à durée de vie limitée, bien qu'on ait montré qu'il était possible de les employer, les approches liées à la MLER nécessiteront d'être étendues (par exemple par intégration d'une loi de propagation) pour pouvoir répondre au besoin. L'approche basée sur la concentration de contrainte est néanmoins plus discutable de par la difficulté d'établir un lien généralisable entre concentration de contrainte et abattement en fatigue.

Enfin, au sein d'une même approche, le domaine de validité considéré peut également être important. La compétition de multiples mécanismes induisant des comportements différents ou la présence de distributions multimodales (pour un seul ou pour plusieurs mécanismes) peuvent être pris en compte par des approches probabilistes au prix d'une modélisation plus complexe. C'est la raison pour laquelle certains auteurs commencent à combiner plusieurs de ces approches comme par exemple Pessard et al. qui considèrent une approche probabiliste basées sur le volume hautement sollicité par des porosités préalablement caractérisées ([99]) et proposent un diagramme de Kitagawa-Takahashi probabilisé ([100]). Les approches déterministes étant basées sur une caractérisation explicite des irrégularités de surface, leur mise en œuvre peut s'en trouver facilitée mais, éventuellement, au prix d'un conservatisme plus important. Une gamme de tailles trop large peut également rendre les approches basées sur la MLER plus difficiles à mettre en œuvre, notamment en présence de fissures courtes.

3.4 Analyse et modélisation de la tenue en fatigue

Afin de prévoir au mieux la durée de vie des composants produits par fabrication additive, en Ti-6Al-4V, parachevés ou non, on souhaite disposer d'un modèle de durée de vie adapté. Les essais réalisés lors de la phase 1 et synthétisés dans le tableau 3.1 montrent des résultats très dispersés. La figure 3.31 présente une courbe de Wöhler reprenant l'ensemble des résultats disponibles en figure 3.8. Bien que la dispersion s'explique en partie par la multiplicité des états de surface testés, le matériau en lui-même semble présenter une dispersion importante, qui se révèle essentiellement aux états de surface les plus favorables en fatigue (surfaces usinées ou fortement parachevées).

L'analyse de ces résultats et des faciès de rupture afférents a montré un lien entre la taille des éléments de micro-géométrie de surface responsables de l'amorçage des fissures de fatigue et la tenue en fatigue des éprouvettes correspondantes. L'étendue, relativement large, des tailles de porosités et vallées de surface étudiée (33 µm à 643 µm) est donc en partie responsable de cette large dispersion. L'utilisation des approches industrielles usuellement employées, basées sur l'écart-type de la tenue, se révèlerait trop conservative en présence d'une telle dispersion. Il est donc nécessaire de tenir compte de la taille des éléments de micro-géométrie de surface, que ce soit

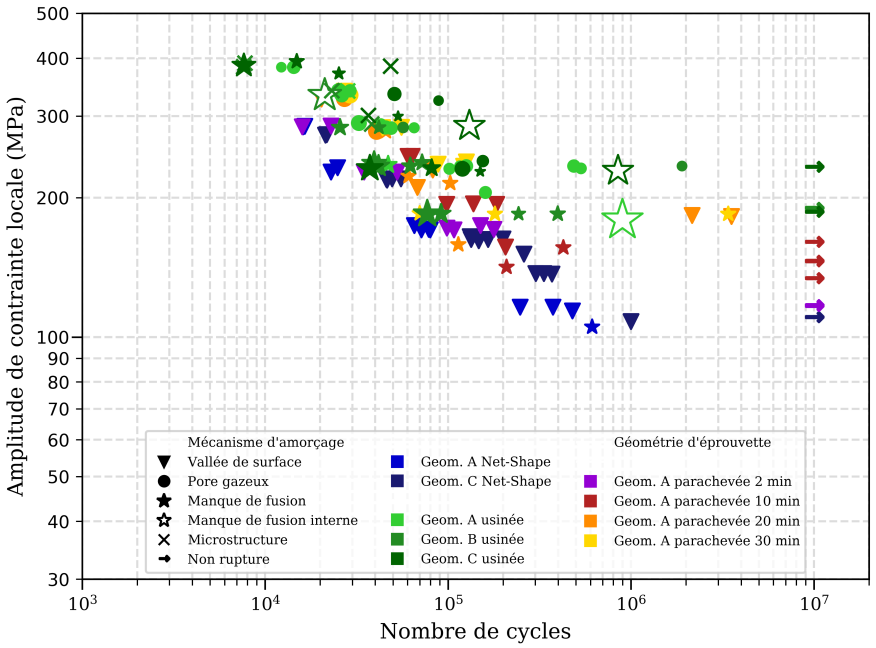


FIGURE 3.31 – Diagramme de Wöhler expérimental regroupant l'ensemble des états de surface testés et les mécanismes d'amorçage des fissures de fatigue rencontrés.

de manière indirecte (approches probabilistes telles que présentées précédemment) ou de manière directe (approches déterministes basées sur la MLER). Outre l'étendue importante des tailles de porosité ou des vallées de surface sur laquelle le modèle doit être représentatif, il doit également permettre de couvrir une plage importante de durées de vie (typiquement de 10^4 cycles à 10^7 cycles pour des composants aéronautiques). Le choix de la modélisation sera donc détaillé dans la section suivante, puis, le modèle adopté sera décrit. Enfin, quelques éléments de discussion autour de l'approche proposée seront exposés.

3.4.1 Choix de la modélisation

Comme explicité dans la section section 3.3, il existe de multiples modélisations pour les matériaux dit "à défauts". Celles-ci peuvent être regroupées en plusieurs approches distinctes, bien que des combinaisons de ces différentes approches commencent à être proposées. Il existe des différences importantes dans ces approches qui ont été rappelées. Notamment selon que l'on considère la durée de vie comme essentiellement due à l'amorçage ou à la propagation. Ou selon que l'on caractérise l'élément déclencheur de l'amorçage explicitement (approches déterministes) ou implicitement (à travers une distribution et une approche probabiliste, par exemple). Dans le cas présent, la tenue du matériau est principalement dictée par les éléments micro-géométriques de surface : porosités débouchantes ou vallées de surface. C'est donc à cette population qu'il faut appliquer la méthodologie retenue.

Les approches dites probabilistes présentées en début de chapitre sont basées sur une représentation probabiliste de la tenue du matériau au travers d'une fonction de

répartition. Ce cadre de travail suppose plusieurs hypothèses, notamment :

- La durée de vie considérée doit être essentiellement dictée par l'amorçage. L'hypothèse du maillon faible postule en effet que la rupture de tout volume élémentaire représentatif entraîne la ruine immédiate de la structure dans son ensemble ;
- Le ou les éléments constitutifs du matériau, relatifs aux mécanismes d'amorçage des fissures de fatigue, doivent être inclus dans le volume élémentaire représentatif du matériau puisqu'ils en dictent la tenue et donc la fonction de répartition ;
- Ces éléments doivent être aléatoirement répartis dans le volume de la pièce considérée.

Ces approches apparaissent particulièrement adaptées aux matériaux dit "à défauts", notamment en considérant une distribution de tenue directement dérivée de la population d'irrégularités de surface. Des tentatives d'application de ces approches, considérant une distribution de tenue traduisant uniquement la population des irrégularités de surface, sont réalisées au cours du travail de recherche présenté dans ce manuscrit. Ces tentatives n'ont pas donné satisfaction. Les écarts de tenue obtenus entre les différentes géométries d'éprouvettes n'étant, en particulier, pas en accord avec les rapports de volume, surface ou longueur fortement sollicités synthétisés dans le tableau 2.1. Cela s'explique car plusieurs des hypothèses précitées ne sont pas vérifiées. La variable aléatoire à considérer ici est la présence d'éléments de micro-géométrie de surface, dont la taille est régie par une distribution donnée. La taille de l'élément déclencheur de l'amorçage de la fissure de fatigue n'est donc pas prise explicitement en compte mais est intégrée à la tenue du matériau, à travers la fonction de répartition. En premier lieu, la présence systématique d'une porosité débouchante ou d'une vallée de surface dans un volume élémentaire de matière est discutable. Si cela constitue une hypothèse acceptable à l'état *net-shape*, cela n'apparaît plus aussi évident à l'état usiné où leur densité spatiale est bien inférieure. La prise en compte de volumes élémentaires sans porosité ou vallée de surface est envisageable mais nécessite la mise en place d'un seuil dans la fonction de répartition qui complique singulièrement le cadre mathématique de ces approches. Qui plus est, et c'est là le principal écueil rencontré, la répartition spatiale des manques de fusion n'est pas aléatoire dans nos éprouvettes. En effet, comme indiqué en sous-sous-section 3.2.3.2, la présence de manques de fusion est intimement liée à la position de l'éprouvette sur le plateau de fabrication. La répartition des manques de fusion, dans le volume de matière testé, a donc été biaisée involontairement lors des mises en plateaux d'une part et lors de la constitution des lots d'autre part. La distribution de taille des porosités et vallées de surface et, par conséquent, la fonction de répartition de la tenue du matériau n'est donc pas identique selon la géométrie d'éprouvette et/ou le niveau de contrainte considéré. C'est ce qui explique les difficultés rencontrées dans l'analyse des résultats obtenus.Bien que ces approches pourraient être poursuivies en séparant les différents types de porosité et les vallées de surface en populations distinctes, elles sont abandonnées faute de données en nombre suffisant (d'un point de vue statistique) pour pouvoir mettre en place une telle démarche. Par ailleurs, considérer une distribution de tenue dépendant uniquement de la distribution des irrégularités de surface suppose que la tenue intrinsèque (sans porosité) du matériau est très peu dispersive. Comme on le verra par la suite, cette hypothèse est également

remise en cause au cours de ces travaux.

Ces premières tentatives ont fait apparaître la nécessité de tenir compte, explicitement, de la taille des irrégularités de surface rencontrées. En effet, c'est la présence, sur certains lots et sur certaines géométries d'éprouvettes, de manques de fusion de taille bien supérieure aux irrégularités rencontrées sur les autres lots et géométries qui a biaisé les résultats obtenus. Les approches les plus adaptées pour cela sont les approches basées sur la mécanique de la rupture et le diagramme de Kitagawa-Takahashi. Toutefois, ces approches sont généralement utilisées à durée de vie infinie car elles découlent de la présence du seuil de facteur d'intensité des contraintes, ΔK_{th}, en-dessous duquel un matériau est supposé ne pas propager de fissures de fatigue. Les propositions de Ciavarella et al. ([34]), réutilisées par Sheridan et al. ([35]), pour étendre ces approches aux durées de vies finies ont été présentées. Le schéma de la figure 3.32 permet de comprendre plus en détails les bases de ces travaux.

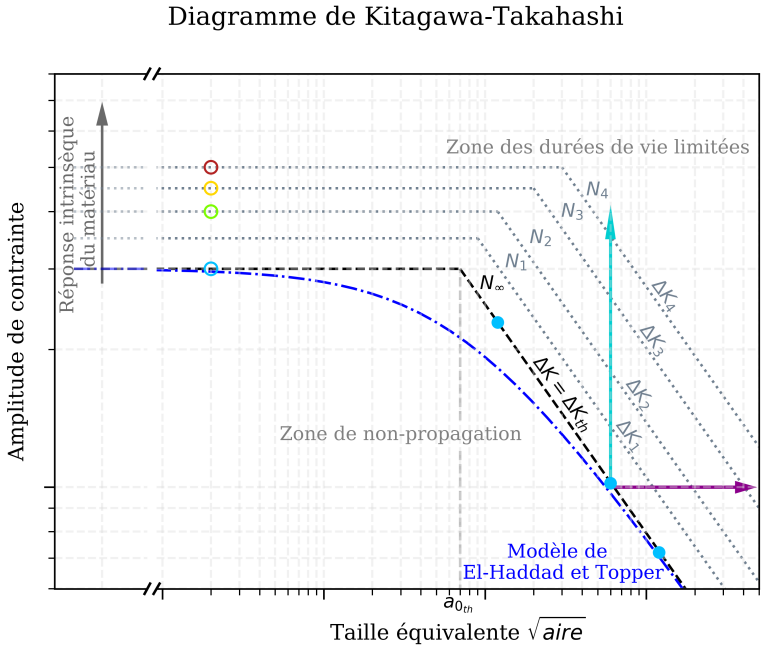


FIGURE 3.32 – Schéma du diagramme de Kitagawa-Takahashi, et évolution de celui-ci en fonction de la durée de vie.

Le diagramme de Kitagawa-Takahashi a été présenté en section 3.3. Le diagramme de Kitagawa-Takahashi usuel, représenté en noir sur le schéma de la figure 3.32 correspond à une durée de vie considérée infinie. Celui-ci délimite la zone de non propagation située en-dessous. La zone au-dessus est donc la zone des durées de vies limitées qui nous intéresse désormais. Afin de bien comprendre comment étendre ce diagramme aux durées de vies limitées, il faut considérer chacun des deux domaines précédemment évoqués (cf. section 3.3) qui caractérisent ce diagramme. Le domaine situé au niveau du seuil horizontal du diagramme est le plus aisé à comprendre. Ce seuil correspond à la limite de fatigue du matériau. Si on se place à l'extrême gauche du diagramme (exemple des points ronds creux de la figure 3.32), on se

situe dans le domaine où il n'y a aucune singularité géométrique (on tend vers des tailles nulles). L'évolution de la durée de vie en fonction de l'amplitude de contrainte appliquée correspond donc à la réponse intrinsèque du matériau. C'est le comportement représenté dans une courbe de Wöhler classique, tracée pour le matériau, sans porosité ni vallée de surface. Cette réponse est représentée sur la figure 3.32 par la flèche grise. On peut donc en déduire le seuil des courbes représentant différentes durées de vies (N_1, N_2, N_3 et N_4 par exemple sur notre schéma). Le second domaine est plus délicat. Un point situé exactement sur la droite $\Delta K = \Delta K_{th}$ aura une durée de vie illimitée comme expliqué précédemment (par exemple un des points représentés par les ronds bleus pleins). Si on teste une éprouvette, contenant une porosité de même taille, mais à une amplitude de contrainte supérieure, la variation du facteur d'intensité des contraintes (cf. équation 3.13) sera donc supérieure, la propagation se fera donc plus rapidement et la durée de vie s'en trouvera diminuée. Plus l'amplitude de contrainte est élevée à taille donnée (flèche bleue sur la figure 3.32), plus la durée de vie est diminuée. De même, si à amplitude de contrainte fixée, on teste une éprouvette contenant une porosité de taille supérieure, la variation du facteur d'intensité des contraintes sera là-encore augmentée et la durée de vie diminuée. Ainsi, plus la taille est élevée à amplitude de contrainte donnée (flèche mauve sur la figure 3.32), plus la durée de vie est diminuée. Le modèle de El-Haddad et Topper permet une description continue du diagramme de Kitagawa-Takahashi sur l'ensemble de ces deux domaines, pour les durées de vie infinies. Celui-ci est basé sur le paramètre $\Delta\sigma_{fat}$, décrivant le domaine situé au niveau du seuil, et sur le paramètre ΔK_{th} décrivant la partie décroissante du diagramme, pilotée par la MLER. Afin de générer une description du modèle de El-Haddad et Topper étendue aux durées de vie limitées, il faut donc établir l'évolution de ces deux paramètres en fonction de la durée de vie.

Les approches probabilistes, appliquées uniquement à la distribution des tailles de porosités et de vallées de surface, ne permettent pas de décrire de manière satisfaisante les résultats expérimentaux obtenus. La distribution non aléatoire, spatialement, des tailles des porosités (manques de fusion essentiellement) étant, notamment, une des causes de cet échec. La prise en compte explicite des tailles de porosités et vallées de surface nous oriente vers les approches déterministes basées sur la MLER. Ces approches (diagramme de Kitagawa-Takahashi, modèle de El-Haddad et Topper, ...), initialement cantonnées aux durées de vie infinies, peuvent être étendues aux durées de vie limitées. Cela permet de décrire la réponse du matériau dans l'ensemble d'un espace 3D $\left[\Delta\sigma, N_r, \sqrt{aire}\right]$. Ce domaine est représenté à la figure 3.33. On remarque que deux frontières de ce domaine sont déjà connues. La face avant gauche sur la figure 3.33 correspond à la courbe de Wöhler représentant la réponse intrinsèque du matériau. La face avant droite de cette même figure correspond au diagramme de Kitagawa-Takahashi usuel, à durée de vie infinie. Cette approche est donc retenue et la modélisation proposée pour décrire l'ensemble de ce domaine est décrite dans la section suivante.

3.4.2 Modélisation déterministe à durée de vie limitée

Le choix d'une modélisation déterministe permettant la prise en compte explicite de la taille des éléments micro-géométriques de surface responsables des amorçages

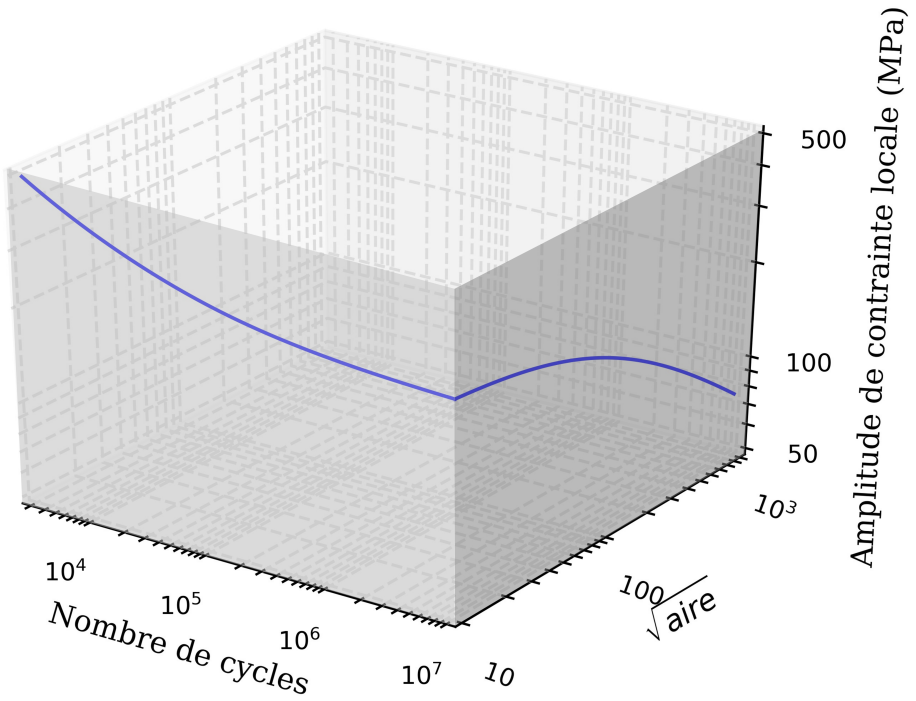


FIGURE 3.33 – Représentation de l'espace tridimensionnel $\left[\Delta\sigma, N_r, \sqrt{aire}\right]$ et des réponses matériau déjà connues grâce aux diagrammes de Wöhler et de Kitagawa-Takahashi.

des fissures de fatigue est fait. Le dimensionnement des composants aéronautiques visés nécessite de pouvoir justifier leur tenue, y compris dans le domaine des durées de vie limitées. La nécessité de décrire la réponse dans un espace tridimensionnel $\left[\Delta\sigma, N_r, \sqrt{aire}\right]$ est donc identifiée et un modèle de El-Haddad et Topper étendu est choisi pour cela. Il a été montré, dans la section précédente, que cela impliquait la connaissance de l'évolution en fonction de la durée de vie de deux paramètres, équivalents à $\Delta\sigma_{fat}$ et ΔK_{th}, et décrivant les deux domaines du diagramme de Kitagawa-Takahashi. La figure 3.34 représente un diagramme de Kitagawa-Takahashi dans lequel l'ensemble des points expérimentaux issus d'amorçages en surface ou sous-surface sont positionnés. La couleur indiquée dans ce diagramme renseigne sur la durée de vie atteinte pour chacun de ces résultats expérimentaux. C'est sur ces points que l'identification décrite par la suite s'appuiera.

Comme indiqué précédemment, l'évolution du paramètre équivalent à $\Delta\sigma_{fat}$ est partiellement connue puisqu'il s'agit de la courbe de Wöhler intrinsèque du matériau (c'est-à-dire du matériau sans singularité micro-géométrique en surface). Il a déjà été montré à la sous-section 3.2.2 qu'un modèle de Stromeyer est représentatif de l'évolution de la tenue du matériau en fonction de la durée de vie. On peut donc raisonnablement considérer que ce modèle représente de manière satisfaisante l'évolution de la tenue intrinsèque du matériau, $\Delta\sigma_{mat}(N_r)$, en fonction de la durée de vie. Ce paramètre remplace, dans le modèle de El-Haddad et Topper étendu, le paramètre $\Delta\sigma_{fat}$ pour décrire le seuil du diagramme de Kitagawa-Takahashi, quelle que soit la durée de vie considérée. Un modèle à pente unique (de type Basquin par exemple) ne permettant pas de décrire convenablement nos résultats expérimentaux,

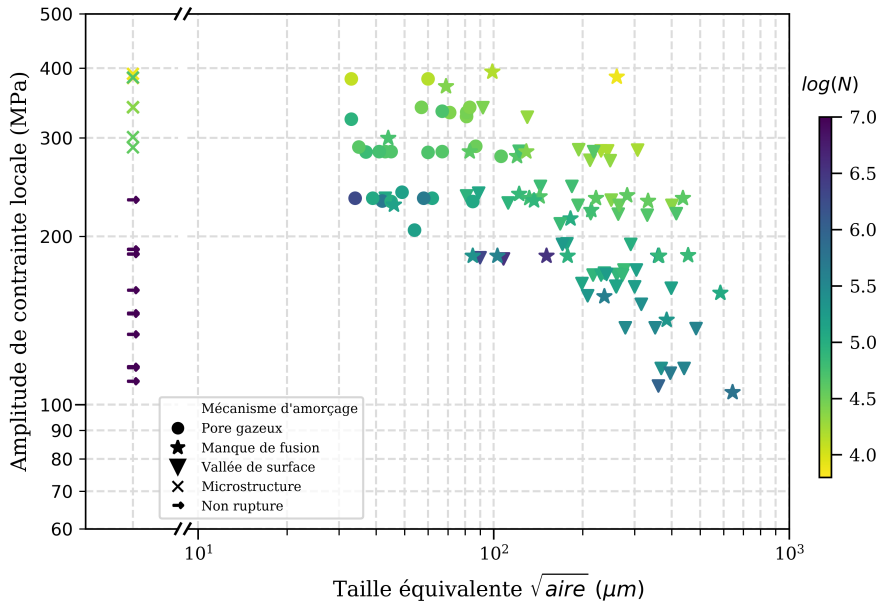


FIGURE 3.34 – Diagramme de Kitagawa-Takahashi présentant l'ensemble des points expérimentaux de la phase 1, issus d'amorçages en surface et sous-surface, ainsi que leur durée de vie.

un modèle à seuil est préféré à un modèle à plusieurs pentes car aucune évolution dans les mécanismes d'amorçage des fissures de fatigue pouvant justifier ce changement de pente n'est observée. L'évolution en fonction de la durée de vie, N_r, du paramètre $\Delta\sigma_{mat}$ peut donc être décrite par l'équation 3.17.

$$\Delta\sigma_{mat}\left(N_r\right) = \sigma_d + \left(\frac{C_\sigma}{N_r}\right)^{\frac{1}{m_\sigma}} \tag{3.17}$$

La description de l'évolution du second paramètre est en revanche moins intuitive. Dans un diagramme de Kitagawa-Takahashi, le paramètre décrivant le second domaine est le paramètre ΔK_{th}. Ciavarella et al. ([34]) puis Sheridan et al. ([92]) utilisent l'intégration d'une loi de propagation de fissure pour décrire ce domaine. Dans le cadre de cette étude, le comportement en propagation de fissure n'a pas été caractérisé, rendant cette approche inapplicable. Une autre voie est donc développée pour décrire cette zone du diagramme. Les cas d'exemple détaillés dans la section précédente de ce manuscrit ont montré que plus la variation du facteur d'intensité des contraintes, ΔK, augmente (que ce soit dû à l'augmentation de la taille de l'irrégularité de surface considérée ou à l'augmentation de l'amplitude de contraintes appliquée), plus la durée de vie diminue. C'est donc une relation $\Delta K_i = f(N_r)$ (représentée par la flèche verte sur la figure 3.35) qui est ici recherchée (avec ΔK_i l'amplitude de facteur d'intensité des contraintes initiale). L'hypothèse principale utilisée dans la modélisation développée est donc que, dans le second domaine du diagramme de Kitagawa-Takahashi, la variation du facteur d'intensité des contraintes est constante à durée de vie fixée, y compris aux durées de vie limitées. Assez tôt avec l'essor

de la fabrication additive, l'importante dispersion des courbes de Wöhler, voire leur anisotropie, est notée. La variabilité importante des tailles des irrégularités de surface responsables des amorçages des fissures de fatigue explique ce phénomène ([73, 74]). Parmi d'autres auteurs, Greitemeier et al. ([8]) ont montré que la dispersion des courbes de Wöhler diminuait de manière importante si on les trace dans un diagramme ΔK-N_r plutôt que dans le diagramme traditionnel de Wöhler $\Delta\sigma$-N_r (cf. chapitre 1). Ce constat valide l'hypothèse considérée (selon laquelle la variation de facteur d'intensité des contrainte est constante à durée de vie donnée).

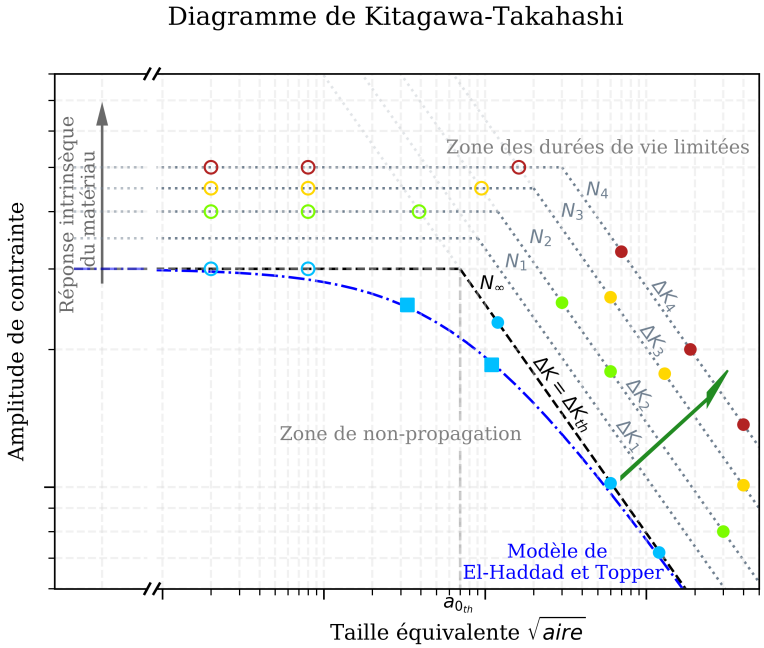


FIGURE 3.35 – Schéma du diagramme de Kitagawa-Takahashi, représentation graphique de l'évolution de celui-ci en fonction de la durée de vie, exemple de points particuliers.

On voit sur le schéma de la figure 3.35 que cela fonctionne pour une population de points expérimentaux situés au-delà de $a_{0_{th}}$ (exemple des ronds bleus pleins). L'étendue des valeurs de ΔK est alors très réduite tandis que l'étendue des valeurs d'amplitude de contrainte, $\Delta\sigma$, est très importante. Bien entendu, dans le cas réel, une dispersion matériau subsiste. De même, la transition entre les deux domaines n'est pas aussi brutale que sur un diagramme de Kitagawa-Takahashi. Une zone de transition existe, que le modèle de El-Haddad et Topper tente d'accommoder. L'étendue de ΔK est alors plus importante (exemple des carrés bleus). En revanche, en présence d'une large gamme de tailles de porosités ou vallées de surface, des points expérimentaux situés au niveau du seuil à des valeurs inférieures à $a_{0_{th}}$ peuvent apparaître (exemple des ronds bleus creux). La proposition de Greitemeier et al. ([8]) ne permet alors plus de réduire la dispersion. Ce constat est transposable à toutes les durées de vie (exemple des points de différentes couleurs sur la figure 3.35). Les points positionnés sur le schéma de la figure 3.35 à titre d'exemple sont représentés dans un diagramme ΔK-N en figure 3.36.

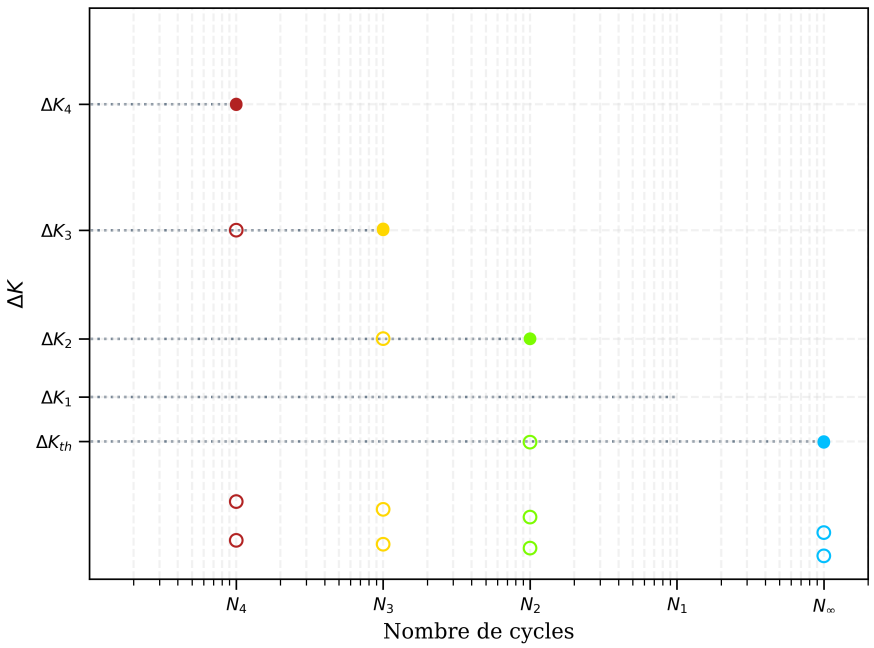


FIGURE 3.36 – Schéma d'un diagramme ΔK-N, exemple des points particuliers issus de la figure 3.35.

Ce diagramme illustre la problématique exposée au paragraphe précédent. En présence d'une large gamme de taille, les points expérimentaux obtenus ne forment plus une courbe unique dans un diagramme ΔK-N. On ne peut donc identifier la relation $\Delta K_i = f(N_r)$ recherchée de cette manière. On remarque toutefois que l'amplitude de facteur d'intensité des contraintes (respectivement ΔK_{th}, ΔK_2, ΔK_3, ΔK_4 par exemple) correspondant à une durée de vie considérée (respectivement N_{infty}, N_2, N_3, N_4 dans cet exemple) est la valeur maximale atteignable pour cette durée de vie. En effet, un point situé à une valeur de ΔK supérieure correspondrait automatiquement à une durée de vie inférieure du fait du mécanisme décrit en fin de sous-section 3.4.1. L'étendue de ΔK atteignable augmente donc au fur et à mesure que la durée de vie diminue. L'évolution de ΔK_i en fonction de la durée de vie est donc matérialisée par l'enveloppe supérieure de notre ensemble de points dans ce diagramme (sous réserve de disposer de suffisamment de points ayant exposé le domaine jusqu'à des valeurs de tailles suffisantes). Un diagramme ΔK-N contenant l'ensemble des points expérimentaux de la phase 1 est donc tracé. Il est visible sur ce diagramme, présenté en figure 3.37, qu'un modèle d'allure similaire au modèle de Stromeyer utilisé pour décrire l'évolution du paramètre $\Delta\sigma_{mat}\,(N_r)$ peut être utilisé pour représenter l'évolution en fonction de la durée de vie du paramètre $\Delta K_i\,(N_r)$. Celui-ci est donc décrit par l'équation 3.18.

$$\Delta K_i\,(N_r) = K_d + \left(\frac{C_K}{N_r}\right)^{\frac{1}{m_K}} \tag{3.18}$$

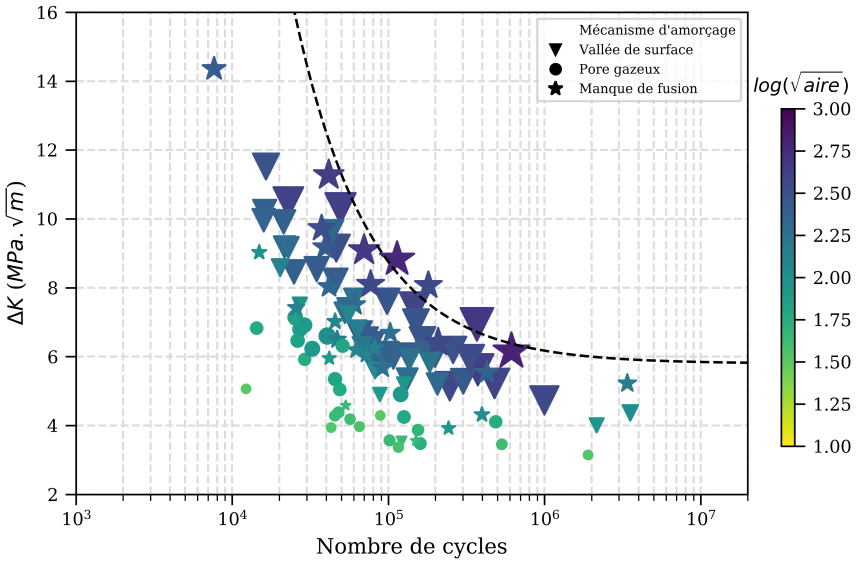


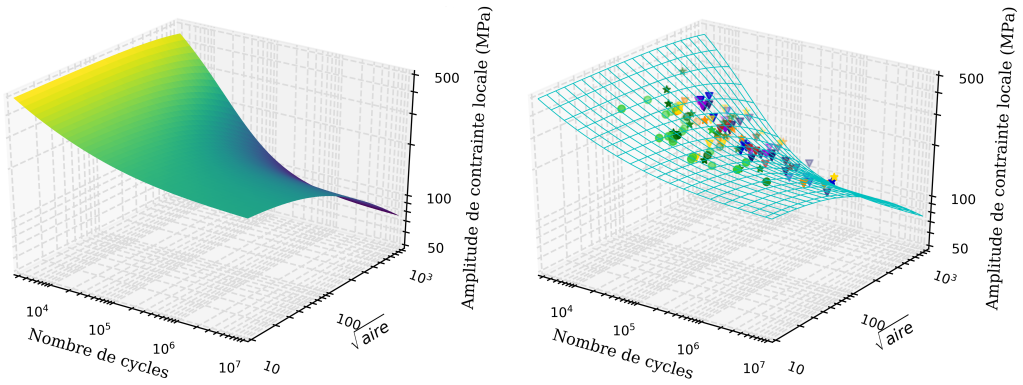
FIGURE 3.37 – Diagramme ΔK-N présentant l'ensemble des points expérimentaux de la phase 1, issus d'amorçages en surface et sous-surface, ainsi que l'évolution du paramètre $\Delta K_i\,(N_r)$.

Deux paramètres équivalents aux paramètres $\Delta\sigma_{fat}$ et ΔK_{th} du modèle de El-Haddad et Topper usuel, et leur évolution en fonction de la durée de vie, sont identifiés. Cependant, bien que ces deux paramètres soient effectivement les paramètres décrivant les deux domaines du diagramme de Kitagawa-Takahashi, le modèle de El-Haddad et Topper utilise un autre jeu de paramètres dans son expression : $\Delta\sigma_{fat}$ et $a_{0_{th}}$. L'expression de $a_{0_{th}}$ (équation 3.14) découle toutefois directement de la valeur de ΔK_{th} et de l'expression de l'amplitude du facteur d'intensité des contrainte (équation 3.13). Un paramètre $a_{0_N}\,(N_r)$ peut donc être directement transposé du paramètre $\Delta K_i\,(N_r)$ en suivant la même démarche. L'expression complète de ce paramètre est donnée par l'équation 3.19. Le modèle de El-Haddad et Topper étendu aux durées de vie limitées développé dans le cadre de ce travail de recherche prend donc l'expression décrite par l'équation 3.20.

$$a_{0_N}\,(N_r) = \frac{1}{\pi}\left(\frac{\Delta K_i\,(N_r)}{Y\ \Delta\sigma_{mat}\,(N_r)}\right)^2 = \frac{1}{\pi}\left(\frac{K_d + \left(\frac{C_K}{N_r}\right)^{\frac{1}{m_K}}}{Y\ \left(\sigma_d + \left(\frac{C_\sigma}{N_r}\right)^{\frac{1}{m_\sigma}}\right)}\right)^2 \tag{3.19}$$

$$\Delta\sigma_{model}\left(N_r, \sqrt{aire}\right) = \left(\sigma_d + \left(\frac{C_\sigma}{N_r}\right)^{\frac{1}{m_\sigma}}\right)\ \sqrt{\frac{a_{0_N}\,(N_r)}{a_{0_N}\,(N_r) + \sqrt{aire}}} \tag{3.20}$$

Le modèle ainsi défini est identifié sur l'ensemble des points expérimentaux disponibles (points présentés dans la figure 3.34) au moyen d'une procédure d'optimisation (la fonction *curve _fit* du module python *scipy*). L'identification qui en découle est présentée en figure 3.38 sans les points expérimentaux (gauche) et avec les points expérimentaux (droite).



(a) Représentation sans points expérimentaux.

(b) Représentation avec points expérimentaux.

FIGURE 3.38 – Représentation du modèle de El-Haddad et Topper étendu, identifié dans l'espace tridimensionnel $\left[\Delta\sigma, N_r, \sqrt{aire}\right]$, sans points expérimentaux (a) et avec (b).

Des courbes correspondant à quelques durées de vie sont extraites de cette réponse tridimensionnelle et tracées dans le diagramme de la figure 3.34 afin de pouvoir mieux évaluer la représentativité du modèle. Ce diagramme, pourvu des courbes évoquées, est présenté en figure 3.39.

Le peu de points disponibles à très faibles durées de vie (typiquement autour de 10^4 cycles) et pour de grandes tailles de porosités ou vallées de surface (typiquement supérieures à 300 µm) ne permet probablement pas de suffisamment contraindre le modèle. Cependant, celui-ci représente de manière satisfaisante la population de points expérimentaux obtenus lors de la campagne expérimentale. Disposer d'une description de la réponse du matériau dans l'espace tridimensionnel $\left[\Delta\sigma, N_r, \sqrt{aire}\right]$ permet d'extraire des coupes ou des projections dans différents plans de cet espace. De même, les points expérimentaux peuvent être transposés le long de la surface de réponse. C'est-à-dire que pour un point expérimental ayant atteint une durée de vie N_{exp} sous une sollicitation $\Delta\sigma_{exp}$ et ayant amorcé à partir d'une singularité de surface de taille $\sqrt{aire}_{exp}$, on peut trouver la tenue équivalente, $\Delta\sigma_{eq}$, correspondant à une durée de vie N_{eq} et une taille $\sqrt{aire}_{eq}$. Pour cela, le choix est fait de conserver un écart constant, en formalisme logarithmique, entre le point expérimental et la surface de réponse. La formule de calcul de cette tenue équivalente, $\Delta\sigma_{eq}$, est donnée par l'équation 3.21.

$$\Delta\sigma_{eq}\left(N_{eq}, \sqrt{aire}_{eq}\right) = \Delta\sigma_{exp}\,\frac{\Delta\sigma_{model}\left(N_{eq}, \sqrt{aire}_{eq}\right)}{\Delta\sigma_{model}\left(N_{exp}, \sqrt{aire}_{exp}\right)} \tag{3.21}$$

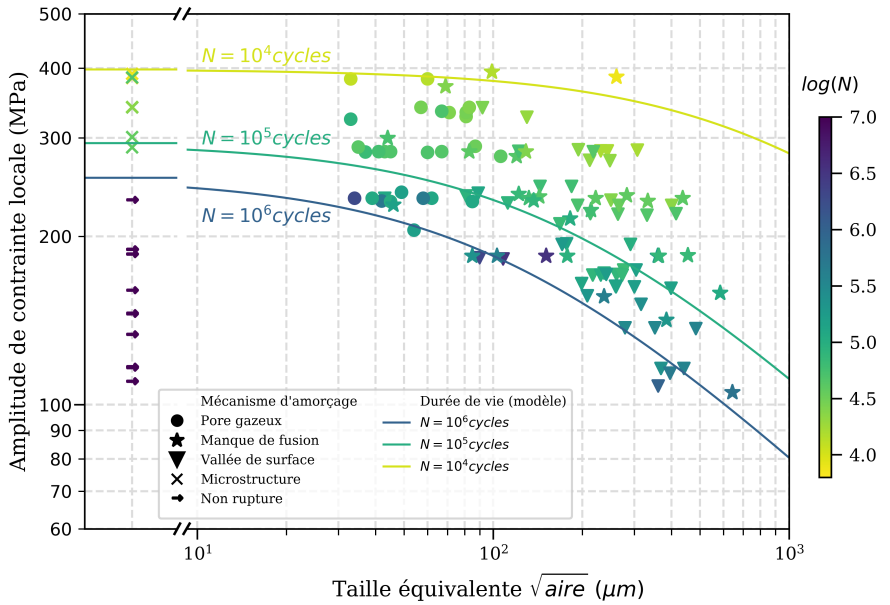


FIGURE 3.39 – Diagramme de Kitagawa-Takahashi présentant l'ensemble des points expérimentaux de la phase 1, issus d'amorçages en surface et sous-surface, ainsi que leur durée de vie. Courbes extraites du modèle tridimensionnel identifié correspondant à différentes durées de vie.

Cela permet de calculer différentes valeurs qui seront tracées par la suite. Dans le but d'assurer une bonne compréhension, les termes spécifiques choisis pour désigner chacune de ces valeurs sont définis ci-dessous. Les termes déjà définis de l'amplitude de contrainte nominale et locale sont également rappelés :

- Amplitude de contrainte nominale : Amplitude de contrainte ne tenant pas compte de la position du site d'amorçage ;
- Amplitude de contrainte locale : Amplitude de contrainte tenant compte de la position du site d'amorçage dans les gradients de contrainte présents dans l'éprouvette ;
- Amplitude de contrainte équivalente : Amplitude de contrainte équivalente à 10^7 cycles, c'est-à-dire $\Delta\sigma_{eq}\left(10^7, \sqrt{aire}_{exp}\right)$;
- Amplitude de contrainte corrigée : Amplitude de contrainte corrigée de la taille de la singularité géométrique à l'origine de l'amorçage, c'est-à-dire $\Delta\sigma_{eq}\left(N_{exp}, 0\right)$ - Cette valeur est censée correspondre à la tenue intrinsèque du matériau, localement, au site d'amorçage ;
- Amplitude de contrainte équivalente corrigée : Amplitude de contrainte équivalente à 10^7 cycles et corrigée de la taille de la singularité géométrique à l'origine de l'amorçage, c'est-à-dire $\Delta\sigma_{eq}\left(10^7, 0\right)$.

À partir de ces formules, on peut tracer des courbes maîtresses comme par exemple un diagramme de Kitagawa-Takahashi à durée de vie "infinie" (c'est-à-dire à 10^7 cycles) en tenant compte de l'ensemble de nos points expérimentaux quelle que soit la durée de vie atteinte expérimentalement. On peut également tracer

une courbe de Wöhler en corrigeant les tailles des porosités et vallées de surface. Cette courbe correspond ainsi à la courbe de Wöhler de la tenue intrinsèque du matériau. Ces deux graphiques sont présentés en figure 3.40 et figure 3.41. La coupe du modèle correspondante est également tracée sur chaque graphique. Ces courbes correspondent au diagramme de Kitagawa-Takahashi et à la courbe de Wöhler usuels tels que visibles sur la figure 3.33. Une bande matérialisant la dispersion résiduelle est également tracée (bande grise). Elle est construite de manière à englober l'ensemble des points expérimentaux.

Les deux diagrammes ci-dessous ont une allure cohérente avec celle attendue. Bien que la dispersion visible dans la courbe de Wöhler soit significativement inférieure à celle de la courbe initiale de la figure 3.31 (avant correction de la taille de porosités et vallées de surface), celle-ci reste importante. Cette dispersion est présente sur les deux graphiques. Elle est attribuée à une dispersion de tenue du matériau. En effet, on peut remarquer sur chacun des graphiques précédents que la bande matérialisant la dispersion sur l'ensemble des points expérimentaux serait similaire si celle-ci était basée uniquement sur les points expérimentaux relatifs aux amorçages sur microstructure (croix). Toutefois, afin de vérifier qu'aucun biais systématique n'est présent, une analyse plus détaillée des résultats est présentée dans la section suivante.

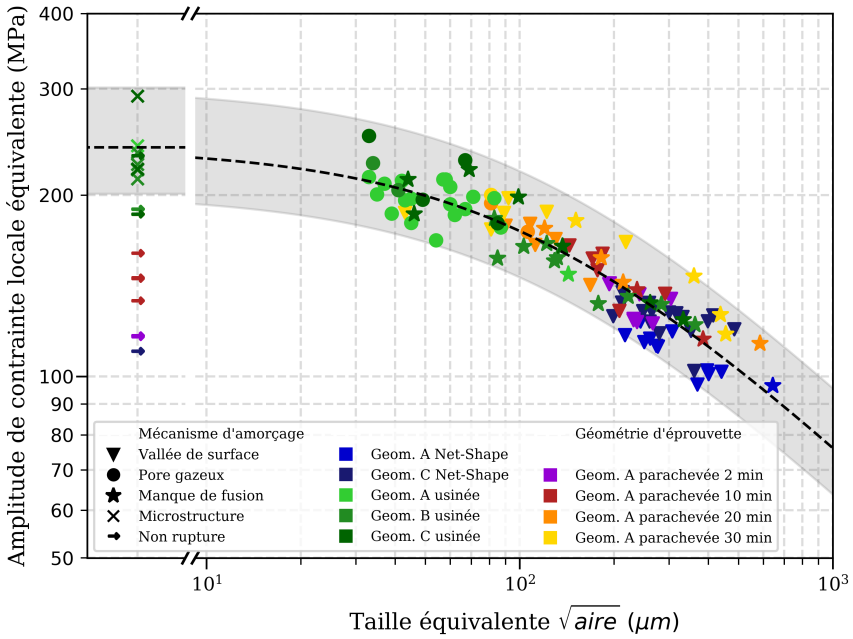


FIGURE 3.40 – Diagramme de Kitagawa-Takahashi présentant l'ensemble des points expérimentaux de la phase 1, issus d'amorçages en surface et sous-surface, avec une amplitude de contrainte locale, équivalente à une durée de vie de 10^7 cycles.

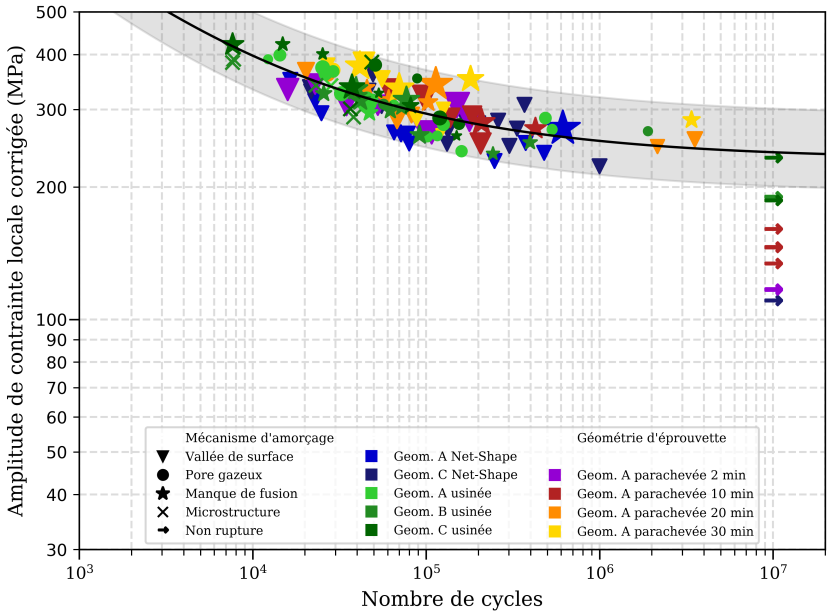


FIGURE 3.41 – Diagramme de Wöhler présentant l'ensemble des points expérimentaux de la phase 1, issus d'amorçages en surface et sous-surface, avec une amplitude de contrainte locale, corrigée de la taille des porosités et vallées de surface considérées.

3.4.3 Validation de la méthodologie et discussion

Dans un premier temps, on s'attache à valider les hypothèses formulées. La première d'entre elles a été d'utiliser une approche basée sur la mécanique linéaire élastique de la rupture ce qui sous-entend que la morphologie des irrégularités de surface considérées n'est pas un paramètre influent dans la réponse du matériau. Bien que ce choix ait aussi été guidé par les constats déjà présents dans la littérature sur d'autres matériaux ([101]), il est confirmé ici puisque les différents mécanismes d'amorçage rencontrés, malgré des morphologies significativement différentes, sont parfaitement mélangés dans les graphiques maîtres des figure 3.40 et figure 3.41. On pourrait penser que la dispersion résiduelle provient en partie de la non prise en compte de la morphologie des singularités micro-géométriques de surface considérées. Toutefois, la bande de dispersion tracée aurait été similaire si elle avait été tracée mécanisme par mécanisme. On n'a donc pas de biais systématique dû à la morphologie des éléments de micro-géométrie de surface. Cette observation confirme qu'en fatigue les impacts de la rugosité (typiquement liée aux vallées de surface) et des porosités débouchantes (que ce soit des pores gazeux ou des manques de fusion) peuvent être indifféremment pris en compte, au moyen d'un paramètre de type $\sqrt{aire}$.

La similarité des dispersions observées au niveau du plateau du diagramme de Kitagawa-Takahashi en présence d'irrégularités de surface et sur hétérogénéités microstructurales conforte l'hypothèse d'un effet de microstructure marqué pour expliquer l'importante dispersion constatée. La présence en différents points de la courbe de Wöhler maîtresse (figure 3.41) de données correspondant à des amorçages sur hétérogénéités microstructurales ou sur pores gazeux (correspondants au seuil

du diagramme de Kitagawa-Takahashi) montre que celle-ci représente bien la tenue intrinsèque du matériau comme attendu. Cela contribue aussi à la validation du modèle.

De la même manière, on vérifie qu'aucun biais systématique n'existe entre les variables du modèle ($\Delta\sigma$, N_r et $\sqrt{aire}$). Pour cela, la dispersion autour du modèle (c'est-à-dire les résidus) est étudiée. Une répartition homogène des résidus autour du modèle valide en effet le caractère aléatoire de cette dispersion. Cela montre également qu'aucun paramètre n'a été oublié dans le modèle et que l'allure adoptée pour décrire les variables est adaptée. Le modèle étant constitué d'une surface tridimensionnelle, cette évaluation n'est pas aisée. Toutefois, celle-ci peut être réalisée sur une des courbes maîtresses présentées en figure 3.40 et figure 3.41. La surface étant non développable, une correction sur l'une des variables (par exemple $\Delta\sigma$) dépend nécessairement des deux autres variables comme le montrent l'allure de la surface (cf. figure 3.38a) et l'équation 3.21. Quel que soit le plan choisi pour projeter les résultats et le modèle, un biais systématique du modèle sera donc visible. Le diagramme de Kitagawa-Takahashi est choisi. On retrace donc le diagramme de Kitagawa-Takahashi maître (cf. figure 3.40) mais en représentant la durée de vie au moyen d'une échelle de couleur. Ce diagramme est présenté en figure 3.42. On constate bien que la dispersion résiduelle est homogène le long de la ligne moyenne représentant le modèle. De même, les différentes durées de vie sont réparties uniformément sur l'ensemble du nuage de points et couvrent l'intégralité de la bande de dispersion. La bonne représentativité du modèle est ainsi démontrée.

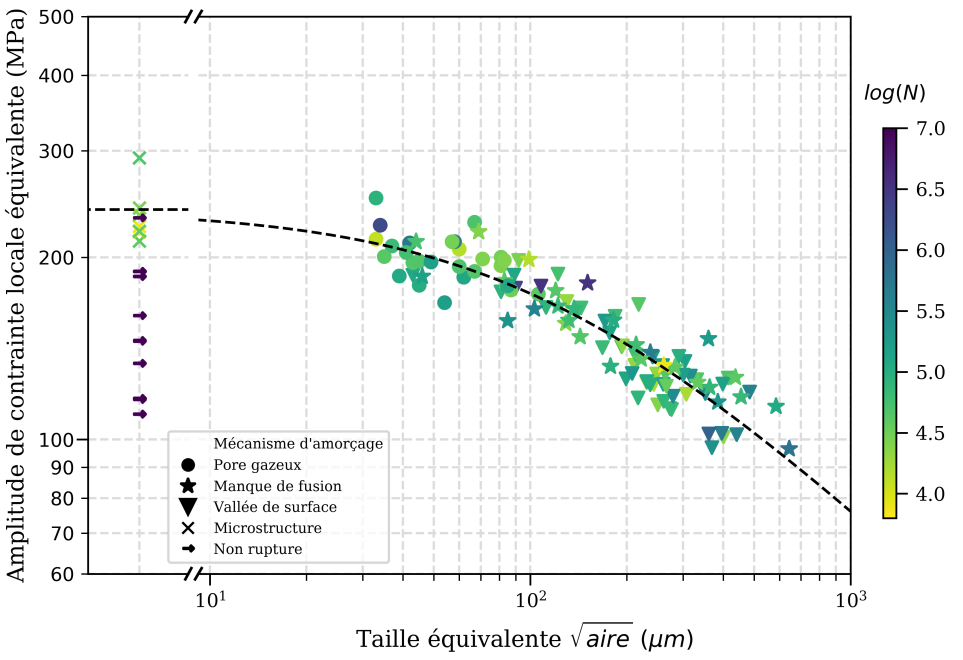


FIGURE 3.42 – Diagramme de Kitagawa-Takahashi présentant l'ensemble des points expérimentaux de la phase 1, issus d'amorçages en surface et sous-surface, avec une amplitude de contrainte locale, équivalente à une durée de vie de 10^7 cycles.

Les observations décrites au paragraphe précédent montrent l'indépendance des résidus aux différentes variables du modèle (tenue, durée de vie, tailles des irrégularités de surface) sur la population totale des points expérimentaux mais également sur les populations de chaque mécanisme pris indépendamment. En revanche, les différents états de surface n'ont pas été considérés séparément. Le diagramme de Kitagawa-Takahashi en amplitude de contrainte équivalente, présenté en figure 3.40, semble montrer une dépendance du résultat à l'état de surface. En particulier pour les états de surfaces parachevés. Cette observation attribuée à des effets de volume sera détaillée au chapitre suivant de ce manuscrit.

A ce stade de l'étude, aucun point expérimental supplémentaire, non pris en compte dans l'identification, n'est disponible pour valider l'identification réalisée. Le modèle sera comparé aux résultats des essais de la phase 2 dans le chapitre suivant du manuscrit. Avant cela, quelques points de discussion supplémentaires sur la modélisation proposée méritent malgré tout d'être évoqués.

Un graphique ΔK-N est utilisé pour décrire l'évolution du second domaine du diagramme de Kitagawa-Takahashi (cf. figure 3.39). Certains auteurs utilisent également un diagramme ΔK-$\sqrt{aire}$ pour décrire le comportement du matériau. Ce diagramme est tracé dans le cadre de cette étude avec l'ensemble des points expérimentaux de la phase 1 (ayant amorcé en surface ou sous-surface) ainsi qu'avec les coupes pour plusieurs durées de vies de la surface de réponse du modèle identifié (cf. figure 3.43).

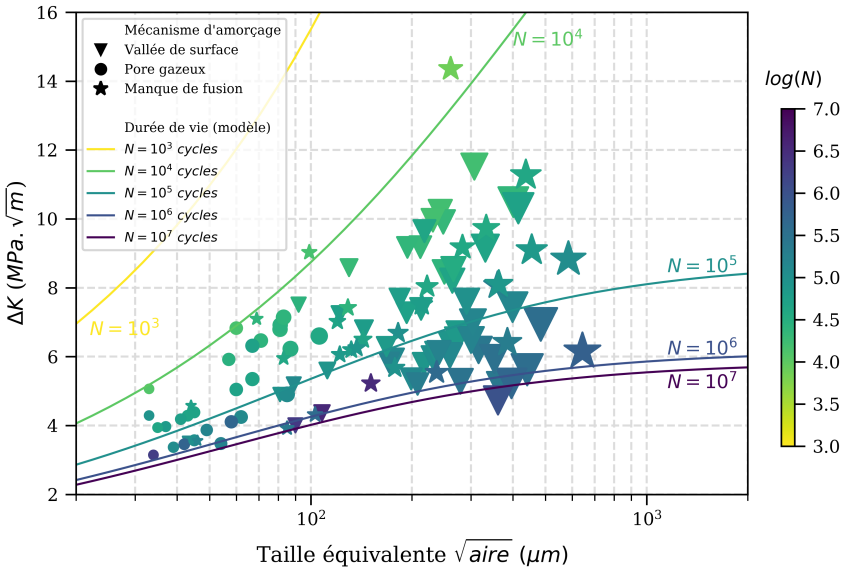


FIGURE 3.43 – Diagramme ΔK-$\sqrt{aire}$ présentant l'ensemble des points expérimentaux de la phase 1, issus d'amorçages en surface et sous-surface. Courbes extraites du modèle tridimensionnel identifié correspondant à différentes durées de vie.

Les coupes extraites du modèle sont bien en accord avec les points expérimentaux. Le diagramme ne traçant que des informations similaires aux précédents diagrammes présentés, cela ne fait que confirmer la représentativité du modèle. Les courbes du diagramme ont une allure d'exponentielle saturante avec une première partie croissante convergeant vers une asymptote horizontale. Pour la durée de vie correspondant à la censure (10^7 cycles), c'est-à-dire correspondant au seuil de la courbe de Wöhler et au seuil de non propagation, la valeur asymptotique est d'environ 5,8 MPa$\sqrt{\text{m}}$. On peut également ajouter qu'aucune fissure de fatigue critique n'a été constatée pour des tailles inférieures à 33 µm ou une amplitude de facteur d'intensité des contraintes de 3,17 MPa$\sqrt{\text{m}}$. L'allure précédemment décrite est notamment visible aux grandes durées de vie mais également pour les durées de vie plus courtes. Le diagramme de la figure 3.43 est tracé à nouveau mais sur une plage plus étendue de tailles équivalentes et pour des durées de vie intermédiaires. Ce diagramme est présenté en figure 3.44. On peut effectivement constater que l'allure reste la même aux durées de vie plus faibles.

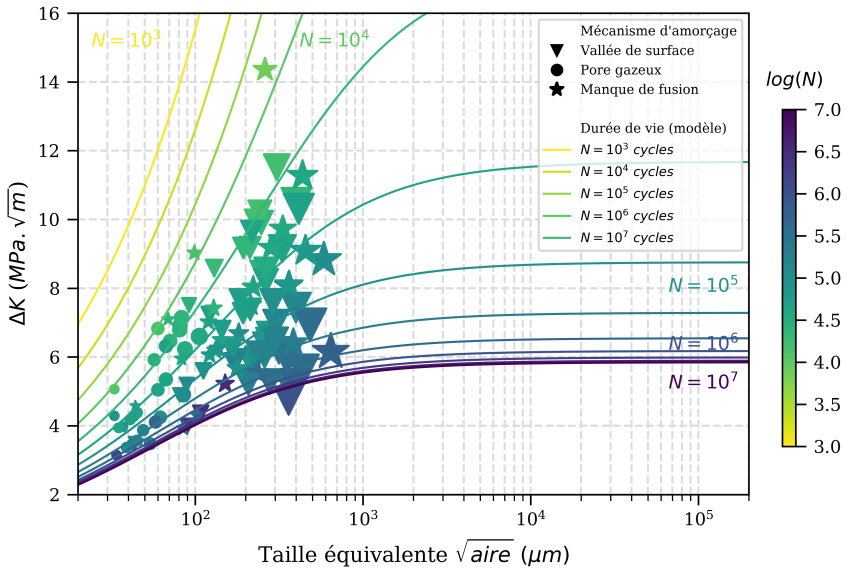


FIGURE 3.44 – Diagramme ΔK-$\sqrt{aire}$ de la figure 3.43 sur une plage de tailles étendue.

Cette allure soulève des questions, notamment pour les grandes durées de vie où elle correspond au seuil de la courbe de Wöhler et de la courbe de propagation de fissure. En effet, la valeur d'amplitude de facteur d'intensité des contraintes en dessous de laquelle une fissure ne peut propager dans le matériau est connue, ΔK_{th}. On devrait donc, pour être en accord avec la mécanique linéaire élastique de la rupture, obtenir une valeur constante c'est-à-dire une droite horizontale à une ordonnée égale à ΔK_{th}. Ciavarella et al. ([34]) ont identifié un modèle de El-Haddad et Topper étendu aux durées de vies limitées mais ont procédé par l'intégration de lois de propagation. Cette approche est bien entendu plus précise que l'approche phénoménologique utilisée dans notre étude mais nécessitait des données non disponibles. Ils ont montré

que la forme des courbes dans les différents diagrammes dépend fortement de la forme de la loi de propagation. Notamment, la zone de transition entre les deux domaines du diagramme de Kitagawa-Takahashi dépend de la transition entre les stade I et stade II de la loi de propagation. D'une manière générale, admettre une transition continue entre les deux domaines du diagramme de Kitagawa-Takahashi (qu'elle soit accommodée par un modèle du type El-Haddad et Topper ou plus précisément intégrée depuis la loi de propagation) induit nécessairement une allure similaire à celle obtenue ici dans le diagramme ΔK-$\sqrt{aire}$. Cette allure peut être attribuée à plusieurs causes : plasticité en pointe de fissure, contraintes résiduelles, effets de fissures courtes ou effets de fermeture de fissure. Bien qu'il soit difficile d'établir avec certitude les raisons de l'évolution du seuil de non-propagation de fissure, une des théorie proposée est celle de Chapetti et al. ([36]). Ces auteurs attribuent l'effet transitoire de cette courbe à un effet de fissure courte. Ils relient notamment les caractéristiques de cette courbe à des grandeurs microstructurales et matériau comme rappelé à la section 3.3. Ces différentes hypothèses ont donc été confrontées aux résultats de notre étude.

Tout d'abord, d'après Chapetti et al. ([36]), l'asymptote horizontale du diagramme ΔK-$\sqrt{aire}$ doit correspondre au seuil de la loi de propagation en fissure longue, c'est-à-dire celui identifié au moyen des essais usuels de propagation, ΔK_{th}, parfois noté $\Delta K_{th_{LC}}$ pour insister sur le caractère "fissure longue" de ce paramètre. Dans l'étude réalisée sur les essais de la phase 1, la valeur obtenue est de 5,8 MPa$\sqrt{\text{m}}$. Cette valeur peut paraître élevée pour un $\Delta K_{th_{LC}}$, pour lequel les valeurs avancées sont plus souvent de l'ordre de 3 MPa$\sqrt{\text{m}}$. Cependant, cette valeur n'est pas propre au diagramme présenté ci-dessus mais correspond bien au diagramme de Kitagawa-Takahashi tracé précédemment. Par ailleurs, plusieurs auteurs ont déjà présenté des valeurs de cet ordre de grandeur pour du Ti-6Al-4V avec une microstructure lamellaire, même non issue de fabrication additive (par exemple Nalla et al. [70]). Cette valeur pourrait donc être liée à la microstructure lamellaire généralement obtenue par fabrication additive. Alors que la valeur de ΔK au démarrage de la courbe peut être jugée plus cohérente et que l'effet transitoire associé peut être attribué à d'autres facteurs tels que ceux mentionnés au paragraphe précédent, Chapetti et al. ([36]) choisissent de décomposer la valeur $\Delta K_{th_{LC}}$ en plusieurs contributions. La première, notée ΔK_d ou *seuil microstructural*, est constante et correspond au démarrage de la courbe à partir d'une taille, d, associée à la profondeur de la plus forte barrière microstructurale. Chapetti et al. ([36]) précisent que pour des aciers à structure lamellaire (bainite ou martensite par exemple) cette valeur doit être reliée à la longueur des lattes ([102, 103]). Dans le cas de notre étude, les valeurs relevées au point de départ de la courbe sont égales à environ 33 µm pour d et 3,17 MPa$\sqrt{\text{m}}$ pour ΔK_d. Chapetti et al. ([36]) mentionnent qu'en-dessous de cette valeur c'est un seuil en contrainte qui prédomine. Ce seuil correspond à l'amplitude de contrainte nécessaire pour qu'une fissure propage dans la matière. Une sollicitation inférieure à cette valeur ne permettrait pas de franchir la barrière microstructurale la plus forte, même située à sa profondeur maximale, d, (c'est-à-dire avec une taille de fissure égale à d). On peut donc calculer la valeur de ce seuil microstructural en contrainte au moyen des valeurs relevées de ΔK_d et d et de la formule de calcul du facteur d'intensité des contraintes, équation 3.13. On obtient à partir de l'équation 3.22 une valeur d'amplitude de contrainte de 240 MPa.

$$\Delta\sigma_{seuil} = \frac{\Delta K_d}{Y\ \sqrt{\pi\ \sqrt{aire}}} \tag{3.22}$$

Cette valeur est très proche de la valeur du seuil de 245 MPa, constatée sur les amorçages issus d'hétérogénéités microstructurale et mentionné à la sous-sous-section 3.2.3.3. Pourtant, ces amorçages n'ont pas servi à identifier les valeurs de ΔK_d et d étant donné qu'aucune taille ne leur est associée. Cela donne donc du crédit à la proposition de Chapetti et al. ([36]). De même, la valeur de d d'environ 33 µm est relativement proche de la profondeur des amorçages secondaires peu propagés également évoqués précédemment (cf. 40 µm à 50 µm pour rappel). Elle est également proche des longueurs de lattes α caractérisées (cf. figure 2.37a). Ces observations donnent du crédit à la théorie de Chapetti et al. ([36]) et pourraient expliquer l'arrêt des fissures de ces amorçages secondaires.

À partir d'une taille d, c'est le facteur d'intensité des contraintes qui devient le paramètre décisif. Celui-ci évolue avec la taille de fissure du fait de l'évolution de la seconde contribution au ΔK_{th} désignée ΔK_C. Compte-tenu de cette évolution, une fissure dont la force motrice augmenterait moins rapidement que le ΔK_{th} conduirait à un arrêt de fissure (c'est le principe de la *R-curve* décrit à la section 3.3).

3.5 Conclusion

Le lien entre la porosité ou vallée de surface critique et la durée de vie a été traité dans ce chapitre. Une première partie a permis de décrire l'ensemble des résultats expérimentaux obtenus sur la phase 1 de ce travail de recherche. Les tenues en fatigue et leur évolution en fonction du temps de parachèvement ont été présentées et corrélées aux états de surface correspondants. La présence de points bas a conduit à l'étude plus fine des différents mécanismes d'amorçage rencontrés. Sur les états de surface pas ou peu parachevés, les vallées de surface sont majoritairement responsables des amorçages de fissures de fatigue. Après un temps de parachèvement convenable (typiquement 10 min ou plus), les porosités débouchantes deviennent de plus en plus présentes jusqu'à représenter environ la moitié des amorçages. Une transition entre ces mécanismes a donc été mise en évidence. L'occurrence de chaque mécanisme en fonction de la position spatiale et de l'état de surface considéré a également été étudiée. La criticité supérieure de la surface et de la sous-surface par rapport aux porosités internes est confirmée.

La nécessité de prendre en compte explicitement la taille de la singularité micro-géométrique de surface responsable de l'amorçage de la fissure de fatigue, pour prévoir la durée de vie, a été constatée. Pour ce faire, une approche similaire à celle de Ciavarella et al. ([34]), appliquée par Sheridan et al. à un matériau produit par fabrication additive ([35]) a été choisie. Une méthode alternative d'identification de ce type de modèle a été proposée afin de pallier l'absence de caractérisation de la loi de propagation du matériau dans ces travaux de recherche. Cette modélisation et la méthode d'identification associée ont permis l'identification d'un modèle représentatif du comportement du matériau sur un large domaine tridimensionnel $\left[\Delta\sigma, N_r, \sqrt{aire}\right]$. Ce modèle s'est révélé représentatif du Ti-6Al-4V produit par L-PBF.

La modélisation proposée est parfaitement en cohérence avec l'approche conseillée par l'AIA concernant le dimensionnement de pièces produites par fabrication additive. La possibilité offerte par le modèle identifié de se positionner en différents points du domaine tridimensionnel permet l'ajustement du *scale factor* (facteur de prise en compte de l'effet de structure présenté en figure 3.25), évoqué dans ces recommandations, en fonction de la zone de pièce considérée. La présence de certaines porosités (notamment les manques de fusion) s'est révélée dépendante de la position sur le plateau de fabrication, entre autres. Ce constat a conduit à considérer comme un effet de structure à la fois les vallées de surface et les porosités débouchantes. Ces différents mécanismes sont considérés de manière similaire, à travers le paramètre $\sqrt{aire}$. L'indépendance des différents paramètres du modèle à l'une ou l'autre des variables d'entrée a été vérifiée. En particulier, la représentativité du modèle quel que soit le mécanisme (porosités ou vallées de surface - responsables de la rugosité) valide le choix de ne pas distinguer porosités et rugosité et de ne considérer que la tenue intrinsèque du matériau dans l'admissible matériau (*material allowable*). Cela montre également un impact limité de la macro-morphologie des irrégularités de surface sur la tenue en fatigue. Il existe, cependant, entre ces différents mécanismes, une notion d'occurrence qu'il paraît nécessaire de prendre en compte.

Malgré la bonne représentativité du modèle, une dispersion importante subsiste (jusqu'à 100 MPa au niveau du seuil). De telles dispersion ont déjà été constatées par d'autres auteurs sur l'alliage de titane Ti-6Al-4V ([99]). Plusieurs causes peuvent expliquer une telle variabilité de tenue du matériau. Bien que l'impact de la macro-morphologie soit limité, un effet de la morphologie fine des irrégularités de surface, à l'échelle exposée en figure 1.16, en est une. La présence d'inclusions, en est une autre. Enfin, une variabilité de la tenue microstructurale, locale, adjacente aux porosités et vallées de surface est aussi une cause potentielle de dispersion. Cette variabilité microstructurale, au sens large, englobe elle-même plusieurs effets potentiels comme des hétérogénéités de composition chimique du matériau, mais aussi l'orientation, la taille de grain, etc ... L'absence d'observation d'inclusions sur nos fractographies suppose qu'elles soient de tailles sub-micrométriques pour lesquelles un effet sur la fatigue est discutable. Par ailleurs, la très bonne corrélation constatée, au niveau du seuil du diagramme de Kitagawa-Takahashi (cf. figure 3.40), entre les étendues de contraintes équivalentes corrigées issues des irrégularités de surface et issues d'hétérogénéités microstructurales semble exclure une contribution de la morphologie fine. Il est toutefois difficile de démontrer la cause exacte de cette large dispersion. D'une manière générale, un effet significatif de la microstructure locale du matériau, sur la tenue en fatigue, est suspecté. La présence d'une variété de porosités similaires aux porosités critiques mais n'ayant pas amorcé est notamment un indice. L'observation d'amorçages secondaires sur hétérogénéités microstructurales, arrêtés, oriente aussi dans cette voie. La présence de lattes, d'orientations particulières, sur les faciès de rupture, l'existence d'un seuil d'amplitude de contrainte nécessaire à la rupture du matériau et la corrélation significative des observations expérimentales avec les propositions de Chapetti et al. ([36]), entre autres, confortent cette hypothèse. C'est pourquoi les travaux de la phase 2 seront basés sur ce scénario. Le fait que l'irrégularité de surface critique ne semble pas être la plus importante vis-à-vis du paramètre $\sqrt{aire}$, sur un certain nombre d'échantillons, abonde également en ce sens. Une possible différence de la réponse (intrinsèque) du matériau en fonction de l'état

de surface a également été relevée. Cette différence est attribuée à de possibles effets de volume découlant directement de la forte dispersion existant dans la tenue du matériau. Cet effet de volume est également visible sur l'amplitude de contrainte représentative de la dispersion, qui est significativement plus élevée pour de faibles tailles d'irrégularités de surface (typiquement au niveau du seuil du diagramme de Kitagawa-Takahashi) que pour de grandes tailles (typiquement plusieurs centaines de microns de taille équivalente).

Bien que le lien entre irrégularité de surface critique et durée de vie soit désormais bien établi, il apparaît donc nécessaire, dans le but de correctement dimensionner les pièces, d'être capable d'identifier la ou les porosités critiques dans la population présente sur une surface, ainsi que la part éventuelle de la variabilité de tenue du matériau.

CHAPITRE 4

Analyse des populations d'irrégularités de surface et de leur évolution en fonction du parachèvement - De la population à la porosité critique

Sommaire

4.1 Introduction **169**
4.2 Résultats des caractérisations de surface et du comportement en fatigue **170**
4.2.1 Caractérisation des états de surface 171
4.2.2 Résultats des essais de fatigue 175
4.2.3 Mécanismes d'amorçage 178
4.2.4 Bilan 184
4.3 Méthodologies de caractérisation des irrégularités de surface . . . **185**
4.3.1 Complément bibliographique : détermination de la concentration de contrainte 186
4.3.2 Détection des irrégularités de surface et mesure des tailles 189
4.3.3 Calcul de la concentration de contrainte par transformée de Fourier rapide 194
4.4 Passage de la population d'irrégularités de surface à la porosité critique **200**
4.4.1 Approche basée sur les facteurs d'intensité des contraintes 204
4.4.2 Approche basée sur la concentration de contrainte 208
4.4.3 Comparaison des approches - Détermination de l'indicateur adapté 209
4.4.4 Complément bibliographique : Effet de la microstructure . 216

4.5 Vers une meilleure prise en compte de l'impact de la microstructure **217**
4.5.1 Complément bibliographique : Statistique des valeurs extrêmes . . . 217
4.5.2 Modélisation combinant la distribution de tenue et la population d'irrégularités de surface . . . 219
4.6 Conclusion . . . **226**

4.1 Introduction

Dans le chapitre précédent, la fatigue du Ti-6Al-4V produit par L-PBF et les mécanismes d'amorçage des fissures ont été étudiés. Peu d'amorçages à cœur ont été rencontrés et l'impact prépondérant de la surface dans la tenue en fatigue a ainsi été établi. Le lien entre les caractéristiques de la porosité débouchante ou vallée de surface critique et la durée de vie a été déterminé. Une modélisation du comportement en fatigue tenant compte de ces caractéristiques (en l'occurrence, la taille équivalente $\sqrt{aire}$) a également été proposée. Toutefois, l'application d'un tel modèle suppose de connaître la taille de l'irrégularité de surface critique. Les observations expérimentales de la phase 1, qui portait sur la caractérisation en fatigue à durées de vie limitées et illimitées sur éprouvettes cylindriques, laissent penser que pour certaines éprouvettes la fissure de fatigue n'a pas amorcé à partir de l'irrégularité de surface la plus grande. Si tel est le cas, dimensionner une pièce à partir de l'irrégularité de surface présentant la plus grande taille pourrait introduire un conservatisme rédhibitoire pour le procédé L-PBF. C'est la raison pour laquelle, savoir identifier l'élément critique sur une surface est primordial. Ce nouveau chapitre se concentrera donc uniquement sur les irrégularités de surface et sur leur criticité relative.

Par ailleurs, une influence significative de la tenue mécanique intrinsèque locale du matériau, en périphérie des irrégularités de surface, est également suspectée. Bien que plusieurs causes soient envisageables, une hypothèse selon laquelle cette variation importante de la tenue proviendrait d'effets de microstructure (au sens large) a été proposée, au vu des résultats expérimentaux de la phase 1. Des observations fractographiques illustrant cet impact de la microstructure ont notamment été présentées au chapitre 3. La tenue en présence d'une irrégularité de surface n'est alors plus seulement dépendante des caractéristiques géométriques de cette irrégularité (à travers le gradient de contrainte ou le facteur d'intensité des contraintes), mais découle d'une combinaison entre ces caractéristiques géométriques et la tenue intrinsèque de la microstructure en périphérie immédiate de cette irrégularité de surface. Le schéma de la figure 4.1 illustre ce scénario à différentes échelles. Il apparaît qu'une irrégularité de surface plus grande sollicitera une plus grande variété de microstructure locale. De même, un nombre plus important d'irrégularités de surface sollicitera une variété plus importante de microstructures locales. Que ce nombre important soit dû à une géométrie présentant un volume effectif supérieur ou à une densité (spatiale) d'irrégularités de surface supérieure. De ce fait, cela donne lieu à des effets d'échelle. Ceux-ci ont bien été observés lors de la phase 1, ce qui conforte cette hypothèse.

L'objectif de ce chapitre est donc de déterminer si les seules caractéristiques micro-géométriques des irrégularités de surface suffisent à identifier l'irrégularité critique au sein d'une population, ou si la forte variabilité de tenue intrinsèque du matériau perturbe cette identification ([104]).

Une seconde campagne expérimentale est donc réalisée, sur éprouvettes planes, avec comme objectifs d'identifier la population d'irrégularités de surface présente, en fonction de l'état de surface, et les métriques principales, caractéristiques des éléments de cette population. Cette campagne permettra également de confirmer les observations de la phase 1 tant du point de vue des mécanismes d'amorçage des fissures de fatigue et de tenue en fatigue, que du point de vue de l'effet de la microstructure.

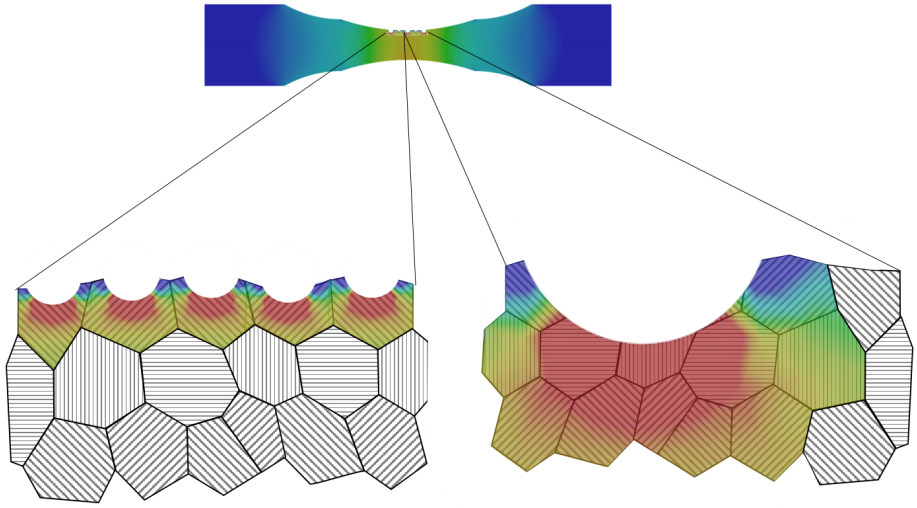


FIGURE 4.1 – Représentation schématique de la microstructure locale sollicitée par la présence d'irrégularités de surface, à différentes échelles. Effets de la densité spatiale, de la taille d'irrégularité de surface et de la géométrie d'éprouvette sur le volume effectif sollicité.

Après une rapide présentation des résultats de fatigue obtenus, les populations d'irrégularités de surface seront étudiées. Les méthodes d'identification de ces populations, et d'évaluation des caractéristiques de chaque irrégularité, seront alors détaillées. Les indicateurs envisagés pour déterminer l'irrégularité de surface critique seront ensuite décrits. Les résultats obtenus pour chacun de ces indicateurs, sur les populations identifiées, seront également présentés. Une comparaison de ces indicateurs sera réalisée et leurs résultats seront analysés et discutés. Enfin, des perspectives de prise en compte de l'effet de la tenue intrinsèque locale du matériau, et de premiers travaux de modélisation en ce sens, seront proposés.

4.2 Résultats des caractérisations de surface et du comportement en fatigue

La seconde campagne expérimentale a donné lieu à 118 essais de fatigue, uniquement sur la géométrie F (cf. figure 2.3). Sept états de surface sont testés. Aux six états de surface testés lors de la phase 1 sur la géométrie A, un septième état de surface, correspondant à un temps de parachèvement de 40 min, est ajouté. L'objectif de cet ajout est de confirmer si le parachèvement optimal est réellement atteint après 30 min de traitement, comme cela a été déduit des essais de la phase 1 (cf. sous-section 3.2.1). Pour chaque état de surface, 17 essais sont réalisés (16 à l'état *net-shape*) suivant la procédure par paliers de contrainte croissants décrite au chapitre 2, sous-section 2.4.3. Les détails de ces résultats expérimentaux sont donnés ultérieurement dans ce chapitre.

4.2.1 Caractérisation des états de surface

Les états de surface obtenus sont caractérisés en premier lieu. Les procédures de fabrication, de traitement thermique et de traitement de surface sont strictement identiques à celles utilisées lors de la phase 1. Les états de surface des éprouvettes de la phase 2 devraient donc être proches de ceux étudiés lors de la phase 1. Seul l'état usiné fait l'objet d'une préparation différente. Afin d'éviter un éventuel impact de la couche d'alpha-case présente après traitement de détentionnement post-usinage, les éprouvettes sont parachevées jusqu'à l'obtention d'une décote de 100 µm à 200 µm. L'alpha-case est ainsi éliminé. La figure 4.2 présente une image MEB d'une éprouvette inclinée sur laquelle la surface usinée parachevée est visible, en plus du faciès de rupture.

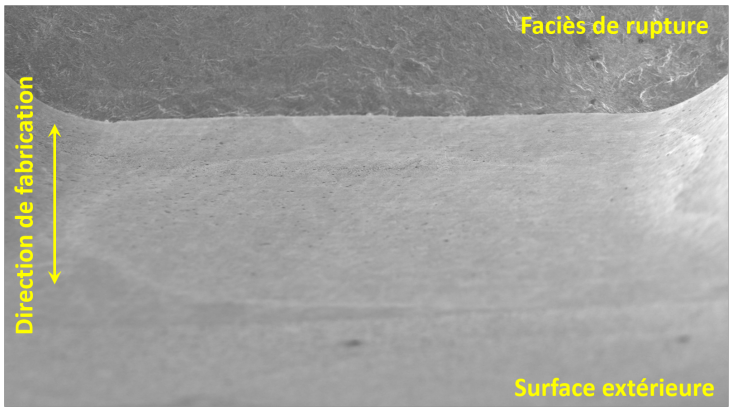


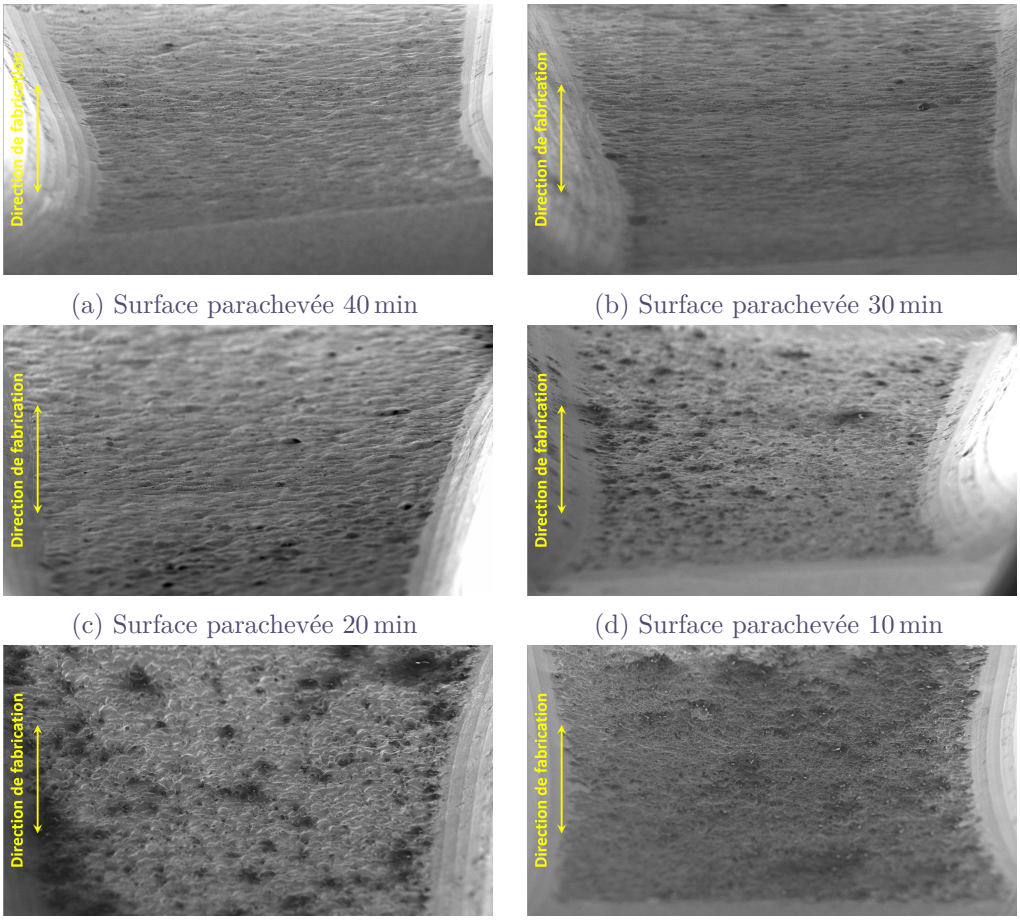
FIGURE 4.2 – Image MEB de la surface usinée parachevée de la zone utile d'une éprouvette de géométrie F.

On constate que la surface est lisse et que le traitement de parachèvement n'a pas dégradé l'état de surface issu de l'usinage. Des images similaires des autres états de surface testés sont présentées en figure 4.3.

Cette première observation qualitative conduit à des conclusions similaires à celles formulées lors de la phase 1. L'état de surface après 2 min de parachèvement est encore très chaotique bien que les poudres résiduelles soient éliminées. Les effets du comportement transitoire du procédé de parachèvement sont également visibles (cf. sous-section 3.2.1). L'état de surface après 10 min de traitement semble en revanche légèrement moins abouti que lors de la phase 1 où il était très proche de l'état de surface final. Toutefois, ce genre d'observation mérite d'être confirmé par des mesures quantitatives. A partir de 20 min de finition, l'état de surface a atteint son allure définitive. Comme attendu, les surfaces parachevées durant 30 min et 40 min sont similaires.

Des relevés systématiques des surfaces ont été réalisés par profilométrie, avant et après essai, sur l'ensemble de la zone utile, par les personnels du laboratoire LAMPA à Angers. La figure 4.4 présente un exemple de topographie de surface obtenue pour chaque état de surface.

Les observations qualitatives réalisées à partir des images MEB sont confirmées. L'élargissement des vallées entre les surfaces *net-shape* et parachevées durant 2 min est bien visible. L'évolution la plus brusque de la micro-géométrie de surface intervient



(a) Surface parachevée 40 min (b) Surface parachevée 30 min

(c) Surface parachevée 20 min (d) Surface parachevée 10 min

(e) Surface parachevée 2 min (f) Surface *net-shape*

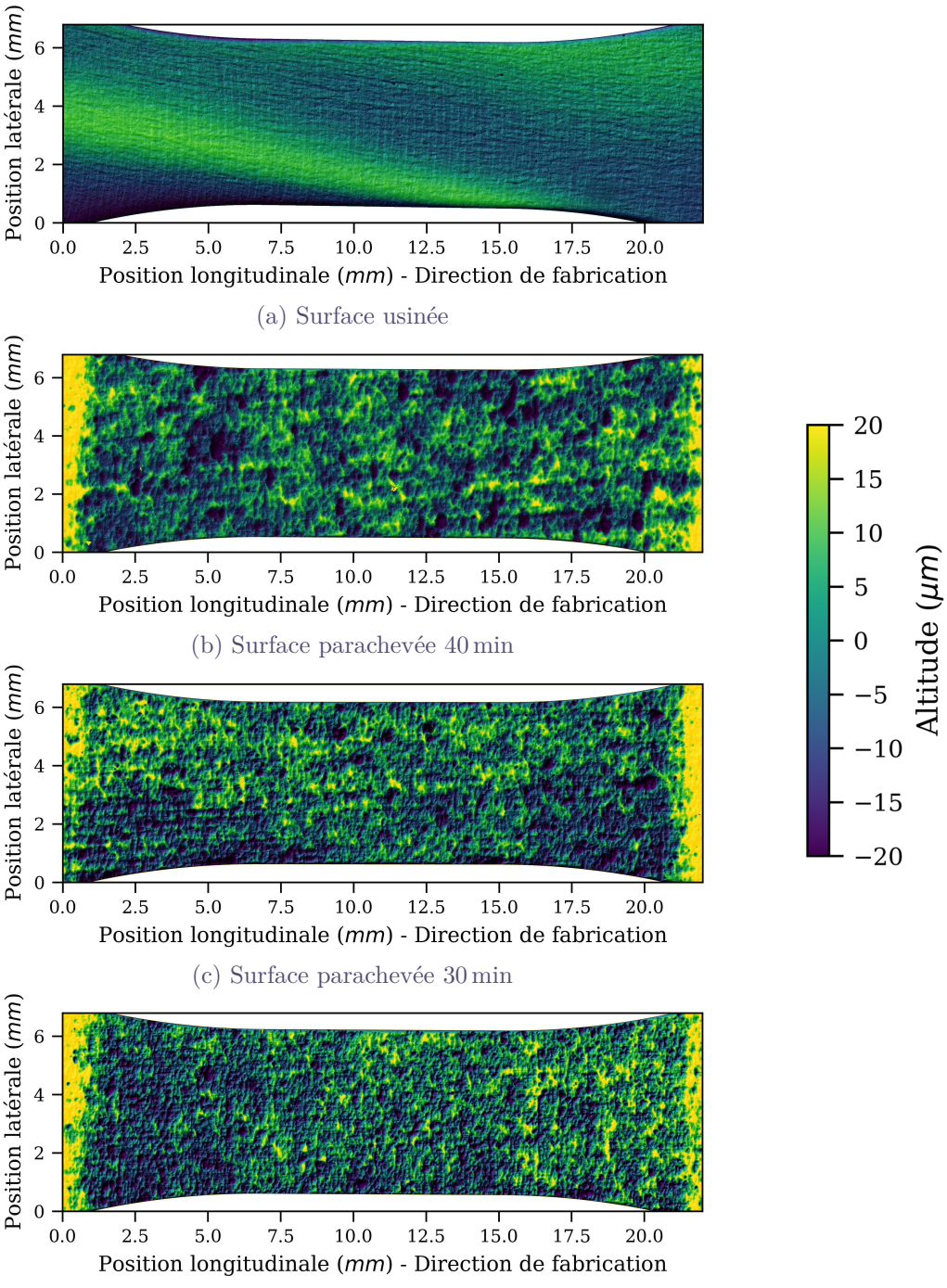
FIGURE 4.3 – Images MEB des surfaces parachevées ou *net-shape* de la zone utile d'éprouvettes de géométrie F pour les différents états de surface testés.

entre 10 min et 20 min de traitement. Lors de la phase 1, une évolution similaire avait plutôt été notée entre 2 min et 10 min de traitement. Les aspects des surfaces parachevées durant 30 min et 40 min sont semblables.

Ces relevés profilométriques permettent aussi d'extraire les valeurs de rugosité de chaque éprouvette, sous la forme des indicateurs de rugosité usuels. Une partie de ces indicateurs est présentée dans le graphique de la figure 4.5. Ces valeurs sont à comparer aux valeurs de ces mêmes indicateurs, relevées sur les éprouvettes de la phase 1, pour des états de surface similaires.

Ces mesures de rugosité confirment les observations qualitatives précédemment décrites. La rugosité diminue significativement jusqu'à 20 min de parachèvement pour ensuite saturer. Aucune amélioration n'est observée entre 30 min et 40 min de traitement. Ce qui confirme également le constat de la phase 1 concernant le temps de parachèvement optimal. Les valeurs de S_a sont sensiblement similaires entre phase 1 et phase 2 alors qu'elles sont plus élevées en phase 2 pour les deux autres indicateurs (S_v et S_z - les valeurs peuvent varier du simple au double). Cela indique que le procédé de parachèvement conduit à des topographies de surface

d'allures équivalentes mais que les extrêmes sont plus éloignés du plan moyen sur les éprouvettes de la phase 2. La présence de cavités en surface peut également être à l'origine de cet écart. Lors de la phase 1, les éprouvettes étant cylindriques, la surface mesurée par profilométrie était réduite. La probabilité d'avoir sur le relevé une cavité de surface importante s'en trouvait donc réduite, par rapport aux larges surfaces étudiées lors de la phase 2. Le fait que les écarts entre ces deux campagnes

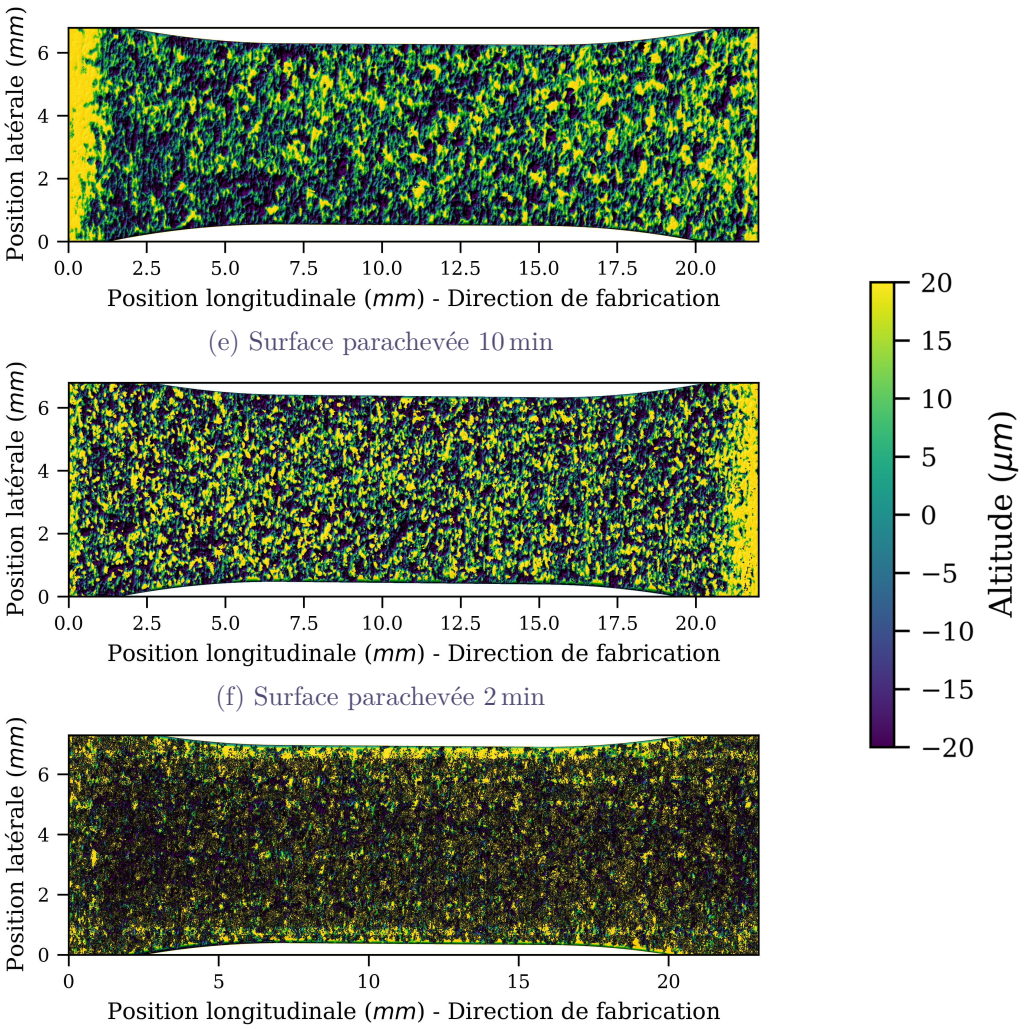


(a) Surface usinée

(b) Surface parachevée 40 min

(c) Surface parachevée 30 min

(d) Surface parachevée 20 min



(e) Surface parachevée 10 min

(f) Surface parachevée 2 min

(g) Surface *net-shape*

FIGURE 4.4 – Images des surfaces, acquises au profilomètre, de la zone utile d'éprouvettes de géométrie F pour les différents états de surface testés.

se retrouvent à la fois sur l'indicateur S_z (distance maximale pic à creux) et sur l'indicateur S_v (profondeur maximale de creux par rapport au plan moyen), dans des proportions similaires, indique que l'écart provient essentiellement des creux [1]. Ce qui conforte l'hypothèse précédemment évoquée. Le mécanisme de création de ces cavités est le même que lors de la phase 1. Il a été décrit à la sous-sous-section 3.2.3.2. Du fait que les éprouvettes usinées sont parachevées par la suite (pour éliminer l'alpha-case) dans cette campagne, des cavités peuvent également apparaître sur cet état de surface comme le montre la figure 4.6.

En revanche, bien que visible qualitativement, l'effet du comportement transitoire du procédé de parachèvement n'apparaît pas sur la mesure. Le fait de réaliser la mesure sur surface plane, l'étendue des surfaces mesurées et la difficulté importante

1. La désignation "creux", employée ici, désigne les zones d'altitude inférieure au plan moyen. Ces zones peuvent provenir à la fois des vallées de surface ou de porosités débouchantes

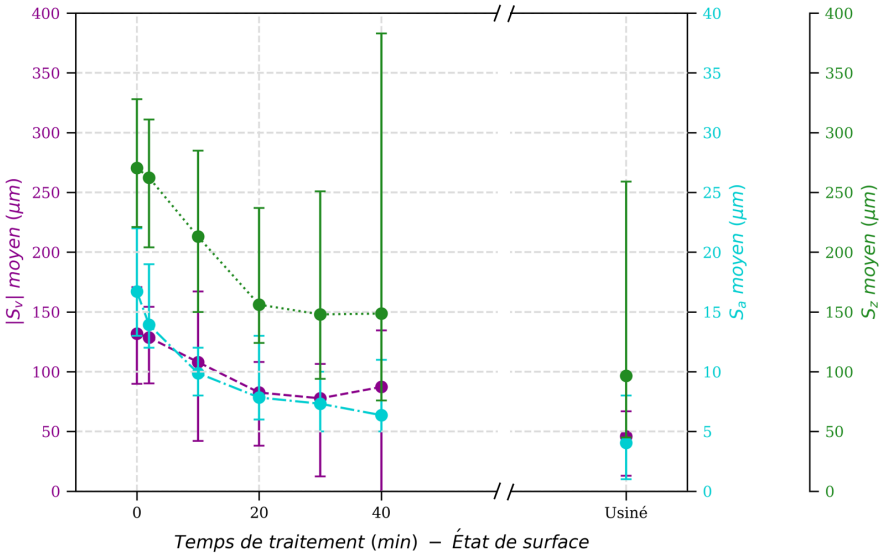


FIGURE 4.5 – Evolution de trois indicateurs de rugosité (S_a, S_v, S_z) en fonction de l'état de surface, issue des mesures profilométriques sur éprouvettes de géométrie F.

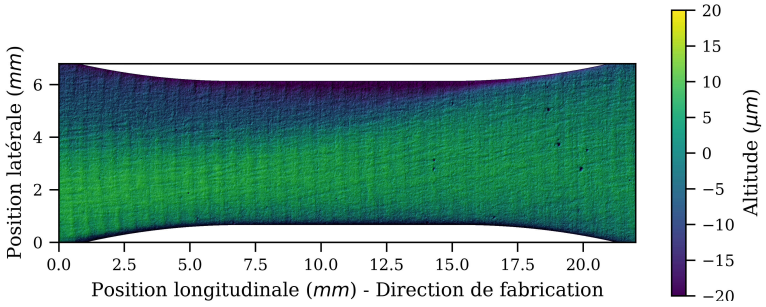


FIGURE 4.6 – Image acquise au profilomètre de la surface usinée parachevée de la zone utile d'une éprouvette de géométrie F présentant des cavités.

rencontrée à scanner au profilomètre des surfaces net-shape, souvent noircies par le traitement thermique, peuvent expliquer cela. Comme sur la phase 1, il subsiste un écart significatif entre la valeur asymptotique atteinte par un parachèvement chimique et la valeur mesurée après usinage. Une étude des résultats de fatigue obtenus sera proposée dans la section suivante afin de déterminer si cette rugosité résiduelle est sans impact, comme lors de la phase 1.

Compte tenu de la géométrie des éprouvettes, de la sollicitation appliquée (flexion plane) et du gradient qui en découle, il était compliqué, dans le cas présent, de caractériser le *shielding effect* (cf. sous-section 2.4.2 et figure 2.11). Celui-ci n'a donc pas été corrigé dans cette campagne expérimentale et la comparaison avec les valeurs de rugosité obtenues n'est donc pas réalisée.

4.2.2 Résultats des essais de fatigue

Comme pour la campagne précédente, les états de surface testés et le nombre d'essais réalisés pour chacun d'entre eux sont synthétisés dans le tableau 4.1. Malgré

les précautions prises lors de la conception et de la réalisation des éprouvettes (cf. annexe A), un certain nombre d'éprouvettes ont rompu dans les coins et même dans la tête (une éprouvette usinée). Ces essais sont considérés comme invalides. Leur nombre est également indiqué dans le tableau 4.1. Ils seront détaillés dans la section suivante.

TABLE 4.1 – Résumé des états de surface testés lors de la phase 2 et du nombre d'essais réalisé par état de surface.

État de surface	**Nombre d'essais valides**	**Nombre d'essais invalides**
Éprouvettes *net-shape*	16	-
Éprouvettes parachevées 2 min	13	4
Éprouvettes parachevées 10 min	14	3
Éprouvettes parachevées 20 min	13	4
Éprouvettes parachevées 30 min	16	1
Éprouvettes parachevées 40 min	14	3
Éprouvettes usinées	7	10

Comme indiqué dans la sous-section 2.4.3, les essais réalisés lors de la phase 2 sont des essais de flexion plane. Contrairement aux essais de la phase 1 destinés à construire des courbes de Wöhler, les essais de la phase 2 sont réalisés suivant une méthode par paliers de contrainte croissants. Ainsi, la tenue à grand nombre de cycles, σ_{FL}, de chaque éprouvette peut être précisément estimée. Toutefois, cette méthode se basant sur des essais espacés d'un pas donné, $\delta\sigma$, jusqu'à rupture, cette limite de fatigue se trouve entre les deux derniers paliers. Nicholas et al. ([105]) ont proposé une formule de calcul de la limite de fatigue, rappelée par l'équation 4.1, à partir du nombre de cycle à rupture N_r et de la valeur de contrainte imposée lors du palier final, σ_{fin}.

$$\sigma_{FL} = \sigma_{fin} - \delta\sigma \left(1 - \frac{N_r}{10^7}\right) \tag{4.1}$$

Comme pour la phase 1, les gradients de contrainte dans l'éprouvette sont pris en compte. Deux facteurs correctifs sont mis en place (cf. section C.2). Le premier afin de tenir compte du gradient dans l'épaisseur, k_{epais}, et le second afin de tenir compte du gradient dans la direction longitudinale de l'éprouvette, k_{longi}. Une fois ces différentes corrections appliquées, les contraintes locales à rupture des différentes éprouvettes sont tracées dans l'histogramme de la figure 4.7.

Une augmentation progressive des contraintes à rupture obtenues est visible au fur et à mesure du parachèvement (cf. figure 4.7). Contrairement à la rugosité qui présentait une valeur asymptotique à partir de 20 min de traitement, les moyennes des

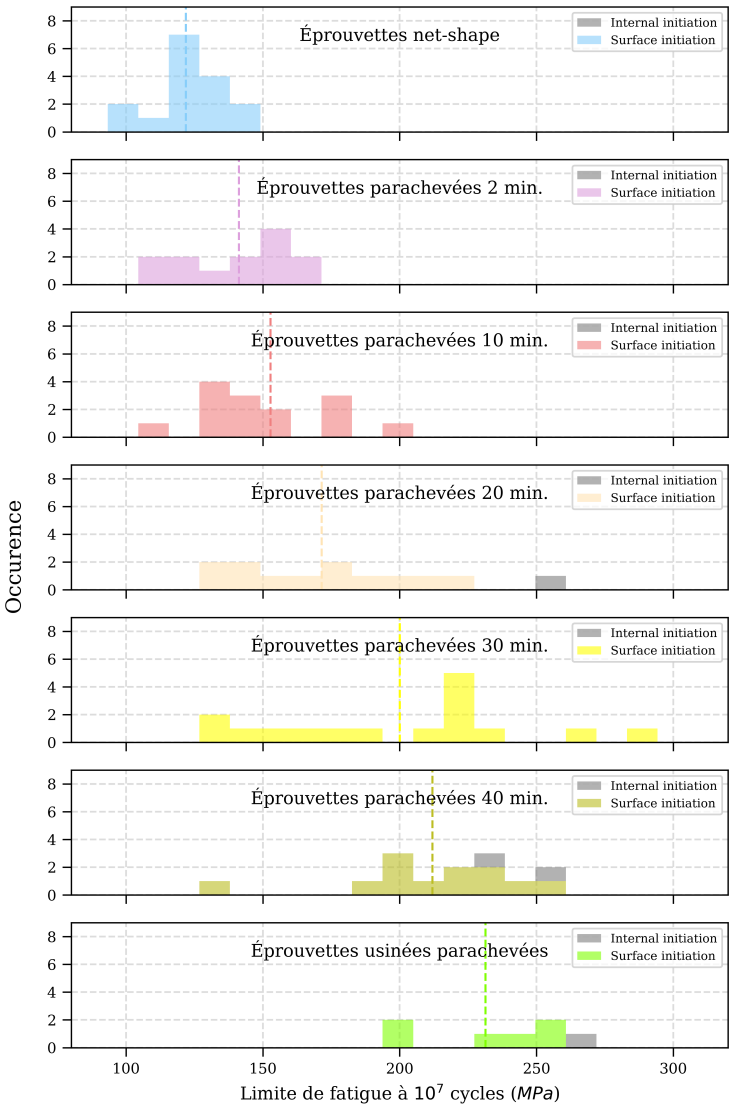


FIGURE 4.7 – Histogramme présentant pour chaque état de surface la distribution des contraintes locales à rupture obtenues expérimentalement ainsi que la valeur moyenne (trait discontinu).

contraintes à rupture (traits pointillés) augmentent encore significativement jusqu'à 30 min de parachèvement. Ensuite, bien qu'elles augmentent encore légèrement, la distribution des valeurs de contrainte atteintes est relativement stable. La présence de points bas, augmentant la dispersion, explique les variations des valeurs moyennes. Les valeurs minimales de contrainte à rupture atteintes pour chaque état de surface, représentatives de ces points bas, n'évoluent plus à partir de 20 min de finition et suivent donc une évolution similaire aux indicateurs de rugosité. Comme pour la phase 1 (cf. figure 3.16), les ruptures survenues à bas niveaux de contrainte proviennent de cavités de taille importante présentes à la surface. Cela explique la corrélation avec la rugosité et appuie encore l'hypothèse, formulée à la section précédente, selon laquelle

ces cavités pilotent les valeurs de rugosité S_z et S_v. Du fait de l'usinage préalable, les éprouvettes usinées parachevées sont moins sensibles à la présence de ces cavités. Certaines en présentent malgré tout, tel que précédemment illustré (cf. figure 4.6). Hormis pour ces points bas, les valeurs atteintes par les éprouvettes parachevées durant 30 min à 40 min sont similaires à celles atteintes par les éprouvettes usinées parachevées. De la même manière que pour les éprouvettes cylindriques de la phase 1, la dispersion augmente au fur et à mesure du parachèvement. Comme l'indique l'histogramme de la figure 4.7, certains amorçages sont survenus en interne. Ces amorçages seront détaillés dans la section suivante de ce manuscrit au cours de laquelle les mécanismes d'amorçage sont détaillés.

4.2.3 Mécanismes d'amorçage

L'ensemble des faciès de rupture est observé au microscope électronique à balayage afin d'étudier les mécanismes d'amorçage des ruptures de fatigue. Comme lors de la phase 1, les sites d'amorçage sont aisés à localiser. Les mécanismes sont également facilement identifiables et ont pu être déterminés sur l'ensemble des éprouvettes de la phase 2. Les mécanismes d'amorçage des fissures de fatigue rencontrés sont identiques aux mécanismes précédemment décrits dans la phase 1 (cf. sous-sous-section 3.2.3.2). En revanche, aucun amorçage sur hétérogénéité microstructurale n'est rencontré dans cette seconde campagne expérimentale. Tous les amorçages de fissures de fatigue proviennent de vallées de surface, de pores gazeux ou de manques de fusion. Les mécanismes d'amorçage et leurs occurrences sont synthétisés dans la figure 4.8.

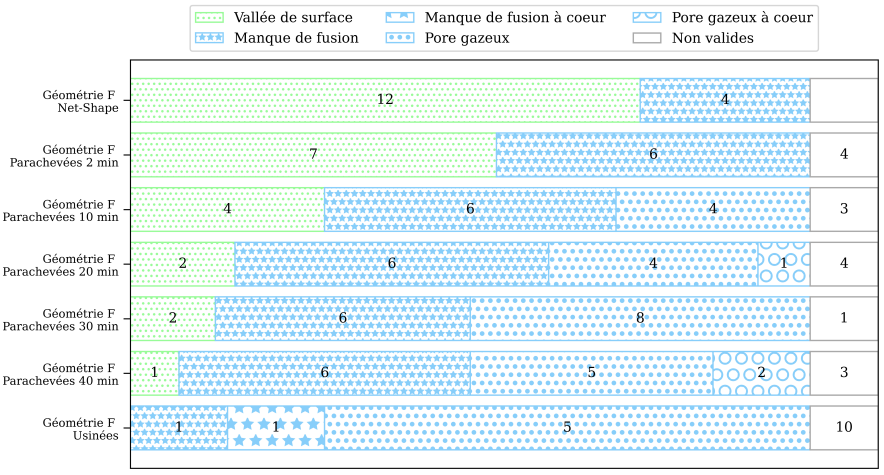


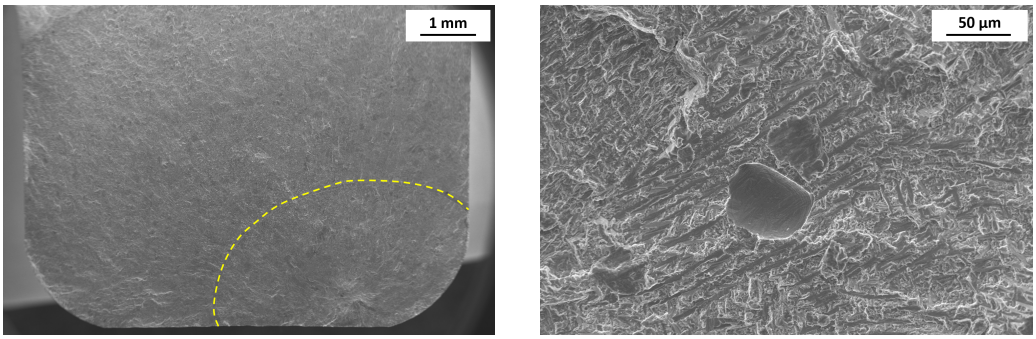
FIGURE 4.8 – Synthèse des occurrences de chaque mécanisme d'amorçage sur l'ensemble des états de surface sur les éprouvettes de géométrie F de la phase 2.

L'effet du parachèvement est bien visible avec une diminution progressive des amorçages sur vallées de surface au profit des manques de fusion et pores gazeux. Cette évolution est plus progressive que sur la phase 1 mais conduit à la quasi-disparition des amorçages sur vallées de surface après 40 min de traitement. Lors de la première campagne expérimentale, une moitié des amorçages restaient provoqués par des vallées de surface après un parachèvement complet. Dans l'ensemble, la

proportion d'amorçages sur porosités débouchantes est plus importante sur la phase 2 que sur la phase 1, quel que soit l'état de surface. Alors qu'elle était quasiment nulle, à l'état *net-shape*, au cours de la phase 1, celle-ci atteint déjà 25 % au cours de la phase 2 sur ce même état de surface. La criticité supérieure des vallées lors de la phase 1 pourrait s'expliquer par la géométrie cylindrique des éprouvettes. La différence de sollicitation (traction lors de la phase 1, flexion lors de la phase 2) joue probablement un rôle également dans ce constat.

D'une manière générale, on voit qu'une proportion relativement constante d'amorçages sur manques de fusion se maintient pour l'ensemble des états de surface. Seul l'état usiné parachevé y est moins soumis. La diminution des amorçages sur vallées de surface est donc progressivement équilibrée par l'apparition d'amorçages sur pores gazeux.

Alors que seules les éprouvettes usinées présentaient des amorçages internes lors de la phase 1, ceux-ci sont plus présents dans la phase 2 avec une apparition dès 20 min de parachèvement. De manière surprenante, ils sont principalement dus à des pores gazeux et sont donc de taille réduite par rapport aux amorçages survenus en surface (cf. paragraphe suivant). Un exemple de fractographie d'un amorçage interne sur pore gazeux est présenté à la figure 4.9. On constate la présence d'un pore au sein d'une large hétérogénéité microstructurale. Celle-ci se matérialise par une colonie de lattes de phase α, alignées. Un effet de la microstructure est donc l'hypothèse proposée pour expliquer ces amorçages surprenants.



(a) Vue d'ensemble. (b) Détail du site d'amorçage.

FIGURE 4.9 – Exemple d'amorçage interne sur un pore gazeux survenu sur une éprouvette de géométrie F parachevée 40 min ($\Delta\sigma_{nom} = 270$ MPa - $N_r = 3\,894\,939$ cycles).

L'ensemble des irrégularités de surface trouvées aux sites d'amorçage des fissures de fatigue est mesuré sur les images issues des fractographies. La méthode de mesure employée est la même que lors de la phase 1 (cf. section 2.7). Les tailles de porosités et de vallées sont synthétisées dans le tableau 4.2.

Les mesures réalisées montrent une évolution des tailles des vallées de surface et des porosités en bonne corrélation avec l'évolution des résistances en fatigue et de la rugosité. La phase 1 présentait une transition assez brutale entre vallées de surface et porosités débouchantes, c'est-à-dire manques de fusion ou pores gazeux. Celle-ci s'explique par les tailles relatives des manques de fusion, imposants, et des pores gazeux, de taille bien inférieure (cf. tableau 3.2). Les manques de fusion se trouvaient donc fortement représentés. La répartition entre manques de fusion et

TABLE 4.2 – Synthèse des tailles mesurées des irrégularités de surface (ou porosités à cœur) à l'origine des amorçages des fissures de fatigue sur l'ensemble des états de surface sur les éprouvettes de géométrie F de la phase 2.

Géométrie État de surface	**Vallées de surface**	**Pores gazeux en surface / sous-surface**	**Pores gazeux à cœur**	**Manques de fusion en surface / sous-surface**	**Manques de fusion à cœur**
Géométrie F *net-shape*	306 µm à 654 µm Moyenne : 437 µm	-	-	311 µm à 489 µm Moyenne : 399 µm	-
Géométrie F parachevées 2 min	268 µm à 464 µm Moyenne : 358 µm	-	-	186 µm à 299 µm Moyenne : 249 µm	-
Géométrie F parachevées 10 min	251 µm à 417 µm Moyenne : 321 µm	204 µm à 260 µm Moyenne : 234 µm	-	162 µm à 358 µm Moyenne : 261 µm	-
Géométrie F parachevées 20 min	198 µm et 205 µm	68 µm à 209 µm Moyenne : 127 µm	50 µm	126 µm à 258 µm Moyenne : 177 µm	-
Géométrie F parachevées 30 min	91 µm et 195 µm	38 µm à 190 µm Moyenne : 85 µm	-	95 µm à 292 µm Moyenne : 165 µm	-
Géométrie F parachevées 40 min	171 µm	28 µm à 118 µm Moyenne : 79 µm	49 µm et 55 µm	72 µm à 337 µm Moyenne : 156 µm	-
Géométrie F usinées	-	53 µm à 87 µm Moyenne : 65 µm	-	157 µm	40 µm

pores gazeux était donc disparate et plutôt influencée par la présence de manques de fusion ou non, elle-même dépendante de la position des éprouvettes sur le plateau de fabrication. L'analyse des mesures révèle que les manques de fusion de la phase 2 présentent des tailles inférieures à ceux de la phase 1 (de 151 µm à 455 µm avec une moyenne de 351 µm sur la phase 1 contre de 95 µm à 292 µm avec une moyenne de 165 µm sur la phase 2, après 30 min de parachèvement, par exemple). En revanche, les vallées de surface et pores gazeux se révèlent significativement plus imposants. Cela explique probablement le meilleur équilibre, observé lors de la seconde campagne expérimentale, dans les occurrences de manques de fusion et de pores gazeux.

Concernant les amorçages multiples, peu d'entre eux ont été observés (4 ou 5 sur 118 essais). Ils se révèlent principalement être des amorçages multiples à partir de sites distincts comme illustré par la figure 4.10. Les quelques amorçages multiples observés sont majoritairement issus d'états de surface faiblement parachevés ou *net-shape*.

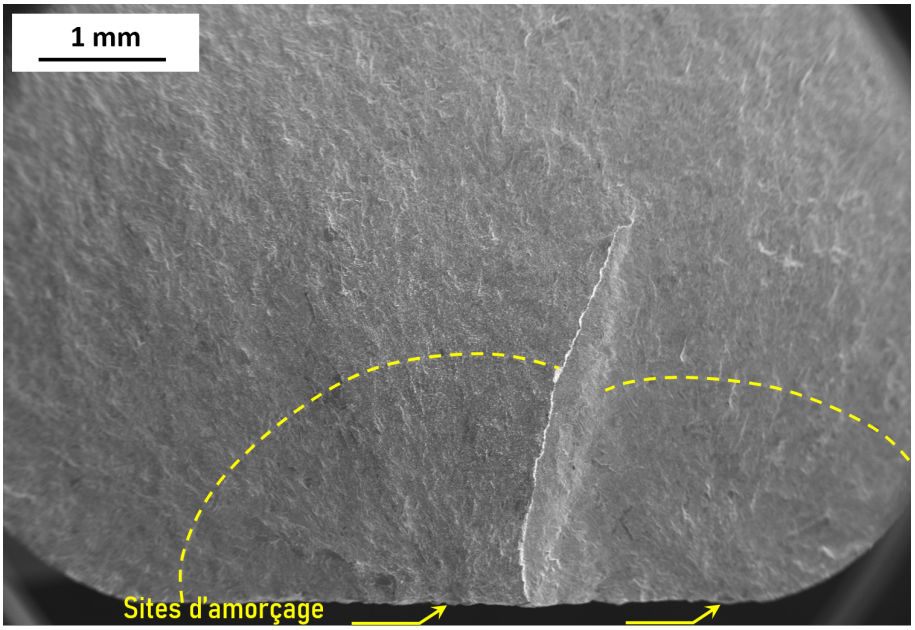
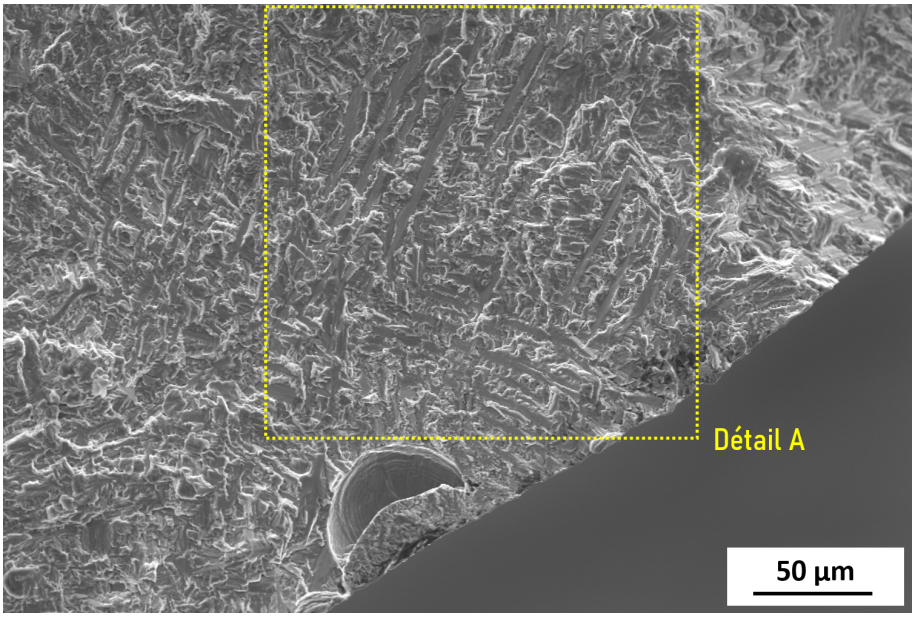


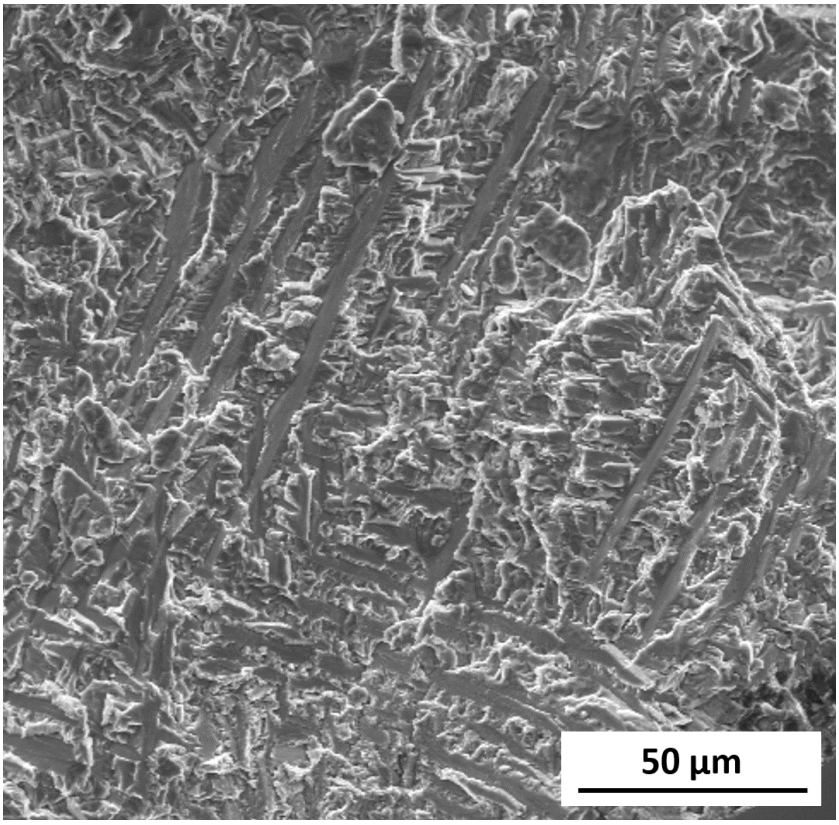
FIGURE 4.10 – Exemple d'amorçage multiple survenu sur une éprouvette de géométrie F parachevée 10 min ($\Delta\sigma_{nom} = 146$ MPa - $N_r = 919\,054$ cycles).

Plusieurs amorçages surviennent dans les coins des éprouvettes. Ces résultats sont considérés comme non valides du fait de l'incertitude sur l'état de contraintes réel dans ces zones. Ne pas amorcer dans les coins est toujours un défi sur éprouvettes plates. Le choix de ne pas détentionner les éprouvettes après usinage a pour but d'éviter l'alpha-case mais aussi de prévenir l'amorçage de fissures de fatigue, par la présence de contraintes résiduelles de compression introduites par l'usinage. Seules les éprouvettes entièrement usinées doivent être détentionnées. Celles-ci présentent une proportion largement supérieure d'amorçages dans les coins (10 sur 17 essais) par rapport aux autres états de surface (15 sur 101 essais). Cela confirme l'intérêt de cette procédure de production des éprouvettes. Malgré tout, toutes les éprouvettes ayant amorcé dans les coins présentaient une porosité débouchante ou en sous-surface au niveau du site d'amorçage. La figure 4.11a montre un exemple d'amorçage en coin sur une porosité en sous-surface.

On notera sur la figure 4.11b la présence d'une zone de lattes de phase α, bien visibles sur le faciès de rupture à droite de la porosité. A l'image des observations de la phase 1, des lattes (plus ou moins nombreuses et plus ou moins ordonnées) sont quasiment systématiquement visibles sur les faciès de rupture à proximité immédiate des sites d'amorçage. D'une manière générale, l'impact de la microstructure se fait à nouveau ressentir dans l'étude des fractographies avec par exemple des amorçages sur des éléments micro-géométriques de surface mais avec également la présence



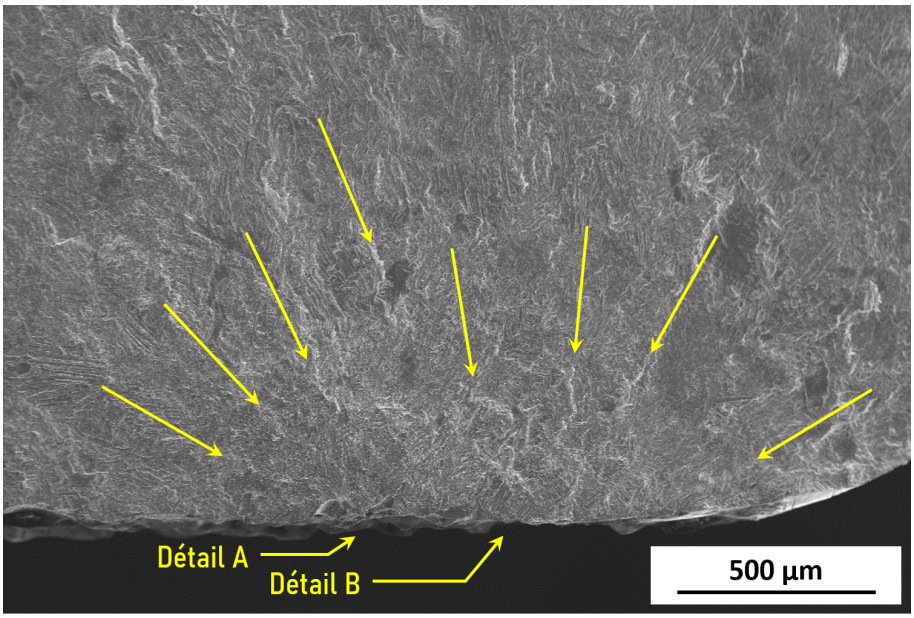
(a) Vue globale.



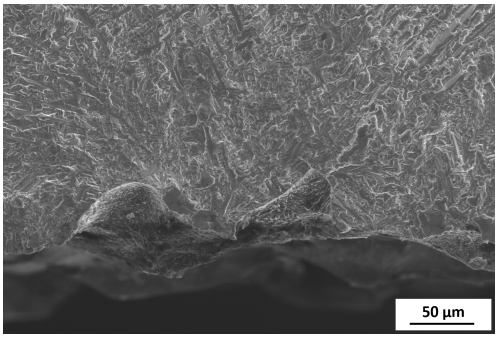
(b) Détail A.

FIGURE 4.11 – Exemple d'amorçage survenu sur une porosité en coin sur une éprouvette de géométrie F parachevée 40 min ($\Delta\sigma_{nom} = 248$ MPa - $N_r = 8\,301\,006$ cycles).

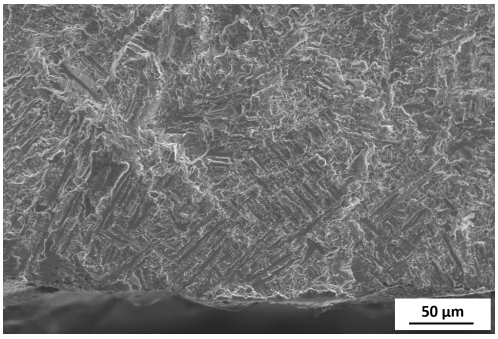
d'hétérogénéités microstructurales proches. Il est parfois assez délicat de trancher comme sur l'exemple présenté en figure 4.12. On y voit un site d'amorçage dont les lignes de rivière convergent résolument vers une cavité présente en surface (détail A) mais avec également quelques lignes qui se dirigent vers une large zone de lattes immédiatement adjacente (détail B).



(a) Vue d'ensemble.



(b) Détail A.



(c) Détail B.

FIGURE 4.12 – Exemple d'amorçage sur un manque de fusion débouchant, présentant une large zone de lattes de phase α en périphérie, sur une éprouvette de géométrie F parachevée 10 min ($\Delta\sigma_{nom} = 158$ MPa - $N_r = 639\,452$ cycles).

Tout comme lors de la phase 1, certains amorçages donnent l'impression de ne pas se produire sur l'élément le plus critique de la surface. Cela ressort parfois même de l'observation du faciès. Le faciès présenté en figure 4.13, par exemple, illustre ce constat. Les lignes de rivière convergent de manière assez prononcée vers une porosité débouchante malgré la présence d'une vallée et d'une autre cavité en surface semblant plus critiques du point de vue de leurs profondeurs et de leurs tailles.

Ces observations renvoient vers les différentes hypothèses évoquées en conclusion du chapitre 3 pour expliquer une variation de tenue du matériau à savoir, la micro-

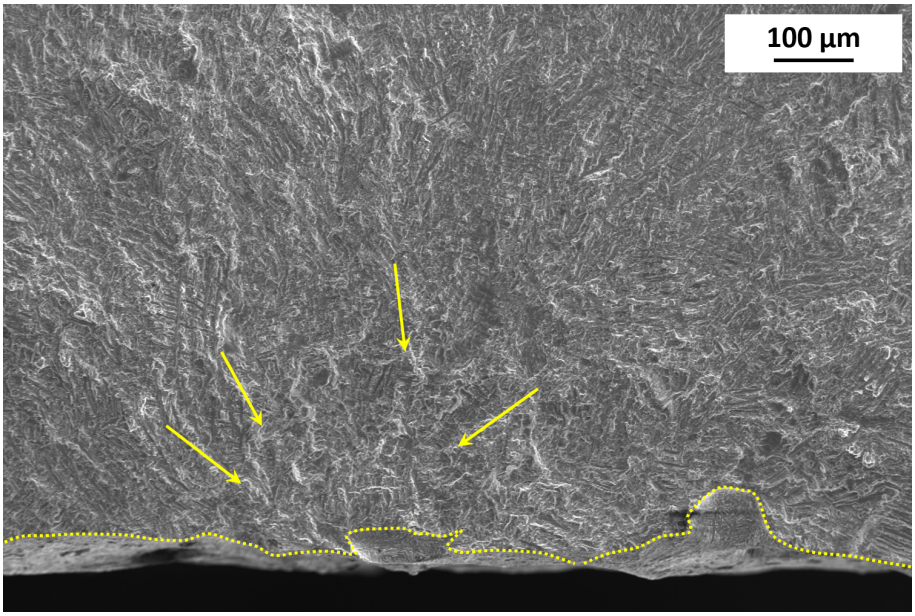


FIGURE 4.13 – Exemple d'amorçage sur une porosité débouchante malgré la présence d'une vallée et d'une seconde porosité, plus grande, à proximité immédiate, sur une éprouvette de géométrie F parachevée 20 min ($\Delta\sigma_{nom} = 180$ MPa - $N_r = 501\,643$ cycles).

morphologie des irrégularités de surface, la microstructure, la présence d'inclusions non repérées sur les fractographies ou une hétérogénéité de composition chimique. A nouveau, il apparaît important de pouvoir identifier la porosité critique dans une population, ce qui est l'objet de cette seconde campagne expérimentale.

4.2.4 Bilan

Avant de détailler les méthodologies mises en place pour étudier la population de vallées de surface et de porosités, on peut dresser un premier bilan des résultats expérimentaux obtenus. Ceux-ci se révèlent cohérents avec les observations déjà réalisées au chapitre précédent, que ce soit au niveau de la rugosité, des résultats de fatigue ou des mécanismes d'amorçage des fissures de fatigue. Malgré quelques différences notamment sur les tailles ou les occurrences associées à certains mécanismes, la cohérence globale est respectée. On peut raisonnablement conclure que la fabrication et le comportement du matériau sont similaires entre les deux phases expérimentales. Certains amorçages ne semblant pas provenir des éléments de micro-géométrie de surface les plus critiques nous conforte sur l'intérêt d'étudier les populations d'irrégularités de surface.

Afin de confirmer la similitude des résultats obtenus sur nos deux phases expérimentales, un diagramme de Kitagawa-Takahashi contenant l'ensemble des points expérimentaux de la phase 2 est tracé en figure 4.14. Sur ce diagramme sont également tracés un modèle de El-Haddad et Topper moyen et une bande de dispersion contenant l'ensemble des points (bande et trait pointillé bleus). Leurs équivalents (bande grise et trait pointillé noir) issus de la modélisation de la phase 1 en contraintes équivalentes à 10^7 cycles (cf. figure 3.40) sont également représentés.

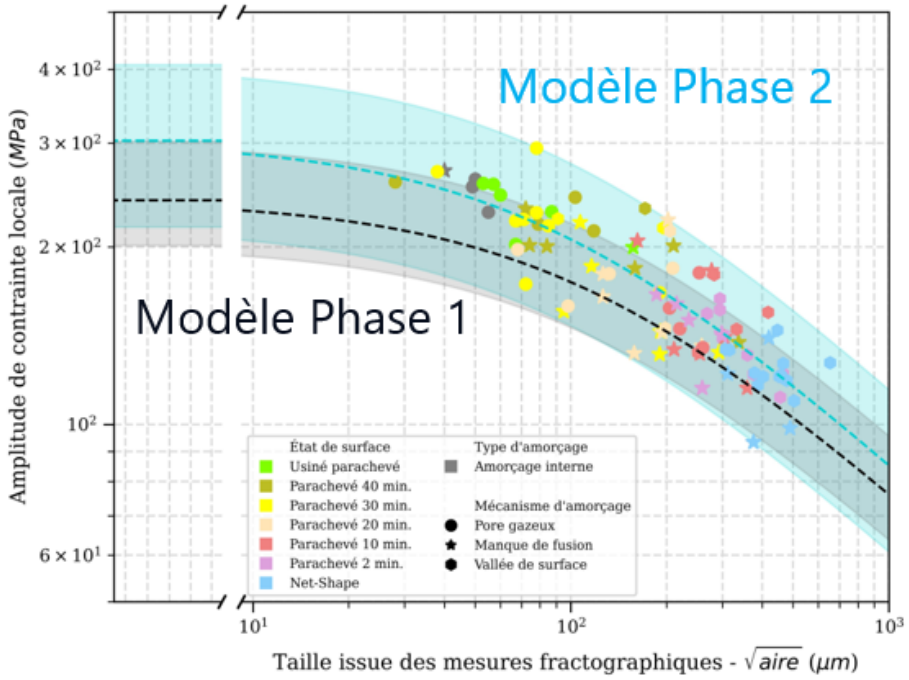


FIGURE 4.14 – Diagramme de Kitagawa-Takahashi, à 10^7 cycles, présentant l'ensemble des points expérimentaux de la phase 2 ainsi que le modèle, proposé au chapitre 3, issus de la phase 1 (noir) et de la phase 2 (bleu).

Bien que les points expérimentaux présentés ne soient aucunement reliés à la modélisation de la phase 1, l'adéquation du modèle identifié est satisfaisante. Les bandes de dispersion permettent d'identifier que l'allure est quasiment identique (notamment en niveau des minima des bandes). La dispersion présente sur les résultats de la phase 2 conduit à un modèle moyen et une limite maximale de la bande de dispersion plus élevés. L'atteinte de tenues meilleures sur la phase 2 par rapport à la phase 1 peut provenir du changement de mode de chargement (flexion au lieu de traction répétée) en lien avec des effets de volume qui seront investigués dans la section 4.5, ou du changement de protocole d'essai (paliers de contraintes croissants) qui a pour but de mieux cerner la tenue en fatigue à 10^7 cycles.

4.3 Méthodologies de caractérisation des irrégularités de surface

Un des objectifs de cette seconde campagne expérimentale est de déterminer s'il est possible d'identifier la porosité ou vallée de surface critique au sein de la population des irrégularités de surface, et le bon indicateur le cas échéant. Pour ce faire, plusieurs méthodes sont mises en œuvre. Ces méthodologies sont basées sur les acquisitions profilométriques réalisées avant essai (cf. section 2.6). Dans un premier temps, afin d'identifier la population en présence, une méthodologie de détection des porosités et vallées de surface est développée. La taille équivalente des porosités et vallées de surface ainsi isolées est également déterminée. Ensuite, une méthodologie

permettant de quantifier la concentration de contrainte créée par ces irrégularités de surface est utilisée. Ainsi, plusieurs indicateurs pourront être étudiés, qu'ils soient liés à la mécanique de la rupture ou à la concentration de contrainte (cf. section 3.3). Après un complément bibliographique nécessaire, ces méthodologies sont décrites dans les sections suivantes de ce manuscrit.

4.3.1 Complément bibliographique : détermination de la concentration de contrainte

Différentes méthodes permettent d'estimer la concentration de contrainte introduite par une irrégularité de surface. Les moyens de calculs actuels, notamment les simulations par éléments finis, le permettent, y compris en présence de morphologies tortueuses. En revanche, cette solution se révèle généralement coûteuse, en temps de mise en œuvre et/ou de résolution. Ceci malgré les progrès réalisés en terme d'accélération de calcul (parallélisation, utilisation de GPUs, ...). Kim et al. ([38]) proposent donc une méthodologie innovante pour calculer la concentration de contrainte d'une irrégularité de surface (porosité débouchante ou vallée de surface). Cette méthode est basée sur la capacité de la transformée de Fourier rapide (FFT - Fast Fourier Transform) à décomposer n'importe quel signal en une série de sinusoïdes. L'hypothèse formulée est que la somme des concentrations de contraintes créées par chacune des sinusoïdes est équivalente à la concentration de contrainte créée par le profil initial. Cette hypothèse est similaire, en quelque sorte, au principe de superposition.

Kim et al. ([38]) s'attachent dans un premier temps à déterminer la concentration de contrainte créée par une surface sinusoïdale simple. Celle-ci n'est pas décrite par des formulaires analytiques (par exemple Peterson et al. [94]). En revanche, la concentration de contrainte créée par un demi-ellipsoïde est connue. Ils s'appuient donc sur des ellipses pour approximer leur surface. Deux solutions sont possibles pour cela : utiliser une ellipse inscrite ou utiliser une ellipse circonscrite. Les figure 4.15 et figure 4.16 présentent ces deux possibilités et donnent les dimensions caractéristiques de l'ellipse dans chaque situation, en fonction des longueurs d'onde des sinusoïdes dans les deux directions.



FIGURE 4.15 – Schéma de l'ellipse inscrite dans une demi-sinusoïde et définition des dimensions caractéristiques [38].

Afin de savoir quelle solution choisir, Kim et al. ([38]) calculent par éléments finis les concentrations de contrainte induites par des surfaces sinusoïdales de différentes



FIGURE 4.16 – Schéma de l'ellipse circonscrite à une demi-sinusoïde et définition des dimensions caractéristiques [38].

longueurs d'onde. Par souci de simplicité, ils utilisent une même longueur d'onde dans les deux directions de la surface et calculent simplement cette surface sinusoïdale régulière pour différentes valeurs. La forme de la sinusoïde dépend à la fois de la longueur d'onde mais aussi de l'amplitude. Plutôt que de caractériser celle-ci par deux paramètres, ils proposent un paramètre de forme, adimensionné, correspondant au rapport de ces deux grandeurs. La figure 4.17 présente les résultats obtenus par éléments finis (FEA), par FFT avec une ellipse inscrite et par FFT avec une ellipse circonscrite. Une comparaison rapide avec la référence issue de FEA montre que pour des valeurs de facteur de forme inférieures à 8 une ellipse circonscrite est préférable tandis qu'une ellipse inscrite est plus représentative sinon.

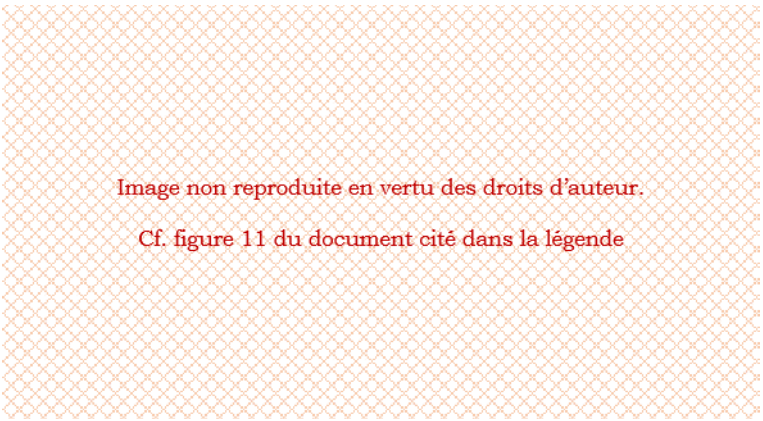


FIGURE 4.17 – Comparaison des résultats obtenus par calculs numériques par éléments finis avec les résultats obtenus par l'utilisation d'une ellipse inscrite et d'une ellipse circonscrite, en fonction du facteur de forme [38].

Une fois le type d'ellipse défini, on peut calculer la concentration de contrainte en fond de sinusoïde, R. Une autre hypothèse importante est que la concentration de contrainte est supposée suivre un profil sinusoïdal, de longueur d'onde λ, comme le profil de micro-géométrie de surface. On obtient donc la variation de concentration de contrainte, $F(x)$, tout au long du profil au moyen de l'équation 4.2.

$$F\left(x\right) = 1 - 2\ R\ cos\left(\frac{2\ \pi}{\lambda} x\right) \tag{4.2}$$

Pour traiter des surfaces, deux possibilités sont également étudiées par Kim et al. ([38]). La première consiste en la réalisation d'une analyse FFT tridimensionnelle. C'est-à-dire que les surfaces à analyser sont décomposées en une somme de surfaces sinusoïdales simples décrites par une amplitude et une longueur d'onde dans chaque direction. La comparaison de cette méthode avec des résultats de référence obtenus par éléments finis montre des écarts non négligeables. Ceux-ci sont attribués au fait que dans cette mise en œuvre, la direction de sollicitation n'est pas prise en considération ce qui ne paraît pas pertinent. La seconde solution est donc préférée. Celle-ci consiste à scinder la surface en une succession de profils 2D colinéaires à la direction de sollicitation. Ces profils sont ensuite traités par FFT l'un après l'autre. La variation de concentration de contrainte sur la surface est enfin reconstruite par réassemblage de ces différents profils.

Bien qu'elle paraisse plus adaptée, cette méthodologie présente toutefois des limites. En effet, les surfaces sont malgré tout tridimensionnelles. Or, une fois le profil 2D extrait, la forme de la surface dans la direction orthogonale est perdue. Il faut donc choisir la manière de calculer la concentration de contrainte en fond de l'irrégularité de surface, R. Deux hypothèses simples sont proposées par Kim et al. ([38]). La première, décrite par la figure 4.18, consiste à considérer la demi-sinusoïde comme une gorge infinie dans la direction orthogonale. La seconde, décrite par la figure 4.19, consiste à la considérer comme un ellipsoïde de révolution.



FIGURE 4.18 – Formulation de la concentration de contrainte créée par une gorge semi-elliptique infinie [38].

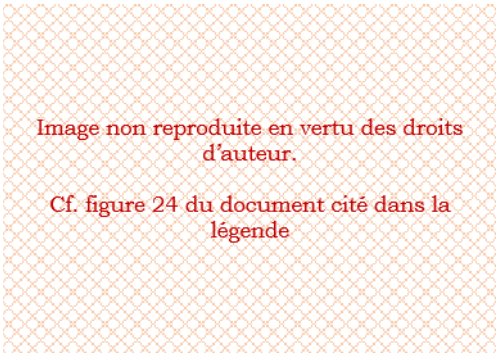


FIGURE 4.19 – Formulation de la concentration de contrainte créée par un demi-ellipsoïde de révolution [38].

Cette dernière hypothèse est très dépendante de la géométrie des accidents de forme qui doivent être représentés. Malgré tout, cette méthodologie est prometteuse car elle permet, pour un coût numérique réduit, de calculer la concentration de contrainte sur une surface complète. L'utilisation de la méthode FFT présuppose néanmoins de disposer, au départ, de mesures discrétisant la surface à analyser en une grille réglée. Cela ne pose pas de problème dans ce travail de thèse puisque nos mesures profilométriques sont effectivement échantillonnées à pas constant. Les comparaisons menées par Kim et al. ([38]), avec des résultats issus de FEA, présentent des écarts variables de 28 % à 2 %. Ces écarts sont très dépendants des hypothèses formulées mais également du facteur de forme. La méthode proposée ne semble pas adaptée aux irrégularités de surface étroites en regard de leur profondeur. Avec les hypothèses définitives qu'ils ont retenues, les positions des maxima de concentration de contrainte sont bien identifiées. Sur les dix plus élevés de ces maxima, les valeurs de concentration de contrainte calculées présentent des écarts inférieurs ou égaux à 2,2 % (par rapport à la référence calculée par FEA).

4.3.2 Détection des irrégularités de surface et mesure des tailles

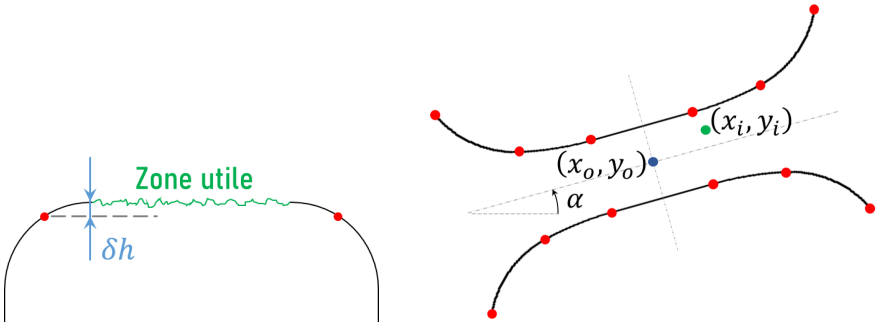
La première méthodologie développée, dans le cadre de cette thèse, permet d'identifier la population des irrégularités de surface. Bien entendu, une mesure par profilométrie ne permet d'acquérir que la topographie de surface. Les porosités sous-surfaciques ne peuvent donc être détectées. C'est l'une des limitations de l'approche utilisée. Plusieurs auteurs ont déjà proposé des procédures pour effectuer ce type d'opérations. Parmi eux, Gérin et al. ([106]) ont créé un programme dont les travaux présentés ci-dessous sont inspirés. Le programme utilisé dans cette étude se décompose en différentes étapes :

- La délimitation de la zone d'intérêt ;
- La détection des minima locaux ;
- Le détourage des irrégularités de surface ;
- La détermination de plusieurs mesures caractéristiques des irrégularités de surface.

4.3.2.1 Délimitation de la zone d'intérêt

Dans le cas de notre étude, la délimitation de la zone d'intérêt se révèle relativement simple. Les bords de la zone utile de l'éprouvette sont isolés dans un premier temps. Pour cela, les points situés à une certaine altitude (δh sur le schéma de la figure 4.20a) sont sélectionnés. L'altitude choisie doit être suffisamment faible pour se situer sous la micro-géométrie irrégulière de la zone utile. Ainsi, seules deux bandes étroites sont sélectionnées de chaque côté de l'éprouvette. L'équation du profil est ensuite renseignée, en fonction de trois paramètres : les coordonnées du point central de l'éprouvette et angle de l'axe de l'éprouvette par rapport à l'horizontale. Ces paramètres (x_0, y_0 et α sur le schéma de la figure 4.20b) sont ensuite déterminés par identification du profil sur les points de la surface précédemment isolés.

Un support spécifique, imprimé en 3D et adapté à la géométrie, est conçu pour le profilomètre mais de légers décalages peuvent malgré tout subsister. Cette procédure permet donc de déterminer la position du profil de l'éprouvette quel que soit le



(a) Position de l'altitude à sélectionner.

(b) Profil paramétré de l'éprouvette.

FIGURE 4.20 – Schéma décrivant les paramètres de détection de profil mise en place sur les éprouvettes de la phase 2.

positionnement de celle-ci lors du scan. La détermination de la position du profil présente deux atouts importants. Cela permet de déterminer avec précision une zone d'analyse identique sur chaque éprouvette. Cela permet également de déterminer pour tout point (par exemple un point de coordonnées (x_i, y_i) sur le schéma de la figure 4.20b) ses coordonnées dans le repère de l'éprouvette. Cela s'avèrera très utile pour déterminer la position exacte de chaque irrégularité de surface détectée, dans le repère local de l'éprouvette, notamment pour la prise en compte des gradients de contrainte. L'ensemble des équations nécessaires pour décrire le profil des éprouvettes et déterminer les coordonnées d'un point dans le repère local de l'éprouvette est explicité dans l'annexe G.

Un exemple de profil identifié et de la zone d'étude sélectionnée est donné en figure 4.21. L'éprouvette correspondante est l'éprouvette parachevée durant 40 min présentée en figure 4.4b. Cet exemple sera utilisé tout au long de cette section pour illustrer la méthodologie développée.

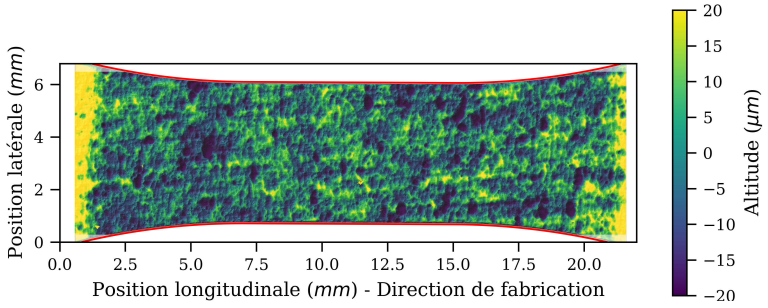


FIGURE 4.21 – Exemple de profil identifié et de zone d'étude sélectionnée sur une éprouvette de géométrie F parachevée durant 40 min.

4.3.2.2 Détection des minima locaux

Une fois la zone d'étude sélectionnée, les irrégularités de surface doivent être identifiées dans cette zone. Pour cela, les minima locaux sont dans un premier temps repérés. La méthodologie utilisée pour cela est inspirée des travaux de Gérin et

al. ([106]). La figure 4.22 illustre cette procédure. On considère, pour cet exemple, un profil en deux dimensions (trait bleu pointillé). En réalité, la procédure est bien entendu appliquée en trois dimensions. Un seuil est dans un premier temps utilisé pour ne conserver que les portions du profil inférieures à cette altitude définie (traits bleus pleins). Pour chacun des points composant ces portions de profil, on détermine s'ils correspondent à l'altitude minimale sur une largeur de fenêtre prédéfinie. Si tel est le cas, le point considéré est identifié comme un minimum local (cercles et points rouges sur le schéma de la figure 4.22).

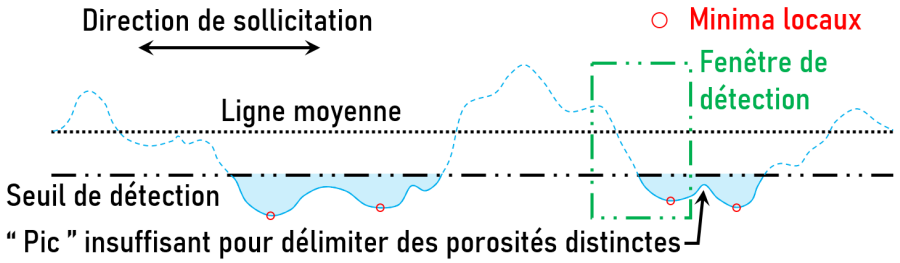


FIGURE 4.22 – Schéma d'un profil de micro-géométrie de surface comportant des irrégularités de surface inférieures au seuil de détection et plusieurs minima locaux.

La valeur du seuil, 15 µm, et la largeur de fenêtre, 50 px (c'est-à-dire environ 100 µm), ont été ajustés pour permettre une détection suffisamment fine sur l'ensemble des états de surface considérés. On comprend aisément que deux fonds de cavités (y compris faisant partie d'une même irrégularité de surface) distants de plus de la largeur de fenêtre considérée donneront deux minima locaux (exemple des deux premiers minima locaux de la porosité de gauche du schéma de la figure 4.22). En revanche, deux minima locaux distants de moins de la largeur de fenêtre ne donneront qu'un minimum local (exemple du troisième minimum local de la porosité de gauche du schéma de la figure 4.22).

La procédure est appliquée à l'éprouvette exemple de la figure 4.21. Les minima locaux identifiés sont illustrés sur la figure 4.23.

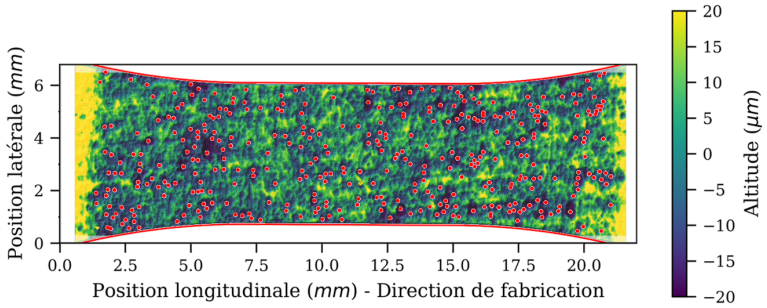


FIGURE 4.23 – Exemple de détection des minima locaux sur une éprouvette de géométrie F parachevée durant 40 min.

4.3.2.3 Détourage des irrégularités de surface

Après la détermination des minima locaux, le contour exact des irrégularités de surface est recherché. A nouveau, la procédure mise en place s'inspire des travaux de Gérin et al. ([106]). Pour chaque minimum local repéré, on sélectionne l'ensemble des points adjacents dont l'altitude est inférieure au seuil précédemment défini. On réplique ensuite cette opération pour chacun des points nouvellement ajoutés. Cette opération est répétée jusqu'à ce qu'aucun nouveau point ne soit ajouté (c'est-à-dire jusqu'à ce qu'aucun point adjacent aux points sélectionnés ne soit inférieur au seuil). L'ensemble des points inclus dans la sélection est alors considéré comme définissant l'irrégularité de surface, associée au minimum local initial. Si un autre minimum local fait partie des points sélectionnés, il est éliminé de la liste des minima locaux à traiter afin de ne pas répéter cette opération, numériquement coûteuse, plusieurs fois pour une même irrégularité de surface. Avant la réalisation de cette opération, les minima locaux sont classés par ordre décroissant de profondeur. De cette manière, on démarre par le minimum local le plus profond et la position associée à une irrégularité de surface (qui correspond à la position du minimum local initial) est la position la plus profonde de celle-ci. Les irrégularités de surface ainsi détourées correspondent aux zones délimitées par les traits bleus pleins et remplies en bleu sur le schéma de la figure 4.22. Les positions retenues pour ces irrégularités de surface correspondent au minimum local le plus profond et sont indiquées par les points rouges pleins sur la figure 4.25. Avec cette procédure, le nombre d'irrégularités détectées sur une surface est donc nécessairement inférieur ou égal au nombre de minima locaux. Deux cavités adjacentes sont considérées comme faisant partie d'une même irrégularité de surface si le "pic" les séparant est inférieur au seuil. Sinon, elles sont considérées comme deux entités distinctes.

A nouveau, la procédure est appliquée à l'éprouvette exemple de la figure 4.21. Les irrégularités de surface identifiées et leurs étendues sont représentées en figure 4.24.

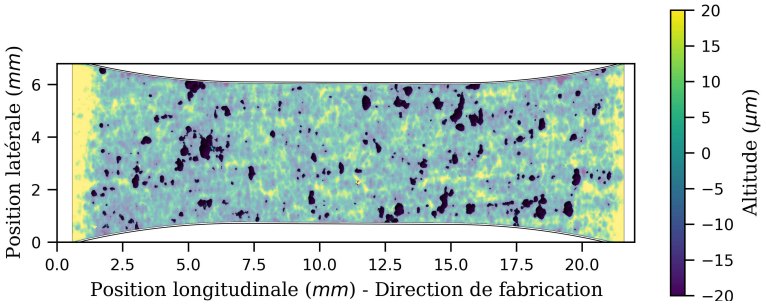


FIGURE 4.24 – Exemple d'irrégularités de surface identifiées et détourées sur une éprouvette de géométrie F parachevée durant 40 min.

Parfois, en particulier pour les états de surface *net-shape* ou faiblement parachevés, les vallées et porosités de surface sont en nombre élevé, étendues et de profondeurs relativement importantes. Il arrive donc que certaines soient interconnectées, compte tenu de la valeur de seuil considérée, et créent des irrégularités de surface trop étendues à la surface et non représentatives. Cette problématique, systématique sur les éprouvettes *net-shape* et parachevées durant 2 min, rend la procédure développée inutilisable sur ces états de surface. Ils n'ont donc pas été traités et leur population

d'irrégularités de surface n'est donc pas disponible pour la suite de l'étude. Pour les autres états de surface, ces anomalies dans la procédure automatisée de détection sont présentes en nombre restreint. Elles sont donc manuellement éliminées par la suite.

4.3.2.4 Détermination des mesures caractéristiques des irrégularités de surface

Des mesures caractéristiques peuvent ensuite être extraites des nuages de points précédemment sélectionnés et définissant les irrégularités de surface. Pour ce type d'opération, la plupart des auteurs identifient des formes géométriques simples (ellipsoïdes, sphères, ...) ajustées au mieux à la morphologie des irrégularités de surface caractérisées. Cette approche permet de tirer des métriques simples, directement de ces formes géométriques de base. En revanche, cela comporte une part d'erreur et n'est pas réellement cohérent avec les mesures réalisées sur les fractographies au MEB. C'est la raison pour laquelle, pour la mesure des tailles d'irrégularités de surface, une procédure différente est adoptée.

Le schéma de la figure 4.25 montre le profil de la figure 4.22 et les irrégularités de surface identifiées. La première métrique, directement accessible, qui est enregistrée est la profondeur des irrégularités de surface. La seconde est la taille, qui est mesurée de manière cohérente avec les mesures fractographiques. On mesure donc l'aire du plus petit domaine convexe englobant les points sélectionnés dans l'irrégularité de surface et la portion de surface correspondante (cf. exemple sur la cavité de gauche du schéma de la figure 4.25).

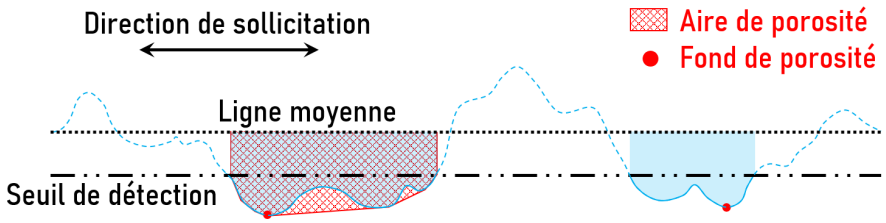
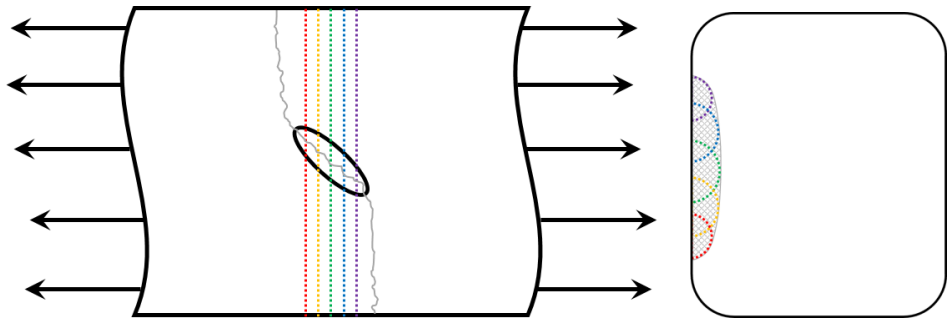


FIGURE 4.25 – Schéma d'un profil de micro-géométrie de surface comportant des irrégularités de surface. Délimitation de l'aire utilisée pour la mesure de taille.

Cet exemple est en deux dimensions mais la méthodologie est appliquée en trois dimensions. Dans un premier temps, il est donc nécessaire de projeter le nuage de points composant l'irrégularité de surface, dans un plan orthogonal à la sollicitation. Cette approche correspond à ce qui est mesuré sur un faciès de rupture comme l'illustre le schéma de la figure 4.26 qui présente une porosité débouchante et le trajet d'une fissure qui serait issue de cette porosité. Plusieurs coupes (traits pointillés de couleurs), dans des plans orthogonaux à la sollicitation, sont également présentées sur une vue correspondant au faciès de rupture et permettent de visualiser ce à quoi correspond la projection et le domaine convexe correspondant (en hachuré gris).

Une fois cette projection effectuée, la méthodologie de détermination du plus petit domaine convexe englobant l'irrégularité de surface est relativement simple. Elle est illustrée en figure 4.27. Celle-ci est issue du nuage de points d'une irrégularité de surface identifiée sur une éprouvette parachevée durant 40 min, projeté dans le plan



(a) Vue du dessus. (b) Faciès de rupture.

FIGURE 4.26 – Schéma de projection d'une irrégularité de surface dans un plan orthogonal à la sollicitation.

orthogonal à la sollicitation (points bleus). On part du point de plus faible abscisse (*depart_pt initial*) et on recherche dans les points suivants celui impliquant l'angle minimal par rapport à la ligne moyenne du profil (*pt_suivant*). Les valeurs d'angle calculées vont de $-\frac{\pi}{2}$ (pour un point immédiatement en-dessous du point initial) à $\frac{\pi}{2}$ (pour un point immédiatement au-dessus du point initial). Ce point devient ensuite le nouveau point de départ (*depart_pt*). La procédure est répétée jusqu'à atteindre le dernier point du nuage projeté (*pt_final*). L'aire est ensuite calculée par la méthode des trapèzes sur les points sélectionnés pour ce domaine convexe (points situés sur la ligne verte sur le schéma de la figure 4.27). La taille retenue pour l'irrégularité de surface est égale à la racine carrée de l'aire ainsi déterminée.

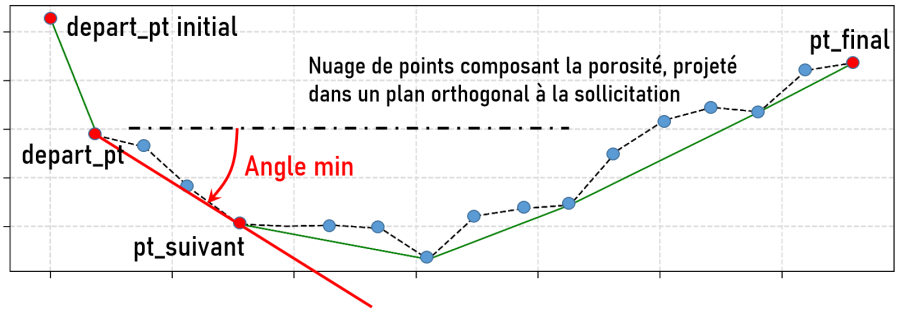


FIGURE 4.27 – Schéma de détermination du domaine convexe englobant l'irrégularité de surface projetée dans un plan orthogonal à la sollicitation.

4.3.3 Calcul de la concentration de contrainte par transformée de Fourier rapide

Une autre métrique intéressante à étudier sur la population des irrégularités de surface identifiées est la concentration de contrainte qu'elles induisent. Celle-ci peut être un bon indicateur pour la détermination de l'irrégularité de surface critique dans une population.

Les approches de la littérature déjà évoquées, identifiant des formes simples sur les porosités, permettent de déduire des concentrations de contrainte. Ces concentrations

de contrainte sont issues de formules analytiques simples, en général basées sur le rayon de courbure et la profondeur. Ces approches ne permettent donc d'évaluer qu'une concentration de contrainte macroscopique et ne permettent pas de tenir compte de la morphologie réelle des porosités les plus tortueuses. Sur certains matériaux dont le titane, relativement sensible à l'entaille ([107, 7]), on peut se demander si cela n'est pas problématique. La proposition de Kim et al. ([38]), présentée à la sous-section 4.3.1 permet cela et sera donc utilisée dans cette étude. Bien que les méthodologies employées pour tenir compte de la micro-géométrie de surface puissent être similaires, on notera bien que les mesures de tailles, détaillées dans la sous-section précédente, et l'évaluation de la concentration de contrainte sont des approches distinctes. La mesure de taille porte sur la micro-géométrie de surface projetée dans un plan orthogonal à la sollicitation tandis que l'évaluation de la concentration de contrainte considère la micro-géométrie selon une direction colinéaire à la sollicitation. Les caractéristiques micro-géométriques prises en compte sont donc fondamentalement différentes.

La méthodologie proposée, basée sur une décomposition en série de Fourier, est revalidée dans un premier temps. Les travaux correspondants sont détaillés à l'annexe H. Les hypothèses employées dans cette étude sont également validées. Elles sont les suivantes :

- La méthodologie basée sur la FFT proposée par Kim et al. ([38]) est applicable pour des irrégularités de surface de largeur et de profondeur de même ordre de grandeur. Ce point correspond aux états de surfaces parachevés 10 min et plus ou usinés sur lesquels la procédure est utilisée ;
- Une décomposition en série de Fourier en deux dimensions (sur une ligne du relevé profilométrique colinéaire à la direction de sollicitation) est préférée à une décomposition en trois dimensions ;
- L'ellipse circonscrite aux demi-sinusoïdes est utilisée pour le calcul de la concentration de contrainte, en cohérence avec les facteurs de forme des fréquences principales de notre décomposition ;
- La concentration de contrainte est calculée à partir de la formule correspondant à une porosité hémisphérique plutôt qu'à une gorge infinie ;
- Cette procédure de calcul de la concentration de contrainte est adaptée pour des éprouvettes en flexion compte-tenu des tailles relatives des éprouvettes et des porosités débouchantes ou vallées de surface étudiées.

Ces travaux de validation de la méthodologie, dans nos conditions d'usage, montrent également la sensibilité importante de celle-ci au bruit de mesure de la micro-géométrie de surface. La surface acquise sur nos éprouvettes est relativement vaste (environ $22\,\text{mm} \times 6{,}7\,\text{mm}$) et les conditions nécessaires pour conserver un temps d'acquisition raisonnable conduisent à la présence d'un bruit de mesure significatif. Les premières applications de cette méthodologie sur les mesures brutes conduisaient donc à des valeurs de concentration de contrainte erronées (typiquement de l'ordre de 30 à 40). Une méthode de filtrage de nos mesures a dû être mise en place.

4.3.3.1 Suppression du bruit de mesure

Afin de filtrer le bruit de mesure existant sur nos relevés profilométriques, deux méthodes de filtrage ont été évaluées. La première consiste en un filtre passe-bas

tandis que la seconde porte sur la suppression d'un bruit blanc. Un bruit blanc est un bruit d'amplitude constante sur l'ensemble des fréquences du spectre. Ce type de bruit est un des plus simples à considérer car il ne suppose pas de fonction de répartition, ni de fréquence moyenne ou de largeur de spectre affectée.

L'application d'un filtre passe-bas est relativement aisée de mise en œuvre puisque la décomposition en série de Fourier fournit déjà une décomposition fréquentielle de la mesure. Pour ce faire, les composantes du signal, décrites par les fréquences les plus élevées, sont donc progressivement supprimées. Cette méthode n'a pas donné satisfaction car le signal se révèle significativement modifié avant que la suppression du bruit ne soit satisfaisante (cf. figure 4.31b). Les travaux d'évaluation liés à cette méthode sont donc présentés en annexe (cf. annexe H).

Les travaux présentés en annexe H montrent également qu'un filtre passe-bas ne peut éliminer de manière satisfaisante un bruit blanc. L'application d'une procédure de type filtre passe-bas n'étant pas satisfaisante, cela pourrait signifier que notre bruit de mesure correspond plutôt à un bruit blanc. On évalue donc la capacité de lisser les surfaces issues de nos acquisitions profilométriques par suppression d'un bruit blanc.

Comme pour les travaux présentés en annexe H, l'éprouvette EF122 parachevée durant 40 min est utilisée pour étalonner cette procédure. La surface étudiée est décomposée (ligne par ligne) par FFT. Elle est ensuite reconstruite après qu'une valeur de bruit est retranchée de l'ensemble des amplitudes du spectre. La variation de la concentration de contrainte est calculée sur l'ensemble de la surface et la procédure est répétée pour des valeurs croissantes d'amplitudes de bruit blanc. L'évolution de l'erreur de reconstruction (écart maximal en µm entre surface initiale et surface reconstruite) est présentée en figure 4.28 tandis que l'évolution du facteur de concentration de contrainte maximal sur la surface est présentée en figure 4.29.

Un processus de lissage se déroule généralement en deux phases. Le bruit est tout d'abord supprimé, puis, si le processus est poursuivi, un lissage d'ensemble du signal se produit. Les écarts générés entre la surface initiale et la surface filtrée au cours de ces deux phases ne sont donc pas comparables. C'est pourquoi un changement de pente dans l'évolution de l'erreur renseigne sur la valeur d'amplitude de bruit blanc à considérer pour un traitement optimal. On constate un changement de pente dans l'évolution de l'erreur de reconstruction à partir de 80 nm d'amplitude de bruit blanc retirée. Au même niveau, l'évolution du facteur de concentration de contrainte maximal, en forte diminution jusque-là, se stabilise pour adopter une pente significativement plus modérée. Par ailleurs, la valeur de k_t maximale à ce stade du filtrage (autour de 4) est plus en accord avec notre expérience pour des irrégularités de surface semblables à celles considérées. Afin de confirmer l'efficacité de ce filtre, son effet sur la population de concentration de contrainte [1] identifiée est observée. Les valeurs relatives à chacune des irrégularités de surface relevées sont présentées en figure 4.30 pour différentes amplitudes de bruit blanc soustraites.

L'évolution des concentrations de contrainte correspondant aux différentes irrégularités de surface est au départ erratique. Elle se stabilise cependant rapidement pour adopter, à partir de 60 nm d'amplitude de bruit blanc, une évolution

1. La figure figure 4.30 comporte un losange rouge permettant d'identifier l'irrégularité de surface critique au sein de la population. Ce point sera abordé en section 4.4

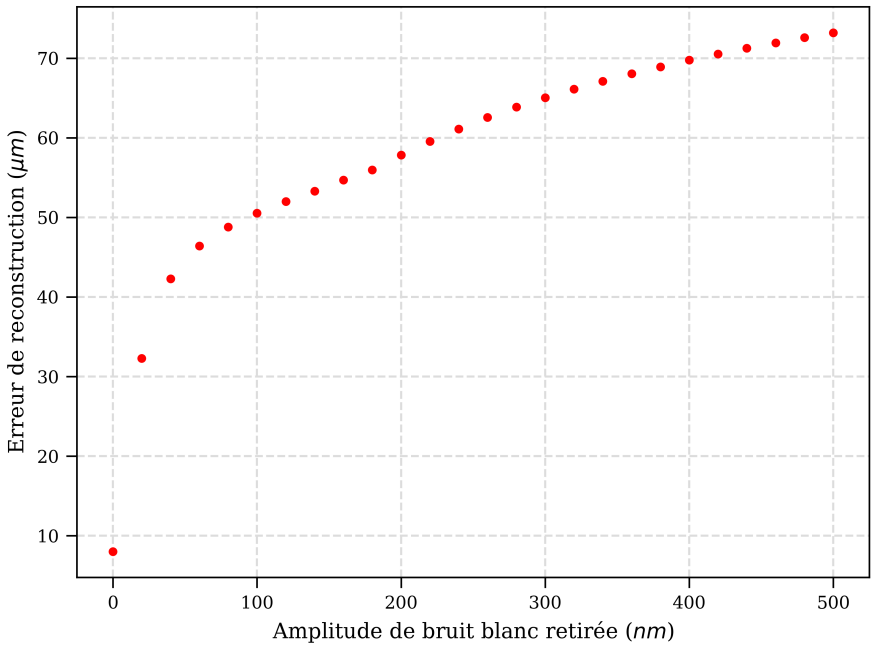


FIGURE 4.28 – Évolution de l'erreur maximale de reconstruction entre la surface initiale et la surface reconstruite de l'éprouvette EF122, en fonction de l'amplitude de bruit blanc soustraite.

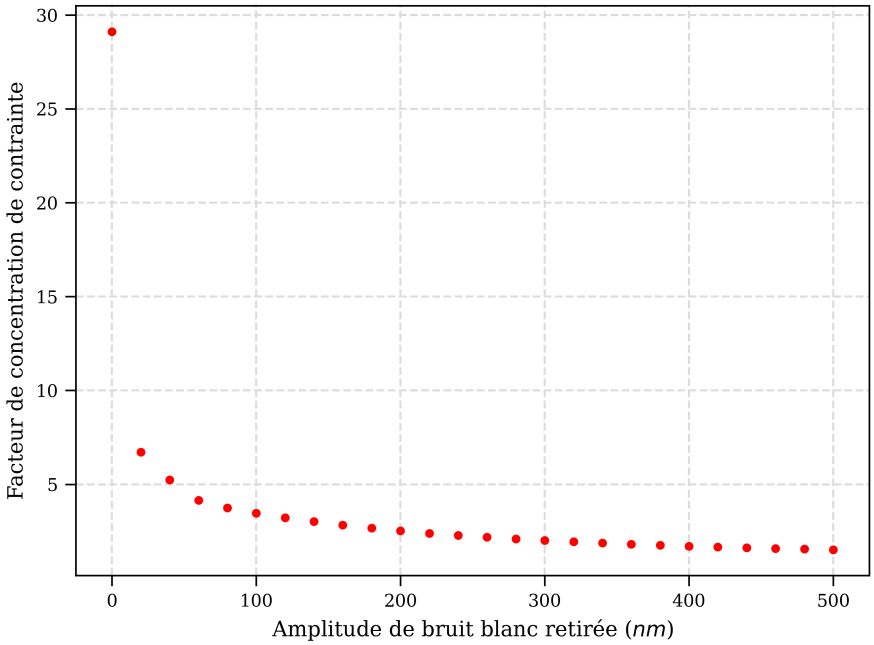


FIGURE 4.29 – Évolution du facteur de concentration de contrainte maximal sur la surface étudiée de l'éprouvette EF122, en fonction de l'amplitude de bruit blanc soustraite.

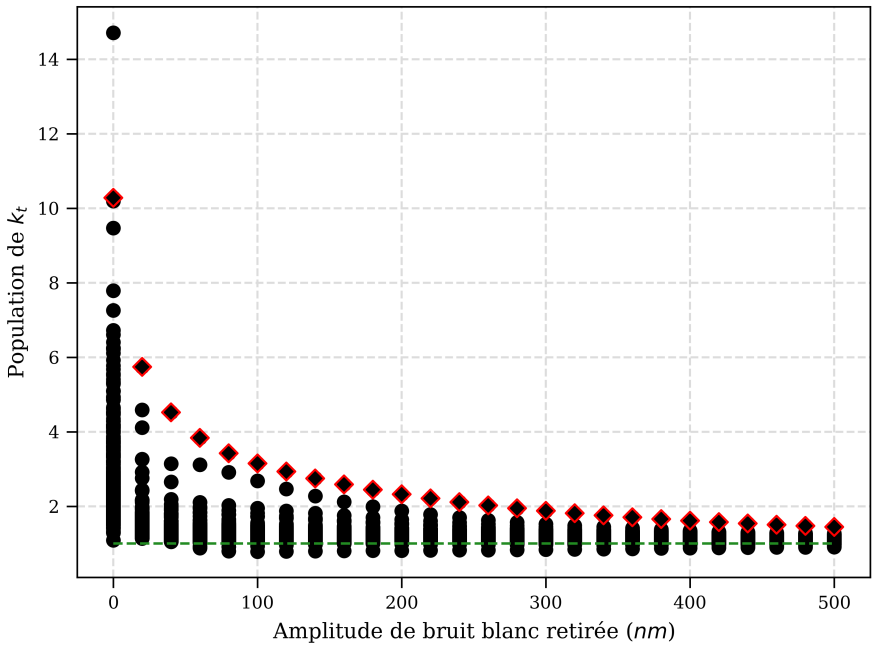
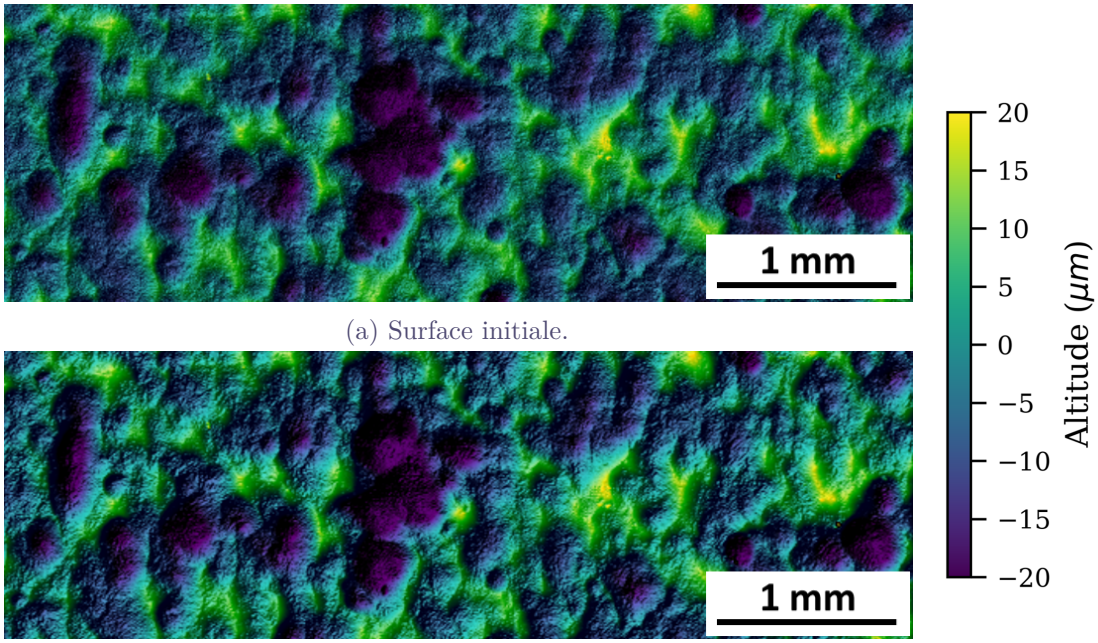


FIGURE 4.30 – Évolution de la population de concentrateurs de contrainte correspondant à la population d'irrégularités de surface de l'éprouvette EF122, en fonction de l'amplitude de bruit blanc retirée.

d'ensemble. Cela constitue le démarrage d'un processus de lissage du profil. Ce point est notamment visible en observant la valeur minimale de la population de k_t. Celle-ci commence par diminuer pour augmenter à nouveau à partir de 80 nm. À partir de cette valeur, elle converge vers une valeur unitaire (matérialisée par le trait pointillé vert) ce qui révèle ce processus de lissage. L'impact sur les valeurs de concentration de contrainte atteintes est important et confirme la nécessité de cette procédure.

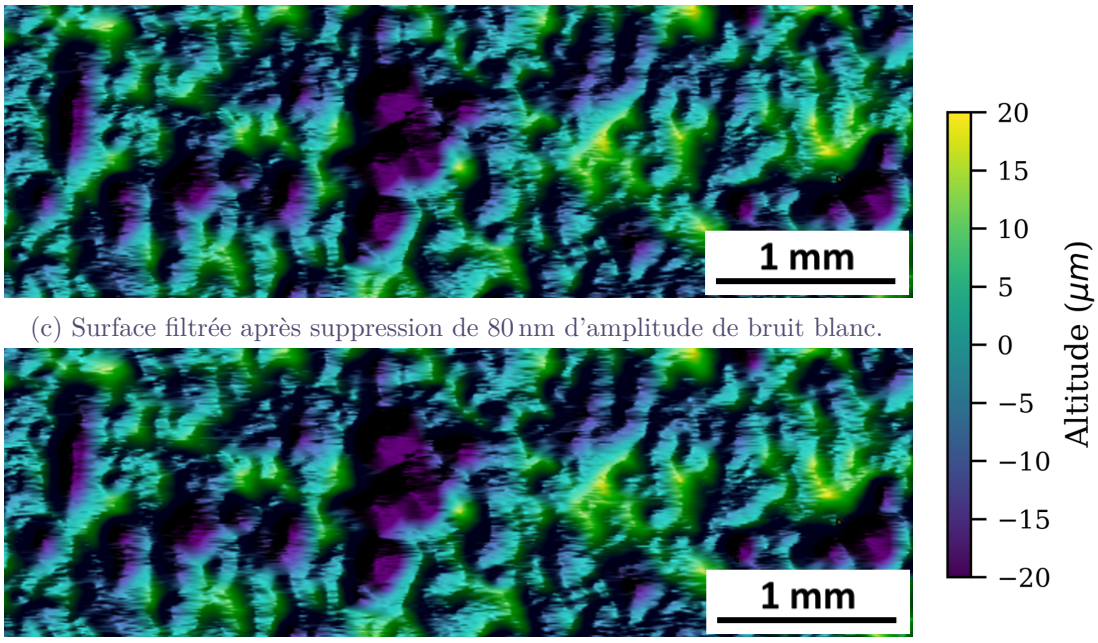
Ce type de filtre semble bien plus adapté à nos acquisitions. Des études similaires sont réalisées sur une surface parachevée durant 10 min et une surface parachevée durant 20 min. Elles présentent des résultats semblables, avec des transitions autour de 40 nm à 60 nm. Afin d'illustrer les études menées, la surface de l'éprouvette EF122 utilisée pour l'étalonnage de la méthode est présentée à l'état brut de mesure (figure 4.31a), après application du filtre passe-bas (figure 4.31b), après suppression de 80 nm de bruit blanc (figure 4.31c) et après suppression de 100 nm de bruit blanc (figure 4.31d). Visuellement, après soustraction d'amplitudes de bruit blanc de 40 nm à 80 nm, la surface évolue peu. C'est pourquoi les surfaces filtrées par 40 nm et 60 nm ne sont pas présentées.

Le filtrage obtenu semble visuellement satisfaisant et plus efficace que celui obtenu par filtre passe-bas car il permet de supprimer l'aspect de type "peau d'orange" (de dimension micrométrique) de la mesure tout en préservant la topographie de surface. Après retrait de 100 nm d'amplitude de bruit blanc, un léger flou (horizontal sur la figure 4.31d) apparaît, indiquant effectivement un début de dégradation de la topographie de surface. Afin de fixer cette valeur, on trace une portion de profil,



(a) Surface initiale.

(b) Surface filtrée par filtre passe-bas après suppression de 4400 fréquences.



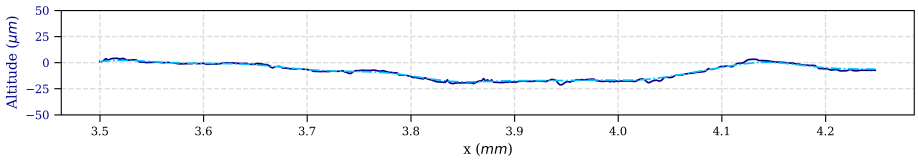
(c) Surface filtrée après suppression de 80 nm d'amplitude de bruit blanc.

(d) Surface filtrée après suppression de 100 nm d'amplitude de bruit blanc.

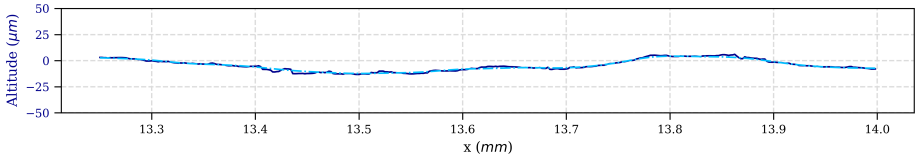
FIGURE 4.31 – Évolution de la surface de l'éprouvette EF122, brute (a), filtrée par filtre passe-bas après suppression de 4400 fréquences (b), filtrée après suppression de 80 nm d'amplitude de bruit blanc (c) et filtrée après suppression de 100 nm d'amplitude de bruit blanc (d).

pour chacune des trois éprouvettes évoquées au paragraphe précédent (parachevées 10 min, 20 min et 40 min), pour trois valeurs d'amplitudes de bruit blanc (60 nm, 80 nm et 100 nm). Les profils initiaux (bleu foncé, trait plein) et filtrés (bleu clair,

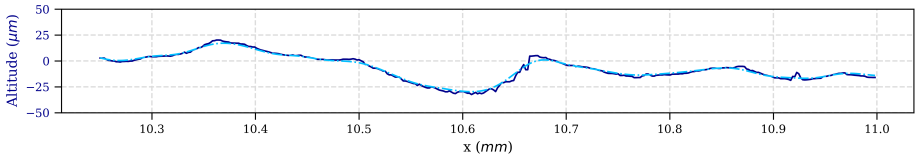
trait pointillé) et la variation de concentration de contrainte (rouge, trait plein) sont présentés, pour 80 nm d'amplitude de bruit blanc soustraite, en figure 4.32 et figure 4.33.



(a) Éprouvette parachevée 40 min.



(b) Éprouvette parachevée 20 min.



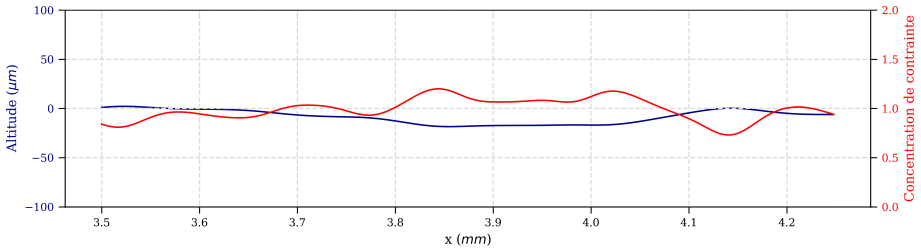
(c) Éprouvette parachevée 10 min.

FIGURE 4.32 – Profils de micro-géométrie de surface après suppression de 80 nm d'amplitude de bruit blanc pour trois niveaux de parachèvement.

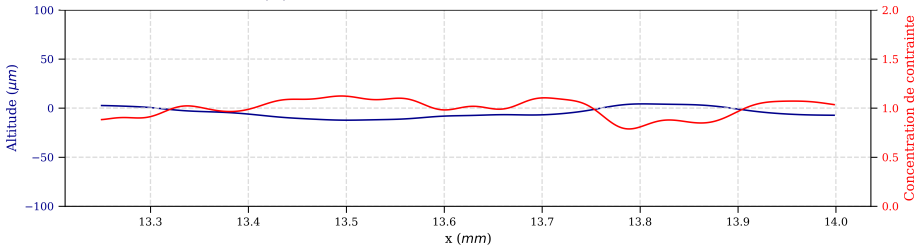
Sur les trois éprouvettes, la différence maximale entre les profils de micro-géométrie de surface, après soustraction d'amplitudes de bruit blanc de 60 nm et 100 nm, est de 1,5 µm. L'impact sur le profil de micro-géométrie de surface de la valeur de filtrage est donc faible. Malgré cela, le profil est bien respecté et le bruit visible est bien éliminé. L'ordre de grandeur des valeurs de concentration de contrainte atteintes après filtrage est cohérent (comparé à des estimations analytiques calculées sur des irrégularités de surface similaires). Une amplitude de bruit blanc de 80 nm est donc choisie afin de s'assurer de filtrer au maximum le bruit sur l'ensemble des éprouvettes à traiter sans impacter la topographie intrinsèque de la surface. L'ensemble des surfaces acquises par profilométrie est traité en utilisant cette valeur et la population de concentration de contrainte correspondant à la population d'irrégularités de surface identifiées est déterminée.

4.4 Passage de la population d'irrégularités de surface à la porosité critique

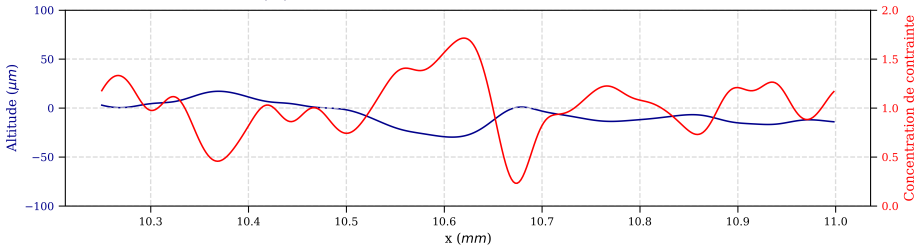
Grâce aux méthodologies décrites dans la section 4.3, la population d'irrégularités de surface a pu être identifiée et on dispose de différentes métriques pour chacune des porosités débouchantes ou vallées de surface caractérisées. Pour chaque éprouvette, le relevé profilométrique post-essai et les images fractographiques acquises au MEB permettent également d'identifier l'irrégularité de surface à l'origine de l'amorçage, au sein de la population. Il est donc possible de construire différents indicateurs à partir



(a) Éprouvette parachevée 40 min.



(b) Éprouvette parachevée 20 min.



(c) Éprouvette parachevée 10 min.

FIGURE 4.33 – Variation de concentration de contrainte le long des profils de micro-géométrie de surface de la figure 4.32, après suppression de 80 nm d'amplitude de bruit blanc, pour trois niveaux de parachèvement.

de ces métriques, représentatifs des différentes approches évoquées en section 3.3. Pour chacun de ces indicateurs, on peut tracer les valeurs correspondant à l'ensemble de la population des porosités débouchantes et des vallées de surface. La valeur correspondant à l'irrégularité de surface critique peut également être calculée et comparée à la population. L'objectif est de déterminer si ces indicateurs peuvent être suffisants pour identifier l'irrégularité de surface critique au sein de la population identifiée. Le type d'approche adapté pour cette identification pourra également être déterminé le cas échéant. L'impact de la forte dispersion matériau identifiée expérimentalement et attribuée à la microstructure (selon le scénario décrit en introduction) sera également investigué.

Parmi les différentes métriques retenues, deux sont physiquement mesurables : la profondeur et la taille équivalente ($\sqrt{aire}$). On trace donc, pour ces deux grandeurs, les valeurs obtenues par analyse des relevés profilométriques en fonction des valeurs mesurées sur les fractographies. La corrélation entre les valeurs de taille est présentée en figure 4.34. La corrélation entre les valeurs de profondeur l'est en figure 4.35. Sur chacun de ces graphiques, la droite $y = x$ représentative d'une corrélation parfaite est tracée. Des barres d'incertitude de mesure sont représentées pour les mesures fractographiques. Cette incertitude est établie conformément à la procédure

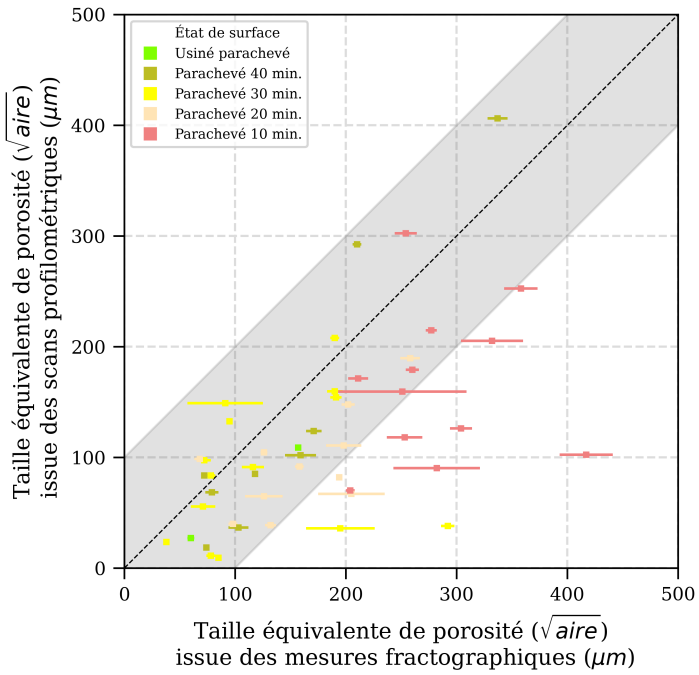


FIGURE 4.34 – Corrélation entre les tailles équivalentes des irrégularités de surface critiques issues des relevés profilométriques et des analyses fractographiques.

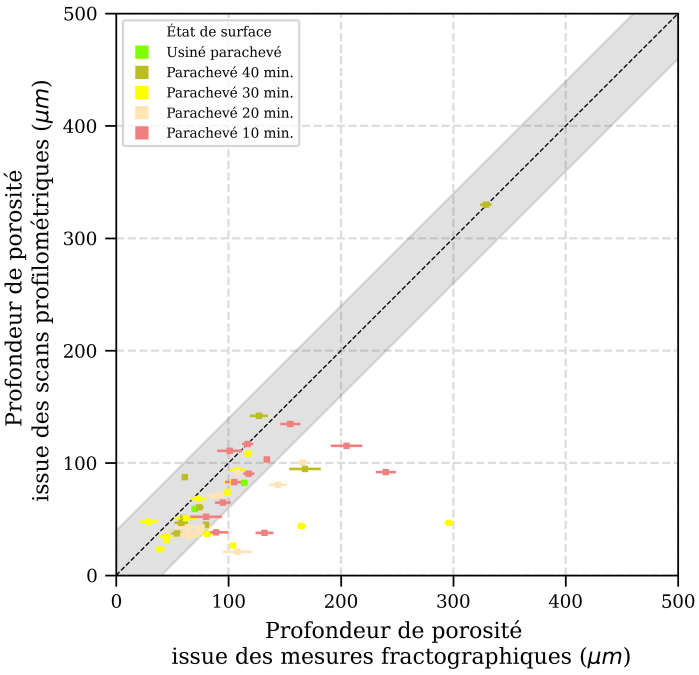


FIGURE 4.35 – Corrélation entre les profondeurs des irrégularités de surface critiques issues des relevés profilométriques et des analyses fractographiques.

évoquée au chapitre 2 et décrite en annexe E. Les mesures issues des acquisitions profilométriques étant automatisées, l'incertitude de mesure n'a pas été établie. Une bande de dispersion autour de cette droite est également proposée. La largeur de cette bande est choisie arbitrairement suivant des considérations explicitées au paragraphe suivant.

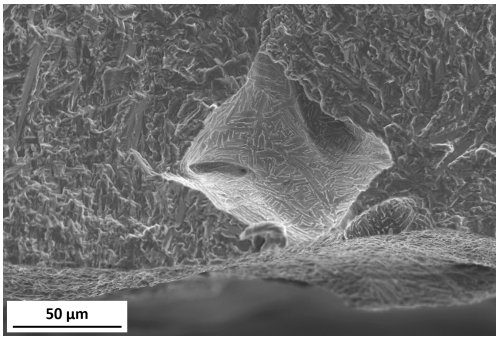
Pour l'un comme pour l'autre des graphiques de corrélation, des points s'écartent de la droite de corrélation parfaite. On observe qu'une partie des points forme une population un petit peu plus dense et symétrique par rapport à la droite. La bande de dispersion est tracée pour englober cette population. Quelques points s'écartent de la droite de manière plus importante. Ces points sont exclusivement situés dans les cadrans inférieurs des deux graphiques, ce qui correspond à des mesures plus importantes sur fractographie que sur les relevés profilométriques. Ils sont plus dispersés et forment un nuage moins dense que dans la bande de dispersion.

Ces points, éloignés par rapport à la bande de dispersion, sont étudiés plus en détails. L'observation des images fractographiques correspondantes montre qu'ils sont majoritairement issus d'amorçages sur des manques de fusion, pour les points dont la corrélation pose problème sur la profondeur (voire sur les deux métriques). Quelques points, dont la corrélation est problématique uniquement sur la taille, s'ajoutent à cette liste. Ces derniers sont principalement issus d'amorçages sur des pores gazeux rendus débouchants par le parachèvement. Dans tous les cas, la morphologie ou l'orientation de ces irrégularités de surface ne permettait pas à des moyens optiques externes de capter intégralement leurs caractéristiques. Des exemples choisis parmi les fractographies associées à ces points illustrent cela en figure 4.36.

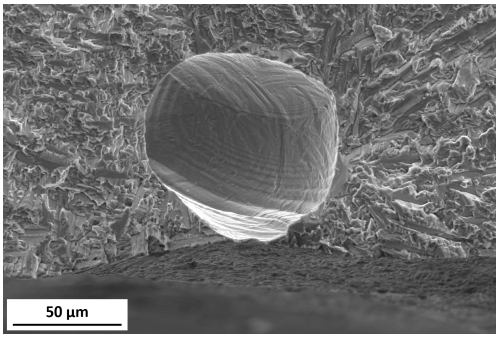
Pour les éprouvettes correspondant à ces points et pour les éprouvettes pour lesquelles l'amorçage est survenu en sous-surface, la porosité critique n'est donc pas ou est mal caractérisée par profilométrie. Il apparaît donc évident qu'une comparaison, aux autres irrégularités de surface présentes à la surface de l'éprouvette en question, ne serait pas pertinente. Seules les éprouvettes correspondant aux points situés à l'intérieur des bandes de dispersion des deux graphiques des figure 4.34 et figure 4.35 sont donc conservés pour la suite de l'analyse. Le tableau 4.3 synthétise le nombre de points restants qui seront considérés par la suite, pour chaque état de surface.

Table 4.3 – Synthèse du nombre d'éprouvettes présentant une corrélation satisfaisante entre les mesures issues des relevés profilométriques et les mesures fractographiques.

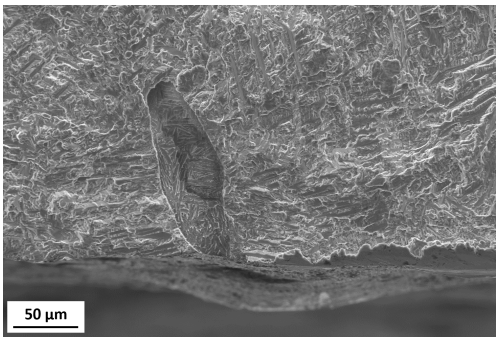
État de surface	**Nombre d'essais présentant une corrélation suffisante**
Éprouvettes parachevées 10 min	5
Éprouvettes parachevées 20 min	7
Éprouvettes parachevées 30 min	9
Éprouvettes parachevées 40 min	8
Éprouvettes usinées	2



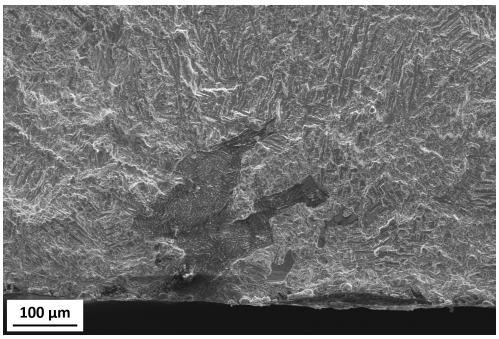
(a) Éprouvette parachevée 10 min - Manque de fusion ($\Delta\sigma_{nom}$ = 169 MPa - N_r = 711 954 cycles).



(b) Éprouvette parachevée 20 min - Pore gazeux ($\Delta\sigma_{nom}$ = 191 MPa - N_r = 525 900 cycles).



(c) Éprouvette parachevée 30 min - Manque de fusion ($\Delta\sigma_{nom}$ = 180 MPa - N_r = 506 231 cycles).



(d) Éprouvette parachevée 30 min - Manque de fusion ($\Delta\sigma_{nom}$ = 158 MPa - N_r = 596 167 cycles).

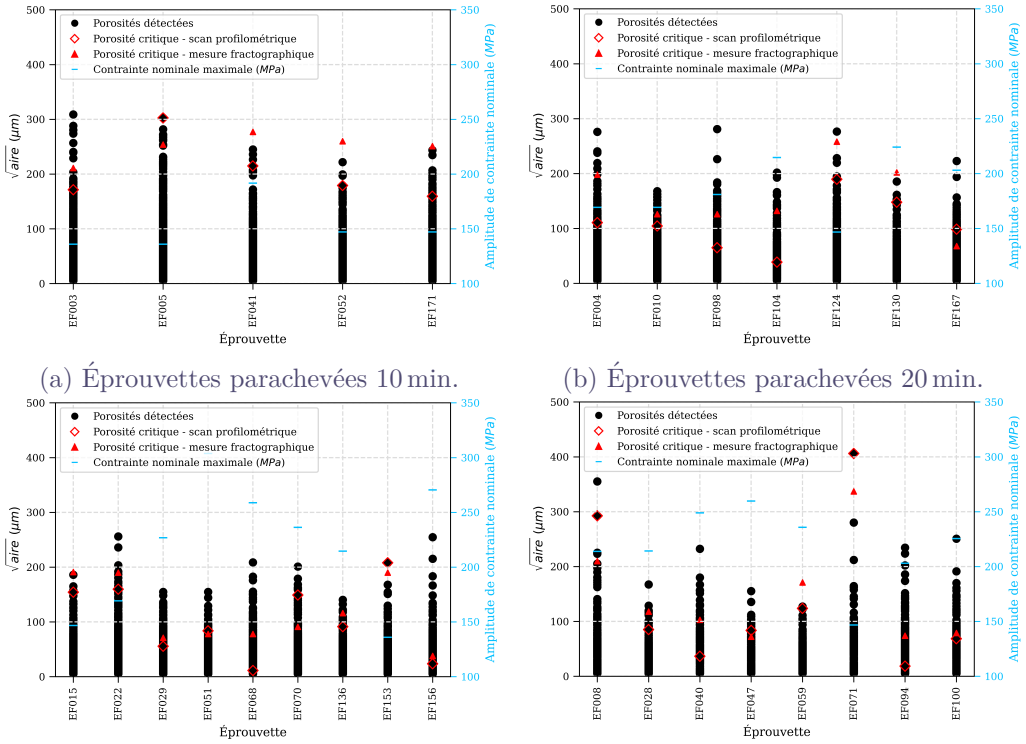
FIGURE 4.36 – Exemples d'irrégularités de surface dont les caractéristiques géométriques ne peuvent être convenablement relevées par profilométrie en raison de leur morphologie (a), (b) et (d) ou de leur orientation (c), sur éprouvettes de géométrie F après différents temps de parachèvement.

Après cette sélection, seules deux éprouvettes subsistent dans la série des éprouvettes usinées. Afin de ne pas multiplier les graphiques (dans un souci de lisibilité), cet état de surface ne sera donc pas présenté dans la suite de cette section. Seuls les états de surface parachevés de 10 min à 40 min seront donc exposés. Les conclusions qui seront énoncées s'appliquent toutefois également aux éprouvettes usinées.

4.4.1 Approche basée sur les facteurs d'intensité des contraintes

Dans le chapitre précédent, on a montré que les approches basées sur la mécanique linéaire élastique de la rupture sont les approches adéquates pour faire le lien entre les caractéristiques de l'irrégularité de surface critique et la durée de vie. Il semble donc raisonnable d'évaluer, dans un premier temps, des indicateurs en cohérence avec ce type d'approche. Le premier indicateur, directement accessible et le plus simple est bien entendu la taille équivalente des irrégularités de surface ($\sqrt{aire}$). On trace donc la population des tailles de l'ensemble des irrégularités de surface repérées

sur chacune des éprouvettes conservées, de chaque état de surface (points noirs). Le point correspondant à la porosité critique est encadré d'un losange rouge afin d'être identifiable. Un triangle rouge indique où se situerait la porosité critique en se basant sur les mesures fractographiques. La limite de fatigue nominale déterminée sur chaque éprouvette est également rappelée sur ces graphiques (tiret bleu). Cette charte graphique sera conservée pour l'ensemble des indicateurs présentés par la suite. Ces graphiques sont proposés en figure 4.37.



(a) Éprouvettes parachevées 10 min.

(b) Éprouvettes parachevées 20 min.

(c) Éprouvettes parachevées 30 min.

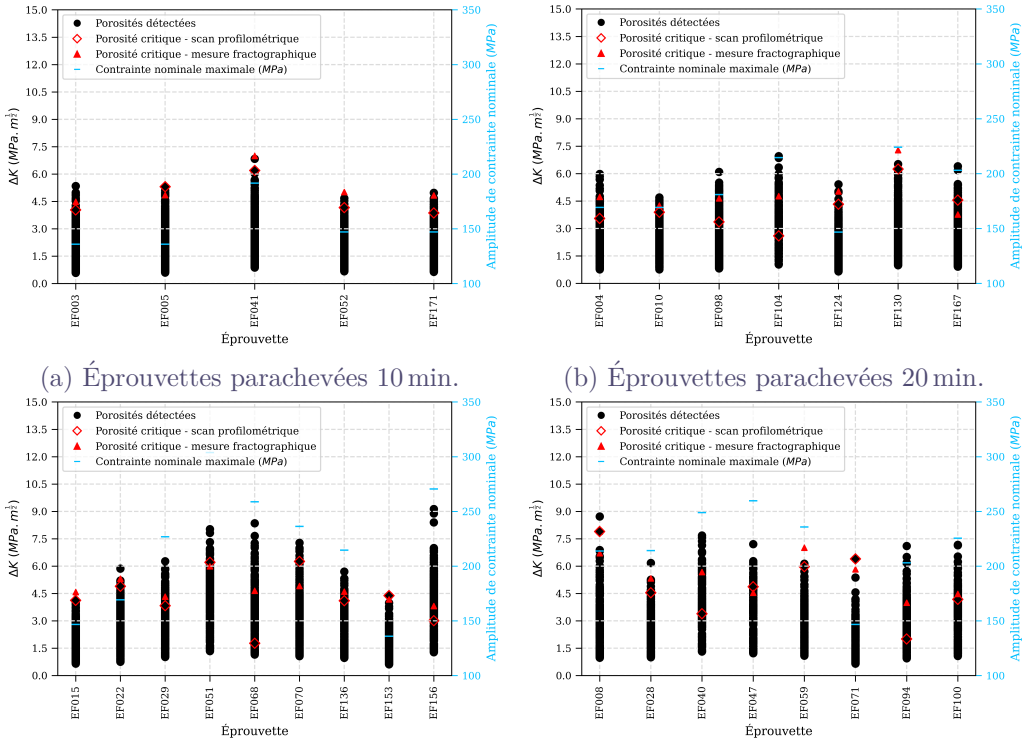
(d) Éprouvettes parachevées 40 min.

FIGURE 4.37 – Populations de tailles correspondant aux irrégularités identifiées à la surface des éprouvettes, pour différents états de surface.

Sur chacun des états de surface étudiés, on constate, pour certaines éprouvettes, que l'irrégularité de surface la plus grande n'est pas celle ayant provoqué l'amorçage. Même en tenant compte des mesures réalisées sur les fractographies, cette observation reste vraie. Comme le montrent les figure 4.34 et figure 4.35, la mesure par profilométrie a tendance à sous-estimer les caractéristiques réelles des irrégularités de surface du fait de leur morphologie inaccessible visuellement (cf. figure 4.36). Ainsi, il paraît assez improbable que pour l'ensemble de ces éprouvettes, les points présentant des valeurs supérieures à la porosité critique soient issus de mesures surestimées.

Le recalage du profil de l'éprouvette a permis de positionner chacune des irrégularités de surface dans le repère local de l'éprouvette (cf. sous-sous-section 4.3.2.1) et de corriger la contrainte afin de prendre en compte le gradient de chargement dans l'éprouvette. Les procédures correspondantes sont décrites en sous-section 2.4.3 et annexe C. Le moyen adapté pour tenir compte de la taille des différentes irrégularités

de surface, mais également de la contrainte locale, est de calculer le facteur d'intensité des contraintes, ΔK. Des graphiques similaires aux précédents mais présentant la valeur de ΔK pour chacun des points sont présentés en figure 4.38.



(a) Éprouvettes parachevées 10 min.

(b) Éprouvettes parachevées 20 min.

(c) Éprouvettes parachevées 30 min.

(d) Éprouvettes parachevées 40 min.

FIGURE 4.38 – Populations de facteurs d'intensité des contraintes correspondant aux irrégularités identifiées à la surface des éprouvettes, pour différents états de surface.

À nouveau, pour la quasi-totalité des états de surface, on observe des éprouvettes sur lesquelles cet indicateur ne fonctionne pas. Il est important de noter que cet indicateur est adapté à des gammes de taille relativement élevées (cf. équation 3.13). Un indicateur adapté aux petites tailles pourrait être construit à partir de la formule proposée par Murakami et al. ([31]), explicitée par l'équation 3.16. Cet indicateur est proposé à l'équation 4.3.

$$Indic_{Murakami} = \sigma_{nom}\ k_{longi}\ k_{epais}\ \left(\sqrt{aire}\right)^{\frac{1}{6}} \tag{4.3}$$

Le problème resterait toutefois le même puisqu'il réside dans la variété des tailles présentes à la surface d'une même éprouvette. Les irrégularités de surface de petite taille seraient cette fois bien évaluées mais celles de grande taille se verraient attribuer un indicateur erroné. La problématique est la même que celle évoquée vis-à-vis de la correction de contrainte introduite par Le et al. ([89]) et rappelée à l'équation 3.12. Avec ce type d'indicateur, on ne peut proposer une formulation adaptée à l'ensemble des tailles d'irrégularités de surface. Afin de pallier cette difficulté, on trace un nouvel indicateur inspiré de la modélisation proposée au chapitre 3. Celui-ci utilise la continuité du modèle de El-Haddad et Topper. Il s'agit de la contrainte locale corrigée

de la taille de défaut, définie par l'équation 3.21 adaptée ici puisque l'évolution en fonction de la durée de vie n'est pas nécessaire. Les paramètres du modèle sont ceux identifiés précédemment (sur les points critiques de la phase 2) et correspondant au modèle illustré en figure 4.14. La figure 4.39 rappelle graphiquement la définition de la contrainte locale corrigée (cercle de couleur) pour différentes positions initiales (points ronds, pleins, de couleur). Les graphiques des populations de contraintes locales corrigées, pour les différents états de surface, sont proposés en figure 4.40.

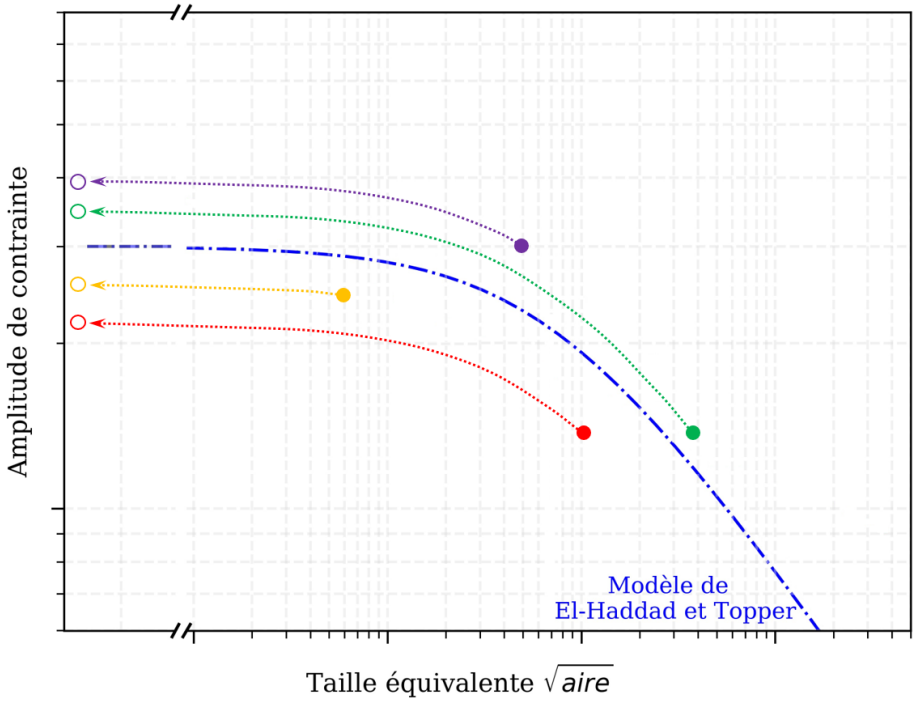
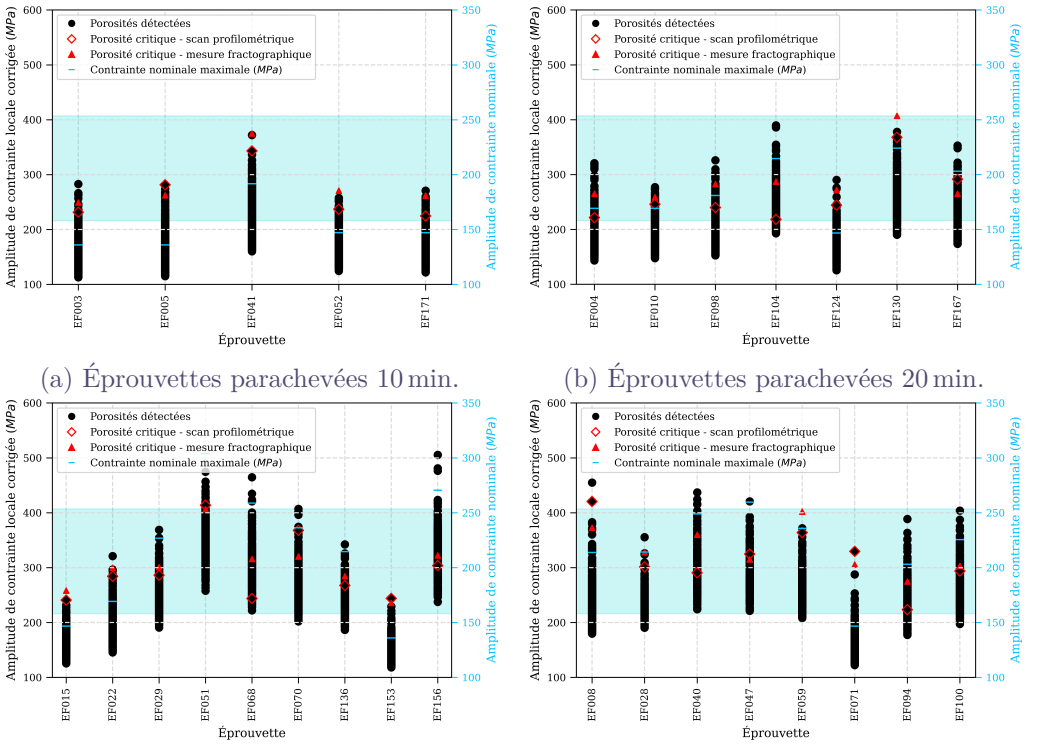


FIGURE 4.39 – Schéma rappelant graphiquement la définition de la contrainte locale corrigée de la taille de l'irrégularité de surface.

En plus des informations déjà présentées pour les indicateurs précédents, la bande de dispersion permettant d'englober l'ensemble des points critiques de cette seconde campagne expérimentale, et tracée dans le diagramme de Kitagawa-Takahashi en figure 4.14, est également représentée. Une fois de plus, certains points ne donnent pas satisfaction, sur la plupart des états de surface. On peut remarquer, sur certaines éprouvettes, quelques points non critiques présentant des valeurs supérieures à la limite haute de la bande de dispersion. Ce point n'est pas choquant car en se basant uniquement sur des valeurs extrêmes, il est toujours délicat de bien capter les queues de distribution.



(a) Éprouvettes parachevées 10 min.

(b) Éprouvettes parachevées 20 min.

(c) Éprouvettes parachevées 30 min.

(d) Éprouvettes parachevées 40 min.

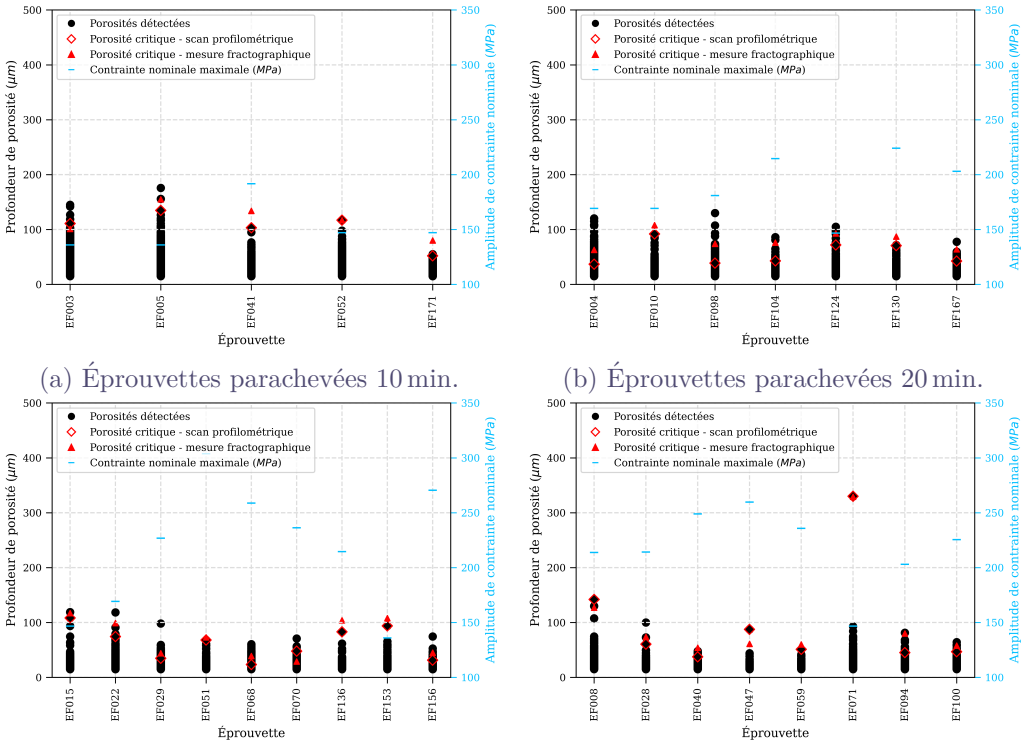
FIGURE 4.40 – Populations de contraintes locales corrigées correspondant aux irrégularités identifiées à la surface des éprouvettes, pour différents états de surface.

4.4.2 Approche basée sur la concentration de contrainte

Les approches basées sur la mécanique linéaire élastique de la rupture ne donnant pas entièrement satisfaction, d'autres indicateurs basés sur la concentration de contrainte sont essayés. Comme rappelé en début de section, même si ces approches ne se sont pas révélées adaptées pour faire le lien avec la durée de vie, elles pourraient être adaptées pour déterminer la zone d'amorçage. Elles peuvent donc s'avérer utiles pour discriminer les différentes irrégularités de surface d'une éprouvette. Le premier indicateur qui peut être tracé est la profondeur de l'irrégularité de surface. La figure 4.41 montre les graphiques correspondants.

Bien qu'à nouveau cet indicateur ne se montre pas discriminant sur l'intégralité des éprouvettes, il semble toutefois mieux fonctionner que ceux présentés dans la section précédente. Malgré cela, cet indicateur simple ne tient pas compte des gradients de contrainte dans l'éprouvette. On construit donc un nouvel indicateur, k_{tot}, dont la formulation est donnée par l'équation 4.4. Il est basé sur les coefficients de correction des gradients, k_{longi} et k_{epais}, et sur la concentration de contrainte correspondant à chaque irrégularité de surface, k_t, issue du traitement par FFT des relevés profilométriques.

$$k_{tot} = k_{longi}\ k_{epais}\ k_t \tag{4.4}$$



(a) Éprouvettes parachevées 10 min.

(b) Éprouvettes parachevées 20 min.

(c) Éprouvettes parachevées 30 min.

(d) Éprouvettes parachevées 40 min.

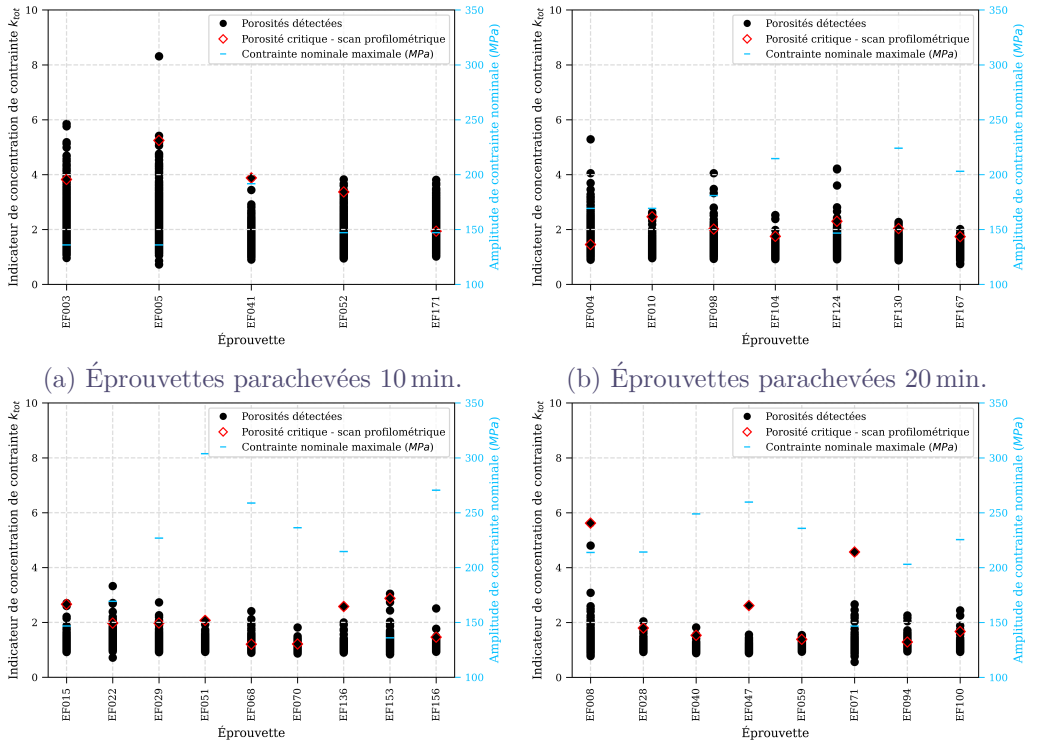
FIGURE 4.41 – Populations de profondeurs correspondant aux irrégularités identifiées à la surface des éprouvettes, pour différents états de surface.

Cet indicateur conduit aux graphiques de la figure 4.42. De manière surprenante, ce nouvel indicateur s'avère moins concordant que la profondeur seule. Sur la plupart des états de surface, des éprouvettes dont la porosité critique est la plus profonde présentent des points dont la concentration de contrainte est supérieure à celle au point d'amorçage. Cet indicateur n'est donc pas entièrement satisfaisant.

4.4.3 Comparaison des approches - Détermination de l'indicateur adapté

Cinq indicateurs basés sur les différentes métriques disponibles pour chaque irrégularité de surface (taille, profondeur, concentration de contrainte, ...) ont été proposés. Pour chacun de ces indicateurs, sur certaines éprouvettes, l'irrégularité de surface critique identifiée ne correspond pas aux valeurs maximales obtenues. Tous sont donc mis en défaut dans l'objectif d'identifier l'élément critique sur une surface donnée. Les deux indicateurs les plus complets, tenant compte des gradients de contrainte, correspondant à chacune des deux approches considérées sont la contrainte corrigée (cf. figure 4.40) et l'indicateur de concentration de contrainte, k_{tot} (cf. figure 4.42). La comparaison des deux approches sera donc poursuivie à partir de ces deux indicateurs.

Une certaine dispersion est courante dans les résultats de fatigue sur des matériaux tels que le Ti-6Al-4V. Il n'est donc pas incohérent d'avoir quelques points présentant



(a) Éprouvettes parachevées 10 min.

(b) Éprouvettes parachevées 20 min.

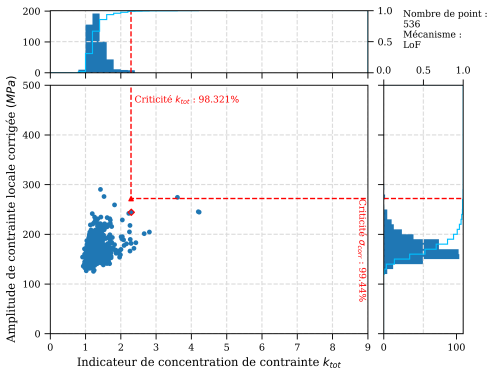
(c) Éprouvettes parachevées 30 min.

(d) Éprouvettes parachevées 40 min.

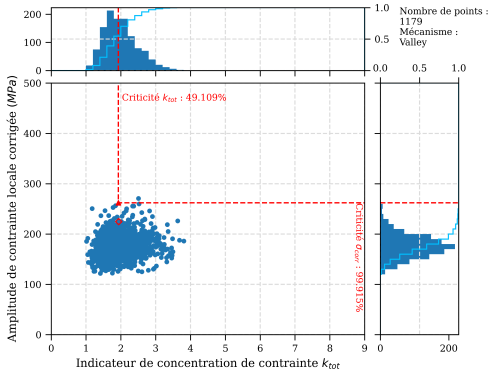
FIGURE 4.42 – Populations de facteur de concentration de contrainte correspondant aux irrégularités identifiées à la surface des éprouvettes, pour différents états de surface.

une valeur supérieure à la valeur de la porosité critique, s'ils sont en nombre réduit. Afin de départager les deux approches, on trace pour chaque éprouvette un graphique présentant la contrainte corrigée en fonction de l'indicateur de concentration de contrainte, k_{tot}. Ce graphique présente aussi selon chaque axe la répartition des valeurs sur l'ensemble de la population. Le point correspondant à l'irrégularité de surface critique est également indiqué ainsi que la valeur à laquelle il se situe dans les fonctions de répartition de chacun des indicateurs. Plusieurs exemples de ces graphiques sont présentés en figure 4.43 afin d'illustrer les différents cas de figure possibles. On rencontre des cas où les deux indicateurs fonctionnent (a), d'autres où seul l'un des deux critères est vérifié (b et c) et enfin quelques points pour lesquels la porosité critique se retrouve au milieu du nuage de points représentatif de la population (d).

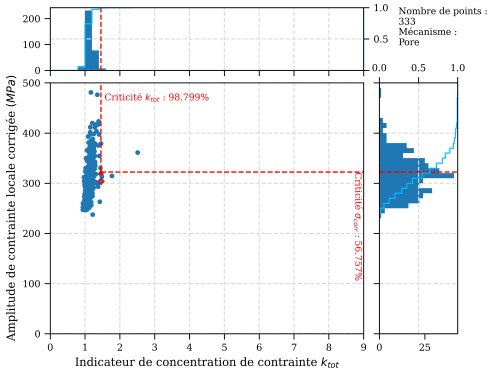
On s'appuie donc sur les fonctions de répartition de ces deux indicateurs pour poursuivre l'analyse. Un critère de 90 % est arbitrairement choisi. C'est-à-dire que l'indicateur est considéré comme satisfaisant si moins de 10 % des points de la population affichent une valeur supérieure à celle de la porosité débouchante ou vallée de surface critique. À partir d'un tel critère, chaque indicateur est mis en défaut par sept éprouvettes seulement (sur 31 éprouvettes sélectionnées, tous états de surface confondus). Parmi elles, seules deux mettent en défaut les deux critères à la fois. Sur les sept mettant en défaut une approche basée sur la mécanique de la rupture, une seule présente une valeur extrêmement faible (celle de la figure 4.43c).



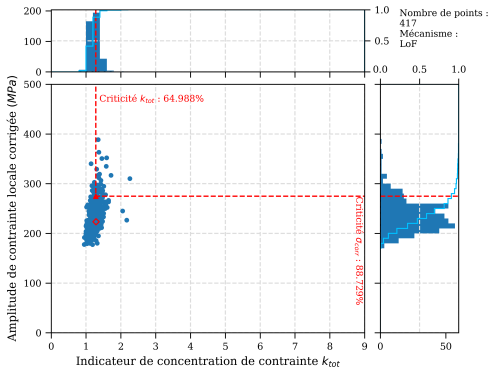
(a) Éprouvette parachevée 20 min pour laquelle les deux indicateurs fonctionnent.



(b) Éprouvette parachevée 10 min sur laquelle seule une approche basée sur la MLER fonctionne.



(c) Éprouvette parachevée 30 min pour laquelle l'indicateur de concentration de contrainte semble plus adapté.



(d) Éprouvette parachevée 40 min pour laquelle aucun indicateur ne donne satisfaction.

FIGURE 4.43 – Graphiques de comparaison des indicateurs basés sur la concentration de contrainte et la mécanique de la rupture, exemples pour différents cas de figure.

Les autres présentent des valeurs supérieures à 72 % (2 sur 7) voire 80 % (4 sur 7). A l'inverse, pour l'indicateur basé sur la concentration de contrainte, plusieurs éprouvettes présentent des valeurs inférieures à 50 % (2 sur 7 - par exemple celle de la figure 4.43b). Une seule présente une valeur supérieure à 72 %. Par ailleurs, il n'est pas rare d'observer des éprouvettes sur lesquelles le critère est respecté mais pour lesquelles des valeurs de k_{tot} significativement supérieures à celles de la porosité critique sont atteintes (exemple de la figure 4.43a).

Les approches liées à la mécanique linéaire élastique de la rupture semblent donc plus efficaces que celles basées sur la concentration de contrainte. Le graphique de la figure 4.44 rappelle l'évolution de la zone critique, positionnée pour englober l'ensemble des points critiques de nos éprouvettes, en fonction de la taille d'irrégularité de surface. Sur cette figure, l'ensemble des points critiques de l'ensemble des états de surface est représenté. Dans le cadre de la phase 2, l'étude a été conduite à durée de vie "infinie". Ainsi tracée, la zone critique correspond à la variation locale du seuil de non-propagation, ΔK_{th}, nécessaire pour conduire à une rupture, en fonction de la taille équivalente d'irrégularité de surface considérée.

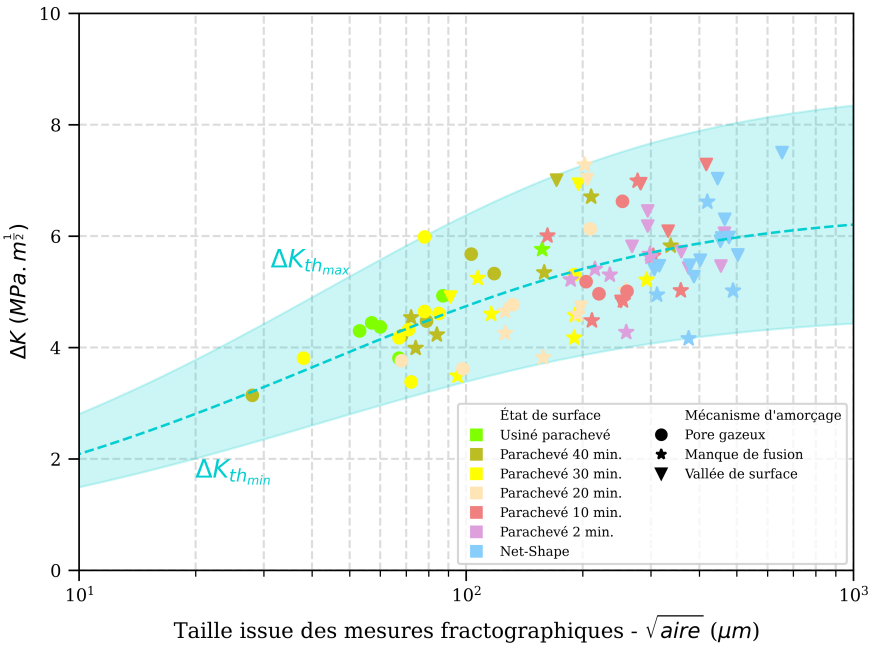


FIGURE 4.44 – Evolution de la zone critique en fonction de la taille de l'irrégularité de surface considérée, positions des points critiques issus de la phase 2.

Cette zone critique est la zone dans laquelle une rupture peut survenir. Il faut désormais déterminer la position des points de notre population dans ce diagramme pour pouvoir déterminer lesquels sont problématiques. Les points situés en-dessous de la limite basse de cette zone critique, c'est-à-dire en-dessous de la valeur de $\Delta K_{th_{min}}$ pour la taille d'irrégularité de surface considérée, ne peuvent théoriquement pas conduire à la rupture. Un point situé à l'intérieur de la zone critique conduira ou non à la rupture en fonction de la dispersion matériau. Plus le point est situé haut dans la zone critique, plus la probabilité qu'il conduise à une rupture est élevée. Si la dispersion matériau est bien identifiée, il ne peut théoriquement pas exister de points non rompus au-dessus de la limite haute de cette zone critique, c'est-à-dire avec des valeurs de facteur d'intensité des contraintes supérieures à $\Delta K_{th_{max}}$. L'hypothèse introduite en début de chapitre attribue cette forte dispersion de tenue à la microstructure locale du matériau, toutefois, les développements présentés dans cette section sont indépendants de cette hypothèse et restent valable quelle que soit la cause de cette dispersion. Pour une éprouvette donnée, la contrainte est similaire sur l'ensemble de la surface (sans prise en compte des gradients de contrainte). On peut donc établir, à partir de la définition du facteur d'intensité des contraintes, ΔK (cf. équation 3.13), que les points correspondants à la population d'irrégularités de surface vont être disposés le long d'une courbe de la forme d'une loi puissance dans le diagramme ΔK-$\sqrt{aire}$ utilisé pour la figure précédente. Le graphique de la figure 4.45 montre les courbes sur lesquelles serait répartie la population d'irrégularités de surface d'une éprouvette donnée, en fonction de la valeur de la contrainte nominale à laquelle elle est sollicitée.

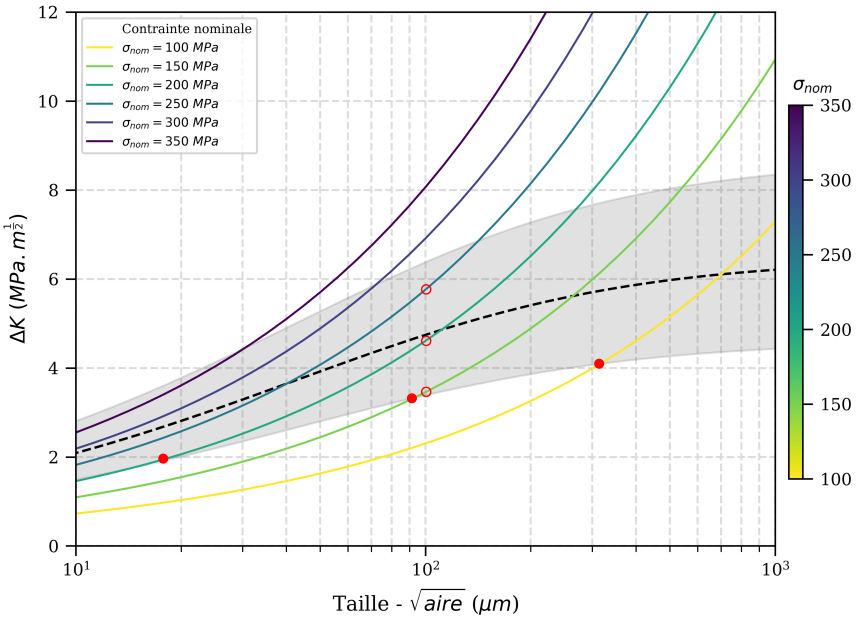
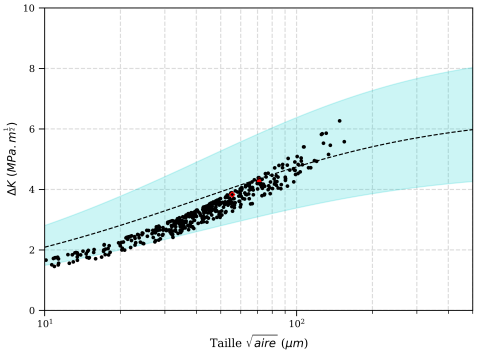


FIGURE 4.45 – Evolution de la position des populations d'irrégularités de surface en fonction de la contrainte nominale imposée. Positionnement par rapport à la zone critique.

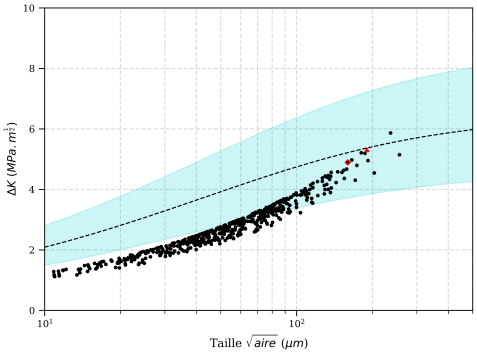
On souhaite dans cette partie illustrer que la tenue d'une éprouvette résulte de la criticité des différentes irrégularités de surface, laquelle résulte des contributions du chargement imposé, de la distribution de taille des irrégularités de surface et de la tenue intrinsèque locale du matériau. Ce graphique illustre parfaitement le fait qu'une contrainte appliquée plus élevée conduira à la présence dans la zone critique d'une plus grande proportion de la population d'irrégularités de surface, voire même de l'ensemble de la population. En effet, la taille à partir de laquelle une irrégularité de surface pénètre dans la zone critique est d'autant plus faible que la contrainte imposée est élevée. Deux facteurs contribuent à augmenter la contrainte pour atteindre une rupture de fatigue. Le premier est la taille maximale de la population d'irrégularités de surface. Plus celle-ci est faible plus il est nécessaire d'augmenter la contrainte afin d'atteindre la zone critique (exemple des points rouges pleins sur le graphique de la figure 4.45). Le second est la tenue intrinsèque du matériau. Plus les irrégularités de surface de grandes tailles nécessitent une valeur élevée de ΔK_{th} pour rompre, plus la contrainte à appliquer pour parvenir à la rupture sera élevée (exemple d'une population présentant une taille maximale égale à 100 µm donné sur le graphique de la figure 4.45 par les points rouges creux).

Afin d'illustrer cette analyse, trois exemples sont présentés en figure 4.46. Ces trois exemples correspondent à trois éprouvettes parachevées durant 30 min. La première, désignée "EF153", présente une population d'irrégularités de surface de tailles moyennes mais dont la tenue est relativement faible. La deuxième, désignée "EF022" présente une population d'irrégularités de surface de tailles légèrement supérieures et de tenue proche du modèle moyen. Enfin, l'éprouvette désignée "EF029" présente, à la fois, une population d'irrégularités de surface de tailles plus réduites et une tenue relativement élevée. Dans le cas de l'éprouvette "EF153", la conjonction d'une taille

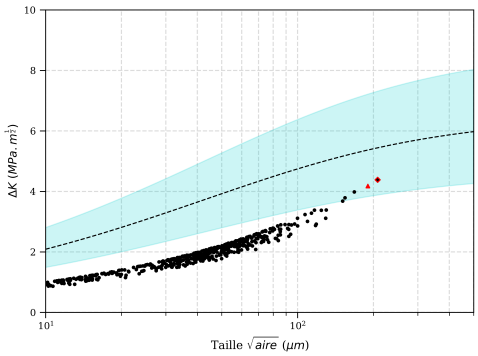
importante, et surtout d'une tenue faible, conduit à une rupture sur l'irrégularité de surface la plus grande. Une faible part de la population est alors dans la zone critique (4 sur 557 relevées). L'éprouvette "EF022" représente un cas intermédiaire où des tailles relativement élevées sont compensées par une tenue moyenne. L'irrégularité de surface critique est parmi les plus importantes (10 présentent une taille supérieure et 4 seulement présentent une amplitude de contrainte corrigée supérieure) malgré une proportion bien plus élevée de la population présente dans la zone critique. Enfin, l'éprouvette "EF029" présente le cas le plus favorable dans lequel l'association de faibles tailles avec une forte tenue conduit à la présence dans la zone critique de la quasi-totalité de la population. La porosité critique n'est alors pas parmi les plus grandes.



(a) Éprouvette EF029.



(b) Éprouvette EF022.



(c) Éprouvette EF153.

FIGURE 4.46 – Exemple de graphiques ΔK-$\sqrt{aire}$ correspondant aux populations de trois éprouvettes parachevées durant 30 min présentant des populations d'irrégularités de surface différentes.

Le même raisonnement aurait pu être mené à partir du diagramme de Kitagawa-Takahashi. Les trois exemples exposés en figure 4.46 sont tracés dans ce diagramme en figure 4.47. Outre les conclusions déjà évoquées, on remarque que l'irrégularité de surface critique se trouve systématiquement parmi les plus fortement sollicitées. On remarque également que du fait que l'irrégularité de surface critique ne soit pas toujours la plus grande, l'allure du diagramme de Kitagawa-Takahashi est respectée mais présente une pente bien inférieure à celle qu'on aurait obtenue à partir des irrégularités de surface les plus grandes.

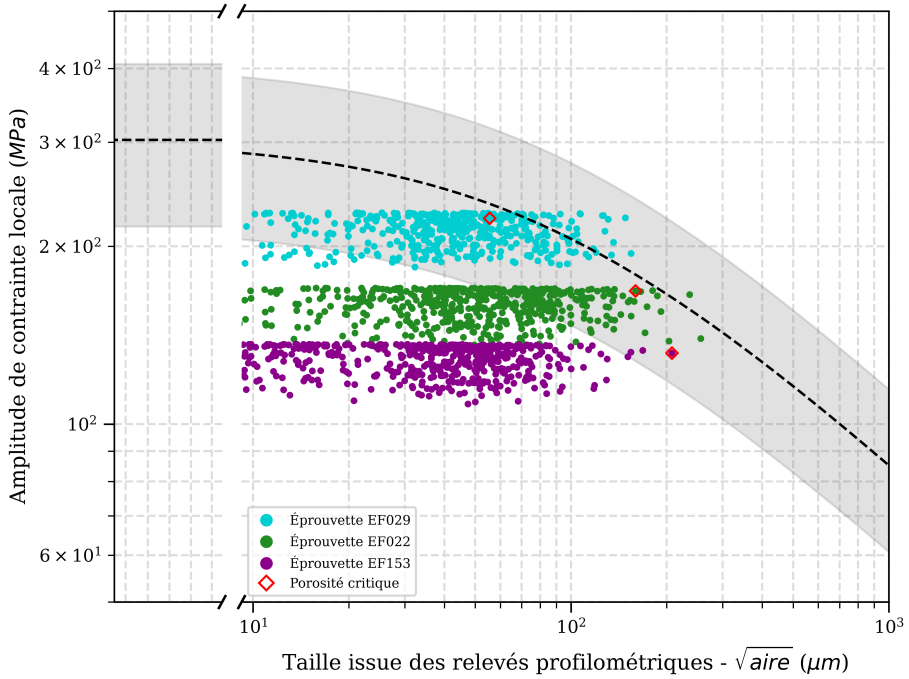


FIGURE 4.47 – Populations d'irrégularités de surface des trois éprouvettes de la figure 4.46, tracées dans le diagramme de Kitagawa-Takahashi.

Les explications apportées dans les paragraphes précédents montrent que la mécanique de la rupture semble être l'approche adéquate pour identifier la porosité critique dans une population donnée. Elles confirment également que la grande dispersion matériau est bien à l'origine de la mise en défaut de l'indicateur proposé (la contrainte corrigée de la taille de l'irrégularité de surface). Cet indicateur serait parfaitement adapté en présence d'un matériau de tenue peu dispersée. Dans le cas d'un matériau présentant une tenue significativement variable, comme le Ti-6Al-4V produit par L-PBF, cet indicateur ne permet pas d'identifier la porosité critique mais plus exactement une sélection d'irrégularités de surface "dangereuses". La tenue finale ne peut bien entendu être prévue qu'en connaissance de la tenue locale, à proximité de chacune de ces irrégularités de surface.

La différence significative de tenue d'une irrégularité de surface à l'autre (plus de 100 MPa au niveau du seuil dans le diagramme de Kitagawa-Takahashi), est attribuée à un effet de microstructure. Les observations réalisées au cours de la phase 1 confortent cette hypothèse (cf. conclusion du chapitre 3). Notamment de par la très bonne corrélation existant entre les amorçages sur hétérogénéités microstructurales et sur irrégularités de surface. Cette hypothèse est renforcée par les effets d'échelle observés sur ces mêmes résultats. Il apparaît évident que plus la population d'irrégularités de surface est dense et plus elle couvre un domaine important de tailles, plus la probabilité que l'une d'entre elles se trouve dans une zone de microstructure défavorable est importante. Le traitement de parachèvement, en plus de réduire progressivement les tailles des irrégularités de surface, en diminue probablement également le nombre. Il existe donc certainement un effet de volume entre les différents états de surface. Une approche probabiliste différente de celle

évoquée au chapitre 3 pourrait peut-être améliorer encore la modélisation. Cette perspective est discutée dans la dernière section de ce chapitre (section 4.5). Bien que les observations menées conduisent à considérer un effet de microstructure, il est important de comprendre quelles peuvent être les causes de cet effet. Les travaux de Shamir et al. ([39]) sur l'orientation de la microstructure ou plus exactement sur l'effet de la cission résolue critique dans le plan sollicité apportent des débuts de réponse. Ceux-ci sont présentés ci-dessous dans un complément bibliographique.

4.4.4 Complément bibliographique : Effet de la microstructure

Sur les deux campagnes expérimentales menées dans ces travaux de thèse, un effet significatif de la microstructure sur la tenue du matériau est suspecté, bien que l'origine physique de cette dispersion n'ait pas été identifiée. Shamir et al. ([39]) proposent une explication basée sur les cissions résolues critiques de différents plans basaux de la microstructure. Comme rappelé au chapitre 1, la microstructure de la phase α est hexagonale compacte. Celle-ci comporte donc trois plans spécifiques : le plan prismatique, le plan basal et le plan pyramidal. Les valeurs de cission résolue critique nécessaires pour initier un glissement dans chacun de ces systèmes de glissement sont respectivement de 370 MPa, 420 MPa et 590 MPa ([108]). Si le plan basal est parallèle à la direction de chargement, le système de glissement prismatique est activé. S'il est perpendiculaire, le système de glissement pyramidal est activé. Pour que le système de glissement basal soit activé, une désorientation de 10° à 66,7° est nécessaire ([109]).

Shamir et al. ([39]) testent différentes éprouvettes en fatigue et identifient par fractographie les sites d'amorçage. Ils effectuent alors une coupe longitudinale dans le plan diamétral de leur échantillon qui passe par le site d'amorçage. Une caractérisation de la microstructure est alors menée par EBSD dans ce plan. La population de grains est alors étudiée afin de déterminer la proportion de grains orientée selon chacun des trois plans précédemment évoqués. Un exemple de caractérisation et de répartition selon les trois plans est donné en figure 4.48.

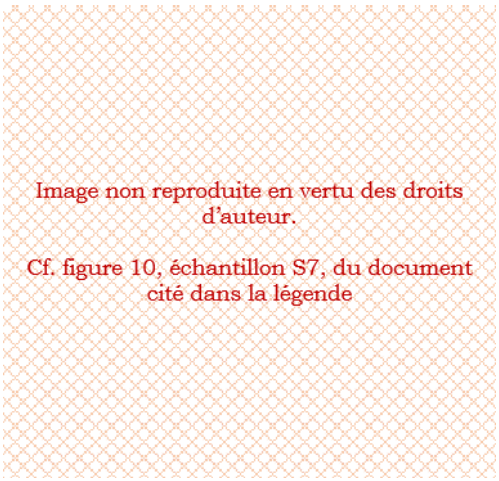


FIGURE 4.48 – Exemple de caractérisation par EBSD de la microstructure autour d'un site d'amorçage et répartition de l'orientation de cette microstructure selon les plan basal, prismatique et pyramidal [39].

Ils montrent ainsi que la taille d'irrégularité de surface ne suffit pas pour estimer la tenue en fatigue et qu'une large dispersion subsiste alors. En revanche, si pour une taille d'irrégularité de surface similaire on prend en compte l'orientation de la microstructure selon les trois plans décrits précédemment, une cohérence se dégage. Les échantillons présentant une proportion maximale de systèmes de glissements pyramidaux présentent des durées de vie supérieures à iso-contrainte. Ils identifient toutefois une influence de la taille des lattes de phase α également et précisent qu'un nombre important de petites lattes est bénéfique devant des lattes moins nombreuses et plus larges.

4.5 Vers une meilleure prise en compte de l'impact de la microstructure

Différents indicateurs, tenant compte principalement des caractéristiques géométriques des irrégularités de surface, ont été testés et évalués précédemment dans ce chapitre. Ceux-ci ont été mis en défaut sur un certain nombre d'éprouvettes du fait de la variabilité importante de tenue du matériau. Cette forte variabilité, constatée au cours des deux campagnes expérimentales, pourrait être attribuée à la microstructure du matériau du fait de nombreuses observations expérimentales. Celle-ci explique également que des approches probabilistes, basées sur une tenue uniquement dépendante des distributions de tailles d'irrégularité de surface, n'aient pas fonctionné (cf. chapitre 3). En effet, cela aurait nécessité une tenue (sans irrégularité de surface) peu dispersive ce qui n'est pas le cas. Afin de tenir compte, à la fois, des distributions de taille d'irrégularités de surface et de tenue intrinsèque du matériau, plusieurs options sont possibles. Une modélisation déterministe des irrégularités de surface peut être couplée à une description probabiliste de la tenue intrinsèque du matériau. Ou la combinaison, au sein d'une approche complètement probabiliste, de distributions différentes décrivant ces deux aspects, peut être envisagée. Après un rappel bibliographique relatif à la statistique des extrêmes, des travaux préliminaires de modélisation tenant compte de la variabilité de tenue locale seront proposés.

4.5.1 Complément bibliographique : Statistique des valeurs extrêmes

Selon le théorème de Fisher-Tippett-Gnedenko, dans le cas de tirages aléatoires et indépendants d'une variable, à partir d'une même distribution, la fonction de répartition des valeurs maximales issues de chacun de ces tirages suit nécessairement la loi d'extremum généralisée. C'est-à-dire une loi de Gumbel, une loi de Fréchet ou une loi de Weibull. Inversement, la connaissance d'une distribution de valeurs extrêmes, décrite par l'une de ces trois lois, permet de remonter à la distribution initiale dans laquelle les tirages aléatoires ont été effectués ([110]).

Les approches probabilistes détaillées au chapitre 3 ont permis d'introduire la loi de Weibull à deux paramètres. Celle-ci est rappelée par l'équation 4.5. La loi de Gumbel, respectivement la loi de Fréchet, sont rappelées par l'équation 4.6, respectivement l'équation 4.7. Par souci de simplicité, une expression sans seuil (à deux paramètres) de la loi de Fréchet est utilisée ici.

$$P_{F_0} = 1 - exp\left[-\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^m\right], \text{ avec } \sigma_0 \text{ et } m \text{ paramètres de la loi de Weibull} \quad (4.5)$$

$$P_{F_0} = exp\left[-exp\left(-\frac{\sigma - \sigma_\alpha}{\sigma_\beta}\right)\right], \text{ avec } \sigma_\alpha \text{ et } \sigma_\beta \text{ paramètres de la loi de Gumbel} \quad (4.6)$$

$$P_{F_0} = exp\left[-\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^{-\alpha}\right], \text{ avec } \sigma_0 \text{ et } \alpha \text{ paramètres de la loi de Frechet} \quad (4.7)$$

L'identification de ces lois se fait par une linéarisation bi-logarithmique. Les expressions sont données respectivement par les équation 4.8, équation 4.9 et équation 4.10, pour ces trois lois.

$$ln\left[-ln\left(1 - P_F\right)\right] = m\ ln\left(\sigma\right) - m\ ln\left(\sigma_0\right) \quad (4.8)$$

$$ln\left[-ln\left(P_F\right)\right] = -\frac{1}{\sigma_\beta}\ \sigma + \frac{\sigma_\alpha}{\sigma_\beta} \quad (4.9)$$

$$-ln\left[-ln\left(P_F\right)\right] = \alpha\ ln\left(\sigma\right) - \alpha\ ln\left(\sigma_0\right) \quad (4.10)$$

Considérons plusieurs séries de tirages aléatoires, issus d'une distribution initiale fixée, mais pour lesquelles le nombre de valeurs de chaque tirage diffère d'une série à l'autre. Quelle que soit la variable de cette distribution (contrainte admissible, taille de porosité, ...), les différents tirages présentent le même déterminisme. Pourtant, selon le nombre de valeurs par tirage de chacune de ces séries, la répartition des valeurs maximales sera différente. C'est ce qui permet de représenter des effets de volume, comme expliqué au chapitre 3. Plus on tire de valeurs, plus on a de chances d'en tirer une extrême et donc, dans notre cas, de rompre tôt. On peut remarquer que, le déterminisme étant le même, les fonctions de répartition des valeurs maximales, issues des différentes séries, redeviennent identiques si elles sont normées par leur valeur médiane. Ce résultat est valable quelle que soit la fonction de répartition représentative des valeurs maximales. Cela revient à considérer un changement de variable avec $X = \frac{x}{\hat{x}}$ où $\hat{x}$ représente la valeur médiane de la série de valeurs maximales issues des différents tirages.

Dans le cadre de notre étude, cela signifie qu'il est possible d'identifier la fonction de répartition des valeurs extrêmes issues de géométries d'éprouvettes et/ou d'états de surface différents. Si on injecte la variable adimensionnée dans la formule linéarisée d'identification de chacune des lois d'extremum généralisé, on obtient les formules exposées respectivement en équation 4.11, équation 4.12 et équation 4.13. On peut remarquer que pour les lois de Weibull et Frechet, cela correspond à des droites de même pente mais d'ordonnée à l'origine différentes. Pour une loi de Gumbel, cela correspond à un faisceau de droites de même ordonnée à l'origine mais de pentes différentes.

$$ln\left[-ln\left(1-P_F\right)\right] = m\ ln\left(\sigma\right) - m\ ln\left(\sigma_0\ \hat{\sigma}\right) \tag{4.11}$$

$$ln\left[-ln\left(P_F\right)\right] = -\frac{1}{\sigma_\beta\ \hat{\sigma}}\ \sigma + \frac{\sigma_\alpha}{\sigma_\beta} \tag{4.12}$$

$$-ln\left[-ln\left(P_F\right)\right] = \alpha\ ln\left(\sigma\right) - \alpha\ ln\left(\sigma_0\ \hat{\sigma}\right) \tag{4.13}$$

On peut remarquer que les coefficients entre les droites d'identification correspondent directement au rapport des volumes effectifs dans le cas de la loi de Weibull (cf. équation 3.10). Soit λ le coefficient de décalage entre deux droites parallèles, on a alors la relation décrite en équation 4.14 entre ce coefficient et les volumes effectifs V_{eff_1} et V_{eff_2} correspondant à chacune des droites. Dans le cas des deux autres lois, il n'est pas possible d'introduire la notion de volume effectif compte-tenu de la formulation des lois.

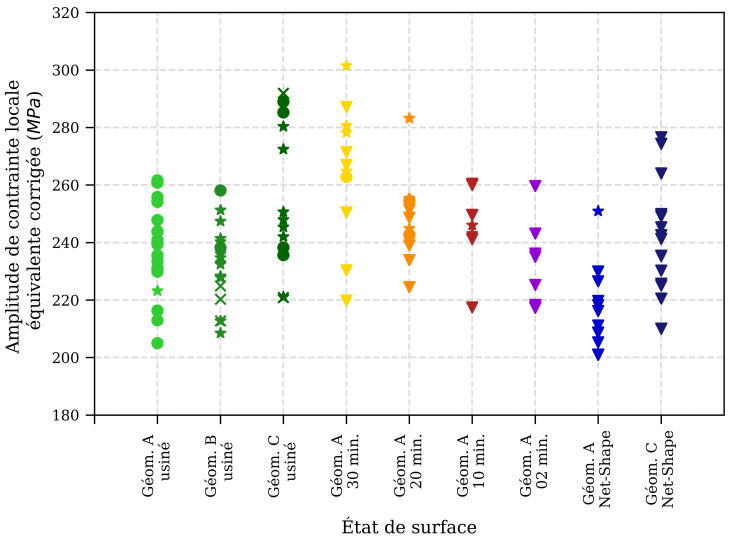
$$\lambda = \left(\frac{V_{eff_2}}{V_{eff_1}}\right)^m \tag{4.14}$$

4.5.2 Modélisation combinant la distribution de tenue et la population d'irrégularités de surface

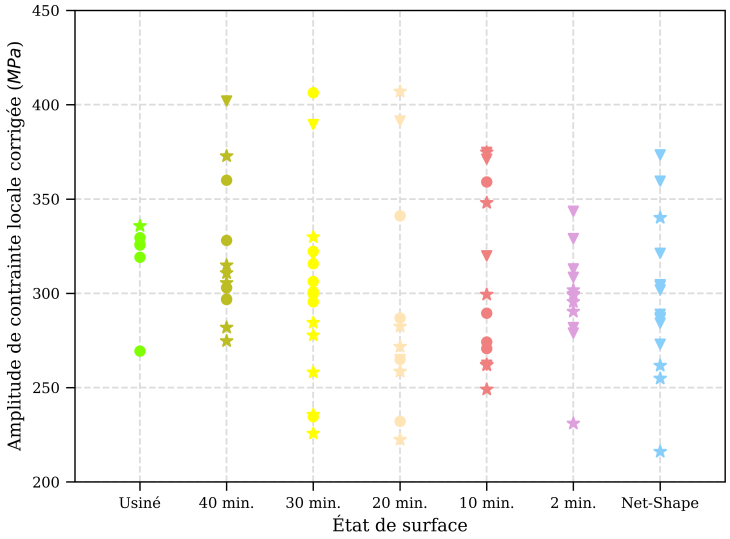
Les travaux présentés précédemment, à la fois sur la phase 1 et sur la phase 2, ont permis de proposer une modélisation déterministe satisfaisante de l'impact des irrégularités de surface. Toutefois, il est montré que la tenue exacte d'un composant ne peut être prévue sans une prise en compte rigoureuse de la tenue intrinsèque locale du matériau. Pouvoir décrire la tenue intrinsèque du matériau à partir de nos résultats expérimentaux n'est pas immédiat. En effet, afin de s'affranchir de l'effet des irrégularités de surface, il faut utiliser les contraintes locales corrigées déjà évoquées précédemment, c'est-à-dire travailler sur la dispersion au niveau du seuil du diagramme de Kitagawa-Takahashi. Les contraintes locales corrigées (ou équivalentes à 10^7 cycles et corrigées, pour la phase 1) sont présentées sur le graphique de la figure 4.49.

On retrouve, sur ce graphique, l'effet d'échelle mentionné précédemment plusieurs fois au cours de ce manuscrit. On constate, grâce aux résultats de la phase 1, que la tenue dépend de la géométrie d'éprouvette avec notamment des résultats sur la géométrie C significativement supérieurs à ceux obtenus sur géométrie A à l'état *net-shape* et sur géométries A et B à l'état usiné. La tenue dépend également de l'état de surface puisque, sur les deux phases expérimentales, elle augmente progressivement au fur et à mesure de l'amélioration de l'état de surface, sur les éprouvettes parachevées. Comme on le verra par la suite, cet état de surface est lui-même dépendant de deux paramètres : la distribution de tailles et la densité spatiale des irrégularités de surface. Ces deux paramètres évoluent avec le parachèvement.

Plusieurs approches sont possibles pour intégrer cette variabilité de tenue du matériau dans une modélisation. La première consiste à conserver la modélisation déterministe utilisée pour décrire l'impact des irrégularités de surface et à y joindre une description probabiliste de la variabilité matériau au niveau du seuil du diagramme de



(a) Résultats de la phase 1.



(b) Résultats de la phase 2.

FIGURE 4.49 – Évolution des populations de contraintes corrigées, correspondant aux différentes irrégularités de surface critiques, en fonction de l'état de surface et de la géométrie considérés, pour les deux campagnes expérimentales.

Kitagawa-Takahashi. La seconde consiste en une modélisation entièrement probabiliste des différentes contributions (distribution de taille de la population d'irrégularité de surface, densité spatiale et tenue intrinsèque du matériau).

La première proposition est intéressante car elle peut facilement être mise en œuvre à partir de la modélisation déterministe proposée au chapitre 3. En considérant les valeurs de contrainte locale corrigée, on peut identifier une probabilité de tenue du matériau à partir des points critiques uniquement, et en utilisant la statistique des extrêmes. Cela ne donne toutefois pas satisfaction car ni la densité spatiale

d'irrégularités de surface ni la géométrie d'éprouvette ne sont alors prises en compte. Cela introduirait donc un biais dans notre modélisation. Utiliser l'ensemble des irrégularités de surface relevées dans les populations de chacune des éprouvettes n'est pas non plus adapté. Le nombre trop important de "non ruptures" pour chaque point critique (jusqu'à plus de mille pour un état de surface parachevé durant 10 min) déséquilibrant complètement la représentativité de l'échantillon statistique considéré. Afin d'illustrer les difficultés décrites ci-dessus, ces propositions sont appliquées à notre cas et décrites en annexe K.

Dans le but de pouvoir prendre en compte, à la fois, la géométrie d'éprouvette, la distribution de taille des irrégularités de surface, leur densité spatiale et la variabilité de la tenue intrinsèque locale du matériau, une approche entièrement probabiliste est possible. Afin de remonter à la tenue du matériau, il est nécessaire, dans un premier temps, de séparer les différents états de surface et les différentes géométries d'éprouvette. Comme cela est décrit en sous-section 4.5.1, identifier des fonctions de répartition, à partir d'une même distribution initiale, mais correspondant à des volumes effectifs différents est possible. Pour ce faire, les procédures décrites en annexe I et annexe J sont développées. On rappelle que lors de cette identification, une même pente est imposée si une loi de Weibull ou une loi de Frechet est considérée (cf. équation 4.11 et équation 4.13). Celle-ci, ainsi que l'ordonnée à l'origine des droites, correspondant à chaque état de surface, sont ensuite déterminées afin de représenter au mieux les points expérimentaux. Pour une loi de Gumbel, c'est une même ordonnée à l'origine qu'il faut fixer (cf. équation 4.12) et la pente est alors différente pour chaque état de surface. Une identification globale des fonctions de répartition est donc réalisée sur les résultats de la phase 1, en séparant les différents états de surface et les différentes géométries. Cette identification est menée pour chacune des lois précédemment évoquées. La loi de Gumbel est la plus représentative d'après les coefficients de détermination linéaire de Pearson issus des identifications. Les fonctions de répartition identifiées suivant cette loi sont donc présentées en figure 4.50.

Les écarts existants entre états de surface d'une même géométrie montrent que l'effet de volume observé n'est pas seulement lié à la géométrie des éprouvettes mais surtout à la population d'irrégularités de surface. C'est ce qui explique que les tentatives d'approche probabiliste ne tenant compte que de la géométrie des éprouvettes et incluant l'impact de cette population dans la distribution de tenue, évoquées au chapitre 3, n'aient pas fonctionnées. En travaillant avec un formalisme de Weibull (bien qu'il soit moins adapté ici), on pourrait relier les écarts entre ces différents états de surface (matérialisés par les coefficients λ décrits en annexe I) au rapport entre les volumes effectifs sollicités pour chacun de ces états de surface (cf. équation 4.14). Comme mentionné précédemment, ces volumes effectifs dépendent de la géométrie d'éprouvette et de deux paramètres de la population d'irrégularités de surface : la distribution de tailles et la densité spatiale. Ces deux caractéristiques de notre population d'irrégularité de surface, et leurs évolutions en fonction du parachèvement, sont donc décrites dans la suite de cette section.

Les distributions de tailles des irrégularités de surface sont tout d'abord étudiées. Les mêmes approches que précédemment (décrites en annexe I et annexe J) sont utilisées pour ces identifications. A nouveau, la loi de Gumbel est utilisée puisque c'est celle qui s'est avérée la plus représentative. De ce fait, pour un mécanisme

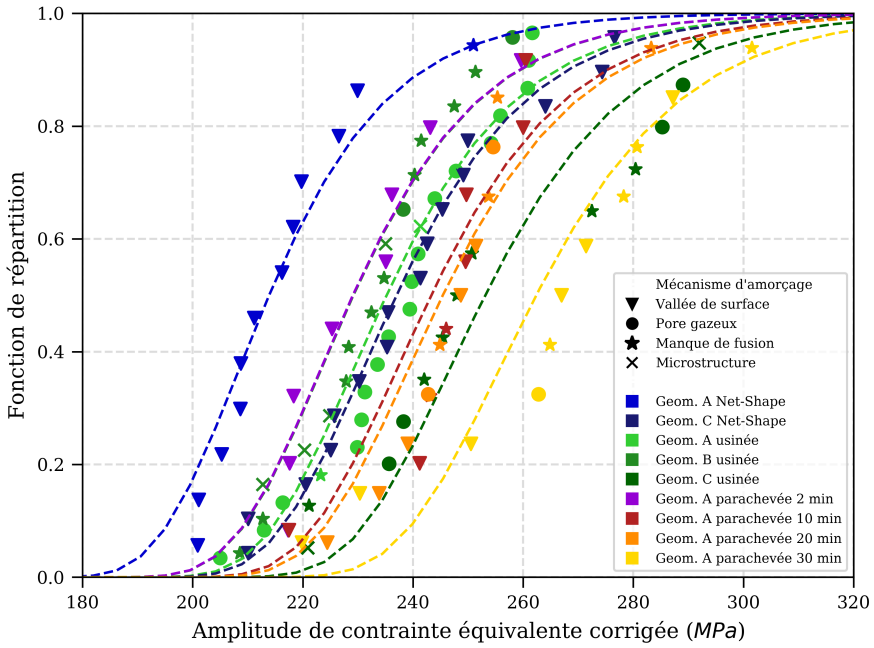


FIGURE 4.50 – Fonctions de répartition décrivant la tenue du matériau, identifiée suivant une loi de Gumbel, à partir des résultats de la phase 1 pour chaque état de surface et chaque géométrie considérés.

d'amorçage donné, le paramètre responsable du déterminisme de la loi de probabilité (σ_β dans le cas d'une loi de Gumbel, cf. équation 4.6) est inchangé. Seule la valeur moyenne est donc modifiée en fonction du temps de parachèvement considéré. Il est à noter toutefois que l'évolution de la moyenne modifie la pente au point d'inflexion des courbes ($P_F = 0.5$), par construction. Les distributions de taille des vallées de surface et des pores gazeux se sont révélées similaires et ont donc été identifiées en commun. Celles des manques de fusion sont issues d'une seconde identification réalisée séparément. Les résultats obtenus sont synthétisés en figure 4.51

La bonne représentativité des distributions identifiées, de manière globale sur tous les états de surface confondus, montre que l'évolution des tailles de porosités débouchantes et vallées de surface au fur et à mesure du parachèvement peut être traitée de manière analogue à un changement de volume effectif (cf. annexe I et annexe J). L'identification est menée sur les vallées et pores gazeux, d'une part, et sur les manques de fusion, d'autre part. Cela montre donc aussi que vallées de surface et pores gazeux peuvent être considérés comme de tailles et d'évolutions similaires alors que les manques de fusion doivent être considérés à part. En application des travaux de Hansen et al. ([110]), on peut donc remonter à la distribution de taille pour chaque état de surface. Les méthodologies mises en place lors de ces travaux de thèse ne nous permettent toutefois pas de distinguer ces différents types d'irrégularités sur la surface. A titre d'exemple, on va donc considérer dans la suite de notre modélisation un unique type d'irrégularité de surface dont on notera par la suite la densité de probabilité de taille, $f(\sqrt{aire})$.

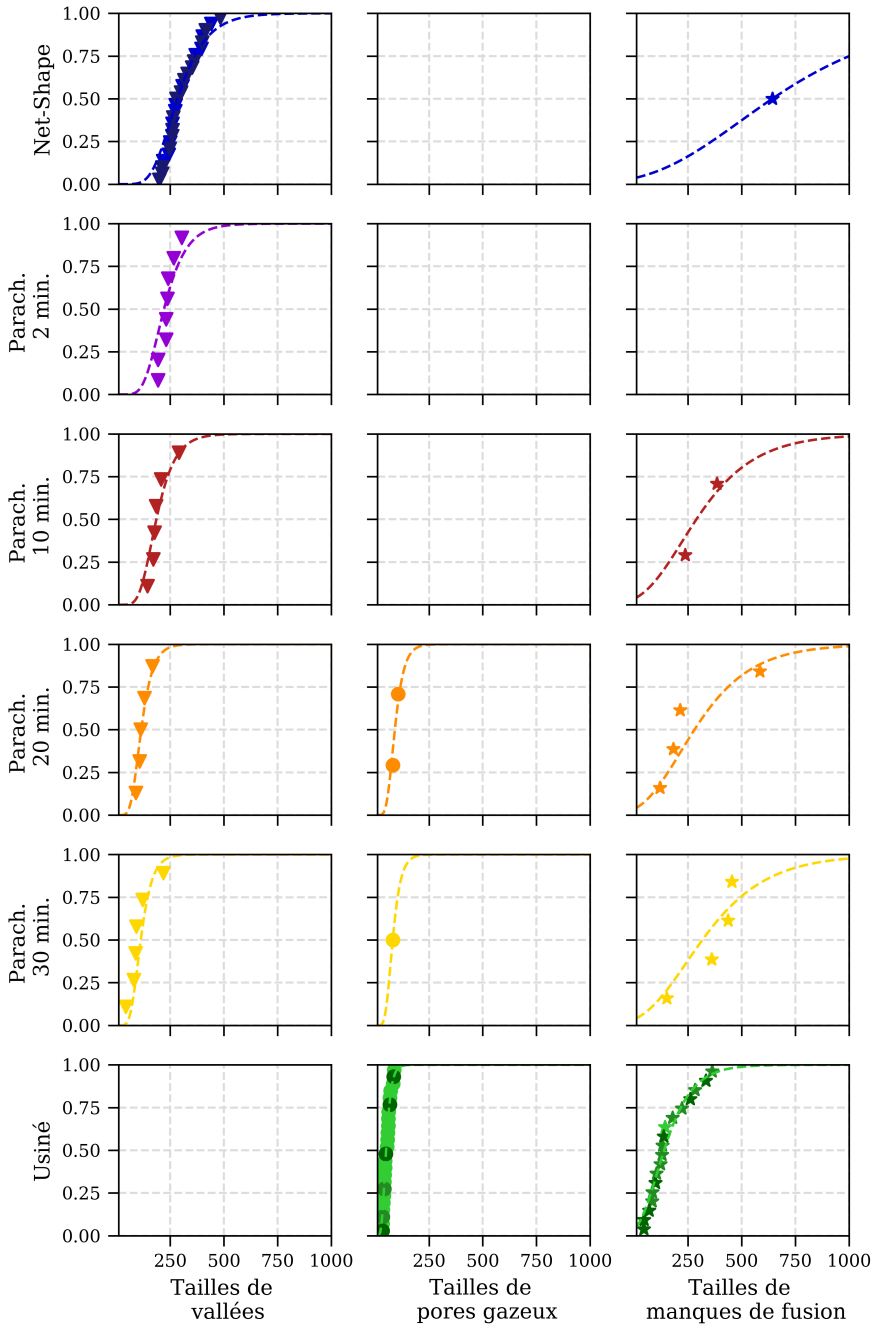


FIGURE 4.51 – Fonctions de répartitions décrivant les distributions de taille des différents types d'irrégularités de surface (en µm) pour chaque état de surface considéré. Courbes de tendance identifiées suivant une loi de Gumbel.

Dans un second temps, la densité spatiale d'irrégularités de surface est considérée. Pour ce faire, les nombres d'irrégularités de surface relevées sur chaque éprouvette sont tracés pour les différents états de surface considérés lors de la phase 2. Ces distributions de nombres d'irrégularités sont exposées en figure 4.52. On constate

effectivement une évolution significative du nombre moyen d'irrégularités de surface par éprouvette en fonction du temps de parachèvement appliqué.

On peut remarquer que le nombre d'irrégularités de surface relevées par éprouvette est variable, y compris pour un état de surface donné. Pour un état de surface donné c'est donc une distribution de densité spatiale qui est à considérer. Le graphique de la figure 4.52 représente les nombres d'irrégularités de surface relevées sur les différentes éprouvettes analysées pour les différents états de surface. On peut toutefois considérer ces irrégularités de surface comme étant uniformément réparties. Les distributions de densité spatiale sont donc directement proportionnelles à ces distributions de nombres. La densité de probabilité représentative de cette distribution de densité spatiale est par la suite notée, $g(n)$.

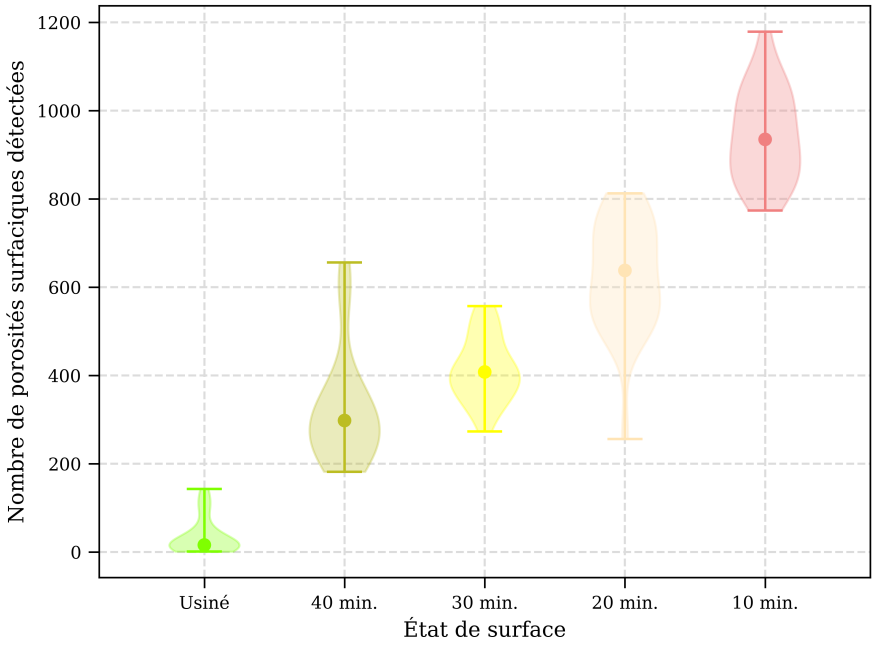


FIGURE 4.52 – Distributions des nombres d'irrégularités de surface repérées, par éprouvette, sur les différents états de surface.

Afin de modéliser l'ensemble de ces contributions, on peut s'appuyer sur les travaux de Pessard et al. ([111]). Dans ces travaux, le volume effectif est scindé en deux parties, l'une comportant l'ensemble des volumes élémentaires sans porosités et l'autre les volumes élémentaires comportant des porosités. Dans le cas présent, considérer un volume effectif de surface est plus approprié. Celui-ci est proportionnel à la surface c'est pourquoi les expressions suivantes seront exprimées en fonction de la surface totale, S_Ω. Considérons une éprouvette ou un composant sans irrégularité de surface. La géométrie de celui-ci conduit à la présence d'un champ de contraintes dont la valeur en tout point sera notée σ_{loc} et dont la valeur maximale est désignée σ_F. D'après la définition explicitée en équation 3.7, l'expression du facteur d'hétérogénéité des contraintes, $H_{m_{geom}}$, dû uniquement à la géométrie d'éprouvette, est donnée par l'équation 4.15.

$$H_{m_{geom}} = \frac{1}{S_\Omega} \iint_{S_\Omega} \left(\frac{\sigma_{loc}}{\sigma_F}\right)^m \, dS \tag{4.15}$$

Considérons maintenant qu'une partie de la surface, S_{liss}, n'est pas affectée par les irrégularités de surface et qu'une autre partie, S_{irr}, est affectée. On peut appliquer la méthode de Pessard et al. ([111]) à cette définition. Le facteur d'hétérogénéité des contraintes global, $H_{m_{tot}}$, est alors donné par l'équation 4.16).

$$H_{m_{tot}} = \frac{1}{S_\Omega} \left[\iint_{S_{liss}} \left(\frac{\sigma_{loc}}{\sigma_F}\right)^m \, dS + \iint_{S_{irr}} \left(\frac{\sigma}{\sigma_F}\right)^m \, dS\right] \tag{4.16}$$

Les irrégularités sont supposées uniformément réparties à la surface. Le facteur d'hétérogénéité des contraintes relatif à la surface sans irrégularités de surface est donc identique à celui ne tenant compte que de la géométrie. Sa contribution au facteur d'hétérogénéité des contraintes global est donc proportionnelle au rapport de la surface considérée, S_{liss}, sur la surface totale, S_Ω. De même, pour la surface S_{irr}, la concentration de contrainte introduite par la présence de l'irrégularité de surface conduit à l'altération du facteur d'hétérogénéité des contraintes dans cette zone, $H_{m_{irr}}$, qui peut être déduit de l'équation 4.17. Ce facteur d'hétérogénéité des contraintes peut être déduit de calculs numériques par éléments finis pour différents types d'irrégularités de surface.

$$H_{m_{tot}} = \frac{1}{S_\Omega} \left[S_{liss} \; H_{m_{geom}} + S_{irr} \; H_{m_{irr}}\right] \tag{4.17}$$

On notera que la surface affectée par les irrégularités de surface est dépendante de la taille de celles-ci. De même, la concentration de contrainte induite par les irrégularités de surface étant dépendante de leur taille, le facteur d'hétérogénéité des contraintes en dépend également. Par ailleurs, les équations précédentes sont écrites comme si une seule irrégularité de surface était présente. On étend donc le formalisme proposé à n irrégularités de surface en équation 4.18.

$$H_{m_{tot}} = \frac{1}{S_\Omega} \left[\left(S_\Omega - n \; S_{irr}(\sqrt{aire})\right) \; H_{m_{geom}} + n \; S_{irr}(\sqrt{aire}) \; H_{m_{irr}}(\sqrt{aire})\right] \tag{4.18}$$

Il reste désormais à tenir compte du fait que les n irrégularités de surface considérées ne sont pas d'une taille unique mais doivent respecter la densité de probabilité, $f(\sqrt{aire})$. On modifie donc l'équation qui est décrite en équation 4.19.

$$H_{m_{tot}} = \frac{1}{S_\Omega} \left[\left[S_\Omega - n \int_{\sqrt{aire}} f(\sqrt{aire}) \; S_{irr}(\sqrt{aire}) \; d\sqrt{aire}\right] \; H_{m_{geom}} + n \int_{\sqrt{aire}} f(\sqrt{aire}) \; S_{irr}(\sqrt{aire}) \; H_{m_{irr}}(\sqrt{aire}) \; d\sqrt{aire}\right] \tag{4.19}$$

On a désormais une expression du volume de surface effectif qui tient compte de n irrégularités de surface de tailles respectant la densité de probabilité, $f(\sqrt{aire})$.

Une fois le facteur d'hétérogénéité des contraintes établi, on peut prévoir la limite de fatigue correspondante. On repart pour cela de l'expression de la probabilité de rupture, donnée en équation 3.9 et rappelée en équation 4.20. Comme présenté par Abroug et al. ([112]), on peut alors remonter à la limite de fatigue à partir de l'équation 4.21. Les paramètres relatifs à la distribution de tenue matériau sont identifiés au moyen de l'amplitude de contrainte présente au niveau du seuil du diagramme de Kitagawa-Takahashi, supposée obtenue pour un facteur d'hétérogénéité des contraintes égal à $H_{m_{geom}}$ et une probabilité de rupture de 0.5. La limite de fatigue en présence d'un facteur d'hétérogénéité des contraintes altéré par la présence d'irrégularités de surface peut alors être déterminée à partir de l'équation 4.22.

$$P_F = 1 - exp\left[-\frac{S_{eff}}{S_0}\left(\frac{\sigma_F}{\sigma_0}\right)^m\right] \tag{4.20}$$

$$\sigma_a = \sigma_0 \ \ (S_0)^{1/m} \ \ \left[\frac{-ln\,(1-0.5)}{S_{eff}}\right]^{1/m} \tag{4.21}$$

$$\sigma_{a_{H_{m_{tot}}}} = \sigma_a \ \left(\frac{H_{m_{geom}}}{H_{m_{tot}}}\right)^{1/m}\left(\frac{-ln\,(1-P_F)}{-ln\,(1-0.5)}\right)^{1/m} \tag{4.22}$$

Cette approche leur permet de retracer un diagramme de Kitagawa-Takahashi en fonction du volume effectif sollicité sur l'échantillon. Abroug et al. ([112]) peuvent ainsi évaluer l'évolution de la tenue en fatigue en fonction du facteur d'hétérogénéité des contraintes, influencé à la fois par la taille et le nombre des irrégularités de surface considérées.

Dans le cas de notre étude, les difficultés sont multiples. La morphologie des irrégularités de surface naturelles est variable du fait de la multiplicité des mécanismes d'amorçage rencontrés. Afin de tenir compte de plusieurs mécanismes d'amorçage, il faudrait séparer la surface S_{irr} en plusieurs sous-surfaces affectées par chacun des mécanismes et calculer plusieurs facteurs d'hétérogénéité des contraintes, $H_{m_{irr}}$, pour ces différentes morphologies. Cela n'a pas été proposé ici compte tenu de la non connaissance de la répartition entre manques de fusion, vallées de surface et pores gazeux dans la population des irrégularités de surface relevées. Enfin, le nombre comme les tailles des irrégularités de surface ne sont pas figés mais suivent les distributions, $f(\sqrt{aire})$ et $g(n)$, déjà décrites. Il faudrait donc tenir compte de ces distributions dans le calcul du facteur d'hétérogénéité des contraintes global, $H_{m_{tot}}$.

Une telle étude représente un travail conséquent et nécessite des informations encore manquantes sur les populations d'irrégularités de surface rencontrées. C'est la raison pour laquelle la modélisation proposée n'a pas pu être appliquée à notre campagne expérimentale de la phase 2. Toutefois, ce type d'approche fonctionne, comme l'ont montré dans un cas plus restreint Abroug et al. ([112]) et Pessard et al. ([111]). Cela constitue donc une perspective intéressante de poursuite de ces travaux de thèse.

4.6 Conclusion

L'objectif de ce chapitre était de déterminer si l'identification de l'irrégularité de surface critique, au sein de la population, est possible, et si cela est possible, à

plus forte raison, en ne tenant compte que des caractéristiques micro-géométrique de ces différentes irrégularités de surface. Pour ce faire, une campagne expérimentale a été menée, en fatigue, sur plusieurs séries d'éprouvettes dont les surfaces avaient préalablement été caractérisées. Les résultats de ces essais de fatigue ont tout d'abord été présentés. Des conclusions similaires à celles obtenues sur la première campagne expérimentale ont été obtenues. Les mécanismes d'amorçage se sont révélés similaires malgré quelques différences dans leurs occurrences. L'atteinte d'un état de surface optimal à partir de 30 min de parachèvement a pu être confirmée. Par ailleurs, le modèle mis en place lors de la phase 1 s'est révélé relativement adapté pour décrire ces résultats.

Plusieurs méthodologies ont dû être développées, que ce soit pour l'identification des populations d'irrégularités sur les surfaces caractérisées ou pour en extraire des mesures représentatives. Notamment, une méthodologie innovante de détermination du facteur de concentration de contrainte, proposée par Kim et al. ([38]), a pu être adaptée à nos conditions d'étude. Bien que particulièrement sensible au bruit de mesure, cette méthodologie a pu être utilisée après suppression d'un bruit blanc. Le développement de ces méthodologies et leur cadre d'utilisation ont été décrits.

Les états de surface les plus rugueux n'ont pu être étudiés au moyen des méthodologies développées en raison de leur micro-géométrie de surface trop irrégulière. Cinq états de surface ont donc pu être traités. Sur l'ensemble de ces états de surface, 31 éprouvettes ont présenté une corrélation suffisante entre les mesures issues de ces caractérisations et les mesures réalisées de manière classique sur fractographies. Sur ces éprouvettes, plus de 15 000 irrégularités de surface ont été identifiées. Pour chacune de ces irrégularités de surface, les méthodologies mises en place ont également permis d'établir plusieurs métriques, associées à différents types d'approches (liées à la mécanique de la rupture ou à la concentration de contrainte).

Plusieurs indicateurs ont été calculés à partir de ces différentes métriques dans le but d'identifier l'élément critique au sein d'une population. La comparaison de ces indicateurs a permis de déterminer qu'une approche liée à la mécanique de la rupture en élasticité linéaire est à privilégier, comme pour le lien avec la durée de vie discuté au chapitre précédent. Parmi les indicateurs liés à ce type d'approche, la contrainte corrigée s'est révélée être le plus adapté. C'est en effet celui qui permet la correction la plus adaptée quelle que soit la gamme de taille d'irrégularité considérée. Cependant, cet indicateur est mis en défaut sur un certain nombre d'éprouvettes du fait de l'importante dispersion matériau présente sur le Ti-6Al-4V produit par L-PBF. Cette dispersion, attribuée à une dispersion de tenue microstructurale ne permet pas à cet indicateur d'être déterministe. Celui-ci permet toutefois d'identifier une sélection d'irrégularités de surface critiques potentielles. Seule la connaissance de la tenue réelle du matériau, à proximité de chacune d'entre elles, permettrait de prévoir exactement la porosité critique.

Enfin, cette large dispersion matériau contribue à l'apparition d'un effet d'échelle, déjà observé sur les résultats de la phase 1. En plus de la répartition de tailles, la densité spatiale des irrégularités à la surface semble avoir un impact sur la tenue finale de l'éprouvette. Ces deux caractéristiques de la population d'irrégularités de surface ont été décrites et une modélisation tenant compte des densités de probabilités les décrivant a été proposée.

Conclusion et perspectives

Conclusion générale

L'étude présentée dans ce manuscrit avait pour objectif de mettre en évidence l'impact de l'intégrité de surface, de pièces produites en Ti-6Al-4V par fusion laser sur lit de poudre (L-PBF), sur la durée de vie en fatigue, en vue du dimensionnement de pièces structurellement chargées. Une étude bibliographique, principalement centrée sur l'alliage de titane Ti-6Al-4V et le procédé L-PBF, a été proposée. Elle a été orientée autour des trois principaux contributeurs de l'intégrité de surface : les contraintes résiduelles, la microstructure spécifique de surface et la micro-géométrie de surface (incluant la rugosité et les porosités débouchantes). Cette synthèse bibliographique a montré que les contraintes résiduelles sont un aspect connu de la littérature et que les traitements appliqués dans notre étude sont suffisants pour les relaxer. Bien que la microstructure soit intensément étudiée par de nombreux d'auteurs, la présence ou non d'une microstructure spécifique de surface n'est pas souvent abordée. Celle-ci a donc été caractérisée. En revanche, la criticité prépondérante des porosités et de la micro-géométrie de surface dans les amorçages de fissures de fatigue est établie. Malgré cela, l'évolution des différents mécanismes responsables de ces amorçages, en fonction du parachèvement, n'est pas décrite. C'est pourquoi cette étude a été orientée principalement dans ce sens.

Les conditions d'étude ont été choisies pour correspondre aux conditions d'usage de futures applications. De ce fait, parmi les trois composantes principales de l'intégrité de surface (contraintes résiduelles, microstructure, micro-géométrie de surface), seule la micro-géométrie de surface s'est révélée fortement variable. L'impact de celle-ci, sur la tenue en fatigue, a été évalué à travers deux phases d'étude. La première a été une phase de compréhension. Elle visait à faire le lien entre les caractéristiques importantes des mécanismes d'amorçage des fissures de fatigue et la durée de vie. La seconde phase a ouvert ces travaux vers la prévision de durée de vie. En effet, afin de prévoir celle-ci en amont de tout essai, la détermination de l'élément critique au sein de la population des concentrateurs de contrainte d'une surface est nécessaire. C'est ce à quoi cette seconde phase a été employée.

Une première campagne expérimentale a été menée sur des éprouvettes standard de fatigue. Une procédure d'essai spécifique permettant la prise en compte du *shielding effect* a été mise en œuvre. Six états de surface différents ont été testés. Outre les états de surface extrêmes (usiné et *net-shape*), quatre états de surface intermédiaires ont été produits par application d'un procédé de parachèvement chimique de durée croissante. Les durées de vie visées par ces essais se sont échelonnées de 10^4 cycles à 10^7 cycles. Une imagerie au microscope électronique à balayage (MEB) a été réalisée sur l'ensemble des faciès de rupture de ces éprouvettes.

Les résultats obtenus sur cette première phase expérimentale ont permis d'identifier les mécanismes d'amorçage des fissures de fatigue. Quatre mécanismes ont été identifiés. Hormis un mécanisme lié à des hétérogénéités microstructurales, rencontré uniquement sur surfaces usinées, les autres sont tous liés à des éléments micro-géométriques de surface (porosités débouchantes ou vallées de surface). Aucun mécanisme n'est apparu du fait du parachèvement chimique employé. En revanche, une transition entre les vallées de surface et les porosités débouchantes a été mise en évidence. Un seuil d'amorçage microstructural a également été constaté expérimentalement. Bien que la tenue en fatigue augmente globalement avec l'amélioration de l'état de surface, la présence de points bas a été constatée. L'origine de ces points bas, liés à la présence de manques de fusion importants et élargis par le traitement de parachèvement, a pu être identifiée. L'ensemble des porosités débouchantes et vallées de surface responsables d'amorçages de fissures de fatigue a été mesuré à partir des fractographies acquises au MEB. L'impact important de la microstructure sur la tenue en fatigue du matériau a pu être pressenti à travers les observations fractographiques réalisées.

Ces mesures ont permis d'établir une **modélisation permettant de prévoir la tenue en fatigue dans un domaine étendu de contraintes admissibles, durées de vie et tailles d'irrégularités de surface** à l'origine de l'amorçage. Cette modélisation est basée sur un modèle de El-Haddad et Topper, étendu aux durées de vie limitées. Une procédure d'identification basée uniquement sur des essais de fatigue a été mise au point. Cette approche déterministe s'est avérée la plus adéquate pour rendre compte du comportement de notre matériau. Les approches probabilistes envisagées se sont avérées incompatibles du fait de la répartition non aléatoire, spatialement, des mécanismes d'amorçage (manques de fusion notamment). Cette modélisation a permis d'établir des courbes maîtresses dans le diagramme de Wöhler comme dans le diagramme de Kitagawa-Takahashi. Ces courbes maîtresses n'ont mis en évidence **aucun impact de la morphologie des différents types d'irrégularités de surface** mais elles ont révélé **une forte variabilité de la tenue intrinsèque du matériau**. Malgré cela, la cohérence du modèle obtenu avec les résultats expérimentaux et notamment avec le seuil d'amorçage microstructural a pu être démontrée.

Une seconde campagne expérimentale a été conduite sur des éprouvettes planes. L'objectif de cette campagne était d'identifier la population d'irrégularités de surface présente sur chaque éprouvette et d'évaluer la capacité de différents indicateurs à déterminer l'élément critique dans ces populations. Une éprouvette spécifique a été développée pour cette campagne. Des caractérisations systématiques de la zone utile de ces éprouvettes ont été réalisées avant et après essais au moyen d'un interféromètre. Les essais ont été menés au moyen d'une méthode par paliers de contrainte croissants, dans le but d'éviter d'éventuels biais systématiques liés à la correction de durée de vie. Sept états de surface ont été testés au cours de cette campagne expérimentale. Comme pour la phase 1, des images de l'ensemble des faciès ont été acquises au MEB.

Les résultats de fatigue obtenus sur cette seconde phase d'étude se sont révélés parfaitement cohérents avec ceux de la phase 1, notamment au niveau du diagramme de Kitagawa-Takahashi. Les mécanismes rencontrés ont été les mêmes. La transition entre eux, au cours du processus de parachèvement, s'est révélée globalement similaire

malgré quelques différences d'occurrence sur certains mécanismes. Le mécanisme d'amorçage sur hétérogénéités microstructurales n'a pas pu être observé dans cette campagne. La forte dispersion matériau constatée précédemment a pu être confirmée et s'est même révélée supérieure sur cette seconde campagne. La **convergence des tenues en fatigue à partir d'une durée optimale de parachèvement d'environ** 30 min a aussi pu être confirmée. Les irrégularités de surface critiques ont également été mesurées sur les fractographies acquises au MEB.

Des méthodologies d'extraction des porosités débouchantes et vallées de surface ont été développées. Des procédures de mesure de différentes métriques associées à chacune de ces irrégularités de surface ont également été mises au point. L'ensemble des états de surface a pu être analysé au moyen de ces méthodes, mis à part les états de surface *net-shape* et parachevés durant 2 min trop accidentés pour permettre ce type de post-traitement. Les différentes métriques issues de ces outils ont conduit à la création de plusieurs indicateurs. Ces indicateurs traduisent la criticité relative des porosités et vallées de surface d'une population du point de vue de différentes approches et modélisations principalement basées sur la mécanique de la rupture ou la concentration de contrainte. Chaque irrégularité de surface a ainsi été évaluée et les valeurs issues des porosités critiques ont été comparées à celles du reste de la population, pour chacun des indicateurs.

Les **indicateurs basés sur la mécanique de la rupture en élasticité linéaire se sont révélés les plus représentatifs**. Malgré cela, l'irrégularité de surface critique **n'a pu être identifiée de manière certaine dans un certain nombre de cas (environ** 23 %**)**. On a montré que la **dispersion conséquente mise à jour sur la tenue intrinsèque du matériau en était responsable**. La détermination d'un critère déterministe, en présence d'un matériau dont le comportement intrinsèque est très dispersé, n'est en effet pas possible.

Afin de pallier les difficultés que cette large dispersion matériau soulève, de premières pistes de modélisations probabilistes tenant compte de la distribution de la tenue microstructurale (et non uniquement de la distribution de taille des irrégularités de surface) ont été proposées. Des travaux préliminaires de confirmation de ces hypothèses ont été présentés et constituent des pistes tangibles de poursuite de ces travaux de thèse.

Perspectives

Afin de conserver un périmètre d'étude raisonnable, plusieurs paramètres n'ont pas été considérés dans cette étude. Parmi ceux-ci, on peut citer l'orientation de fabrication et le rapport de charge des essais de fatigue, notamment. Une des premières perspectives à l'issue de ce travail de thèse consiste à étendre le périmètre de l'étude à ces paramètres. On a montré dans ce manuscrit que les morphologies particulières des différentes porosités et vallées de surface responsables de l'amorçage de fissures de fatigue ne semblaient pas modifier la réponse du matériau, au premier ordre. Il est donc raisonnable de penser que les autres orientations de fabrication vont produire des irrégularités de surface de tailles différentes mais s'intégrant convenablement dans le modèle identifié. La microstructure colonnaire des grains parents β pourrait toutefois également induire des écarts entre orientations. L'absence de texture particulière dans le domaine α-β est cependant rassurante sur ce point. Concernant les rapports

de charge, une validation plus approfondie s'impose.

Le nombre important d'essais réalisés sur l'ensemble du domaine $\left[\Delta\sigma, N_r, \sqrt{aire}\right]$ à caractériser permet de suffisamment orienter l'identification des paramètres du modèle proposé. Toutefois, la construction d'une telle base expérimentale représente un coût financier et temporel important. Il apparaît évident qu'autant de moyens ne peuvent être déployés pour chaque condition de caractérisation (rapport de charge, température, ...). Il est donc important de déterminer les possibilités de réduction des besoins expérimentaux de cette identification. L'utilisation de porosités et vallées de surface naturelles est l'une des causes conduisant à un besoin élevé en essais. En effet, la taille de l'irrégularité de surface critique étant initialement inconnue, un nombre important d'éprouvette doit être rompu pour chaque niveau de contrainte pour être certain d'avoir balayé l'ensemble du domaine de tailles et de durées de vie souhaité. L'utilisation de porosités artificielles permettrait de paver le domaine requis avec un nombre réduit d'éprouvettes. Cela nécessite toutefois de vérifier l'équivalence entre les porosités naturelles et les porosités artificielles. Là-encore, l'absence d'impact majeur de la morphologie des irrégularités de surface permet d'aborder cette perspective avec confiance. Dans le cas où cette équivalence ne serait pas vérifiée, la mesure préalable des tailles des irrégularités de surface (par tomographie par exemple) permettrait malgré tout une amélioration significative.

La modélisation mise en place suppose une durée de vie quasi-exclusivement dirigée par la propagation des fissures de fatigue. Cette hypothèse forte n'a pas pu être vérifiée. Cette question, souvent soulevée dans le domaine de la fatigue, reste souvent ouverte du fait de la difficulté à distinguer l'amorçage de la propagation. Des essais instrumentés de manière à pouvoir détecter l'amorçage au plus tôt, pourraient toutefois permettre de progresser dans cette voie. La part d'amorçage, si elle existe, et son évolution en fonction de la micro-géométrie de surface et de la durée de vie, pourraient être caractérisées. Argoud et al. ([88]) ont réalisé de tels essais sur une machine similaire à celle utilisée lors de la phase 2 de ces travaux de thèse. Une instrumentation de ce type nécessite cependant d'être capable d'identifier en amont l'irrégularité de surface critique. Afin de s'affranchir des problématiques liées à l'importante dispersion matériau constatée, l'introduction de porosités volontaires à la surface comme l'ont fait Pessard et al. ([99]) pourrait être une solution.

D'autres voies de progrès existent, principalement au niveau de la modélisation de la réponse du matériau dans l'espace tridimensionnel $\left[\Delta\sigma, N_r, \sqrt{aire}\right]$. La transition entre le seuil du diagramme de Kitagawa-Takahashi et le domaine régi par la mécanique linéaire élastique de la rupture repose, en l'état actuel, entièrement sur l'allure du modèle de El-Haddad et Topper. Des modélisations plus précises de cette zone particulière existent à grandes durées de vie, et pourraient être transposées aux durées de vie limitées. De telles modifications nécessitent obligatoirement de mieux caractériser le comportement en propagation (y compris pour des fissures courtes) du matériau. Une évolution de la formulation du modèle afin de le rendre cohérent avec l'intégration d'une loi de propagation adaptée au matériau pourrait également améliorer, de manière importante, sa représentativité. Cette perspective a d'ailleurs été évoquée dès la description du modèle dans ce manuscrit. La détermination de certains paramètres du modèle par des essais de propagation de fissures constitue par ailleurs également une possibilité de réduction du coût expérimental de son

identification.

Du point de vue du matériau, une dispersion extrêmement importante (plus de 100 MPa) de sa tenue intrinsèque a été constatée. Si celle-ci a pu être attribuée à la microstructure, le paramètre responsable de cette dispersion n'a pas été identifié. Shamir et al. ([39]) s'appuient sur les cissions résolues critiques, dans différents plans de la microstructure α hexagonale compacte, pour expliquer cela. Des travaux portant sur l'introduction d'irrégularités de surface artificielles dans des grains choisis pourraient être envisagés pour valider ou non cette affirmation et améliorer notre compréhension de cette dispersion matériau conséquente.

Des approches probabilistes ont été évoquées pour la prise en compte de cette importante dispersion de la tenue intrinsèque du matériau. Inclure cette dispersion matériau dans notre modélisation permettrait probablement de réduire de manière importante le conservatisme dans la détermination des tenues en fatigue. Un conservatisme trop important pourrait s'avérer rédhibitoire pour certaines applications. Ce point n'est donc pas à négliger.

Enfin, ces travaux de thèse ce sont appuyés sur l'alliage de titane Ti-6Al-4V et sur le procédé L-PBF. Il apparaît toutefois raisonnable de penser qu'il peut être étendu à d'autres matériaux et à d'autres procédés. Bien entendu, cela ne peut être mené qu'après avoir vérifié les hypothèses, c'est-à-dire que la réponse du matériau peut effectivement être représentée par les modélisations déterministes sur lesquelles ces travaux se sont appuyés.

Annexes

ANNEXE A

Conception de la géométrie F de fatigue sous chargement de flexion plane

Afin de disposer de faces planes, plus aisées à caractériser, et d'éviter les amorçages internes, des essais de flexion plane sont choisis pour la seconde campagne expérimentale de ce travail de thèse. Une machine à résonnance de type Rumul Cracktronik est utilisée pour ces essais (cf. sous-section 2.4.3. Cependant, l'encombrement réduit autorisé par cette machine, la sollicitation imposée et les états de surface visés, nécessitent des précautions particulières lors de la conception des éprouvettes correspondantes. Dans un premier temps, la forme générale de ces éprouvettes est déterminée. Certains détails spécifiques de la géométrie, tels que les congés en bord de zone utile ou la jonction avec les têtes d'éprouvettes, sont ensuite abordés. Enfin, la procédure d'usinage particulière mise en place est décrite.

A.1 Développement de la géométrie générale de l'éprouvette

La machine utilisée pour les essais de flexion plane réalisés lors de la phase 2 est une machine de paillasse, simple d'utilisation, mais sur laquelle l'encombrement disponible pour les éprouvettes est réduit. La longueur maximale disponible pour les éprouvettes est ainsi limitée à 78,5 mm environ et la distance entre les têtes à 24,5 mm environ. Par ailleurs, afin de ne pas endommager la machine et de conserver une sollicitation maîtrisée (similaire à de la flexion pure), une déflexion limitée à $\pm 3°$ est requise. Enfin, la sollicitation étant imposée par un système électro-mécanique, la raideur de l'ensemble doit rester modérée sans quoi la puissance machine peut se révéler insuffisante pour appliquer le chargement requis. Compte-tenu de ces limitations, la géométrie générale de l'éprouvette est significativement contrainte.

Plusieurs étude d'influence sont réalisées, par simulation par éléments finis sur le logiciel ANSYS Workbench, afin de déterminer les dimensions générales admissibles

pour la zone utile. Celles-ci résultent d'un compromis entre la déflexion angulaire admissible, le niveau de contrainte élevé nécessaire pour rompre les éprouvettes et la puissance machine limitée. Afin de conserver une surface utile suffisante, une largeur de 8 mm est choisie. L'épaisseur est ensuite déterminée afin d'atteindre les niveaux de contrainte requis. Enfin, la longueur maximale possible est conservée tout en limitant la déflexion à une valeur inférieure à 3°. La figure A.1 présente un exemple de surface de réponse, obtenue par simulation par éléments finis (N.B. : Cette figure ne présente pas les valeurs de la géométrie définitive).

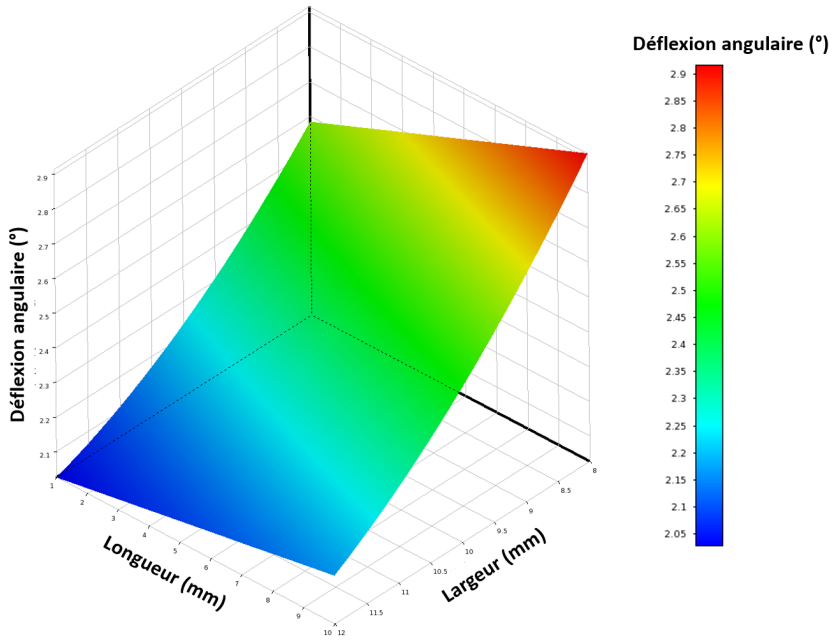


FIGURE A.1 – Exemple de surface de réponse obtenue par simulation par éléments finis montrant l'influence de la largeur et de la longueur de la zone utile sur la déflexion angulaire.

Les dimensions de la zone utile étant figées, la géométrie du raccordement avec les têtes de l'éprouvette doit être déterminée. Afin de limiter les risques de rupture dans les têtes, une largeur de 18 mm, proche de la largeur maximale possible, est souhaitée. Par ailleurs, un rayon de 25 mm minimum est requis dans le but d'éviter une surcontrainte trop importante en sortie de zone utile. La longueur entre têtes disponibles ne permet toutefois pas un tel raccordement. Un double rayon composé d'un premier rayon de 25 mm puis d'un second rayon de 8 mm est donc entériné. De même, les cales de positionnement vertical (cf. figure 2.14) sont chanfreinées ce qui permet d'augmenter très légèrement la distance disponible.

A.2 Développement de la géométrie détaillée

Une fois les dimensions générales déterminées, la géométrie de détail doit être définie. Un des points les plus importants réside dans le traitement des angles de la section utile. Les amorçages dans les coins sont en effet une problématique récurrente lors de la réalisation d'essais de flexion plane. Une géométrie déjà testée dans le

groupe Safran et ayant donné satisfaction présente des chanfreins d'un angle de 12° et longs de mm par rapport à la surface utile, pour une épaisseur de 4 mm. Toutefois, l'expérience acquise en interne a montré que cette géométrie ne donnait pas satisfaction pour des géométries épaisses, l'amorçage survenant alors dans l'angle inférieur du chanfrein (entre la facette du chanfrein et la face latérale de la section). Augmenter l'angle du chanfrein n'est pas non plus satisfaisant car il n'est alors plus suffisant pour éviter les amorçages dans les coins supérieurs. Enfin, la largeur réduite de notre surface utile ne permet pas l'utilisation de chanfreins suffisamment longs. C'est pourquoi l'utilisation d'un congé est choisie.

L'utilisation d'un congé permet un raccordement sans angles vifs entre les faces tout en repoussant les points de jonction suffisamment loin dans les faces pour éviter les ruptures à ces positions. Cependant, cette géométrie pose également problème. En effet, elle nécessite une tangence correcte entre le congé et les faces adjacentes. Un décalage introduirait une marche rédhibitoire pour la tenue en fatigue. Si les usineurs savent parfaitement gérer cet aspect dans le cadre d'un usinage standard, la présence d'états de surface plus ou moins rugueux, sur l'une des faces adjacentes du congé, rend la tâche délicate dans notre cas. Pour pallier cette difficulté, un décalage de 50 µm du centre du rayon est imaginé par rapport à chacune des faces. Un détail de la définition de ce congé est présenté en figure A.2. De cette manière, le rayon n'est plus tout à fait tangent à la face mais l'angle ainsi créé est réduit. Cela laisse, également, une marge de 50 µm par rapport aux creux de la surface pour ne pas créer de marche en bordure de l'éprouvette. Avec un rayon de 2 mm, tel qu'envisagé ici, un décalage de 50 µm crée un angle de moins de 13°, tout à fait cohérent avec l'expérience disponible et précédemment évoquée. La valeur de 50 µm est par ailleurs compatible avec les valeurs de rugosité mesurées sur nos états de surface.

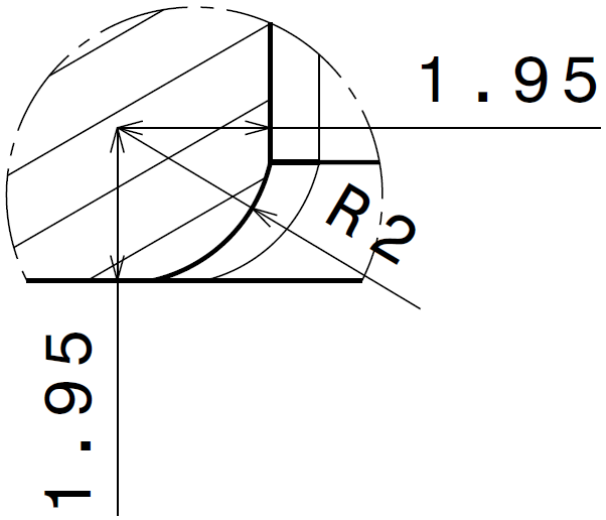


FIGURE A.2 – Détail du congé réalisé le long de la surface utile des éprouvettes afin de limiter les risques d'amorçage des fissures de fatigue dans les coins.

Afin de positionner précisément l'éprouvette dans la machine, on souhaite enfin disposer de faces usinées et dont le parallélisme est contrôlé au niveau des têtes des éprouvettes. Une surépaisseur de 0,5 mm est donc introduite sur le brut des

éprouvettes, produit par L-PBF. Cette surépaisseur sera ensuite retirée par la procédure d'usinage décrite dans la section suivante. Le brut des éprouvettes est présenté en figure A.3.

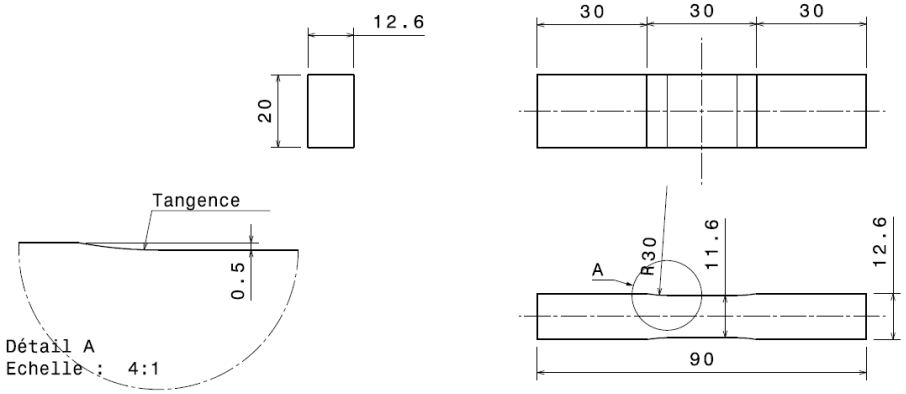


FIGURE A.3 – Plan des bruts produits par L-PBF dans lesquels seront prélevées les éprouvettes de géométrie F.

A.3 Procédure d'usinage mise en œuvre

A partir des bruts décrits par la figure A.3, une procédure d'usinage particulière est mise en place pour produire les éprouvettes à la géométrie décrite en figure 2.3. Cette procédure se décompose en plusieurs étapes qui seront décrites individuellement par la suite :

— Étape 1 : surfaçage des têtes d'éprouvettes ;
— Étape 2 : usinage de la face opposée ;
— Étape 3 : usinage du contour de l'éprouvette ;
— Étape 4 : usinage des congés en bordure de section utile.

Surfaçage des têtes d'éprouvettes

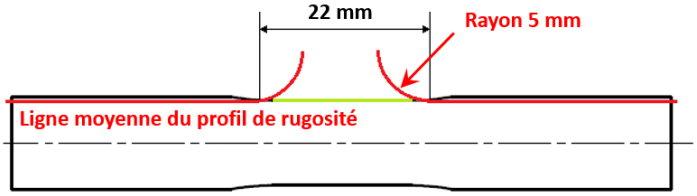
La première étape de la procédure d'usinage est le surfaçage des têtes des éprouvettes sur le côté adjacent à la zone utile qu'on souhaite conserver. Pour ce faire, une métrologie fine de la surface à conserver (zone en vert du schéma de la figure A.4b) est nécessaire. À partir de cette métrologie, le plan moyen de la zone à conserver est décrit (cf. figure A.4a). Les deux têtes sont alors usinées de manière à venir retirer la surépaisseur introduite à la fabrication et qu'il reste un plan coïncident avec le plan précédemment mesuré. Dans le but d'éviter tout ressaut à la surface, compte-tenu de la présence d'états de surface divers, un rayon de sortie d'usinage de 5 mm est appliqué. L'ensemble de cette étape est schématisée en figure A.4.

Usinage de la face opposée

Une fois que les faces des têtes, adjacentes à la zone utile, sont usinées, on procède à l'usinage de la face opposée. Cette face est entièrement usinée. Aucune surface brute ou parachevée n'est conservée. L'usinage est réalisé de manière à garantir un parallélisme conforme au plan entre les faces des têtes précédemment surfacées et



(a) Métrologie du plan moyen de la zone utile.



(b) Surfaçage des têtes.

FIGURE A.4 – Première étape d'usinage des éprouvettes des géométrie F : Surfaçage des têtes.

cette face opposée. L'épaisseur de l'éprouvette est par ailleurs ajustée lors de cette étape ce qui permet d'avoir une épaisseur relativement constante pour tous les états de surface. Cette étape est schématisée en figure A.5.

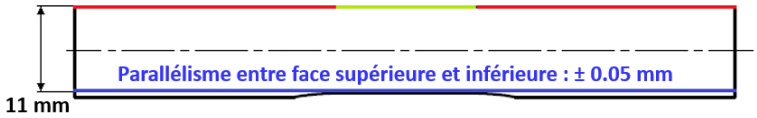


FIGURE A.5 – Deuxième étape d'usinage des éprouvettes des géométrie F : Usinage de la face opposée.

Usinage du contour de l'éprouvette

Après les deux premières étapes, on dispose d'un brut dont les faces supérieure et inférieure sont à la géométrie définitive. L'épaisseur est également constante et cohérente au plan. On procède donc au détourage de l'éprouvette afin d'obtenir le contour définitif souhaité. La figure A.6 présente un schéma de la forme de l'éprouvette positionnée dans le brut initial (traits pointillés). Cette étape permet d'atteindre la forme définitive de la section centrale de l'éprouvette et des rayons de raccordement avec les têtes. Elle permet également d'ajuster la longueur des éprouvettes. La zone verte représente à nouveau la zone laissée à l'état fin de procédé. Les parties rouges sont les parties réusinées au cours de la procédure en cours de description.

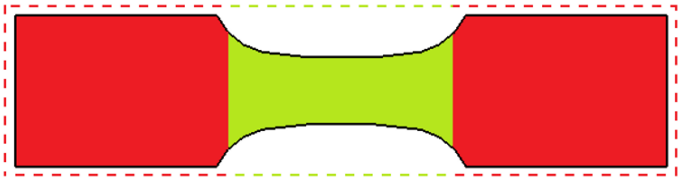


FIGURE A.6 – Troisième étape d'usinage des éprouvettes des géométrie F : Usinage du contour.

Usinage des congés en bordure de section utile

A ce stade de la fabrication, les éprouvettes sont à la géométrie macroscopique définitive mais les sections sont encore rectangulaires. Il reste donc les congés spécifiques décrits précédemment à usiner. Pour ce faire, on s'appuie à nouveau sur la métrologie réalisée à l'étape 1 pour positionner le rayon avec le décalage souhaité. Cette étape est décrite par la figure A.7.



FIGURE A.7 – Quatrième étape d'usinage des éprouvettes des géométrie F : Usinage des congés.

Sablage des têtes d'éprouvettes

Lors d'essais préliminaires de développement, réalisés sur une géométrie intermédiaire, des fissures sont apparues en sortie de contact entre les éprouvettes et les cales de positionnement. Ces fissures sont liées à des amorçages en fretting fatigue. Dans le but de limiter les risques d'amorçage dans cette zone, les éprouvettes sont sablées, avant essai, au niveau des têtes après que la zone utile a été masquée, afin qu'elle ne soit pas endommagée par cette opération.

Les éprouvettes sont également marquées au laser des deux côtés de manière à éviter tout mélange, après rupture complète, dans les faciès.

ANNEXE B

Calcul de la contrainte locale pour les éprouvettes axisymétriques de la phase 1

Du fait de la géométrie des éprouvettes, un gradient de contrainte peut apparaître et modifier la contrainte vue localement par le matériau en fonction de la position longitudinale ou radiale considérée. De même, la présence d'une forte rugosité peut induire la présence d'une épaisseur mécaniquement inefficace qu'il convient de prendre en compte pour évaluer précisément la contrainte réellement subie par le matériau (cf. sous-section 2.4.2). Une méthode est donc proposée afin de tenir compte de ces effets, pour des éprouvettes axisymétriques telles que celles de la phase 1. Cette méthode décrite dans l'annexe ci-dessous permet, dans un premier temps, la prise en compte du gradient de contrainte. Dans un deuxième temps la détermination d'une raideur, à partir des mesures LVDT issues des 100 premiers cycles de chargement, est détaillée. Enfin, la détermination d'une épaisseur mécaniquement inefficace, à partir de la raideur identifiée, est proposée.

B.1 Prise en compte du gradient de contrainte

Les éprouvettes de la phase 1 étant axisymétriques, un calcul 2D suffit à déterminer, de manière peu coûteuse, la contrainte en tout point. La position longitudinale de la fissure étant relevée post-essai et la position radiale étant mesurable sur les fractographies réalisées sur les faciès de rupture (cf. section 2.7), on dispose de toute les informations nécessaires pour déterminer la contrainte locale au point d'amorçage pour chaque éprouvette. Le calcul est réalisé au diamètre nominal, D_{nom}, la position radiale mesurée, r_{fracto}, est donc corrigée du diamètre réel, D_{mes}, avant de relever la contrainte dans la modélisation. L'équation B.1 donne l'expression de la position radiale, r_{EF}, à laquelle relever le facteur de correction du gradient dans la simulation par éléments finis en fonction de ces trois paramètres. La figure B.1 illustre le gradient de contrainte dans une éprouvette de géométrie C usinée et la

position du site d'amorçage de l'éprouvette considérée, à laquelle la contrainte est relevée (le cadre autour de la position désignée indique la profondeur de la porosité à l'origine de l'amorçage de la fissure de fatigue ainsi que l'incertitude sur celle-ci et sur le positionnement longitudinal).

$$r_{EF} = r_{fracto} \frac{D_{nom}}{D_{mes}} \tag{B.1}$$

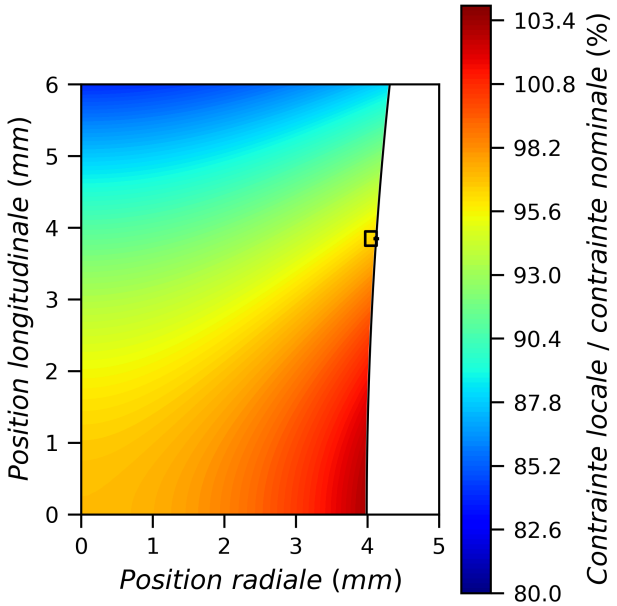


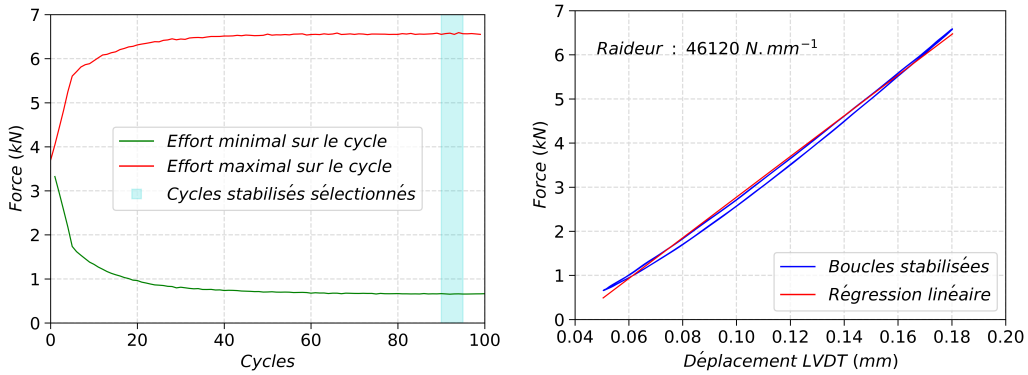
FIGURE B.1 – Illustration du gradient de contrainte présent dans une éprouvette usinée de géométrie C et positionnement de l'amorçage pour une des éprouvettes testées dans cette condition.

Un facteur correctif permettant la prise en compte du gradient de contrainte dans l'éprouvette, k_{grad}, est ensuite déduit de ce relevé. Il s'agit simplement du rapport de la contrainte relevée à la position d'amorçage considérée sur la contrainte nominale imposée dans le calcul.

B.2 Détermination de la raideur sur une éprouvette

Une fois le gradient de contrainte pris en compte, il reste le *shielding effect* comme source d'erreur sur la contrainte réellement subie par le matériau au point local d'amorçage de la fissure de fatigue. Afin de déterminer l'épaisseur mécaniquement inefficace présente sur nos éprouvettes, le déplacement enregistré, par les capteurs LVDTest utilisé. Ces capteurs sont positionnés sur les mors de la machine de fatigue pour le suivi du critère d'arrêt de l'essai. Les cent premiers cycles de fatigue mesurés par ces capteurs sont enregistrés. Une boucle de chargement moyenne est ensuite déterminée à partir d'environ cinq cycles parmi les cycles stabilisés enregistrés. La figure B.2 montre un exemple d'évolution des minimum et maximum des cycles au

démarrage de l'essai, la zone stabilisée sélectionnée ainsi que le cycle moyen déduit. La raideur recherchée peut donc être déterminé à partir de ce cycle moyen [1].



(a) Evolution de l'effort minimum et de l'effort maximum sur les premiers cycles. Sélection de cycles stabilisés.

(b) Boucle de chargement stabilisé moyenne. Raideur déterminée.

FIGURE B.2 – Exemple montrant l'évolution du minimum et du maximum des cycles de chargement lors du démarrage de l'essai. Sélection de cycles stabilisés et détermination d'un cycle de chargement moyen et de la raideur.

Un léger déphasage entre les chaînes d'acquisition de l'effort machine et de l'extensomètre est corrigé au moyen d'une décomposition par transformée de Fourier rapide (FFT - Fast Fourier Transform). Malgré cela, il reste un effet d'hystérésis visible sur la figure B.2b. Celui-ci n'empêche toutefois pas l'application de la méthode. Cette procédure de détermination de la raideur est également appliquée sur des éprouvettes usinées dont le diamètre est parfaitement connu. Le matériau étant supposé identique entre les éprouvettes, quel que soit l'état de surface, une variation de raideur, par rapport à ces éprouvettes de référence, est entièrement attribuée à la variation de section mécaniquement efficace. Du fait du montage des LVDT, sur les mors de la machine et non directement sur l'éprouvette, la détermination de la section mécaniquement efficace n'est pas immédiate et fait l'objet d'une procédure de calcul décrite dans la section suivante.

B.3 Détermination de la section mécaniquement inefficace

La raideur (apparentée à un "module"), M, caractérisée dans la section précédente, est déterminé à partir du déplacement capté par les capteurs LVDT. Ces capteurs sont situés sur les mors de la machine. Le déplacement enregistré est donc issu du cumul de la déformation dans plusieurs zones du montage :

— La déformation au niveau de l'amarrage des éprouvettes ;
— La déformation dans la zone des rayons de raccordement ;

1. N.B. : Cette raideur n'est pas déterminée sur une section constante et sur une longueur calibrée, en conséquence, il ne peut être comparé à quelque grandeur matériau que ce soit. Il est toutefois utilisé ici, de manière comparative à des éprouvettes de référence, en vue de déterminer la section mécaniquement efficace des éprouvettes.

— La déformation dans la zone utile.

La déformation issue de l'amarrage des éprouvettes est ici estimée négligeable devant les deux autres. En effet, un déplacement dans cette zone proviendrait essentiellement d'un rattrapage de jeu. Les essais étant réalisés sous un rapport de charge $R = 0.1$, la zone est en permanence en traction et un rattrapage de jeu n'interviendra qu'au premier cycle. La raideur, issue des cycles stabilisés, n'est donc pas impactée.

Le déplacement considéré est donc supposé provenir essentiellement de la déformation dans la zone utile et dans la zone de raccordement avec les têtes des éprouvettes. Afin de déterminer la section mécaniquement efficace, dans la zone utile de l'éprouvette, il est nécessaire de découpler ces deux contributions. Une contribution fixe (en fonction de l'effort appliqué) pourrait être considérée. Toutefois cette hypothèse n'est pas juste. En effet, les rayons étant également parachevés, une variation de la section utile entraîne également une variation de la géométrie de raccordement. Les contributions relatives de ces deux zones s'en trouvent donc modifiées. Les calculs 2D axisymétriques par éléments finis, déjà utilisés précédemment, sont donc à nouveau utilisés. Un calcul est réalisé pour différentes valeurs de rayon, afin d'évaluer le ratio de déformation entre zone utile et zone de raccordement. Le ratio, λ, entre le déplacement de la zone utile et le déplacement total, Δl, est ainsi identifié, en fonction du rayon de la zone utile. Bien que cela semble intuitif, on vérifie également que ce ratio ne dépend que de la géométrie et qu'il est donc invariable en fonction du matériau (c'est à dire du module d'élasticité, E) ou de l'effort appliqué, F. Un modèle polynomial d'ordre deux est identifié pour décrire l'évolution de λ en fonction du rayon mécaniquement efficace, r_{meca}. Ce modèle permet de reproduire les résultats obtenus par calculs par éléments finis à 3×10^{-3} % près. L'équation B.2 explicite la relation entre l'allongement de la zone utile, Δl_{utile}, et l'allongement total, Δl. L'équation B.3 rappelle la relation entre la raideur et l'effort et l'allongement mesurés.

$$\Delta l_{utile} = \lambda\left(r_{meca}\right)\ \Delta l \tag{B.2}$$

$$M = \frac{F}{\Delta l} \tag{B.3}$$

Le déplacement dû à la déformation de la zone utile uniquement est désormais connu. Celle-ci est de section constante ce qui permet d'utiliser les formules de résistance des matériaux usuelles. On peut donc établir la relation entre l'ensemble des paramètres précédemment introduits. Celle-ci est donnée par l'équation B.4 dans laquelle S représente la surface de la section utile et l_0 la longueur de la section utile.

$$\frac{F}{S} = \frac{\lambda\left(r_{meca}\right)\ \Delta l\ E}{l_0} \tag{B.4}$$

On peut donc en déduire directement une relation entre la raideur et les reste des paramètres comme le montre l'équation B.5.

$$\frac{F}{\Delta l} = M = \lambda\left(r_{meca}\right)\ \pi\ r_{meca}^2\ \frac{E}{l_0} \tag{B.5}$$

A ce stade de l'analyse, la relation entre la raideur mesurée sur une éprouvette et sa section mécaniquement efficace est pratiquement établie. Seul le rapport $\frac{E}{l_0}$ est inconnu.

Afin de déterminer ce rapport en introduisant le moins de biais possible, des essais sur éprouvettes usinées sont utilisés et la procédure décrite ci-dessus est appliquée. Pour ces essais, la section mécaniquement efficace est connue. La raideur issue de ces essais est donc calculée et le modèle précédemment établit est utilisé pour déterminer le coefficient λ. Une valeur du rapport $\frac{E}{l_0}$ peut donc être déterminée. Cette analyse est réalisée sur cinq éprouvettes usinées de référence. La valeur du rapport $\frac{E}{l_0}$ finalement utilisée pour le traitement des états de surface non usinés est la moyenne des cinq valeurs obtenues de cette manière sur les cinq éprouvettes usinées.

On a donc désormais une relation complète entre la raideur et le rayon mécaniquement efficace de la zone utile. Dans le but de simplifier le traitement ultérieur des nombreuses éprouvettes de la phase 1, une relation polynomiale d'ordre 2 est à nouveau identifiée. Celle-ci donne directement le rayon mécaniquement efficace, r_{meca}, en fonction de la raideur mesurée, M, et de la valeur moyenne du rapport $\frac{E}{l_0}$.

Le diamètre des éprouvettes usinées précédemment utilisées comme référence peut être recalculé par cette méthode afin d'évaluer l'erreur commise dans cette procédure. Cette vérification rapide est effectuée et montre des écarts diamétraux inférieurs à 3 % pour le pire des cas et même inférieurs à 0,5 % pour plus de la moitié des cas. Cette procédure est donc satisfaisante et utilisée pour déterminer la section mécaniquement efficace des éprouvettes *net-shape* et parachevées.

Une fois le diamètre mécaniquement efficace déterminé, l'épaisseur mécaniquement inefficace de l'éprouvette et la contrainte appliquée, peuvent être aisément recalculées.

ANNEXE C

Calcul de la contrainte locale pour les éprouvettes de flexion de la phase 2

Les essais réalisés lors de la phase 2 sont des essais de flexion plane. La machine utilisée étant pilotée en moments, une première méthodologie est mise en place pour déterminer aisément les consignes de moment statique et dynamique à appliquer afin d'obtenir la contrainte nominale souhaitée. Comme pour la phase 1, les gradients de contrainte sont ensuite corrigés pour déterminer la contrainte locale subie par le matériau au point d'amorçage des fissures de fatigue. La méthodologie de détermination des facteurs correctifs à appliquer pour calculer cette contrainte locale est décrite dans une seconde section.

C.1 Détermination des consignes de moment statique et dynamique

Pour calculer les consignes de moment statique et dynamique à imposer lors de l'essai en vue d'obtenir la contrainte nominale souhaitée, les largeur, l, et épaisseur, e, de la zone utile des éprouvettes sont soigneusement mesurées au pied à coulisse. Toutefois, les congés réalisés aux coins de l'éprouvette afin d'éviter les surcontraintes dans cette zone modifient le moment quadratique de la section. Ne pas les prendre en compte introduirait une erreur dans le moment quadratique de 7,7 % à 8,7 %. Par ailleurs, leur géométrie complexe ne permet pas aisément de recalculer analytiquement ce moment quadratique. Celui-ci est donc déterminé de manière numérique au moyen du logiciel CATIA pour différentes valeurs de largeur et d'épaisseur couvrant les valeurs expérimentalement obtenues. L'écart entre le moment calculé analytiquement sans congés et la valeur calculée numériquement en tenant compte des congés est ensuite évalué par une régression linéaire en fonction de l'épaisseur (les variations de largeur entraînent une variation négligeable de cet écart). Des formules analytiques sont ainsi établies pour calculer le moment quadratique, I_x, et par conséquent

les valeurs de moment statique, $\mathscr{M}_{moy}$, et dynamique, $\mathscr{M}_{amp}$, à appliquer lors de l'essai, pour un rapport de charge R. Ces formules sont données aux équation C.1, équation C.2 et équation C.3. Cette méthode permet de définir le moment quadratique d'une éprouvette de géométrie F, pour toute épaisseur et largeur d'éprouvette, avec une erreur de $1{,}52 \times 10^{-5}$ % à $1{,}1 \times 10^{-2}$ % par rapport à la valeur calculée numériquement.

$$I_x = \frac{l\ e^3}{12} - (0.141\ e - 0.828)\ 10^{-10} \tag{C.1}$$

$$\mathscr{M}_{moy} = \frac{(1+R)\ \sigma_{max}\ I_x}{e} \tag{C.2}$$

$$\mathscr{M}_{amp} = \frac{(1-R)\ \sigma_{max}\ I_x}{e} \tag{C.3}$$

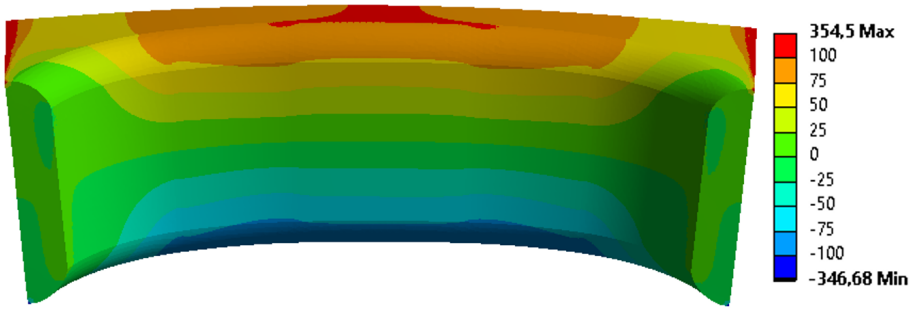
C.2 Prise en compte des gradients de contrainte, longitudinal et dans l'épaisseur de l'éprouvette

Du fait de la géométrie d'éprouvette et de la sollicitation en flexion, des gradients de contrainte plus ou moins prononcés sont présents dans chacune des trois directions de l'éprouvette (longitudinale, transversale et dans l'épaisseur). La variation transversale n'excédant pas 2,4 %, elle est négligée. La correction de contrainte se compose donc d'une correction due au gradient longitudinal, matérialisée par un coefficient de correction k_{longi}, et d'une correction due au gradient dans l'épaisseur de l'éprouvette, matérialisée par un coefficient de correction k_{epais}. La valeur de la contrainte est extraite d'un calcul par éléments finis le long de la ligne centrale de l'éprouvette sur la face supérieure, une expression du coefficient de correction logitudinale k_{longi}, approximée par un polynôme d'ordre 2, est identifiée et explicitée par l'équation C.4. Cette expression approchée génère une erreur, par rapport à la référence issue du calcul par éléments finis, inférieure à 0,82 %. La figure C.1 montre le calcul par éléments finis réalisé sur une demi-éprouvette et la ligne centrale utilisée pour l'identification de coefficient k_{longi}. La figure C.2 montre les contraintes extraites du modèle par éléments finis, le modèle polynomial identifié et les limites de la zone d'étude (zone sur laquelle les états de surface étudiés ont été conservés). L'augmentation des contraintes visible aux extrémités du profil extrait du calcul par éléments finis correspondent à des surcontraintes dues aux conditions aux limites et ne doivent donc pas être considérées. Elles n'impactent pas la zone d'étude, sur laquelle le modèle identifié est bien représentatif. La formule permettant de calculer le coefficient de correction du gradient de flexion, pour un point situé à une profondeur p, est explicitée par l'équation C.5.

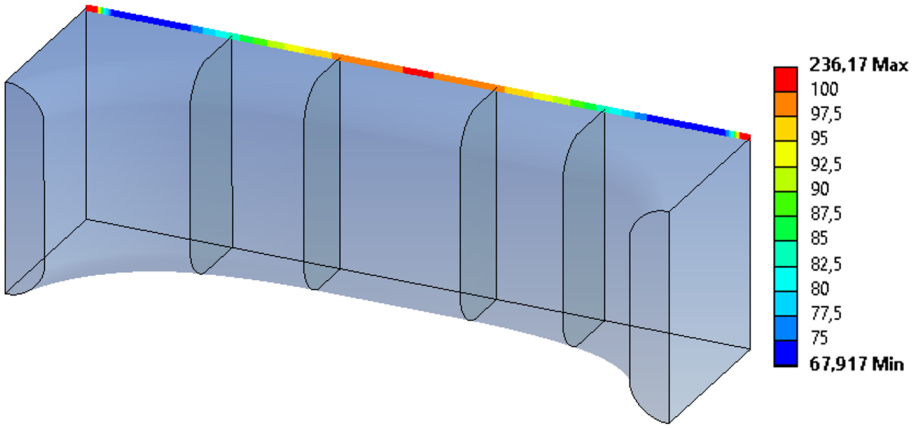
$$k_{longi} = -0.189\ x^2 + 0{,}349 \times 10^{-3}\ x + 100.825 \tag{C.4}$$

$$k_{epais} = \frac{e - 2\ p}{e} \tag{C.5}$$

La valeur de la contrainte localement subie par le matériau peut donc être déduite en tout point de l'éprouvette au moyen de ces formules. Celle-ci doit être déterminée



(a) Calcul par éléments finis réalisé sur l'éprouvette de géométrie F.



(b) Gradient de contraintes longitudinal présent le long de la ligne centrale de l'éprouvette.

FIGURE C.1 – Calcul par éléments finis de l'éprouvette de géométrie F, sollicitée en flexion, montrant le gradient longitudinal le long de la ligne centrale.

pour les sites d'amorçages des fissures de fatigue mais également pour l'ensemble des porosités débouchantes et vallées de surface relevées dans la zone utile de nos éprouvettes. Afin de pouvoir évaluer les coefficients correctifs propres à chaque élément micro-géométrique de la surface, la connaissance de ses coordonnées dans le repère de l'éprouvette est requise.

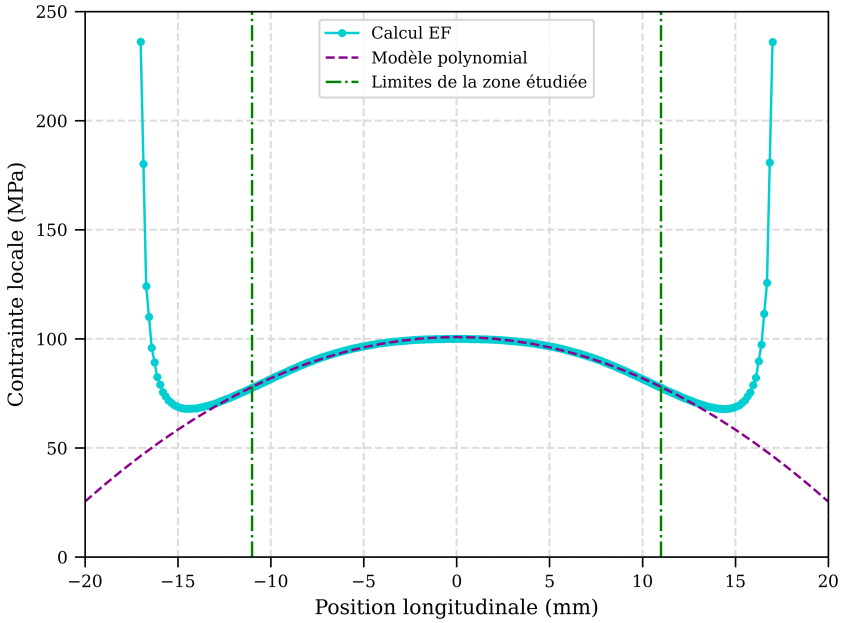


FIGURE C.2 – Contrainte normale extraite du modèle élément fini et modélisation polynomiale sur la zone étudiée.

ANNEXE D

Impact de la position des éprouvettes sur le plateau de fabrication sur les résultats d'essais de fatigue

Comme indiqué au chapitre 2 à la sous-section 2.4.2, le plan d'expérience prévu dans ces travaux ne prévoit pas l'étude de l'impact de la position de l'éprouvette sur le plateau de fabrication sur les résultats d'essais de fatigue. C'est la raison pour laquelle un lotissement a été réalisé afin que sur chaque état de surface et sur chaque niveau de contrainte, les éprouvettes proviennent autant que possible de l'ensemble du plateau. Toutefois, une fois ces essais réalisés, il est possible de comparer les résultats entre eux afin d'évaluer si une tendance éventuelle en ressort. Pour ce faire, un indicateur est nécessaire sur le résultat des essais de fatigue. Ici, l'indicateur choisit est l'écart relatif du nombre de cycle à rupture de l'éprouvette considérée par rapport au nombre de cycles à rupture moyen réalisés sur l'ensemble des éprouvettes de même géométrie et d'état de surface similaire. De même, afin de caractériser la position sur le plateau de fabrication, ceux-ci ont été scindés en neuf zones correspondant à trois bandes caractérisant la position longitudinale (avant, centrale, arrière) et trois bandes caractérisant la position latérale (gauche, centrale, droite). Pour chaque éprouvette, on note sa position longitudinale et latérale suivant cette classification. Les graphiques présentés aux pages suivantes présentent pour chaque géométrie, aux états de surface usinés et *net-shape*, les histogrammes de cet indicateur de fatigue pour les différentes zones du plateau en comparaison à l'histogramme de la population totale. Ceux-ci ne montrent aucune tendance, sur aucune des géométries ou état de surface, vis à vis de la position latérale comme longitudinale. On peut donc en conclure que la position de l'éprouvette sur le plateau au moment de la fabrication n'a pas d'impact significatif dans cette étude sur les résultats de fatigue obtenus.

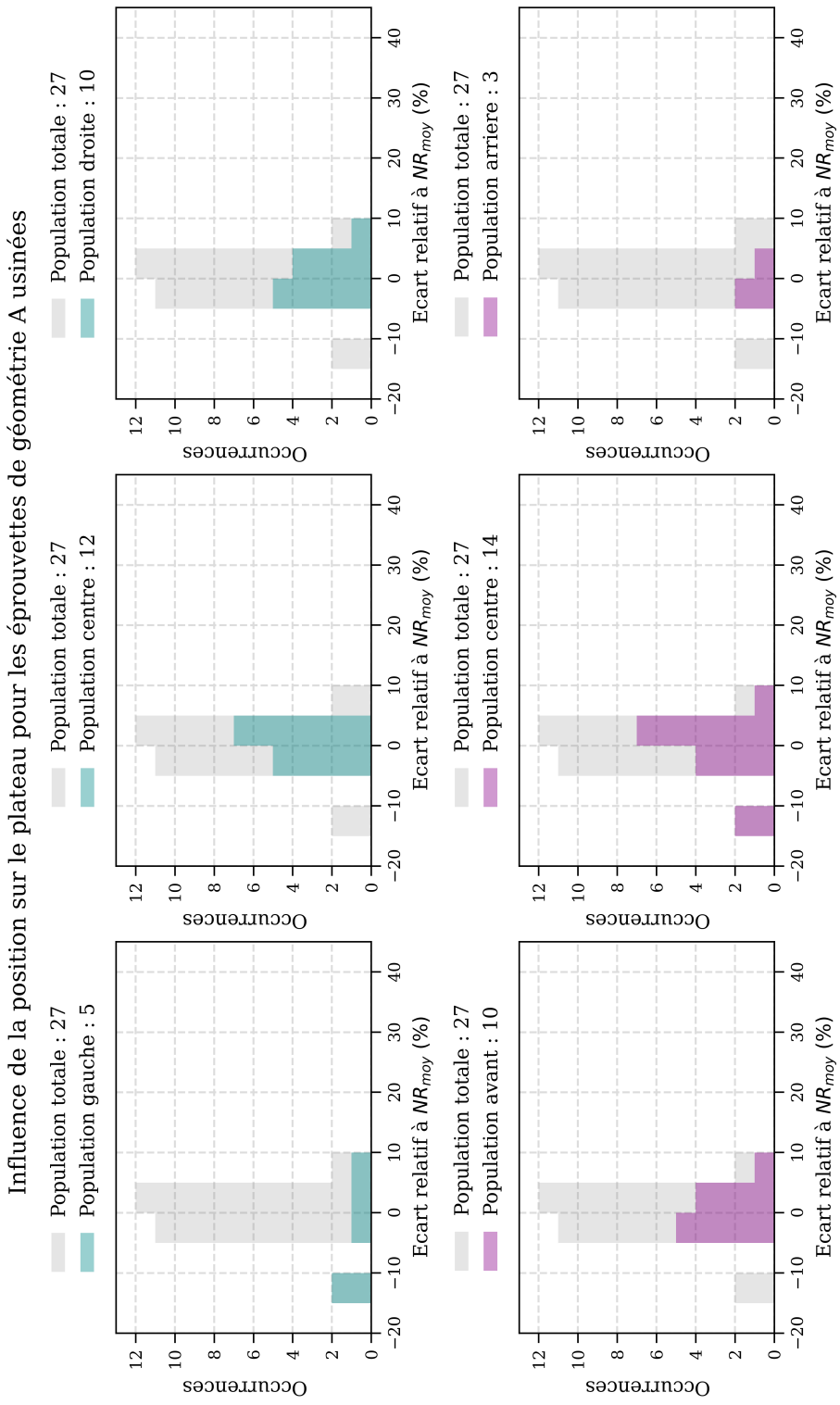


FIGURE D.1 – Impact de la position lors de la fabrication sur les résultats en fatigue des éprouvettes de géométrie A usinées.

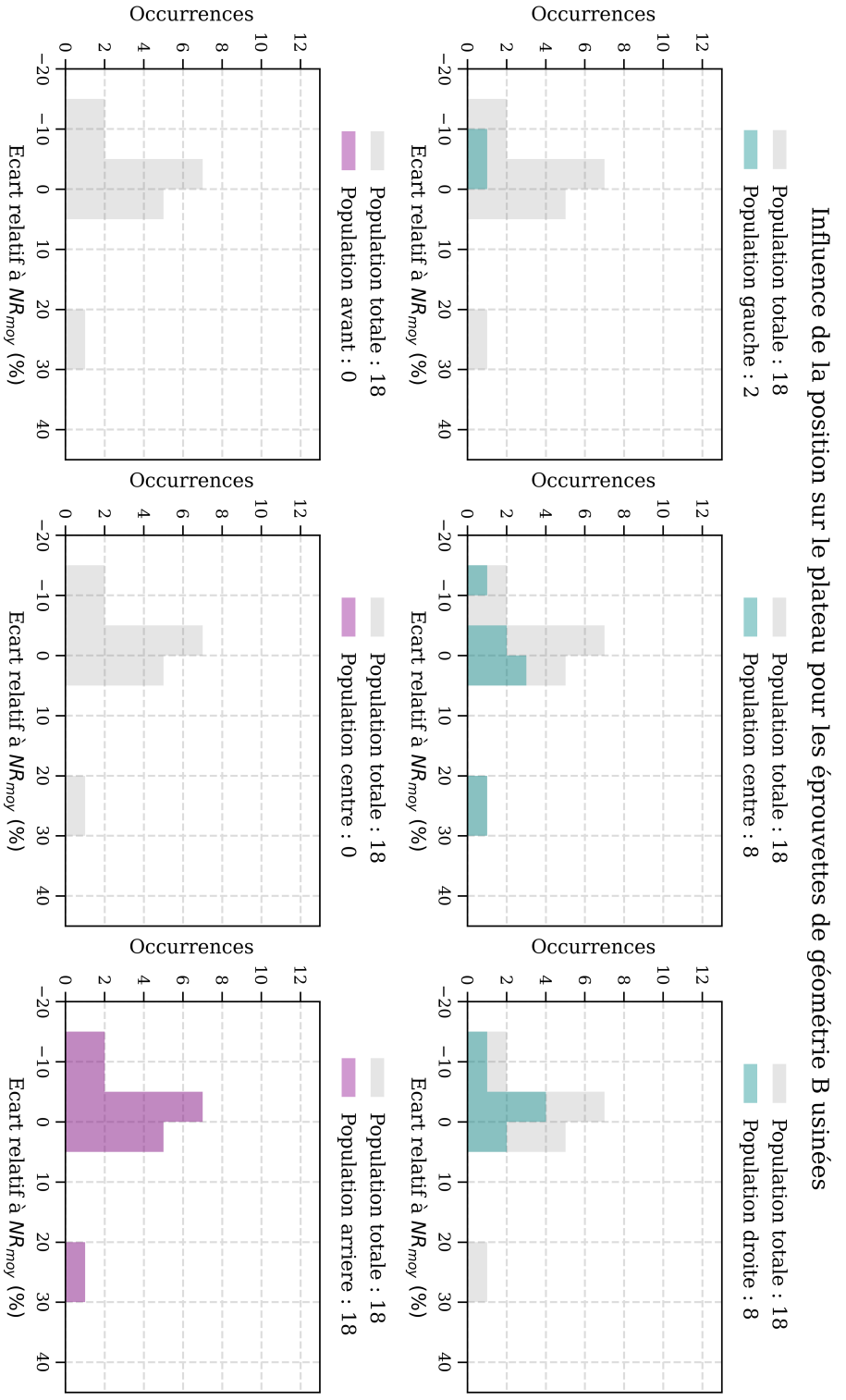


FIGURE D.2 – Impact de la position lors de la fabrication sur les résultats en fatigue des éprouvettes de géométrie B usinées.

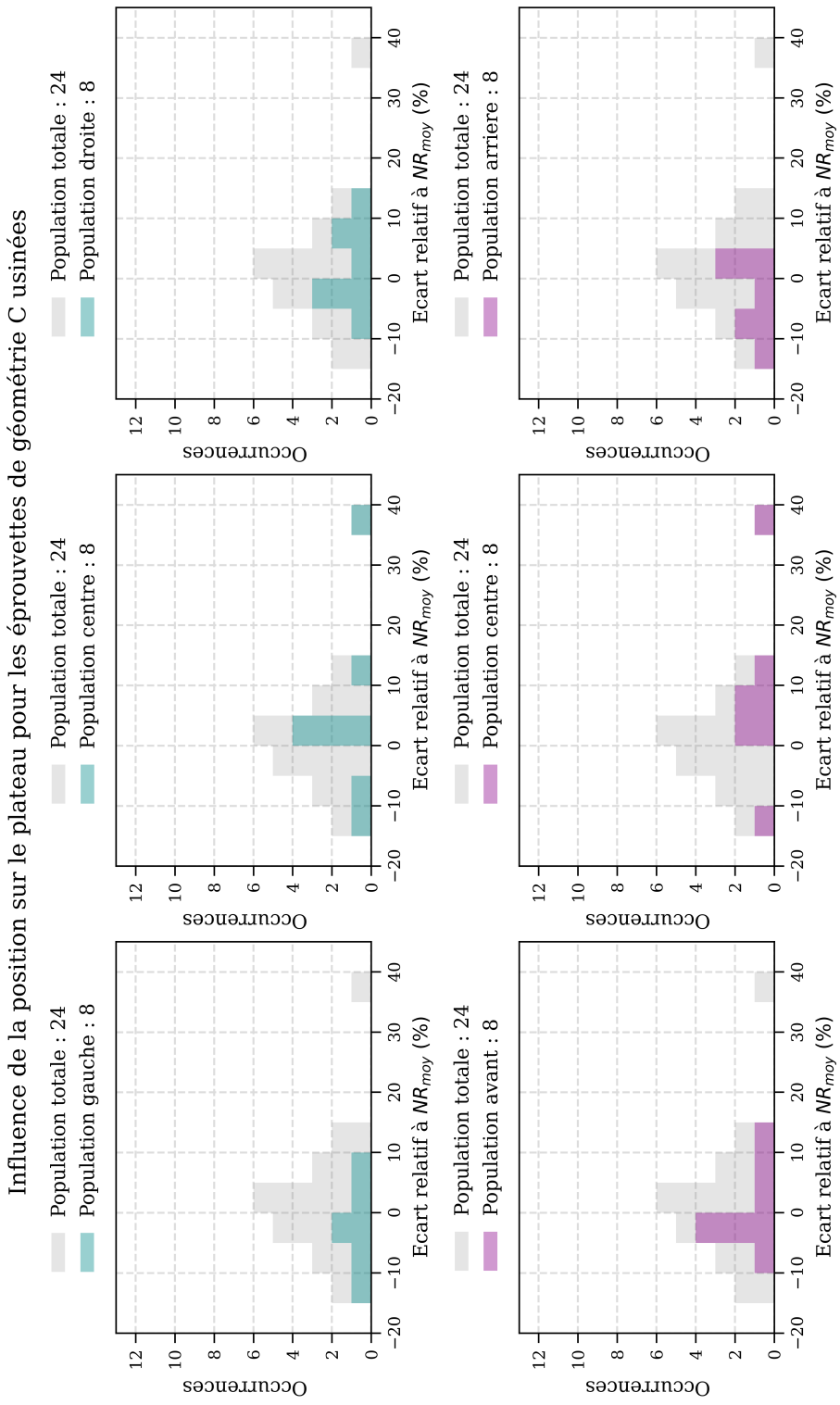


FIGURE D.3 – Impact de la position lors de la fabrication sur les résultats en fatigue des éprouvettes de géométrie C usinées.

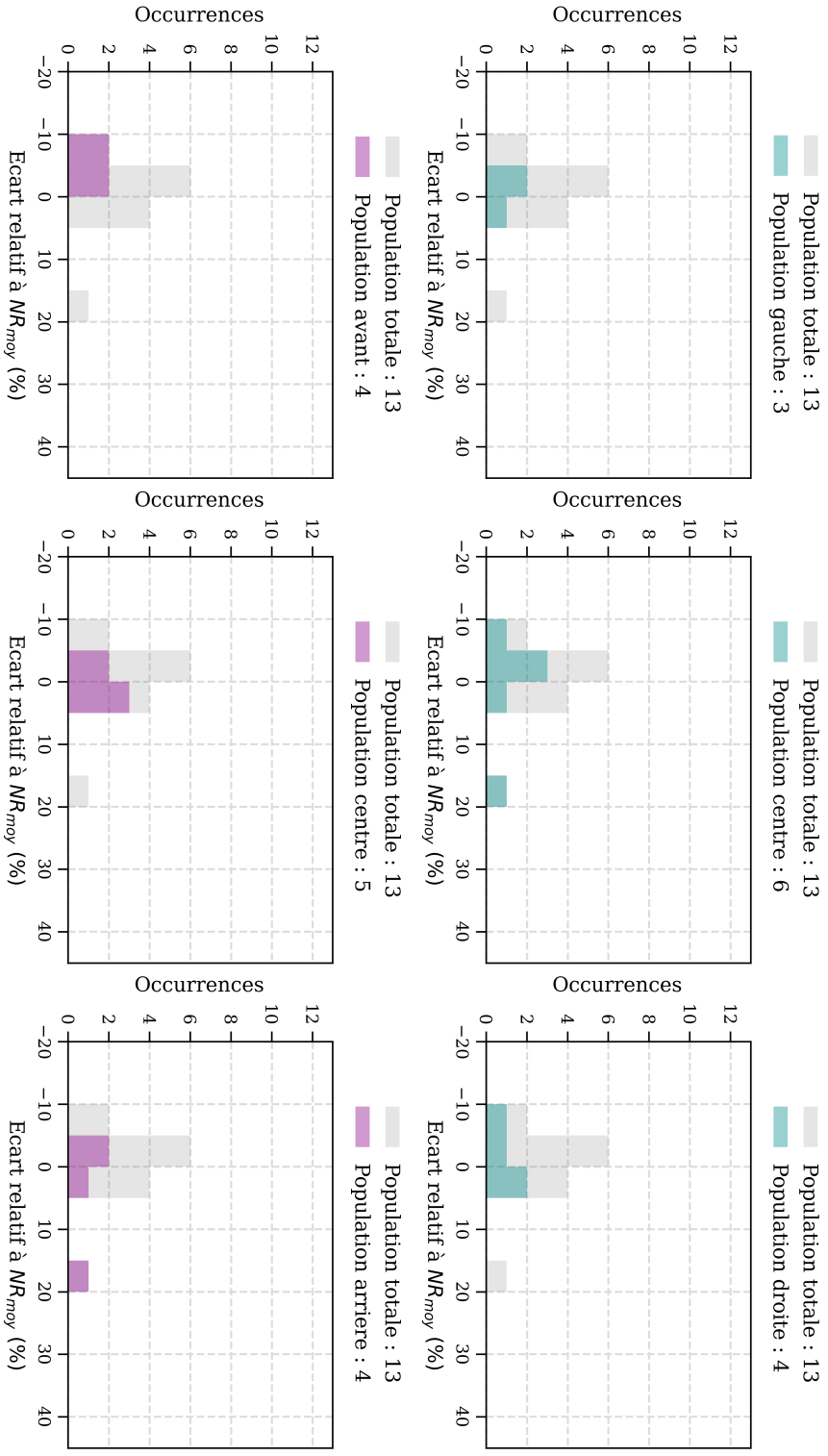


FIGURE D.4 – Impact de la position lors de la fabrication sur les résultats en fatigue des éprouvettes de géométrie A *net-shape*.

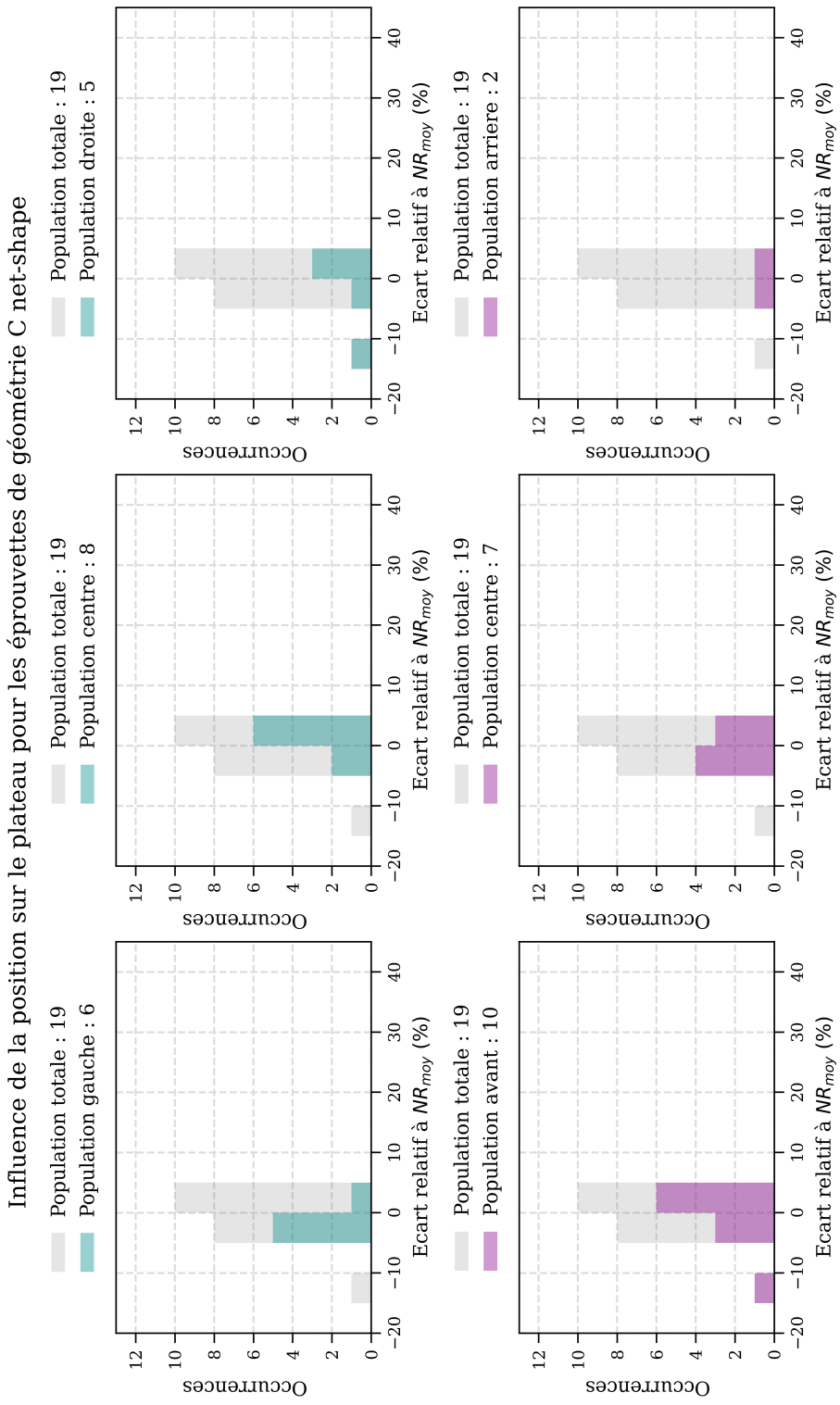


FIGURE D.5 – Impact de la position lors de la fabrication sur les résultats en fatigue des éprouvettes de géométrie C *net-shape*.

ANNEXE E

Éléments de précision relatifs aux mesures sur fractographies

Plusieurs quantités ont été mesurées sur les fractographies des faciès de rupture de fatigue, sur chacune des deux campagnes d'essais. Le MEB n'étant pas à proprement parler un moyen de mesure, et les éléments mesurés étant parfois sujet à interprétation, l'annexe suivante propose des éléments permettant de bien cerner les incertitudes liées à ces mesures. La première partie porte sur l'impact de la distance de travail lors de l'imagerie sur les mesures réalisées. La seconde détaille la méthode de mesure utilisée afin d'identifier à partir des deux faciès antagonistes, une valeur représentative et une valeur de dispersion.

E.1 Impact de la distance de travail sur les mesures réalisées sur fractographies

Compte-tenu du nombre important de faciès observés dans cette étude, et compte-tenu de la taille variable des demi-éprouvettes rompues considérées, la distance de travail utilisée lors de l'imagerie au MEB a pu varier d'environ 9 mm à 20 mm. Dans le but de quantifier l'imprécision éventuelle induite par cette variation de distance de travail, plusieurs images sont réalisées sur un même faciès de rupture à des distances de travail de 8 mm à 18 mm. La porosité présente sur ce faciès est ensuite mesurée sur chaque image. La figure E.1 montre l'évolution de la mesure et de l'erreur relative par rapport à la valeur mesurée pour une distance de travail de 10 mm. Bien qu'une tendance puisse être envisagée, cela n'est pas démontré avec certitude. L'erreur relative relevée par rapport à la distance de travail de référence (10 mm) varie de 0 % à 4,3 % ce qui est tout à fait raisonnable.

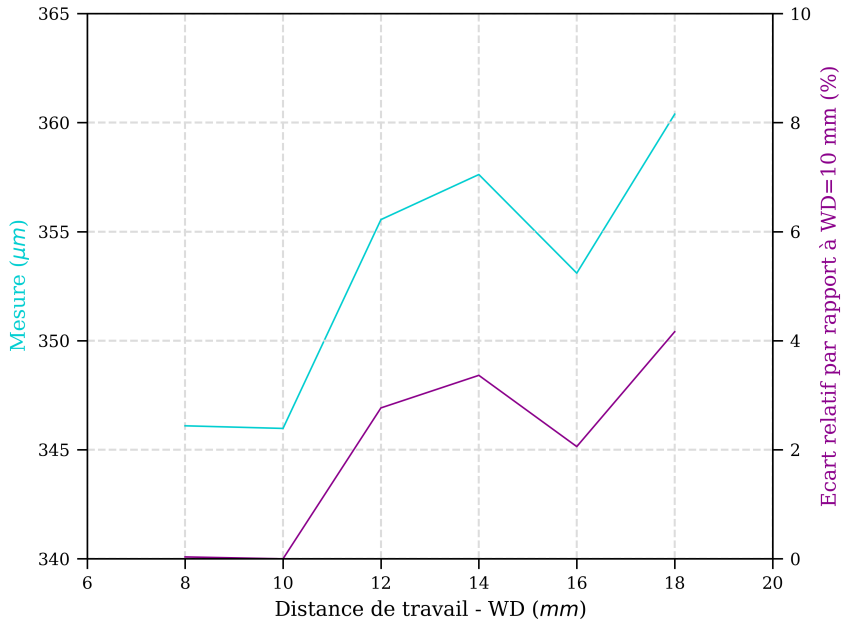


FIGURE E.1 – Évolution de la mesure d'un élément de fractographie en fonction de la distance de travail utilisée lors de l'imagerie.

E.2 Méthodologie de mesure employée - Quantification de l'incertitude

Chaque mesure effectuée sur les images issues du MEB (et plus largement chaque mesure expérimentale réalisée dans cette étude) est réalisée trois fois (sur chaque faciès dans le cas présent) en essayant, lorsque l'image prête à interprétation, d'intégrer une mesure minimale, une mesure maximale et une mesure la plus représentative possible. De ces trois mesures, mes_1, mes_2 et mes_3, sont extraites une moyenne arithmétique, V_i, et un écart maximal (c'est à dire la différence maximale entre l'une de ces trois valeurs et la valeur moyenne), δ_i. Ces deux valeurs sont ensuite combinées avec celles issues du faciès antagoniste (V_1 et δ_1 pour le faciès 1 et V_2 et δ_2 pour le faciès 2) afin de conduire à une valeur retenue, V_m, et une valeur de dispersion, δ_m, utilisées dans la suite de cette étude pour l'éprouvette considérée. Les équation E.1, équation E.2, équation E.3 et équation E.4 explicitent la manière dont ces grandeurs sont calculées.

$$V_i = \frac{mes_1 + mes_2 + mes_3}{3} \tag{E.1}$$

$$\delta_i = max\left(|V_i - mes_1|, |V_i - mes_2|, |V_i - mes_3|\right) \tag{E.2}$$

$$V_m = \frac{max\left(V_1 - \delta_1, V_2 - \delta_2\right) + min\left(V_1 + \delta_1, V_2 + \delta_2\right)}{2} \tag{E.3}$$

$$\delta_m = max\left(|V_m - V_1|, |V_m - V_2|, \left|V_m - \frac{V_1 + \delta_1 + V_2 + \delta_2}{2}\right|, \left|V_m - \frac{V_1 - \delta_1 + V_2 - \delta_2}{2}\right|\right) \tag{E.4}$$

La figure E.2 présente les différents cas possible et la manière dont ces valeurs sont combinées pour chacun de ces cas. Cette méthode permet de conserver une valeur moyenne la plus fiable possible en donnant plus de poids à une mesure moins dispersive. De grosses différences entre faciès antagonistes se retrouvent en revanche dans la valeur de dispersion retenue.

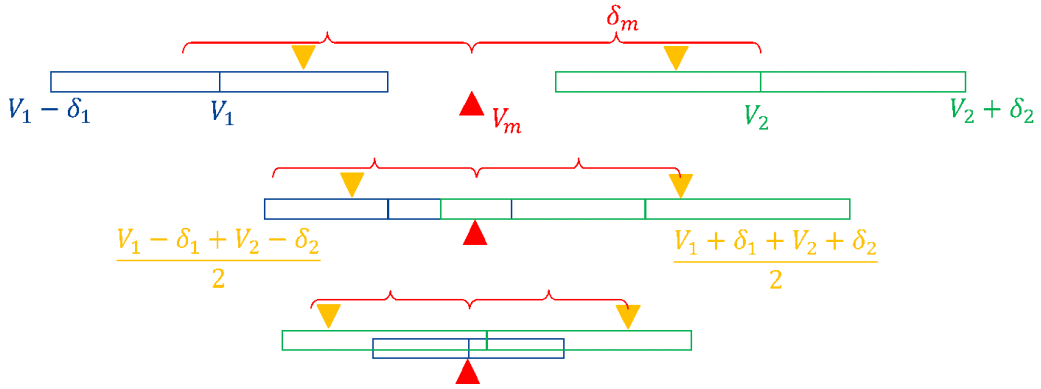


FIGURE E.2 – Exemples de valeur finale retenue et de valeur de dispersion obtenues en fonction des mesures réalisées sur chaque faciès.

ANNEXE F

Conditions de préparation des éprouvettes pour les analyses par coupes micrographiques

Des coupes micrographiques sont réalisées pour compléter les caractérisation microstructurales (incluant la recherche d'alpha-case), de micro-géométrie de surface ou de porosité interne. Les conditions de préparation de ces échantillons sont précisées dans cette annexe.

Les coupes ont été réalisées au moyen d'une tronçonneuse Struers Secotom-50 munies d'une meule 50A15 en rotation à 3000 tr/min et avec une vitesse d'avance de 0,020 mm s^{-1}, sous arrosage (eau+corrozip). Les tronçons sont alors enrobés à 180 °C sous 350 bar en vue du polissage. La gamme de polissage est décrite dans le tableau F.1 et a été réalisée sur une polisseuse Struers Tegramin-30.

Table F.1 – Gamme de polissage utilisée pour le polissage des coupes micrographiques longitudinales et transversales.

Étape	**Drap de polissage**	**Lubrifiant**	**Pression** (N)	**Rotation plateau** (tr/min)	**Rotation porte-échantillon** (tr/min)	**Sens de rotation**	**Temps** (min)
1	SiC #320 46 µm	Eau	15	300	150	Même	2 (section transversale)
2	MD Largo	MD Allegro 9 µm	10	150	150	Même	5
3	MD Chem	90% OPS + 10% H_2O_2	10	150	150	Même	5

F. Conditions de préparation des éprouvettes pour les analyses par coupes micrographiques

Un nettoyage au bac à ultrason et un séchage à l'air comprimé est réalisé entre chaque étape. Un dégraissage à l'éthanol est également réalisé après la dernière étape. Pour les coupes longitudinales (c'est-à-dire les coupes dans un plan contenant l'axe de l'échantillon), un tronçon de la zone utile de l'échantillon est prélevé et enrobé. Il est ensuite poli lors de la première étape de la gamme jusqu'à ce que le plan de coupe coïncide avec l'axe de l'éprouvette. Le reste de la gamme est inchangé et similaire entre sections longitudinales et transversales (plan orthogonal à l'axe de l'échantillon).

ANNEXE G

Recalage du profil des éprouvettes de géométrie F sur les scans profilométriques - Détermination des coordonnées dans le repère local de l'éprouvette

Afin de déterminer une zone d'étude similaire sur l'ensemble des éprouvettes et de déterminer les coordonnées des porosités détectées dans le repère local de l'éprouvette, le profil des éprouvettes est identifié sur les scans profilométriques. Dans un premier temps, une équation paramétrique du profil de l'éprouvette est établie. Une fois les paramètres identifiés, les équations de transformation des coordonnées en pixel du scan profilométrique vers les coordonnées locales de l'éprouvette sont établies.

G.1 Paramétrage de l'équation du profil de l'éprouvette

Une fois les points correspondant au profil de l'éprouvette isolés sur le scan profilométrique (cf. sous-sous-section 4.3.2.1) on souhaite disposer d'une équation du profil de l'éprouvette afin d'identifier sa position. Pour ce faire, il faut que cette équation soit paramétrée en fonction des paramètres permettant de décrire la position de ce profil dans un repère donné. Les paramètres en question sont les paramètres x_0, y_0 et α sur le schéma de la figure G.1.

En théorie, les paramètres x_0, y_0 et α sont suffisants pour décrire la position de l'éprouvette dans un repère quel qu'il soit. Toutefois, la largeur des éprouvettes peut être variable du fait des tolérances d'usinage. Afin d'être capable d'en tenir compte, chaque profil est donc paramétré séparément en fonction de trois paramètres : l'angle,

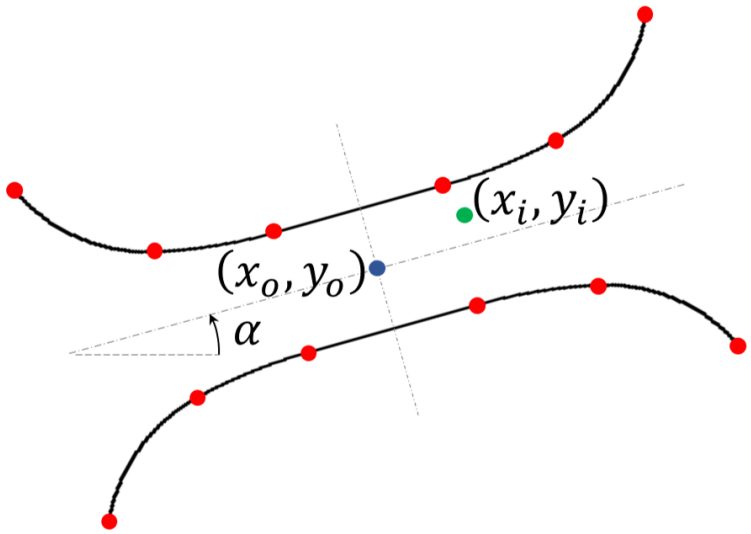


FIGURE G.1 – Schéma présentant le profil de l'éprouvette de géométrie F et les paramètres de positionnement choisis.

α, et les coordonnées d'un point du profil (x_1, y_1 pour le profil supérieur et x_3, y_3 pour le profil inférieur). Chaque profil est ainsi recalé séparément. Les coordonnées x_0, y_0 sont ensuite calculées en fonction de x_1, y_1, x_3 et y_3 afin de pouvoir établir le changement de repère décrit dans la section suivante de cette annexe.

G.1.1 Paramétrage du profil supérieur

Le profil supérieur est représenté en figure G.2. Chaque segment correspondant à la partie utile ou à l'un des deux rayons de raccordement est décrit et les coordonnées des extrémités de ces segments sont explicitées.

Les coordonnées de chaque point sont ensuite calculées en fonction des paramètres retenus :

- $x_2 = x_1 + 8\ cos\,(\alpha)$
- $y_2 = y_1 + 8\ sin\,(\alpha)$
- $x_{R_1} = x_1 - 3.76937\ cos\,(\alpha) + 16.5768\ sin\,(\alpha)$
- $x_{R_2} = x_2 + 3.76937\ cos\,(\alpha) + 16.5768\ sin\,(\alpha)$
- $y_{R_1} = y_1 - 3.76937\ sin\,(\alpha) - 16.5768\ cos\,(\alpha)$
- $y_{R_2} = y_2 + 3.76937\ sin\,(\alpha) - 16.5768\ cos\,(\alpha)$
- $x_{C_1} = x_1 + 25\ sin\,(\alpha)$
- $y_{C_1} = y_1 - 25\ cos\,(\alpha)$
- $x_{C_2} = x_2 + 25\ sin\,(\alpha)$
- $y_{C_2} = y_2 - 25\ cos\,(\alpha)$
- $\beta = arctan\left(\frac{3.76937}{16.5768}\right)$
- $x_{T_1} = x_1 + 25\ sin\,(\alpha - \beta)$
- $y_{T_1} = y_1 - 25\ cos\,(\alpha - \beta)$
- $x_{T_2} = x_2 + 25\ sin\,(\alpha + \beta)$
- $y_{T_2} = y_2 - 25\ cos\,(\alpha + \beta)$

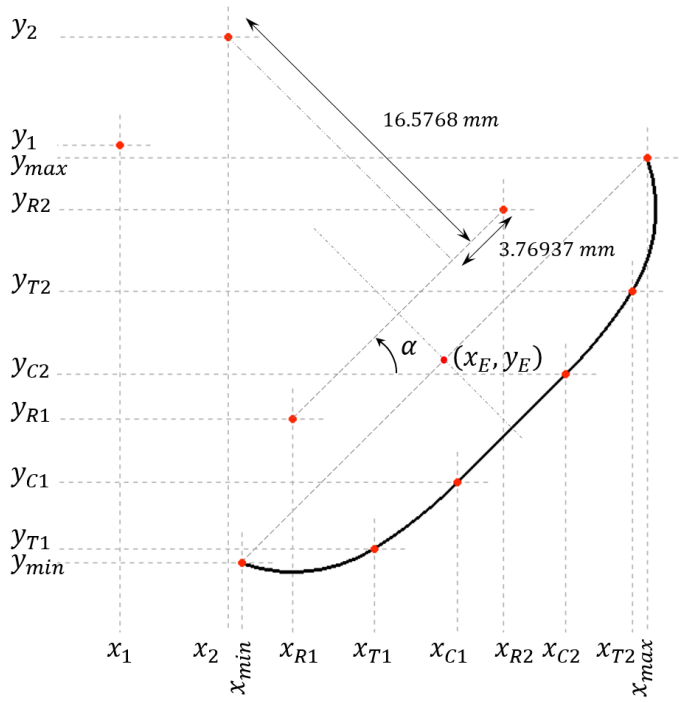


FIGURE G.2 – Schéma présentant le profil supérieur de l'éprouvette de géométrie F et les coordonnées de ses points.

— $x_E = \frac{x_{C_1} + x_{C_2}}{2} - 5\ sin\,(\alpha)$
— $y_E = \frac{y_{C_1} + y_{C_2}}{2} + 5\ cos\,(\alpha)$
— $x_{min} = x_E - 15\ cos\,(\alpha)$
— $y_{min} = y_E - 15\ sin\,(\alpha)$
— $x_{max} = x_E + 15\ cos\,(\alpha)$
— $y_{max} = y_E + 15\ sin\,(\alpha)$

Enfin, les équations de chaque segment sont établies :
— Pour x inférieur à x_{min} : $y = (x - x_{min})\ tan\,(\alpha) + y_{min}$
— Pour $x_{min} < x < x_{T_1}$: $y = y_{R_1} - \sqrt{8^2 - (x - x_{R_1})^2}$
— Pour $x_{T_1} < x < x_{C_1}$: $y = y_1 - \sqrt{25^2 - (x - x_1)^2}$
— Pour $x_{C_1} < x < x_{C_2}$: $y = \frac{y_{C_2} - y_{C_1}}{x_{C_2} - x_{C_1}}\ (x - x_{C_1}) + y_{C_1}$
— Pour $x_{C_2} < x < x_{T_2}$: $y = y_2 - \sqrt{25^2 - (x - x_2)^2}$
— Pour $x_{T_2} < x < x_{max}$: $y = y_{R_2} - \sqrt{8^2 - (x - x_{R_2})^2}$
— Pour x supérieur à x_{max} : $y = (x - x_{max})\ tan\,(\alpha) + y_{max}$

G.1.2 Paramétrage du profil inférieur

Comme pour le profil supérieur, le profil inférieur est décrit en figure G.3 et les coordonnées des segments sont explicitées.

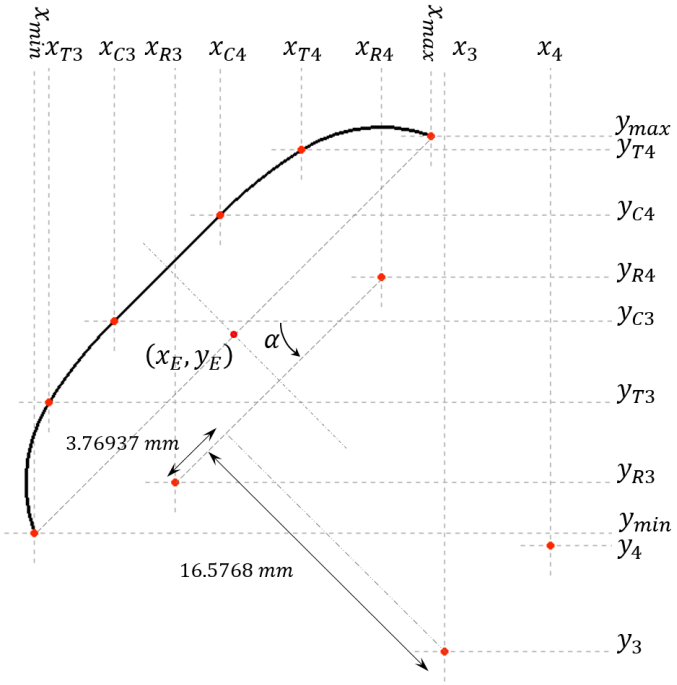


FIGURE G.3 – Schéma présentant le profil supérieur de l'éprouvette de géométrie F et les coordonnées de ses points.

On procède comme pour le profil supérieur en recalculant les coordonnées des extrémités des segments du profil en fonction des paramètres choisis :

- $x_4 = x_3 + 8\ cos\,(\alpha)$
- $y_4 = y_3 + 8\ sin\,(\alpha)$
- $x_{R_3} = x_3 - 3.76937\ cos\,(\alpha) - 16.5768\ sin\,(\alpha)$
- $x_{R_4} = x_4 + 3.76937\ cos\,(\alpha) - 16.5768\ sin\,(\alpha)$
- $y_{R_3} = y_3 - 3.76937\ sin\,(\alpha) + 16.5768\ cos\,(\alpha)$
- $y_{R_4} = y_4 + 3.76937\ sin\,(\alpha) + 16.5768\ cos\,(\alpha)$
- $x_{C_3} = x_3 - 25\ sin\,(\alpha)$
- $y_{C_3} = y_3 + 25\ cos\,(\alpha)$
- $x_{C_4} = x_4 - 25\ sin\,(\alpha)$
- $y_{C_4} = y_4 + 25\ cos\,(\alpha)$
- $\beta = arctan\left(\frac{3.76937}{16.5768}\right)$
- $x_{T_3} = x_3 - 25\ sin\,(\alpha + \beta)$
- $y_{T_3} = y_3 + 25\ cos\,(\alpha + \beta)$
- $x_{T_4} = x_4 - 25\ sin\,(\alpha - \beta)$
- $y_{T_4} = y_4 + 25\ cos\,(\alpha - \beta)$
- $x_E = \frac{x_{C_3} + x_{C_4}}{2} + 5\ sin\,(\alpha)$
- $y_E = \frac{y_{C_3} + y_{C_4}}{2} - 5\ cos\,(\alpha)$
- $x_{min} = x_E - 15\ cos\,(\alpha)$
- $y_{min} = y_E - 15\ sin\,(\alpha)$
- $x_{max} = x_E + 15\ cos\,(\alpha)$
- $y_{max} = y_E + 15\ sin\,(\alpha)$

Puis en établissant les équations de chaque segment :
- Pour x inférieur à x_{min} : $y = (x - x_{min})\ tan\,(\alpha) + y_{min}$
- Pour $x_{min} < x < x_{T_3}$: $y = y_{R_3} + \sqrt{8^2 - (x - x_{R_3})^2}$
- Pour $x_{T_3} < x < x_{C_3}$: $y = y_3 + \sqrt{25^2 - (x - x_3)^2}$
- Pour $x_{C_3} < x < x_{C_4}$: $y = \frac{y_{C_4} - y_{C_3}}{x_{C_4} - x_{C_3}}\ (x - x_{C_3}) + y_{C_3}$
- Pour $x_{C_4} < x < x_{T_4}$: $y = y_4 + \sqrt{25^2 - (x - x_4)^2}$
- Pour $x_{T_4} < x < x_{max}$: $y = y_{R_4} + \sqrt{8^2 - (x - x_{R_4})^2}$
- Pour x supérieur à x_{max} : $y = (x - x_{max})\ tan\,(\alpha) + y_{max}$

G.2 Équations du changement de repère

Après avoir identifié les valeurs des paramètres permettant de positionner le profil dans le scan d'une éprouvette, on peut établir les équations permettant le changement de repère depuis le repère du scan profilométrique vers le repère local de l'éprouvette. Ces équations sont décrites ci-dessous en fonction des paramètres décrivant les profils supérieur et inférieur.

Les coordonnées x_0 et y_0 du centre de l'éprouvette sont tout d'abord calculées :
- $x_0 = \frac{x_{C_1} + x_{C_2} + x_{C_3} + x_{C_4}}{4}$
- $y_0 = \frac{y_{C_1} + y_{C_2} + y_{C_3} + y_{C_4}}{4}$

Puis on calcule les coordonnées dans le repère local de l'éprouvette d'un point de coordonnées (x_i, y_i) dans le repère du scan profilométrique :
- $\gamma = arctan\left(\frac{y_i - y_0}{x_i - x_0}\right)$

On fera attention au cadran dans lequel on se trouve pour la fonction $arctan$:
- Si $x_i - x_0 < 0$ et $y_i - y_0 > 0$: $\gamma = \gamma + \pi$
- Si $x_i - x_0 < 0$ et $y_i - y_0 < 0$: $\gamma = \gamma - \pi$

- $d = \sqrt{(x_i - x_0)^2 + (y_i - y_0)}$

Si $x_i - x_0 < 0$:
- $x_{loc} = d\ cos\,(\gamma - \alpha)$
- $y_{loc} = d\ sin\,(\gamma - \alpha)$

Sinon :
- $x_{loc} = (y_i - y_0)\ \ sin\,(\alpha)$
- $y_{loc} = (y_i - y_0)\ \ cos\,(\alpha)$

ANNEXE H

Calcul du facteur de concentration de contrainte par transformée de Fourier rapide

En présence d'un accident de forme, que ce soit à la surface ou au cœur du matériau, une surcontrainte apparaît du fait de la déviation du flux de contrainte nécessaire pour contourner cette singularité géométrique locale. Le facteur de concentration de contrainte est une valeur scalaire correspondant à la valeur par laquelle il faut multiplier la contrainte dite "à l'infini" (c'est à dire sans accident de forme) pour obtenir la valeur au pic de la surcontrainte. Ce facteur de concentration de contrainte est donc purement géométrique. Afin de calculer le facteur de concentration de contrainte un certain nombre de formulaires existent pour des formes usuelles (par exemple le formulaire produit par Peterson et al. [94]). Dans le cas de géométries plus complexes, le recourt à des méthodes numériques telles que la méthode des éléments finis (FEA - Finite Elements Analysis) est en général employé. Kim et al. ([38]) ont proposé une méthodologie basée sur une décomposition en série de Fourier rapide (FFT - Fast Fourier Transform), bien plus rapide et numériquement moins coûteuse que la méthode des éléments finis. Cette méthode pourrait ici permettre de tenir compte de la morphologie fine des vallées de surface et des porosités débouchantes.

Kim et al. ([38]) ont détaillé la méthodologie et les hypothèses nécessaires. Celle-ci a été décrite à la sous-section 4.3.1 et ne sera donc pas redétaillée ici. Cependant, il convient de vérifier qu'elle donne satisfaction dans nos conditions d'usage. Un certain nombre de tests de compréhension de la méthode et de validation des hypothèses sont donc menés et décrits dans cette annexe. Une première partie basée sur des profils géométriques simples est proposée. Ces résultats sont ensuite analysés et des analyses complémentaires sont conduites. Enfin, les hypothèses d'application de cette méthodologie à notre cadre d'étude sont explicitées et justifiées.

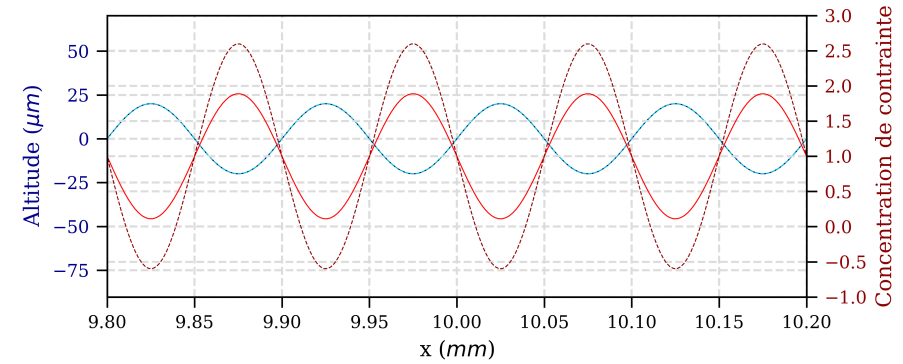
H.1 Validation sur des profils simples connus

Des profils simples sont tout d'abord étudiés. Ces profils sont générés de manière à correspondre aux conditions de mesure des relevés profilométriques réalisés sur nos éprouvettes. La distance entre les points décrivant ces profils (environ 2 µm), la longueur du profil construite (environ 20 mm) et les tailles des porosités représentées sont notamment cohérentes avec nos mesures. De cette manière, le comportement de la FFT devrait être similaire entre ces profils artificiels et nos mesures réelles. Les résultats présentés dans cette annexe ont été générés au moyen d'un code en langage python, similaire à celui utilisé ensuite pour traiter les mesures profilométriques. Tous ces résultats sont générés en décomposant un profil en deux dimensions (équivalent à un relevé de surface linéique dans la direction de sollicitation). Kim et al. ([38]), ont en effet montré que cette procédure donne des résultats plus conformes aux simulations réalisées par éléments finis qu'en effectuant une décomposition en série de Fourier en trois dimensions, qui ne prend pas en compte la direction de sollicitation. Par ailleurs, les surfaces acquises au profilomètre pour la suite de notre étude correspondant à des matrices d'environ 39 millions d'éléments. La manipulation numérique de telles quantités de données aurait nécessité des machines possédant énormément de mémoire. Dans cette méthodologie, deux bases de calcul de la concentration de contrainte sont applicables. La première correspond à une cavité axisymétrique tandis que la seconde correspond à une gorge de profil constant et de dimension transversale infinie. La première semble plus adaptée à une porosité débouchante alors que la seconde paraît plus appropriée dans le cas d'une vallée de surface. En conséquence, les deux résultats sont présentés dans cette section afin d'alimenter le choix final qui sera commenté dans la section section H.4.

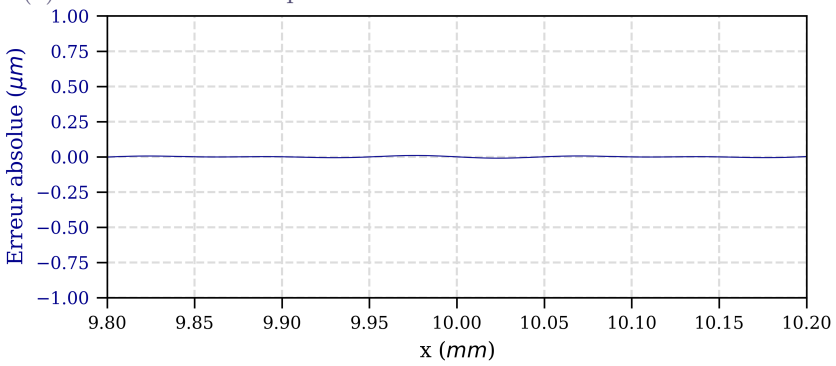
H.1.1 Compréhension de la méthodologie

Le premier profil étudié est un profil théorique simple dans le but de valider le bon comportement de la méthode. Le profil généré, est une sinusoïde de longueur d'onde égale à 100 µm et d'amplitude égale à 20 µm. Le signal originel (trait bleu clair) et le signal reconstruit à partir de la FFT (trait bleu pointillé) sont tracés en figure H.1a. Le graphique de la figure H.1b montre l'erreur absolue que cette décomposition du signal génère. La variation de concentration de contrainte que cela induit en considérant une cavité semi-ellipsoïde (trait rouge plein) ou une gorge de profil elliptique (trait rouge pointillé) sont également tracées.

On constate que l'erreur de reconstruction du profil est inférieure à 0,25 µm sur l'ensemble du profil. Cela valide la capacité de la décomposition en série de Fourier rapide à décrire des profils dont la discrétisation correspond à nos conditions expérimentales. Du côté de la variation de concentration de contrainte le long du profil, on retrouve un profil sinusoïdal (par construction). On peut remarquer que dans ce cas simple, le calcul utilisant l'hypothèse d'une gorge de profil elliptique et le calcul utilisant l'hypothèse d'une cavité semi-ellipsoïde conduisent à des valeurs relativement différentes. Ce point sera rediscuté par la suite sur des profils plus cohérents avec nos relevés expérimentaux. On peut également remarquer qu'au niveau des pics de la surface, la valeur de concentration de contrainte peut-être négative. Il est évident que ce type de valeur n'a pas de sens physique. Cela révèle



(a) Reconstruction du profil. Variation de la concentration de contrainte.



(b) Erreur de reconstruction du profil.

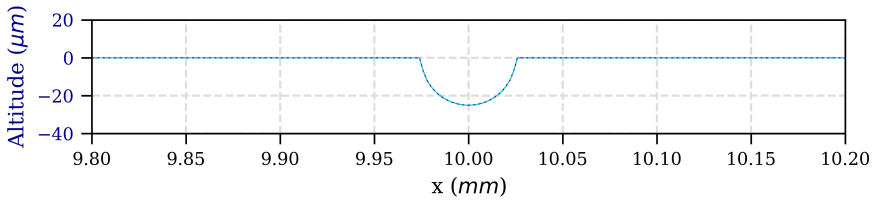
FIGURE H.1 – Évaluation de la concentration de contrainte déterminée par décomposition en série de Fourier d'un profil sinusoïdal.

une des limites de la méthodologie : la valeur en fond d'entaille est cohérente mais la valeur en dehors n'est pas représentative.

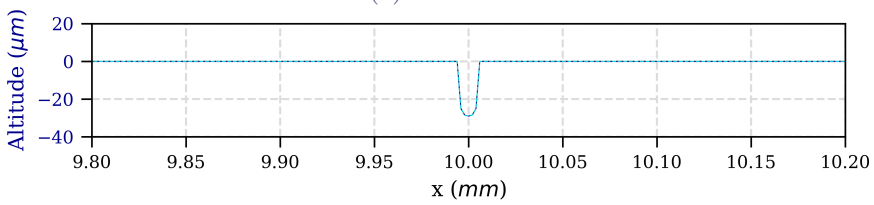
H.1.2 Porosités représentatives

Le comportement de la méthodologie sur un profil théorique est validé. On la met donc en œuvre sur trois profils simples, plus représentatifs de nos conditions expérimentales. Le premier d'entre eux est un profil plat comportant une unique porosité hémisphérique de 25 µm de rayon en son milieu. Ce profil et la reconstruction de celui-ci sont présentées en figure H.2a. Les porosités rencontrées dans notre situation ne sont cependant pas toutes hémisphériques. Un autre profil correspondant à une porosité à fond hémisphérique de profondeur similaire (25 µm) mais de diamètre significativement inférieur (8 µm) est donc également étudié. La figure H.2b montre ce profil et sa reconstruction après décomposition en série de Fourier. Enfin, les précédents profils montrent l'application de la méthode à des cavités simples en surface. Dans le cas de surfaces réelles, les porosités rencontrées peuvent être imbriquées. Un profil correspondant au deux précédents profils, imbriqués, est donc étudié. Il est ainsi composé d'une porosité hémisphérique de 25 µm de rayon au fond de laquelle une porosité hémisphérique de 8 µm de diamètre est ajoutée. Comme pour les profils précédents, celui-ci et sa reconstruction sont présentés en figure H.2c.

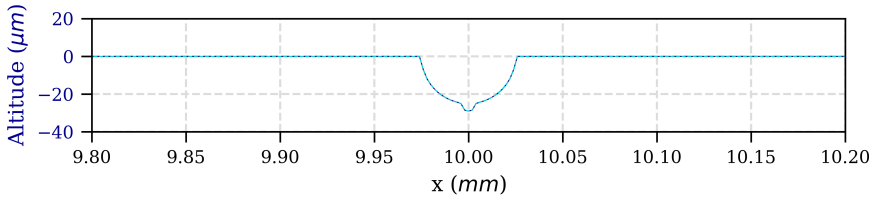
Comme pour le profil théorique, l'erreur de reconstruction ne dépasse 0,25 µm en



(a) Profil 1.



(b) Profil 2.



(c) Profil 3.

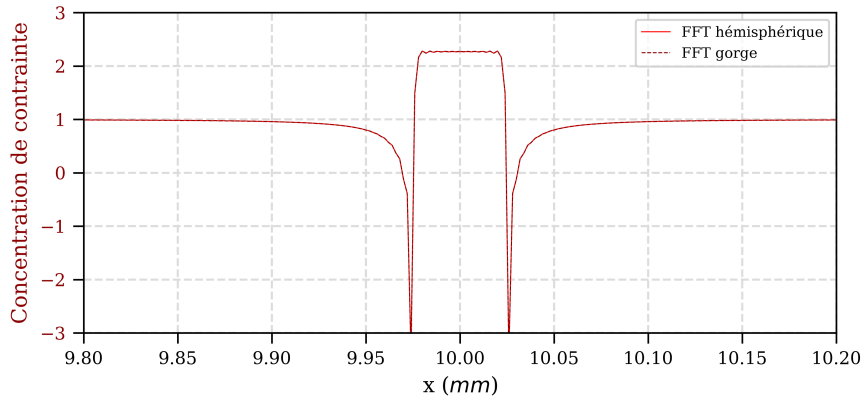
FIGURE H.2 – Profils représentatifs étudiés et leurs reconstruction après décomposition en série de Fourier.

aucun point des profils étudiés et n'est donc pas montrée. La variation de concentration de contrainte le long de ces profils qui découle de la méthodologie est présentée en figure H.3.

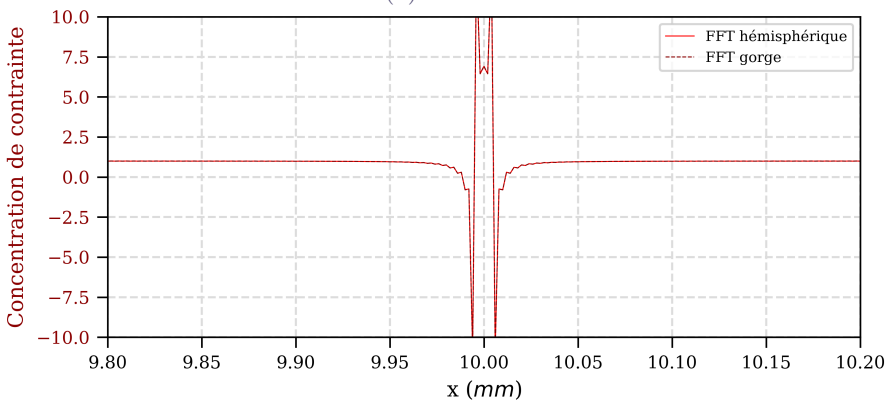
En dehors des porosités, et à condition de se trouver suffisamment loin, la concentration de contrainte converge bien vers une valeur unitaire. Au niveau des bords des porosités, de fortes discontinuités affectent la valeur de la concentration de contrainte. Dans le cas des diamètres de fond d'entaille de taille réduite (les diamètres de 8 µm), on constate que des effets de bord similaires sont visibles, proches de la position du fond d'entaille. Ces diamètres étant peu différents de la taille d'échantillonnage du profil, ces derniers sont moins bien représentés ce qui peut accentuer ce phénomène. Malgré ces effets de bord, on constate que la concentration de contrainte présente systématiquement une allure proche d'un plateau sur la largeur des porosités. Contrairement au cas sinusoïdal, la concentration de contrainte n'est pas affectée par l'hypothèse de forme considérée pour le calcul de la concentration de contrainte (gorge ou cavité axisymétrique), pour aucun des trois profils considérés. Le comportement qualitatif de la méthode FFT est donc satisfaisant. Les valeurs de concentrations de contrainte obtenues seront validées ultérieurement (cf. section H.2)

H.1.3 Effet des angles vifs

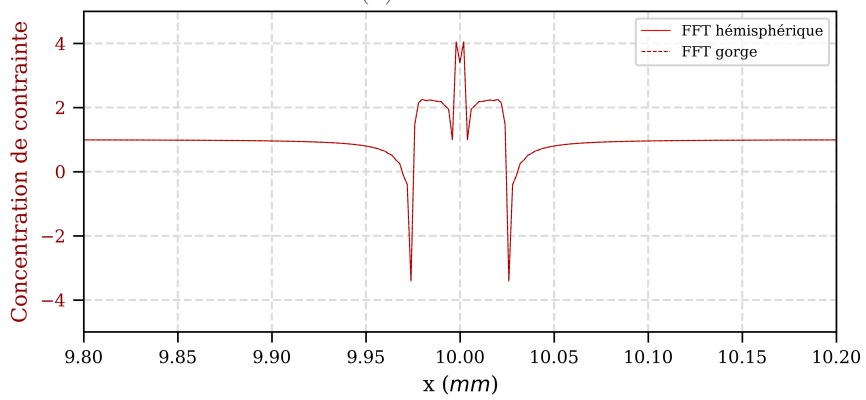
Les effets de bord constatés sur les trois profils représentatifs étudiés précédemment sont attribués à la présence d'angles vifs, difficiles à reconstruire par une somme de sinusoïdes. Cette hypothèse est validée par l'étude d'un profil amélioré sur ce



(a) Profil 1.



(b) Profil 2.

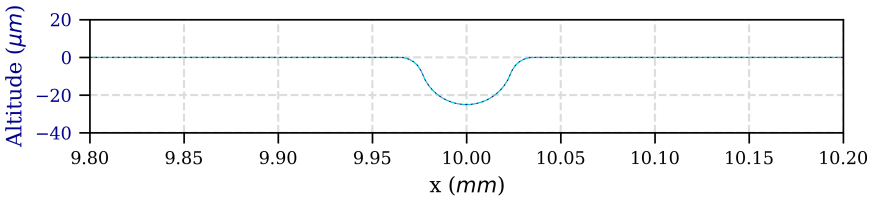


(c) Profil 3.

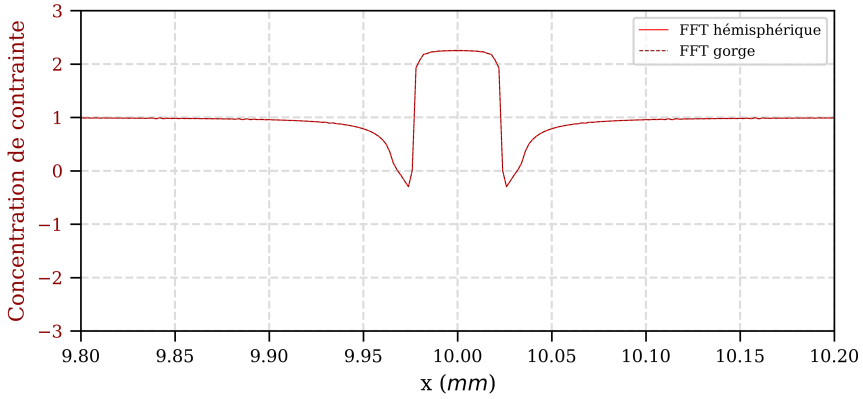
FIGURE H.3 – Évaluation de la concentration de contrainte déterminée par décomposition en série de Fourier des profils représentatifs étudiés.

point. Un profil similaire au Profil 1 est donc généré avec des angles arrondis. Ces congés de rayon 12,5 µm permettent une transition continue entre la surface moyenne et la porosité. Le profil reconstruit est présenté en figure H.4a et la variation de concentration de contrainte induite en figure H.4b.

Le résultat obtenu est parfaitement cohérent avec ceux issus du Profil 1. En revanche, les effets de bord sont considérablement diminués par l'ajout des congés



(a) Reconstruction du profil.



(b) Variation de la concentration de contrainte.

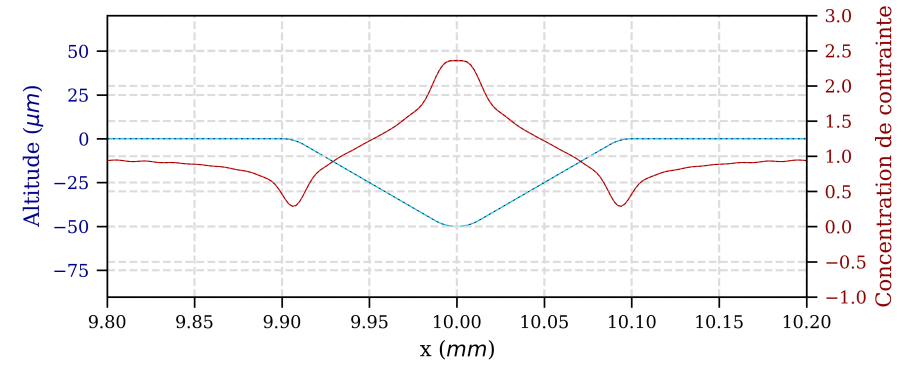
FIGURE H.4 – Évaluation de la concentration de contrainte déterminée par décomposition en série de Fourier d'un profil composé d'une cavité hémisphérique simple à bords arrondis.

en bord de porosité. Cela confirme donc bien que la présence de variations fortes de pente est problématique pour l'application de cette méthodologie de calcul de la concentration de contrainte. Les calculs basés sur des cavités axisymétriques et des gorges sont une fois de plus similaires.

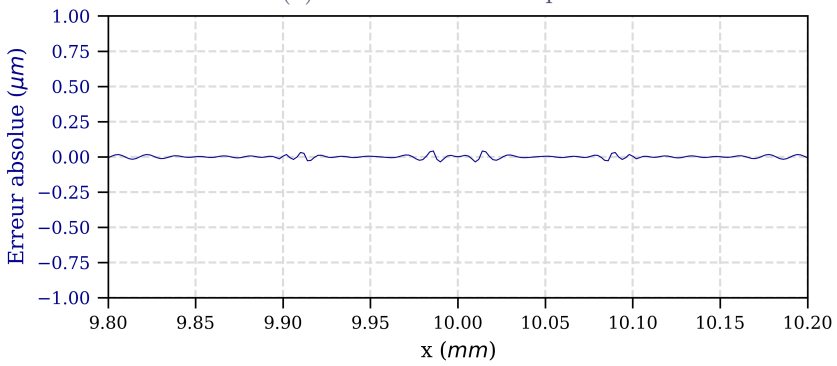
H.1.4 Effet de la forme de porosité

Sur l'ensemble des profils précédemment étudiés, la concentration de contrainte suit une allure en plateau en fond de porosité. C'est à dire qu'elle prend une valeur quasi-constante sur la largeur de la porosité, ce qui ne semble pas intuitif. Cette allure est attribuée au cas particulier d'une décomposition en série de Fourier d'un arc de cercle parfait. Pour valider cette hypothèse, un profil en "V" est construit et étudié. Ce profil et la variation de concentration de contrainte associée sont présentés ci-dessous (figure H.5a).

Le profil en "V" construit a été rayonné en bord et en fond d'entaille. La concentration de contrainte suit une variation cohérente le long du profil avec des valeurs inférieures à 1 en entrée de porosité et une valeur supérieure en fond d'entaille. Peu d'effets de bord sont visibles ce qui confirme l'intérêt de rayonner les géométries étudiées. L'allure obtenue ne présente plus de plateau constant ce qui valide l'hypothèse précédemment formulée : l'allure en plateau est propre aux arc de cercles parfaits. On remarque en revanche que l'erreur de reconstruction (bien que tout à fait négligeable) est plus visible que pour les profils précédents (cf. figure H.5b). Cela montre qu'une forme présentant des portions linéaires est moins facilement reconstructible par série de Fourier que des arcs de cercles. De la même manière que



(a) Reconstruction du profil.



(b) Variation de la concentration de contrainte.

FIGURE H.5 – Évaluation de la concentration de contrainte déterminée par décomposition en série de Fourier d'un profil composé d'une cavité en "V".

précédemment, l'impact de la forme considérée pour le calcul de la concentration de contrainte est négligeable.

H.1.5 Interactions entre porosités

Un autre aspect qu'il est intéressant d'étudier est la capacité de la méthode FFT à tenir compte de potentielles interactions entre porosités. Pour cela, le Profil 3 est reproduit plusieurs fois sur un même profil à des distances plus ou moins rapprochées. La variation de concentration de contrainte est ensuite calculée. La figure H.6 montre le profil initial et les deux profils générés présentant des porosités multiples plus ou moins proches. La variation de concentration de contrainte est également représentée sur ces graphiques.

Dans le cas de porosités éloignées de plus d'une fois leur taille caractéristique (profil central), les résultats obtenus sont similaires à ceux du Profil 3 (graphe supérieur de la figure H.6). En revanche, dans le cas de porosités proches, les maxima obtenus sont inférieurs ce qui dénote la prise en compte d'une interaction. Cela montre la capacité de la méthodologie à reproduire, en partie, le *shielding effect*.

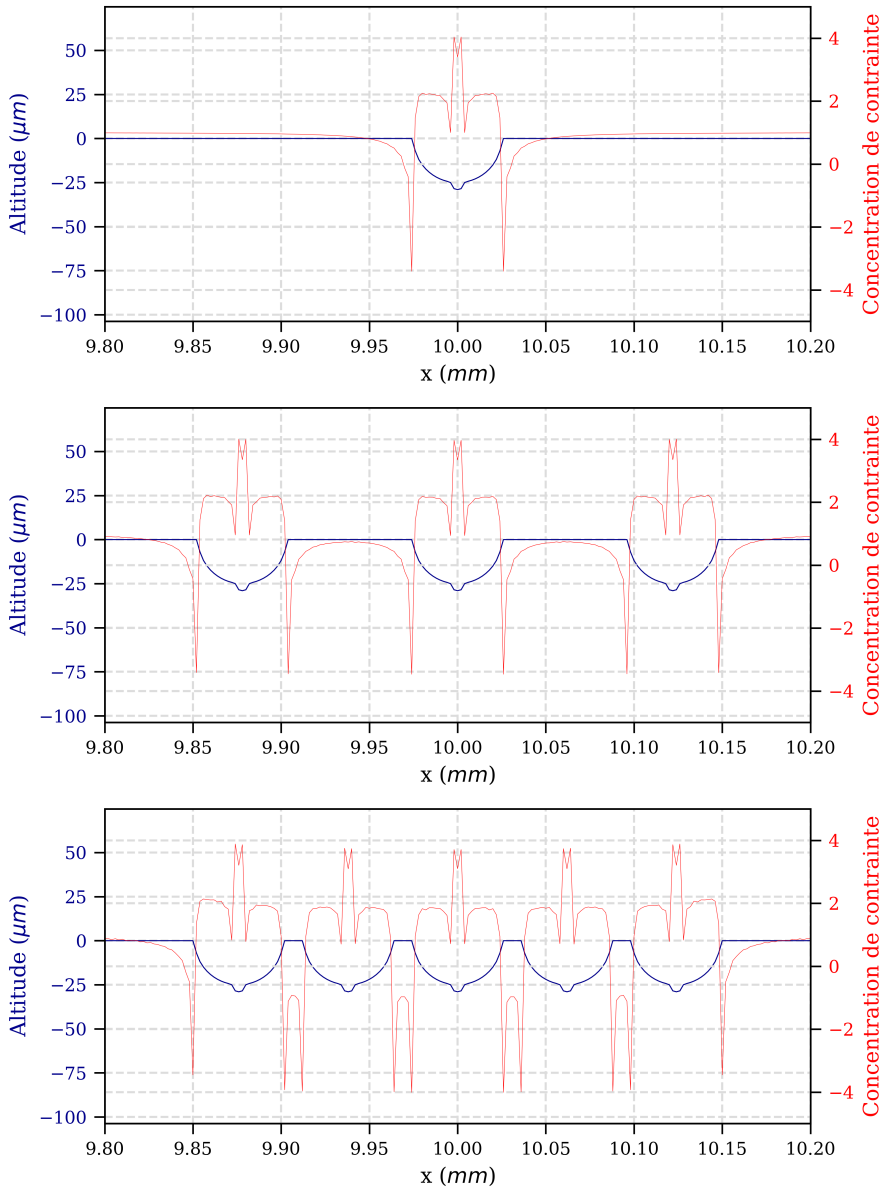


FIGURE H.6 – Exemple de profils présentant plusieurs porosités plus ou moins rapprochées et effet sur la variation de concentration de contrainte.

H.1.6 Bilan

Après une validation de sa mise en œuvre, sur un profil sinusoïdal simple, la méthodologie est testée sur plusieurs profils, représentatifs des caractéristiques des différents types de porosités débouchantes et vallées de surface qu'on souhaite étudier. La capacité de la décomposition en série de Fourier à reproduire les profils en question est validée. Les variations de concentration de contrainte que la méthodologie FFT génère présentent des allures cohérentes. Les aspects singuliers des allures des courbes de concentration de contrainte sont vérifiés. Une sensibilité de la méthode aux brusques

variations de pente est toutefois identifiée. La méthodologie est qualitativement validée. Il reste donc à la valider quantitativement. C'est l'objet de la prochaine section.

H.2 Validation des résultats

Afin de valider quantitativement cette méthodologie, il faut comparer les résultats qu'elle produit à des résultats connus. Pour ce faire, les trois profils représentatifs précédemment étudiés, ainsi que le Profil 1 rayonné (qui sera désigné Profil 4), sont recalculés de deux manières différentes. La première est basée sur un calcul analytique. La seconde est basée sur des calculs numériques réalisés par la méthode des éléments finis (FEA).

H.2.1 Validation analytique

Le calcul analytique des concentration de contraintes correspondant à nos quatre profils est réalisé au moyen des formulaires proposés par Peterson et al. [94]). La méthode par FFT étant adaptée à une sollicitation en traction, on cherche également à valider son utilisation sur un massif en flexion comme cela sera le cas de nos éprouvettes de géométrie F. On utilise donc deux formulaires, le premier pour une sollicitation en traction, le second pour une sollicitation en flexion.

La méthodologie développée par Kim et al. ([38]) est basée sur un massif semi-infini. Les formulaires analytiques, en revanche, sont basés sur des sections rectangulaires dans lesquelles des gorges sont pratiquées. Afin de conserver une certaine cohérence, la hauteur de section utilisée dans les calculs analytiques est prise égale à 11 mm comme sur les éprouvettes de géométrie F et ces résultats seront comparés aux résultats obtenus par FFT en supposant une gorge infinie.

Dans le cas du Profil 3, les formules analytiques permettent de calculer les concentrations de contrainte générées par chacune des porosités indépendamment, respectivement k_{t_1} et k_{t_2}. Il faut ensuite combiner ces deux valeurs afin de déterminer la valeur correspondant aux porosités imbriquées, $k_{t_{global}}$. Plusieurs formules sont disponibles pour cela dans la littérature parmi lesquelles deux formules proposées par Peterson et al. et une formule proposée par Eccles et al. (toutes sont tirées du recueil de Peterson et al. [94]) :

$$k_{t_{global}} = k_{t_1}\ k_{t_2} \tag{H.1}$$

$$k_{t_{global}} = k_{t_2}\ \sqrt{k_{t_1}} \tag{H.2}$$

$$k_{t_{global}} = \sqrt{k_{t_1}^2 + k_{t_2}^2} \tag{H.3}$$

La formule finalement utilisée pour cette validation est celle proposée par Eccles et al. car c'est la plus cohérente avec les calculs par éléments finis, réalisés pour les validations numériques et présentés dans la section suivante. Il est à noter que, par construction, la méthodologie FFT se base sur la première de ces formules.

Les résultats obtenus sont synthétisés dans le tableau H.1 et le tableau H.2. Une valeur négative d'écart signifie que la méthode par FFT est conservative, une valeur positive signifie qu'elle est non-conservative.

Table H.1 – Comparaison des concentrations de contraintes obtenues par la méthode FFT avec des résultats de formulaires analytiques pour une sollicitation en flexion

Profil	**Valeur obtenue par FFT**	**Valeur obtenue par formulaire analytique**	**Ecart absolu**	**Ecart relatif (%)**
Profil 1	2.27	3.05	0.78	25,4 %
Profil 2	6.92	6.10	-0.83	−13,6 %
Profil 3	3.40	4.32	0.92	21,3 %
Profil 4	2.25	3.05	0.80	26,2 %

Table H.2 – Comparaison des concentrations de contraintes obtenues par la méthode FFT avec des résultats de formulaires analytiques pour une sollicitation en traction

Profil	**Valeur obtenue par FFT**	**Valeur obtenue par formulaire analytique**	**Ecart absolu**	**Ecart (%)**
Profil 1	2.27	3.03	0.76	25,0 %
Profil 2	6.92	6.62	-0.31	−4,6 %
Profil 3	3.40	4.30	0.90	20,9 %
Profil 4	2.25	3.03	0.78	25,8 %

On peut voir que la méthode de Kim et al. ([38]) est non-conservative et présente des écarts non négligeables pour l'ensemble des profils hormis le Profil 2. Pour celui-ci, elle se révèle légèrement conservative et affiche des écarts acceptables, en particulier pour le formulaire de calcul pour une sollicitation de traction. Ces résultats ne permettent donc pas de valider la méthodologie directement. Toutefois, les formulaires analytiques tels que ceux utilisés sont construit avec un certain nombre d'hypothèses (par exemple, ici, ils semblent plus adaptés à des plaques fines) et se révèlent souvent conservatifs. Une validation numérique est donc menée afin de vérifier si les écarts obtenus sont dus à un conservatisme trop important des formulaires utilisés ou à une mauvaise représentativité de la méthodologie à valider.

H.2.2 Validation numérique

La validation numérique menée s'est basée sur un modèle par éléments finis représentant un quart d'éprouvette. On utilise pour cela la symétrie latérale et longitudinale de l'éprouvette. La symétrie par rapport au plan moyen de l'éprouvette n'est pas utilisée pour pouvoir réaliser le calcul sous sollicitation de traction et de flexion. Seule la partie centrale, de section constante, de l'éprouvette est représentée. La figure H.7 montre le modèle global réalisé. Les faces en bleu correspondent aux

conditions de symétrie imposées. La face supérieure est la face testée lors de l'essai sur laquelle sera introduite la porosité.

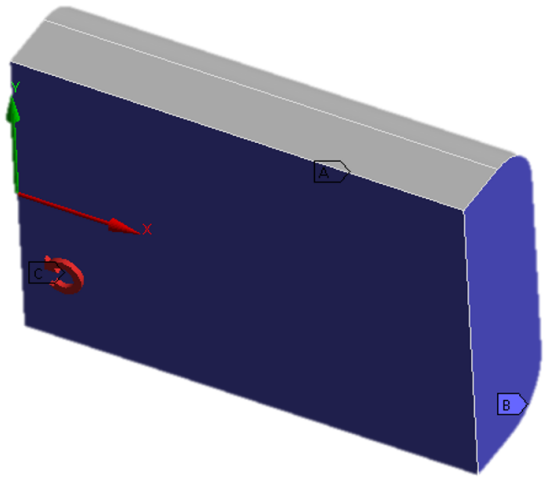


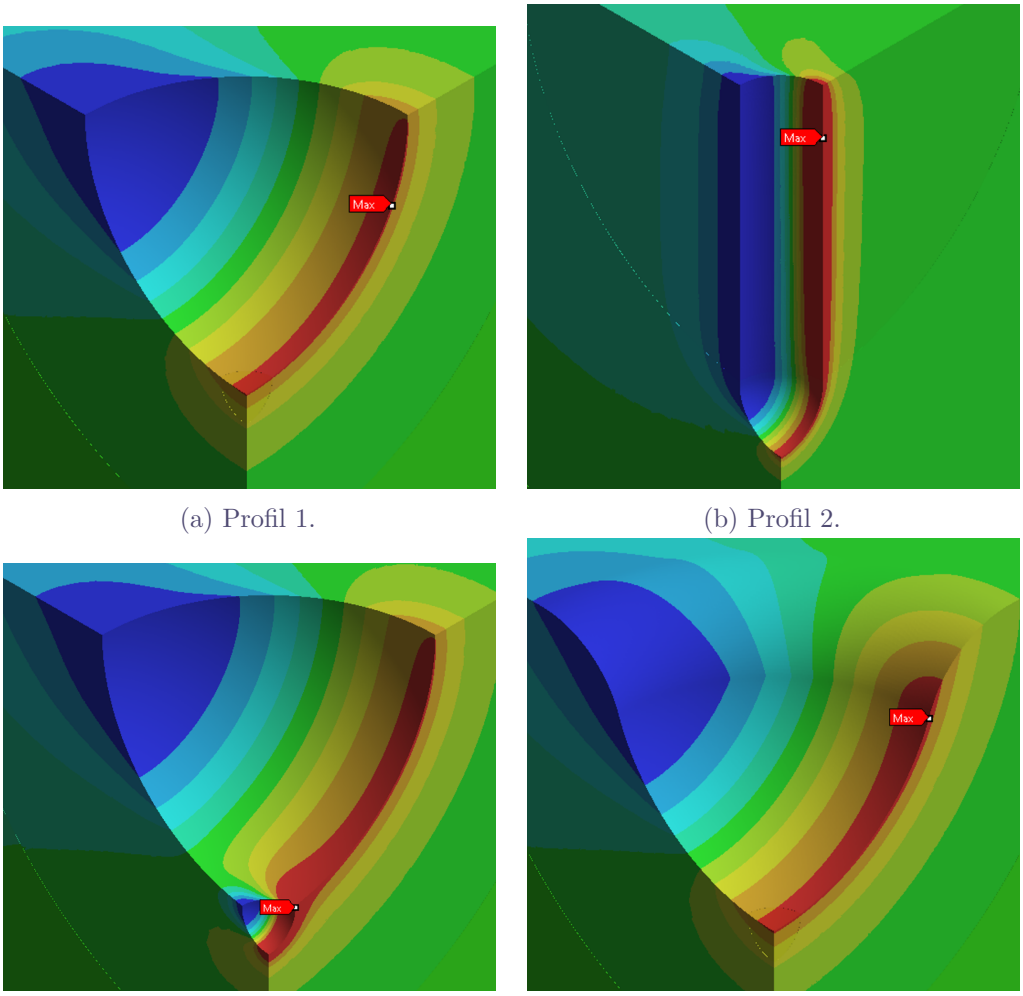
FIGURE H.7 – Modèle par éléments finis global construit pour la validation numérique de la méthodologie de calcul par FFT des concentrations de contrainte.

Les différents modèles de porosité introduits sont positionnés au centre de la surface utile de l'éprouvette (c'est à dire au coin visible au premier plan de la figure H.7). Compte-tenu de leurs dimensions extrêmement réduites comparé à l'éprouvette, ils sont introduits dans des sous-modèles. Cela permet d'atteindre une bonne convergence en maillage à un coût numérique réduit. Seuls deux modèles globaux, correspondant aux deux types de sollicitation, alimentent donc les quatre sous-modèles différents correspondant à nos quatre géométries de porosités. Les sous-modèles sont basés sur un même modèle de base dans lequel des volumes sont activés ou désactivés (hormis pour le Profil 4 du fait des congés). De cette manière, le maillage est strictement identique entre les différents sous-modèles et, bien que sa convergence ait été vérifiée, on évite ainsi qu'il influe sur le résultat. Les porosités introduites sont des porosités axisymétriques et seront donc comparées aux calculs par FFT basés sur une cavité axisymétrique (et non une gorge infinie). La figure H.8 présente les résultats de simulation obtenues sur les différents sous-modèles réalisés.

Les tableau H.3 et tableau H.4, présentent la comparaison, sur les différents profils, des résultats issus de la méthode FFT et des calculs par éléments finis en fond de porosité [1]. La figure H.9 montre les variations de concentration de contrainte le long des différents profils, pour les deux méthodologies et les deux sollicitations.

Comme pour les résultats issus de calculs analytiques, les résultats obtenus par calculs par éléments finis sous sollicitation de traction et sous sollicitation de flexion sont très similaires en fond de porosité (avec un écart absolu maximal de 0.01 entre

1. Dans le cas d'une simulation par éléments finis, on peut calculer la concentration de contraintes en présence d'un gradient (cas de la flexion ici) de deux manières différentes. Ces deux valeurs, souvent appelées $k_{t_{net}}$ et $k_{t_{gross}}$, correspondent à la concentration de contrainte selon qu'on se base sur la contrainte à l'infini en fond de porosité ou en surface. Dans le cas présent, compte-tenu de la profondeur négligeable de nos porosités devant la dimension caractéristique du gradient de contrainte, ces deux valeurs se sont révélées similaires.



(a) Profil 1. (b) Profil 2.

(c) Profil 3. (d) Profil 4.

FIGURE H.8 – Résultats des modélisations par éléments finis réalisées sur les différents profils de porosités représentatives étudiés.

TABLE H.3 – Comparaison des concentrations de contraintes obtenues par la méthode FFT avec des résultats de calculs par éléments finis pour une sollicitation en flexion

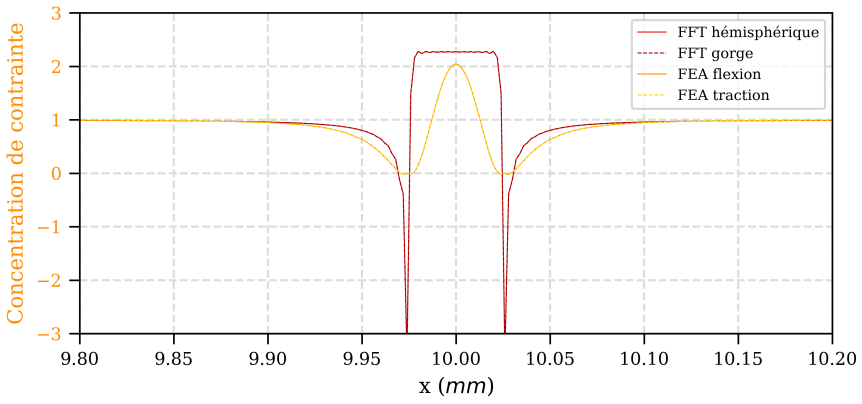
Profil	**Valeur obtenue par FFT**	**Valeur obtenue par FEA**	**Ecart absolu**	**Ecart relatif (%)**
Profil 1	2.27	2.04	-0.23	−11,5 %
Profil 2	6.90	2.17	-4.74	−218,8 %
Profil 3	3.40	2.97	-0.43	−14,5 %
Profil 4	2.25	2.05	-0.20	−9,7 %

les deux sollicitations). Cette fois par contre, l'ensemble des résultats donnés par la méthodologie FFT sont conservatifs. Les écarts sont également bien meilleurs sauf pour le Profil 2. Même si les écarts relatifs semblent encore élevés (plus de 10 %

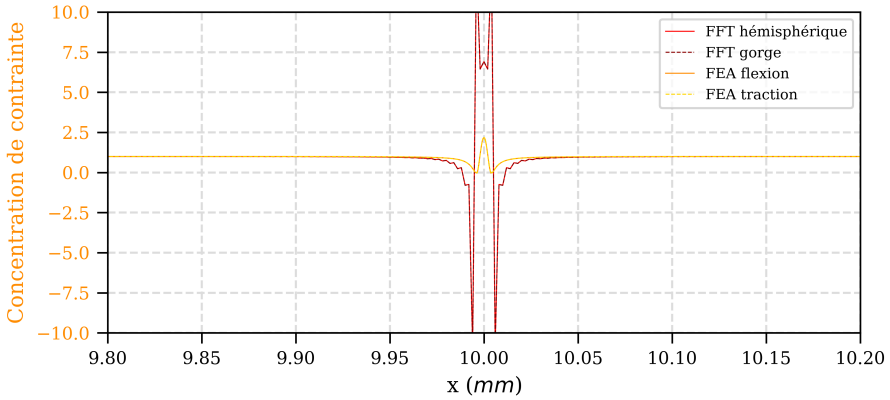
TABLE H.4 – Comparaison des concentrations de contraintes obtenues par la méthode FFT avec des résultats de calculs par éléments finis pour une sollicitation en traction

Profil	**Valeur obtenue par FFT**	**Valeur obtenue par FEA**	**Ecart absolu**	**Ecart (%)**
Profil 1	2.27	2.05	-0.23	−11,1 %
Profil 2	6.90	2.18	-4.73	−217,2 %
Profil 3	3.40	2.98	-0.42	−14,0 %
Profil 4	2.25	2.06	-0.19	−9,2 %

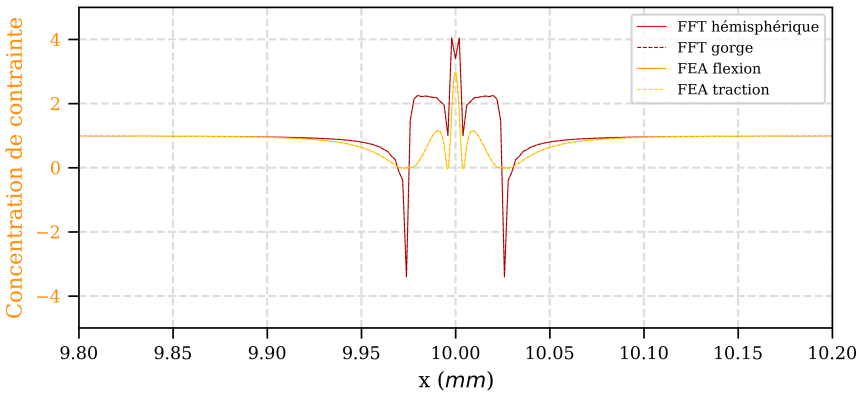
pour la plupart), les écarts absolus montrent que les méthodologies fournissent des résultats proches avec une différence maximale de concentration de contrainte, sur l'ensemble des profils, de 0.43. On remarque, sur la figure H.8, que pour tous les profils étudiés, le maximum de contrainte ne correspond pas au fond de la porosité mais est légèrement décalé. Les écarts entre ce maximum global issu des calculs par éléments finis et la valeur en fond de porosité calculée par FFT sont similaires à ceux présentés précédemment pour les profils 1 et 2. Ils diminuent un peu plus sensiblement pour les profils 3 et 4 avec des écarts absolus divisés par deux et qui montrent même un léger non-conservatisme pour le Profil 3. Cela montre que les écarts sont du même



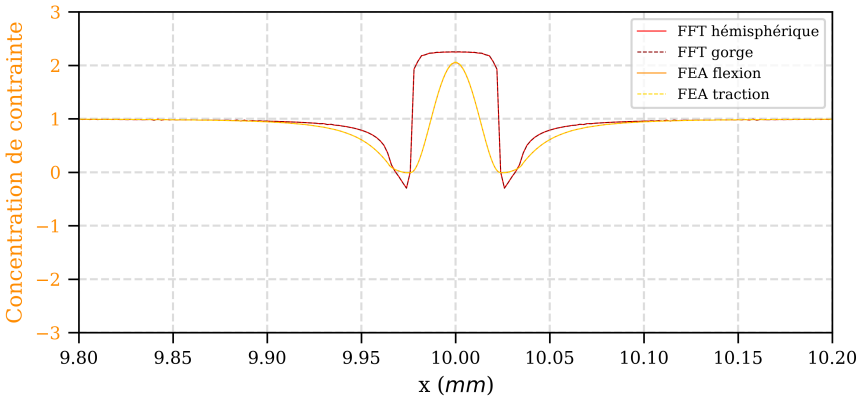
(a) Profil 1.



(b) Profil 2.



(c) Profil 3.



(d) Profil 4.

FIGURE H.9 – Évaluation de la concentration de contrainte déterminée par décomposition en série de Fourier et par la méthode des éléments finis le long des profils représentatifs étudiés.

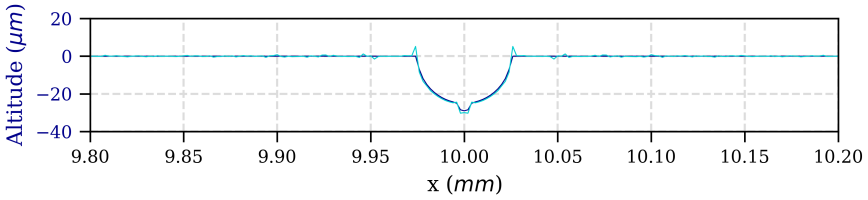
ordre de grandeur que la dispersion qui existe entre la valeur en fond de porosité, le maximum le long du profil et le maximum global. La méthodologie proposée par Kim et al. ([38]) est donc satisfaisante quantitativement, hormis pour la géométrie de porosité étudiée au Profil 2.

H.3 Influence du bruit de mesure sur les résultats obtenus

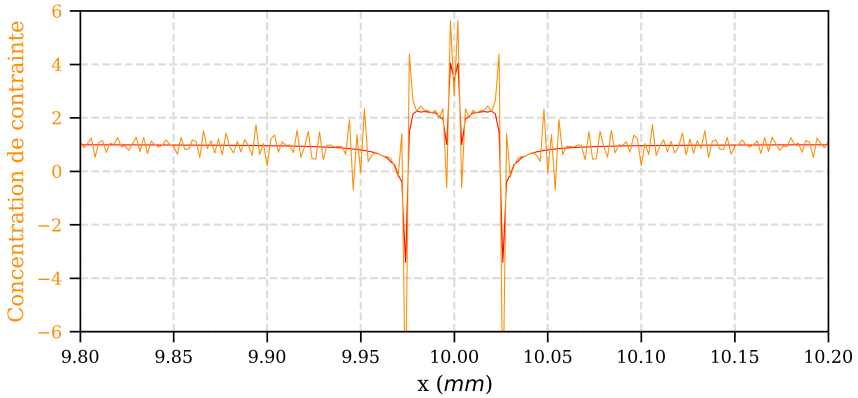
Les variations de concentration de contrainte obtenues sur les différents profils considérés montrent pour certains des effets de bord importants. Il a été identifié que ceux-ci étaient liés aux changements brutaux de pente dans le profil, qu'ils soient dus à la définition même du profil (bords) ou à l'échantillonnage de celui-ci (rayons de faibles dimensions). Les écarts importants obtenus sur le profil 2, que ce soit en comparaison aux formulaires analytiques en flexion ou aux résultats calculés numériquement, proviennent peut-être en partie aussi de cet aspect.

La sensibilité de la méthodologie au bruit de mesure de la micro-géométrie de surface est donc évaluée. Pour cela, le profil 3 est volontairement bruité par un bruit blanc. Ce bruit blanc est introduit avec une amplitude égale à 2 % de l'amplitude la

plus élevée de la décomposition en série de Fourier. Le profil 3 et le profil bruité sont représentés en figure H.10a. La variation de concentration de contrainte le long de ce profil bruité et la référence du profil 3 sont présentées en figure H.10b.



(a) Profil 3 et profil bruité.



(b) Variation de concentration de contrainte.

FIGURE H.10 – Profil 3 de référence et profil bruité (haut) et les variations de concentrations de contrainte qu'ils induisent (bas).

L'impact important d'un bruit de mesure sur la concentration de contrainte déterminée par FFT est confirmé. En effet, les écarts relativement faibles sur le profil conduisent à des variations très importantes de concentration de contrainte notamment des valeurs supérieures à 2 dans des zones planes du profil et une augmentation de près de 50 % au niveau du fond de porosité.

Cette sensibilité de la méthode au bruit de mesure est à prendre en compte pour l'analyse de nos mesures profilométriques. Un essai est mené pour évaluer la capacité de compenser un éventuel bruit de mesure au moyen d'un filtre passe-bas. En effet, on peut imaginer que ce sont les composantes haute fréquence du signal qui créent les variations rapides sur le profil, problématiques dans le calcul de la concentration de contrainte. On élimine donc les composantes hautes fréquences du signal au fur et à mesure et on reconstruit le profil et la variation de concentration de contrainte. L'erreur de reconstruction du profil (moyenne et maximale) et l'erreur sur la variation de concentration de contrainte (moyenne et maximale) sont tracées en figure H.11 en fonction du nombre de fréquences éliminées. Dans un premier temps la suppression des premières fréquences apporte une amélioration. Puis, la suppression de trop de fréquences, conduit à une modification importante de la forme même du signal, qui entraîne une augmentation des erreurs à nouveau. Pour autant, au niveau optimal (2800 et 3800 fréquences supprimées respectivement pour l'erreur de concentration de contrainte et l'erreur de profil), les écarts entre le profil initial et le profil bruité lissé restent trop importants. L'erreur de profil est en effet de 2 µm (pour

5 µm initialement). La différence de concentration de contrainte est, elle, supérieure à 1.5 (pour une différence inférieure à 2 initialement en fond et en bord de porosité). Cette tentative montre l'incapacité d'un filtre passe-bas à corriger suffisamment un bruit de mesure si celui-ci est composé d'un bruit blanc.

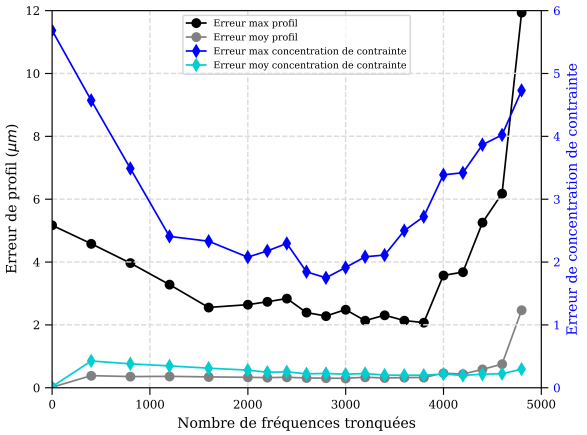


FIGURE H.11 – Evolution des erreurs de reconstruction du profil et de concentration de contrainte en fonction du nombre de fréquences supprimées.

La nature du bruit de mesure étant inconnue, ce type de filtre est malgré tout évalué sur une surface réelle issue de mesures profilomériques. Pour étalonner cette procédure, l'éprouvette EF122, parachevée durant 40 min, est utilisée. Chaque ligne du relevé de surface, colinéaire à la direction de sollicitation, est décomposée en série de Fourier par FFT. Le signal est ensuite reconstruit après suppression d'un certain nombre des fréquences les plus élevées. La variation de concentration de contrainte est enfin calculée sur le signal reconstruit. Cette procédure est répétée pour un nombre croissant de fréquences tronquées.

La figure H.12 présente l'évolution de l'erreur de reconstruction maximale (écart maximal en µm entre surface initiale et surface reconstruite) sur l'ensemble de la surface étudiée. L'évolution du facteur de concentration de contrainte maximal sur l'ensemble de la surface est présenté en figure H.13.

On s'attend, si ce type de filtrage fonctionne, à ce que les premières fréquences tronquées diminuent le bruit et lissent le signal. L'erreur de reconstruction augmente donc nécessairement (puisqu'on modifie le signal, c'est l'effet recherché) mais de manière modérée. Au-delà d'un nombre critique de fréquences supprimées, le signal se trouve modifié dans sa forme intrinsèque et l'erreur augmente alors de manière plus importante. Un changement de pente dans l'évolution des écarts entre la surface initiale et la surface reconstruite à partir du spectre tronqué est donc un indice sur le nombre critique de fréquences à ne pas dépasser. Dans le cas de l'éprouvette étudiée, on peut noter deux changements de pente dans cette évolution. Le premier après suppression d'environ 2000 fréquences, le second après suppression d'environ 4400 fréquences. L'évolution du facteur de concentration de contrainte maximal est monotone et relativement constante et n'apporte donc pas d'indice sur la valeur à considérer. On note toutefois que l'impact d'une telle procédure de filtrage est majeur, sur les valeurs de concentration de contrainte obtenues.

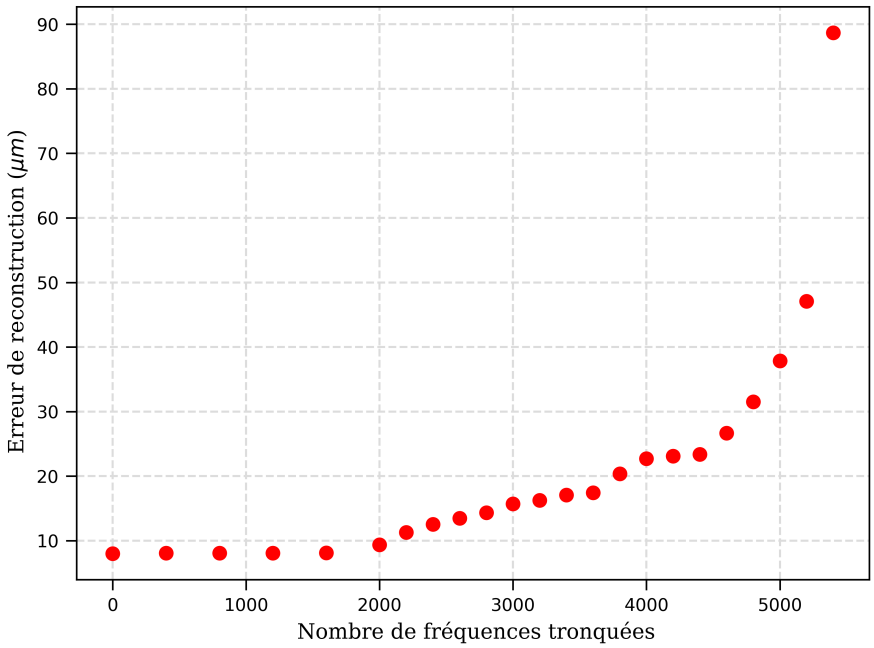


FIGURE H.12 – Évolution de l'erreur maximale de reconstruction entre la surface initiale et la surface reconstruite à partir du spectre tronqué, en fonction du nombre de fréquences tronquées, sur une éprouvette parachevée durant 40 min (EF122).

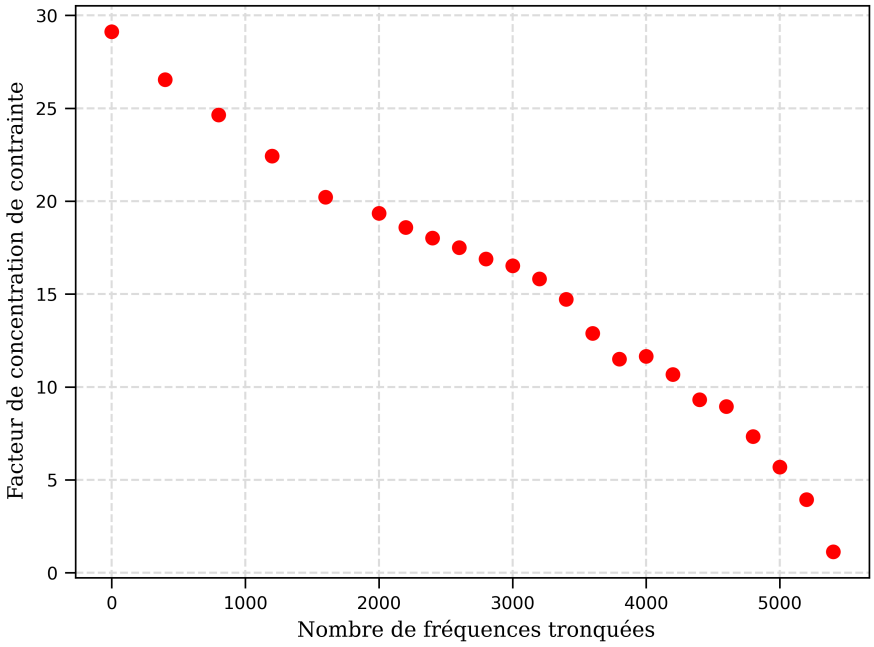


FIGURE H.13 – Évolution du facteur de concentration de contrainte maximal sur la surface étudiée en fonction du nombre de fréquences tronquées, sur une éprouvette parachevée durant 40 min (EF122).

L'objectif final de cette méthodologie est de disposer d'une valeur de concentration de contrainte (k_t) pour chacune des irrégularités de surface identifiées suivant la procédure décrite en sous-section 4.3.2. Afin d'évaluer la pertinence de ce type de filtre, son effet sur la population d'irrégularités de surface de l'éprouvette utilisée pour étalonner la méthode, est évalué. La valeur de la concentration de contrainte est relevée en chaque point associé à une irrégularité de surface. La population de facteurs de concentration de contrainte ainsi déterminée est présentée en figure H.14 [1].

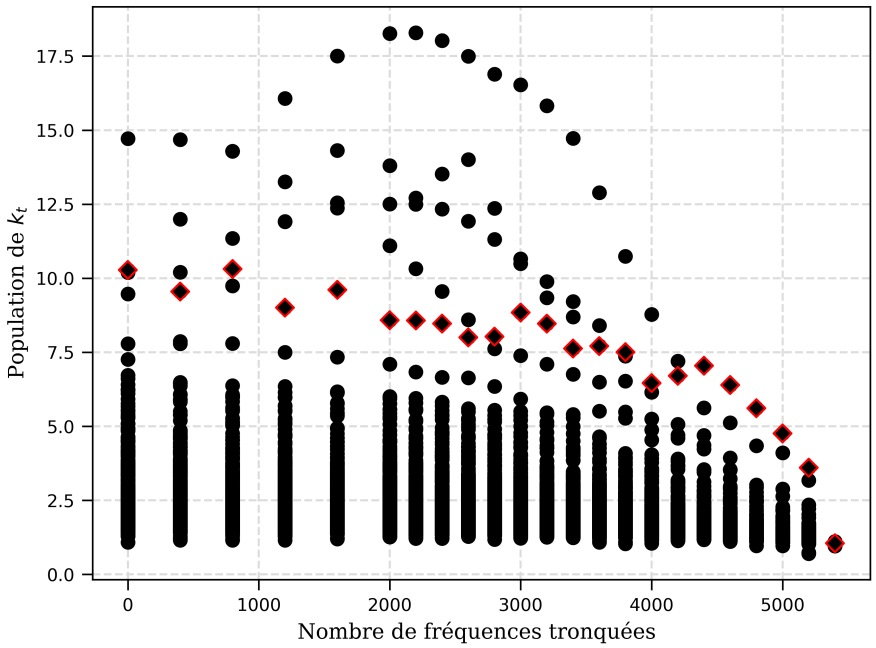
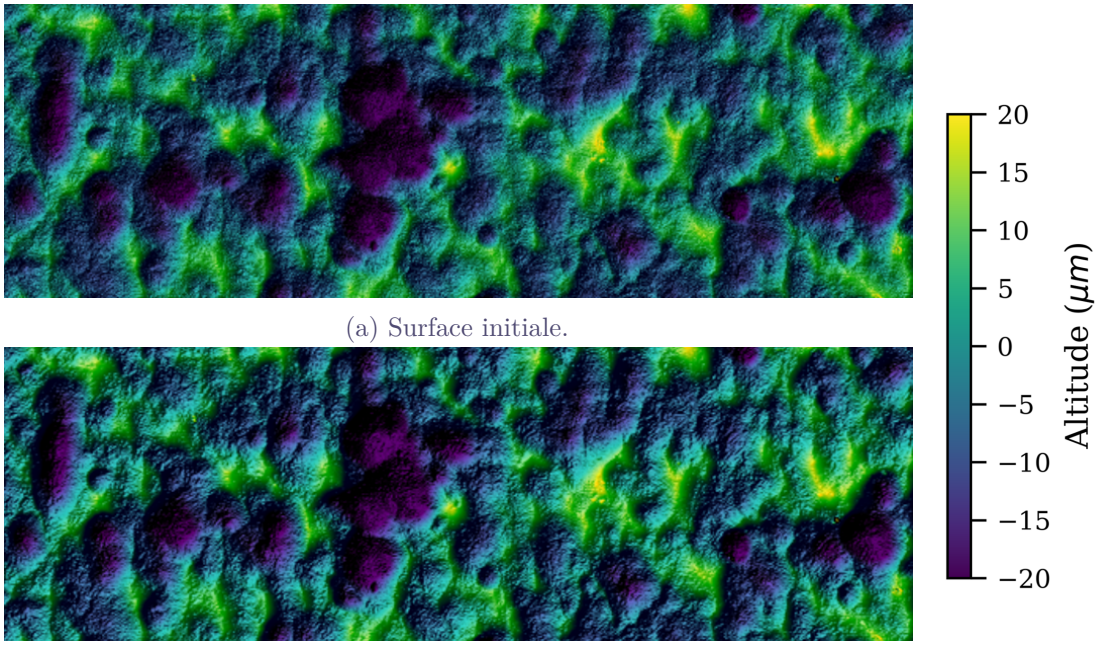


FIGURE H.14 – Évolution de la population de concentrateurs de contrainte correspondant à la population d'irrégularités de surface, en fonction du nombre de fréquences tronquées, sur une éprouvette parachevée durant 40 min (EF122).

L'élimination progressive des hautes fréquences du spectre conduit à une évolution relativement erratique des différents facteurs de concentration de contrainte. Ceux-ci évoluent de manière non monotone et de manières différentes entre eux (certains augmentent quand d'autres diminuent). À partir de 4400 fréquences supprimées, on observe en revanche une convergence globale de l'ensemble des valeurs, de manière cohérente, vers une valeur unitaire. Ce changement de comportement de la population de k_t traduit le passage à un processus de lissage du profil. Le nombre de fréquences à tronquer afin d'éliminer le bruit de mesure sans trop lisser la surface est donc de 4400. Toutefois, les valeurs de concentration de contrainte dans cette configuration sont encore relativement élevées (autour de 7.5). Pour confirmer ou non l'efficacité de ce filtrage, on compare la topographie initiale et la topographie lissée sur une portion de la surface. La comparaison est présentée en figure H.15. On constate que, malgré une amélioration (les lignes de crêtes de la topographie de surface sont

1. La figure figure H.14 comporte un losange rouge permettant d'identifier l'irrégularité de surface critique au sein de la population. Ce point sera abordé en section 4.4

mieux définies), la surface est encore bruitée (aspect légèrement "rugueux" de la topographie de surface) et que ce type de filtre n'est donc pas satisfaisant.



(a) Surface initiale.

(b) Surface filtrée.

FIGURE H.15 – Comparaison de la surface initiale et de la surface filtrée après suppression des composantes hautes fréquences du spectre.

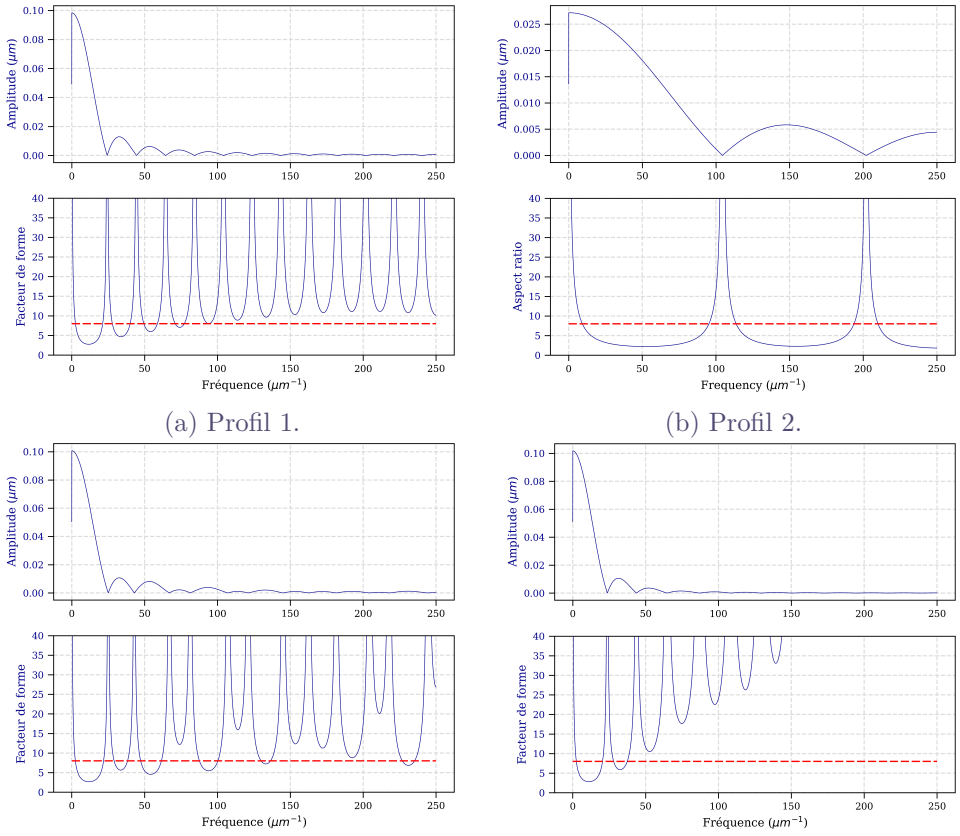
H.4 Validation des hypothèses

Les résultats obtenus sur les profils 1, 3 et 4 se sont montrés satisfaisant après validation par calculs éléments finis, malgré des écarts qui s'étaient révélés importants par rapport aux formulaires analytiques. Cela valide la méthodologie envisagée dans ces conditions d'utilisation. Sur le profil 2, les résultats issus des calculs par éléments finis montrent des concentrations de contraintes nettement inférieures à celles obtenues par transformée de Fourier. Pourtant, sur ce profil, les résultats fournis par les formulaires analytiques s'étaient révélés plus cohérents, notamment en traction avec un écart relatif inférieur à 5 %. Pour une porosité axisymétrique, en cas de profondeur très supérieure au diamètre, le flux de contrainte contourne la porosité latéralement, plutôt qu'en profondeur. La concentration de contrainte induite est alors liée à la valeur du diamètre, plutôt qu'à la profondeur, et s'en trouve donc sensiblement réduite. Les résultats obtenus sur le Profil 2 montrent une incapacité de la méthodologie basée sur la FFT à tenir compte de cela. La méthode ne peut donc pas être validée Pour ce type de géométrie. Cela n'est pas gênant puisque ce type de porosité correspond plutôt à des états de surface *net-shape* ou parachevés durant 2 min sur lesquels cette méthodologie n'est pas appliquée. Bien que le conservatisme des résultats analytiques provienne plus vraisemblablement des formulaires, la méthodologie montre peut-être également une difficulté à évaluer

les concentrations de contraintes dans le cas de gorges étendues sur de grandes largeurs. Là-encore, cette limitation est acceptable dans la mesure où à partir de 10 min de traitement, les vallées de surface (qui correspondent à ce cas de figure) sont minoritaires.

Sur l'ensemble des profils représentatifs étudiés, les résultats en flexion et traction se sont révélés similaires. Ce résultat est cohérent dans la mesure où les profondeurs des porosités considérées sont inférieures à la dimension caractéristique du gradient de contrainte. Le flux de contrainte apparaît donc quasi-constant sur la hauteur d'une porosité. Cela valide l'utilisation de la méthodologie FFT, sur des éprouvettes sollicitées en flexion, des dimensions de la géométrie F.

La méthodologie développée par Kim et al. ([38]) s'appuie sur le calcul d'une concentration de contrainte maximale correspondant à chaque demi-sinusoïde de chaque fréquence. Ils ont montré que le choix de prendre en compte une ellipse inscrite ou circonscrite par rapport à cette demi-sinusoïde doit dépendre du facteur de forme de celle-ci (rapport entre longueur d'onde et amplitude). Il serait trop coûteux numériquement d'ajuster cela pour chaque fréquence de la décomposition en série de Fourier. Il est donc nécessaire de faire un choix global. Comme le montrent les graphiques de la figure H.16, pour l'ensemble des profils représentatifs que nous avons



(a) Profil 1.

(b) Profil 2.

(c) Profil 3.

(d) Profil 4.

FIGURE H.16 – Spectres fréquentiels de décomposition des profils représentatifs étudiés en séries de Fourier et valeurs des facteurs de forme associés à chaque fréquence.

étudiés, les fréquences présentant des amplitudes importantes présentent également des rapports de forme inférieurs à 8. Ce critère oriente notre choix vers un calcul suivant une ellipse circonscrite à la demi-sinusoïde. Cela est également vérifié sur les profils réels, issus de nos mesures profilométriques. Tous les résultats présentés précédemment et toutes les analyses réalisées sur nos acquisitions profilométriques sont donc effectuées avec cette hypothèse.

De même, cette contrainte maximale peut être calculée en considérant une porosité axisymétrique ou une gorge infinie. Contrairement au premier profil, théorique, purement sinusoïdal, tous les profils représentatifs étudiés ensuite conduisent à des résultats similaires entre ces deux méthodes (avec une différence maximale de concentration de contrainte de 0.04). La différence réside dans les formules utilisées qui font apparaître l'amplitude au dénominateur dans un cas et non dans l'autre. Cela apporte un élément de compréhension car on peut constater sur la figure H.16 que les signaux représentatifs étudiés sont reconstruits à partir de nombreuses fréquences mais d'amplitudes très faibles. Avec des valeurs d'amplitudes ne dépassant quasiment jamais 0,1 µm, on comprends que cela n'induise aucune différence dans le calcul. À la différence du cas sinusoïdal pour lequel l'amplitude est évidemment bien supérieure. Cela explique peut-être en partie la difficulté rencontrée sur ces profils à reproduire un comportement de gorge étendue comme mentionné dans le premier paragraphe de cette section. Comme évalué précédemment, cela se révèle peu problématique. Les états de surface traités présentent, en effet, peu d'amorçages sur des vallées de surface et celles-ci sont alors déjà significativement lissées.

Comme évoqué en début de cette annexe, les recommandations de Kim et al. ([38]) ont été suivies quant à l'utilisation d'une décomposition en série de Fourier 2D ou 3D. Une décomposition de la surface complète aurait été numériquement difficile à réaliser dans notre cas, compte-tenu du nombre d'éléments composant la matrice d'une surface étudiée (39 millions de valeurs). Une décomposition en sous-domaines affecterait la transformée de Fourier et le nombre de fréquences et n'est donc pas souhaitable. Enfin, Kim et al. ([38]) ont montré qu'une décomposition 2D de profils linéiques, pris colinéaires à la direction de sollicitation, conduisait à des résultats plus proches de calculs éléments finis qu'une décomposition 3D. C'est donc cette hypothèse qui est conservée.

La méthodologie est donc validée sur un domaine cohérent avec l'utilisation envisagée dans notre étude, malgré l'identification de quelques limitations. La sensibilité au bruit de mesure est également identifiée et fera l'objet d'une étude spécifique. Enfin, on note également que cette méthodologie s'applique pour évaluer la concentration de contrainte en fond de porosité mais que les allures des profils sont ensuite trop dépendantes de la FFT et ne sont donc pas représentatives (cf. figure H.9). Elle est donc tout à fait envisageable dans notre cadre d'étude pour évaluer les criticités relatives de différentes porosités entre elles. Cette méthode ne semble en revanche pas adaptée pour remplacer des approches plus évoluées (FEA par exemple) sur l'ensemble d'une surface.

ANNEXE I

Détermination d'une régression linéaire à iso-pente sur plusieurs nuages de points

Lorsqu'un résultat expérimental suit un comportement linéaire par rapport à une grandeur, il est courant d'effectuer une régression linéaire afin de déterminer le coefficient directeur et l'ordonnée à l'origine de la droite décrivant au mieux ce comportement. Cependant, il arrive de disposer de plusieurs nuages expérimentaux établis dans des conditions différentes. Ces nuages expérimentaux peuvent alors suivre une tendance similaire par rapport à la grandeur considérée (même pente) mais à partir d'ordonnées à l'origine différentes. Il est alors intéressant de trouver les coefficients permettant d'obtenir la meilleure droite de régression pour chaque nuage par rapport à l'ensemble des nuages et non plus seulement par rapport à lui-même. Une méthode analytique a été développée au cours de ces travaux pour déterminer ces coefficients. Elle est décrite ici.

I.1 Rappels de régression linéaire

Soit un nuage de points, de coordonnées (x_i, y_i), traduisant la réponse d'une grandeur Y vis à vis de la variation d'une grandeur X. Le théorème de Gauss-Markov démontre que l'estimateur des moindre carrés ordinaires est le meilleur estimateur linéaire sans biais et correspond également à l'estimateur du maximum de vraisemblance. Avec cet indicateur, on peut déterminer que la droite représentant au mieux ce nuage de points est une droite de pente β_1 et d'ordonnée à l'origine β_0. Les équation I.1 et équation I.2 donnent les formules permettant de calculer β_1 et β_0 à partir des valeurs de coordonnées des points, x_i et y_i, et de leurs moyennes arithmétiques, $\overline{x}$ et $\overline{y}$.

$$\beta_1 = \frac{\sum_{i=1}^{N} (x_i - \overline{x})\,(y_i - \overline{y})}{\sum_{i=1}^{N} (x_i - \overline{x})^2} \tag{I.1}$$

$$\beta_0 = \overline{y} - \beta_1\ \overline{x} \tag{I.2}$$

La qualité de la régression linéaire déterminée peut alors être évaluée à l'aide du coefficient de détermination linéaire de Pearson, noté R^2, à partir des coordonnées des points expérimentaux, x_i et y_i, et des prévisions, $\hat{y}_i$, données par le modèle pour ces mêmes points. L'équation I.3 donne la formule de calcul de ce coefficient.

$$R^2 = 1 - \frac{\sum_{i=1}^{N} (y_i - \hat{y}_i)^2}{\sum_{i=1}^{N} (y_i - \overline{y})^2} \tag{I.3}$$

La figure I.1 illustre un nuage de points aléatoires générés à partir d'un modèle linéaire (trait pointillé) et la régression linéaire identifiée à partir de ces points (trait mixte). On remarque qu'en fonction du nombre et du positionnement des points une différence existe entre la valeur exacte et la réponse obtenue par régression linéaire à partir du nuage de points entaché de bruit et d'incertitude. Le coefficient de détermination linéaire de Pearson est également donné sur le graphique.

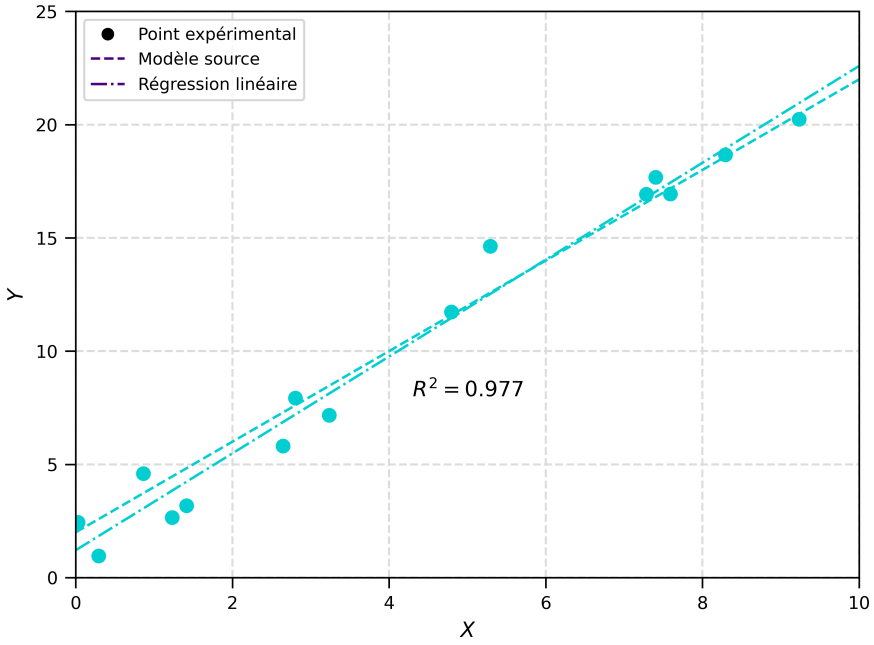


Figure I.1 – Exemple de nuage de points dérivé d'un modèle linéaire et régression linéaire le représentant au mieux.

I.2 Détermination pour plusieurs nuages de points

Dans le cas où on dispose de plusieurs nuages de points, on procèdera de la même manière que dans le cas usuel. Il est cependant nécessaire de déterminer, outre le coefficient β_1 commun à l'ensemble des nuages de points, l'ordonnée à l'origine de chacun des nuages de points. Cela revient à déterminer une ordonnée à l'origine de référence et les coefficients C_k correspondant au décalage entre cette référence et les K nuages de points considérés. La figure I.2 illustre un exemple à trois nuages de points. Par simplicité, le premier nuage est choisit comme référence, ce qui équivaut à fixer $C_1 = 0$.

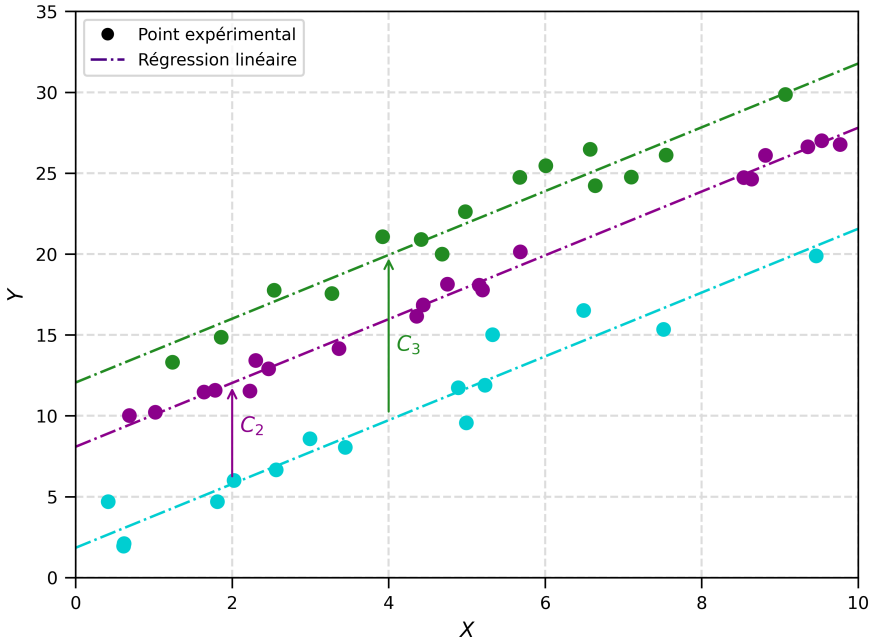


FIGURE I.2 – Exemple de nuages de points suivants une même tendance mais à partir d'ordonnées à l'origine différentes.

En supposant les coefficients C_k connus, on revient au cas de la régression linéaire classique sur un unique nuage de point. Pour déterminer les coefficients β_0 et β_1 correspondant, il faut minimiser la somme des carrés des écarts entre les points disponibles et la droite de régression identifiée. Cette somme s'écrit :

$$S = \sum_{k=1}^{K} \sum_{j_k=1}^{P_k} \left[y^*_{j_k} - (\beta_1 \, x_{j_k} + \beta_0) \right]^2 \tag{I.4}$$

où P_k est le nombre de points du $k-ième$ nuage et x_{j_k} et $y^*_{j_k}$, les coordonnées du $j-ième$ point du $k-ième$ nuage de points, recalé. On notera que l'ordonnée d'un point recalé se calcule à partir de l'ordonnée originelle, y_{j_k} et du coefficient C_k supposé connu comme indiqué par l'équation I.5.

$$y_{j_k} = y^*_{j_k} + C_k \tag{I.5}$$

On sait, d'après la formule d'identification d'une régression linéaire simple (cf. équation I.2), exprimer β_0 en fonction deβ_1 et des moyennes des coordonnées des points de l'ensemble des nuages, recalés, $\overline{x}$ et $\overline{y^*}$. Les équation I.6 et équation I.7 donnent les expressions de β_0 et de $\overline{y^*}$.

$$\beta_0 = \overline{y^*} - \beta_1 \ \overline{x} \tag{I.6}$$

$$\overline{y^*} = \frac{\sum_{k=1}^{K} \sum_{j_k=1}^{P_k} y^*_{j_k}}{\sum_{k=1}^{K} P_k} = \overline{y} - \frac{\sum_{k=1}^{K} P_k \ C_k}{\sum_{k=1}^{K} P_k} \tag{I.7}$$

On injecte ensuite les équation I.5, équation I.6 et équation I.7 dans l'équation I.4 ce qui donne :

$$S = \sum_{k=1}^{K} \sum_{j_k=1}^{P_k} \left[(y_{j_k} - C_k) - \left(\beta_1 \ x_{j_k} + \overline{y} - \frac{\sum_{k=1}^{K} P_k \ C_k}{\sum_{k=1}^{K} P_k} - \beta_1 \ \overline{x} \right) \right]^2$$

On cherche dans un premier temps à déterminer les coefficients C_k. On peut donc regrouper le contenu de l'expression dépendant uniquement de β_1. On introduit pour cela les facteurs F_{k_j} dont l'expression est détaillée dans l'équation I.8.

$$F_{k_j} = (y_{j_k} - \overline{y}) - \beta_1 \ \ (x_{j_k} - \overline{x}) \tag{I.8}$$

La somme, S, des carrés des écarts des points expérimentaux, recalés par rapport à la régression linéaire identifiée, peut donc être écrite :

$$S = \sum_{k=1}^{K} \sum_{j_k=1}^{P_k} \left[F_{k_j} - C_k + \frac{\sum_{k=1}^{K} P_k \ C_k}{\sum_{k=1}^{K} P_k} \right]^2 \tag{I.9}$$

Afin de minimiser cette somme, S, on cherche à annuler sa dérivée partielle par rapport à l'ensemble des coefficients C_k. On cherche ainsi les valeurs des coefficients C_k pour lesquels l'écart entre la droite de régression identifiée et les points expérimentaux recalés est minimal. On cherche donc à résoudre pour tout coefficient C_u, l'équation I.10.

$$\frac{\partial S}{\partial C_u} = 2 \left[\sum_{k=1}^{K} \sum_{j_k=1}^{P_k} \left(F_{k_j} - C_k + \frac{\sum_{k=1}^{K} P_k \, C_k}{\sum_{k=1}^{K} P_k} \right) \frac{P_u}{\sum_{k=1}^{K} P_k} + \sum_{j_u=1}^{P_u} \left(F_{u_j} - C_u + \frac{\sum_{k=1}^{K} P_k \, C_k}{\sum_{k=1}^{K} P_k} \right) \right] = 0, u \in [1, K] \quad \text{(I.10)}$$

En développant cette équation, on peut remarquer que :

$$\sum_{k=1}^{K} P_k \left(\frac{\sum_{k=1}^{K} P_k \, C_k}{\sum_{k=1}^{K} P_k} - C_k \right) = 0$$

L'équation I.10 devient donc :

$$\sum_{k=1}^{K} \sum_{j_k=1}^{P_k} F_{k_j} + \frac{1}{P_u} \left(\sum_{k=1}^{K} P_k \right) \left(\sum_{j_u=1}^{P_u} F_{u_j} \right) = C_u \sum_{k=1}^{K} P_k - \sum_{k=1}^{K} P_k \, C_k$$

Appliqué à l'ensemble des coefficients C_k, on obtient le système matriciel suivant :

$$\begin{pmatrix} P_{tot} - P_1 & \cdots & -P_u & \cdots & -P_K \\ \vdots & \ddots & \vdots & & \vdots \\ -P_1 & \cdots & P_{tot} - P_u & \cdots & -P_K \\ \vdots & & \vdots & \ddots & \vdots \\ -P_1 & \cdots & -P_u & \cdots & P_{tot} - P_K \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} C_1 \\ \vdots \\ C_u \\ \vdots \\ C_K \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \phi_1 \\ \vdots \\ \phi_u \\ \vdots \\ \phi_K \end{pmatrix} \quad \text{(I.11)}$$

où P_{tot} représente le nombre total de points et où ϕ_u est un facteur dépendant uniquement de β_1 explicité par l'équation I.12.

$$P_{tot} = \sum_{k=1}^{K} P_k$$

$$\phi_u = \frac{P_u \sum_{k=1}^{K} \sum_{j_k=1}^{P_k} F_{k_j} + P_{tot} \sum_{j_u=1}^{P_u} F_{u_j}}{P_u} \quad \text{(I.12)}$$

On peut, à nouveau, remarquer, à partir de l'équation I.8, que :

$$\sum_{k=1}^{K}\sum_{j_k=1}^{P_k} F_{k_j} = 0$$

Ce qui permet d'établir l'expression des facteurs ϕ_u tel qu'explicité dans l'équation I.13

$$\phi_u = P_{tot}\ \left[(\overline{y_u} - \overline{y}) - \beta_1\ \ (\overline{x_u} - \overline{x})\right] \tag{I.13}$$

Si on calcule le déterminant de la matrice principale de l'équation I.11, on se rend compte que ce déterminant est nul. Ceci est tout à fait normal dans le sens où on cherche à déterminer la valeur des coefficients C_k par rapport à une référence qui n'a pour le moment pas été fixée. Les coefficients permettant de positionner les nuages de points par rapport à une référence, en l'absence de celle-ci, ils ne peuvent donc être déterminés. Il faut donc imposer une référence vers laquelle on cherchera à recaler les nuages de points en vue de déterminer la meilleure droite de régression. Par mesure de simplicité, on fixe ici la référence comme étant l'ordonnée à l'origine du premier nuage, c'est-à-dire qu'on s'impose $C_1 = 0$. On note toutefois qu'à l'état actuel de la démonstration, cette valeur est inconnue puisque dépendante de β_1 non encore déterminé.

Le système d'équation de l'équation I.11 devient donc :

$$\begin{pmatrix} -P_2 & \cdots & -P_u & \cdots & -P_K \\ P_{tot} - P_2 & & \vdots & & \vdots \\ \vdots & \ddots & \vdots & & \vdots \\ -P_1 & \cdots & P_{tot} - P_u & \cdots & -P_K \\ \vdots & & \vdots & \ddots & \vdots \\ -P_1 & \cdots & -P_u & \cdots & P_{tot} - P_K \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} C_2 \\ \vdots \\ C_u \\ \vdots \\ C_K \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \phi_1 \\ \vdots \\ \vdots \\ \phi_u \\ \vdots \\ \phi_K \end{pmatrix} \tag{I.14}$$

La résolution de ce système matriciel donne :

$$\begin{pmatrix} C_2 \\ \vdots \\ C_u \\ \vdots \\ C_K \end{pmatrix} = \frac{1}{P_{tot}\ P_1} \cdot \begin{pmatrix} P_1 + P_2 & \cdots & P_u & \cdots & P_K \\ \vdots & \ddots & \vdots & & \vdots \\ P_2 & \cdots & P_1 + P_u & \cdots & P_K \\ \vdots & & \vdots & \ddots & \vdots \\ P_2 & \cdots & P_u & \cdots & P_1 + P_K \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} \phi_1 \\ \vdots \\ \phi_u \\ \vdots \\ \phi_K \end{pmatrix} \tag{I.15}$$

Soit l'expression donnée par l'équation I.16 pour tous les coefficients C_u.

$$C_u = \frac{1}{P_{tot}\ P_1}\ \left(P_1\ \phi_u + \sum_{k=1}^{K} P_k\ \phi_k - P_1\ \phi_1\right) \tag{I.16}$$

Là encore, on remarque que :

$$\sum_{k=1}^{K} P_k \ \phi_k = 0 \tag{I.17}$$

En injectant les équation I.13 et équation I.17 dans l'équation I.16 on peut déterminer l'expression finale des coefficients C_k détaillée à l'équation I.18.

$$C_k = (\overline{y_k} - \overline{y_1}) - \beta_1 \ \ (\overline{x_k} - \overline{x_1}) \tag{I.18}$$

Á partir de l'équation I.18, on connaît l'expression des coefficients C_k permettant de regrouper l'ensemble des nuages de points en un seul qui sera celui pour lequel on obtiendra la meilleure valeur de coefficient de détermination linéaire de Pearson, R^2. Il reste donc à déterminer les coefficients de cette régression, β_1 et β_0.

On sait d'après les formules rappelées en début de cette annexe que :

$$\beta_1 = \frac{\sum_{k=1}^{K} \sum_{j_k=1}^{P_k} (x_{j_k} - \overline{x}) \ \left(y^*_{j_k} - \overline{y^*}\right)}{\sum_{k=1}^{K} \sum_{j_k=1}^{P_k} (x_{j_k} - \overline{x})^2}$$

En injectant les équation I.5, équation I.7 et équation I.18 dans cette équation, on arrive à l'équation suivante :

$$\beta_1 = \frac{\sum_{k=1}^{K} \sum_{j_k=1}^{P_k} (x_{j_k} - \overline{x}) \ \left(y_{j_k} - C_k - \overline{y} + \frac{\sum_{k=1}^{K} P_k \ C_k}{\sum_{k=1}^{K} P_k} \right)}{\sum_{k=1}^{K} \sum_{j_k=1}^{P_k} (x_{j_k} - \overline{x})^2}$$

A partir de l'équation I.18, on peut établir que :

$$\frac{\sum_{k=1}^{K} P_k \ C_k}{\sum_{k=1}^{K} P_k} = (\overline{y} - \overline{y_1}) - \beta_1 \ \ (\overline{x} - \overline{x_1}) \tag{I.19}$$

$$\frac{\sum_{k=1}^{K} P_k \ C_k}{\sum_{k=1}^{K} P_k} - C_k = (\overline{y} - \overline{y_k}) - \beta_1 \ \ (\overline{x} - \overline{x_k}) \tag{I.20}$$

On peut en déduire l'expression finale de la pente de la droite de régression globale, β_1, donnée par l'équation I.21. La valeur de l'ordonnée à l'origine de la droite

de régression globale, β_0, peut ensuite être déterminée au moyen de l'équation I.6. Son expression est donnée par l'équation I.22.

$$\beta_1 = \frac{\sum_{k=1}^{K}\sum_{j_k=1}^{P_k}(x_{j_k}-\overline{x})\ (y_{j_k}-\overline{y_k})}{\sum_{k=1}^{K}\sum_{j_k=1}^{P_k}(x_{j_k}-\overline{x})\ (x_{j_k}-\overline{x_k})} \tag{I.21}$$

$$\beta_0 = \overline{y^*} - \beta_1\ \overline{x} = \overline{y^*} - \frac{\sum_{k=1}^{K}\sum_{j_k=1}^{P_k}(x_{j_k}-\overline{x})\ (y_{j_k}-\overline{y_k})}{\sum_{k=1}^{K}\sum_{j_k=1}^{P_k}(x_{j_k}-\overline{x})\ (x_{j_k}-\overline{x_k})}\ \overline{x} \tag{I.22}$$

Le coefficient de détermination linéaire de Pearson peut également être déterminé par l'équation I.23.

$$R^2 = 1 - \frac{\sum_{k=1}^{K}\sum_{j_k=1}^{P_k}\left(y^*_{j_k}-\hat{y_{j_k}}\right)^2}{\sum_{k=1}^{K}\sum_{j_k=1}^{P_k}\left(y^*_{j_k}-\overline{y^*}\right)^2} \tag{I.23}$$

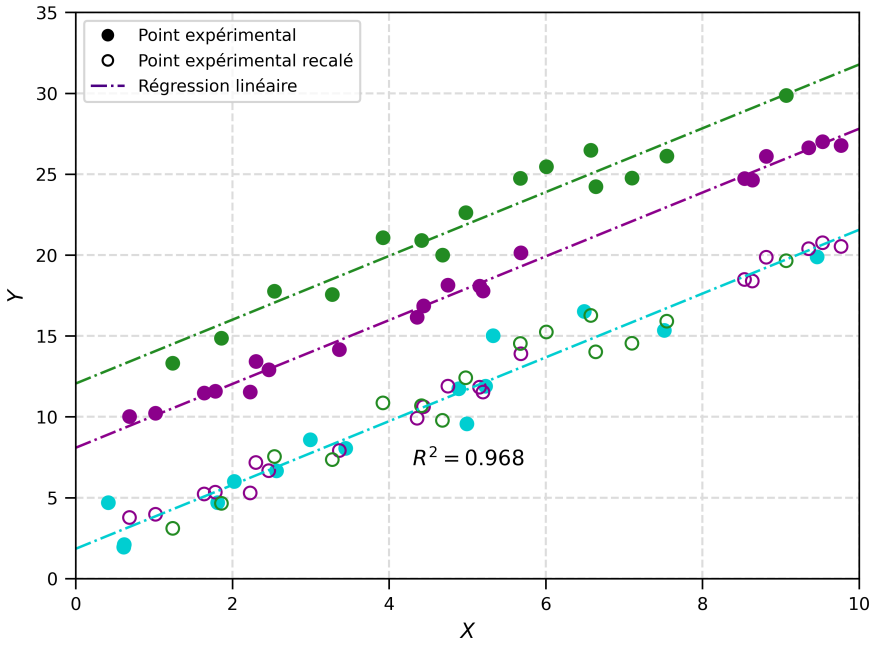


FIGURE I.3 – Exemple d'identification d'une régression linéaire de plusieurs nuages de points suivants une pente similaire à partir d'ordonnées à l'origine différentes.

I.3 Application pratique

Une fois cette démonstration terminée, on peut remarquer que l'application pratique se fait très simplement en suivant les étapes suivantes :

1. Déterminer la pente de la droite de régression, β_1, au moyen de l'équation I.21.
2. Une fois la pente, β_1 déterminée, on peut calculer β_0. Les équation I.6, équation I.7 et équation I.19 permettent de montrer que :

$$\beta_0 = \overline{y_1} - \beta_1 \ \overline{x_1} \tag{I.24}$$

3. Enfin, on peut déterminer les coefficients C_k à partir de l'équation I.18 qui donne :

$$C_k = (\overline{y_k} - \beta_1 \ \overline{x_k}) - \beta_0 \tag{I.25}$$

La figure I.3 montre les nuages de points de notre exemple de la figure I.2. Les marqueurs creux montrent les points expérimentaux des nuages 2 et 3 recalés. La régression linéaire identifiée sur le nuage global des points recalés et sa déclinaison pour les nuages 2 et 3 à partir des coefficients C_2 et C_3 sont également représentés (traits mixtes).

On constate sur cette image que l'identification donne des résultats très satisfaisants avec des droites de régression qui correspondent bien aux nuages de points et qui présentent effectivement une pente similaire.

ANNEXE J

Détermination d'une régression linéaire sur plusieurs nuages de points de même ordonnée à l'origine

De manière similaire à ce qui a été présenté à l'annexe I, on peut également avoir à traiter plusieurs nuages de points expérimentaux présentant un comportement linéaire de même ordonnée à l'origine mais de pente différente d'un nuage à l'autre. On cherche alors les droites de régression produisant le meilleur coefficient de détermination linéaire de Pearson, global, à partir d'une même ordonnée à l'origine et des pentes associées. Les rappels de statistiques nécessaires étant les mêmes que ceux de l'annexe I, ils ne seront pas répétés ici. La figure J.1 montre un exemple de nuages de points aléatoires, suivants des comportements linéaires issus d'une même ordonnée à l'origine, mais de pente différente. On constate qu'à partir d'une régression simple sur chacun des nuages, les ordonnées à l'origine identifiées ne sont pas identiques.

J.1 Détermination pour plusieurs nuages de points

Dans le cas de nuages de points "parallèles", c'est à dire présentant des comportements linéaires de même pente mais issus d'ordonnées à l'origine différentes, on avait cherché la valeur des coefficients C_k, permettant de recaler ces nuages entre eux, en minimisant la dérivée partielle de la somme des carrés des écarts entre points expérimentaux et modèle, S, par rapport à chacun de ces coefficients. On avait ensuite utilisé les formules usuelles de régression linéaire sur ce nuage global, ce qui revient à minimiser les dérivées partielles de cette somme S par rapport aux coefficients β_0 et β_1 de la droite de régression.

Ici, on cherche une ordonnée à l'origine commune, μ. Il apparaît donc aisé une fois celle-ci connue de déterminer, pour chaque nuage, la pente permettant la meilleure régression pour une valeur de μ fixée. Comme pour le cas précédent, on suppose ici

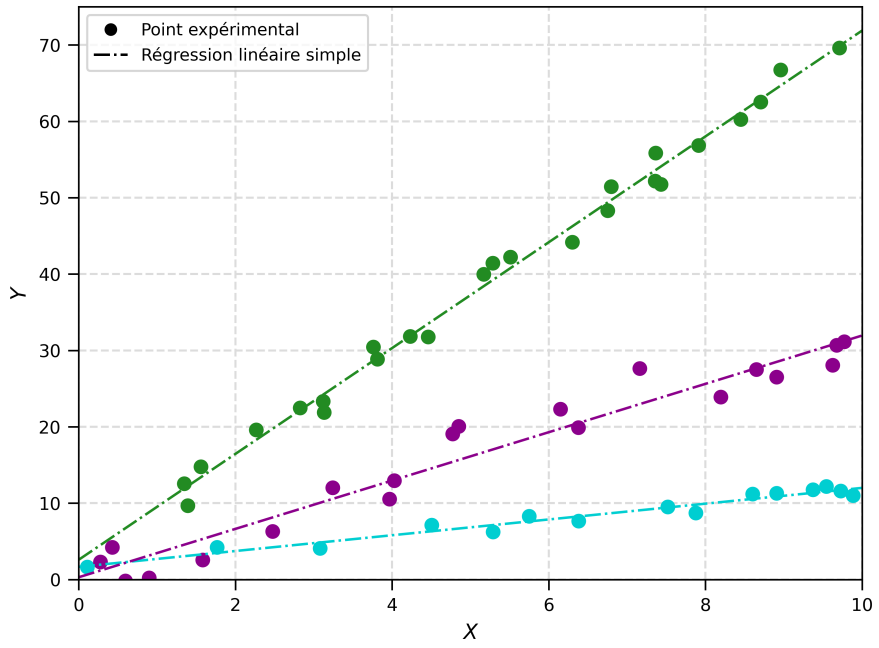


FIGURE J.1 – Exemple de nuages de points de pentes différentes mais convergeant vers une même ordonnée à l'origine.

être en présence de K nuages de points, constitués de P_k points, de coordonnées $(x_{j_k}, y_{j_k}), j_k \in [1, P_k]$. La somme, S, des carrés des écarts entre modèle et points expérimentaux s'écrit :

$$S = \sum_{k=1}^{K} \sum_{j_k=1}^{P_k} \left[y_{j_k} - (\beta_k \; x_{j_k} + \mu) \right]^2 \tag{J.1}$$

On en déduit aisément l'expression de la pente, β_u, de chaque nuage, en minimisant la somme S par rapport à β_u, c'est à dire en cherchant à annuler sa dérivée partielle par rapport à la pente recherchée (cf. équation J.2). Ce cas est en réalité bien plus simple que le cas de l'annexe I car les pentes sont ici indépendantes les unes des autres (elles ne dépendent que de l'ordonnée à l'origine μ, comme le montre l'équation J.3) alors que dans le cas précédent, l'ensemble des coefficients C_k étaient liés entre eux.

$$\frac{\partial S}{\partial \beta_u} = 2 \sum_{j_u=1}^{P_u} \left[y_{j_u} - (\beta_u \; x_{j_u} + \mu) \right] \; (-x_{j_u}) \tag{J.2}$$

$$\beta_u = \frac{\sum_{j_u=1}^{P_u} x_{j_u} \; (y_{j_u} - \mu)}{\sum_{j_u=1}^{P_u} x_{j_u}^2} \tag{J.3}$$

Une fois les pentes optimales de chacun des nuages, connues, en fonction de l'ordonnée à l'origine imposée, il reste à déterminer la valeur à utiliser pour l'ordonnée

à l'origine afin d'obtenir la régression linéaire optimale sur l'ensemble des nuages. Cette valeur est obtenue, comme pour les étapes précédentes, en minimisant la somme S par rapport à la variable recherchée, ici μ. Dans un premier temps, on exprime la somme S en fonction uniquement de μ en injectant l'équation J.3 dans l'équation J.1 :

$$S = \sum_{k=1}^{K} \sum_{j_k=1}^{P_k} \left(y_{j_k} - \frac{\sum_{i_k=1}^{P_k} x_{i_k} \ (y_{i_k} - \mu)}{\sum_{i_k=1}^{P_k} x_{i_k}^2} \ x_{j_k} - \mu \right)^2 \tag{J.4}$$

On en déduit ensuite sa dérivée partielle par rapport à μ :

$$\frac{\partial S}{\partial \mu} = \frac{2}{P_k} \sum_{k=1}^{K} \left[\left(\frac{\sum_{j_k=1}^{P_k} y_{j_k} \ x_{j_k}}{\sum_{j_k=1}^{P_k} x_{j_k}^2} \ \overline{x_k} - \overline{y_k} \right) + \mu \left(1 - \frac{\overline{x_k}^2}{\sum_{j_k=1}^{P_k} x_{j_k}^2} \ P_k \right) \right] \tag{J.5}$$

Afin de minimiser la somme, S, par rapport à l'ordonnée à l'origine, μ, on annule sa dérivée partielle ce qui donne l'expression de la valeur optimale de l'ordonnée à l'origine, explicitée par l'équation J.6.

$$\mu = \frac{\sum_{k=1}^{K} \left(\overline{y_k} - \frac{\sum_{j_k=1}^{P_k} y_{j_k} \ x_{j_k}}{\sum_{j_k=1}^{P_k} x_{j_k}^2} \ \overline{x_k} \right)}{\sum_{k=1}^{K} \left(1 - \frac{\overline{x_k}^2 \ P_k}{\sum_{j_k=1}^{P_k} x_{j_k}^2} \right)} \tag{J.6}$$

Si la détermination des coefficients optimaux pour l'ensemble des nuages est plus aisée que dans le cas de nuages de points de même pente mais d'ordonnées à l'origine différentes, le calcul du coefficient de détermination linéaire de Pearson est en revanche plus délicat ici. Il n'existe, en effet, pas de référence commune permettant de regrouper l'ensemble des nuages de points en un puisque les pentes sont variables. Le choix de la référence influerait alors sur le résultat comme l'ont montré des tests réalisés sur les nuages de point exemple présentés en figure J.1. Afin d'évaluer la qualité de la régression linéaire multi-populations réalisée, une solution simple est de calculer le coefficient de détermination linéaire de Pearson, nuage de points par nuage de points.

J.2 Application pratique

Contrairement au cas de l'annexe I, les formules mises en jeu sont relativement simples et il n'y a pas d'ordre particulier permettant d'obtenir les coefficients voulus de manière plus aisée. Il faut ici simplement calculer μ en premier lieu puis calculer chacune des pentes. La figure J.2 reprends l'exemple de la figure J.1 et présente le résultat obtenu. On constate que la méthodologie proposée conduit bien au résultat voulu avec des droites de régression partant d'une même ordonnée à l'origine et représentant au mieux chaque nuage de points.

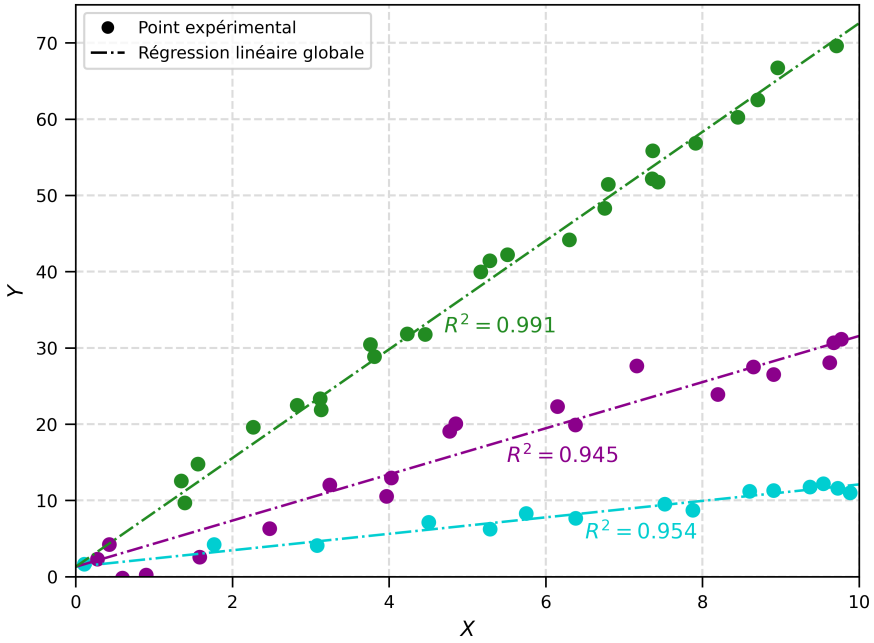


FIGURE J.2 – Exemple d'identification d'une régression linéaire de plusieurs nuages de points issus d'une même ordonnée à l'origine mais de pentes différentes.

ANNEXE K

Recherche de la distribution de tenue intrinsèque du matériau

La résistance en fatigue des éprouvettes et donc des composants, par extension, s'est révélée très dépendante de la tenue intrinsèque locale du matériau (cf. chapitre 3 et chapitre 4). Afin de tenir compte de la variabilité de tenue intrinsèque locale du matériau, une des méthodes les plus simples consisterait à identifier directement la distribution de tenue intrinsèque du matériau sur les résultats expérimentaux. La donnée disponible traduisant cette tenue intrinsèque du matériau est la contrainte locale corrigée, déjà utilisée précédemment (cf. figure 4.39). En effet, celle-ci traduit bien la variabilité de tenue intrinsèque du matériau, au niveau du seuil du diagramme de Kitagawa-Takahashi, et est indépendante de la taille de l'irrégularité de surface considérée. Cette approche combine donc la modélisation déterministe existante avec une composante probabiliste supplémentaire censée décrire la variabilité de la tenue du matériau.

Dans l'hypothèse du scénario décrit en introduction du chapitre 4), cette variabilité pourrait être attribuée à la microstructure et notamment à son orientation, d'après les travaux de Shamir et al. ([39]). Dès lors, cette variabilité n'a pas de raison particulière de présenter une asymétrie. Une distribution gaussienne de contraintes locales corrigées est donc identifiée, à partir de l'ensemble des irrégularités de surface, rompues et non rompues, relevées sur l'ensemble des surfaces utiles de l'ensemble des éprouvettes de tous états de surface (sur les éprouvettes de la phase 2 par conséquent). La méthode du maximum de vraisemblance est utilisée pour tenir compte des non-ruptures. La distribution obtenue de cette manière est présentée en figure K.1.

Compte-tenu du nombre important de non-ruptures obtenues pour chaque rupture (jusqu'à plus de mille pour un état de surface parachevé durant 10 min), les valeurs de probabilité de rupture déduites sont relativement faibles. La distribution identifiée semble ainsi décalée vers des valeurs de contrainte corrigée élevées, aucun point critique ne dépassant 20 % de probabilité de rupture. Cette méthodologie n'est donc pas adaptée à notre situation.

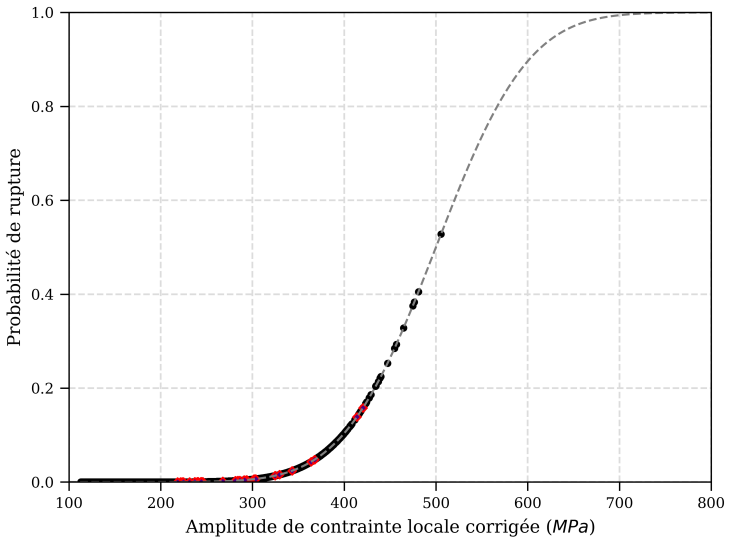
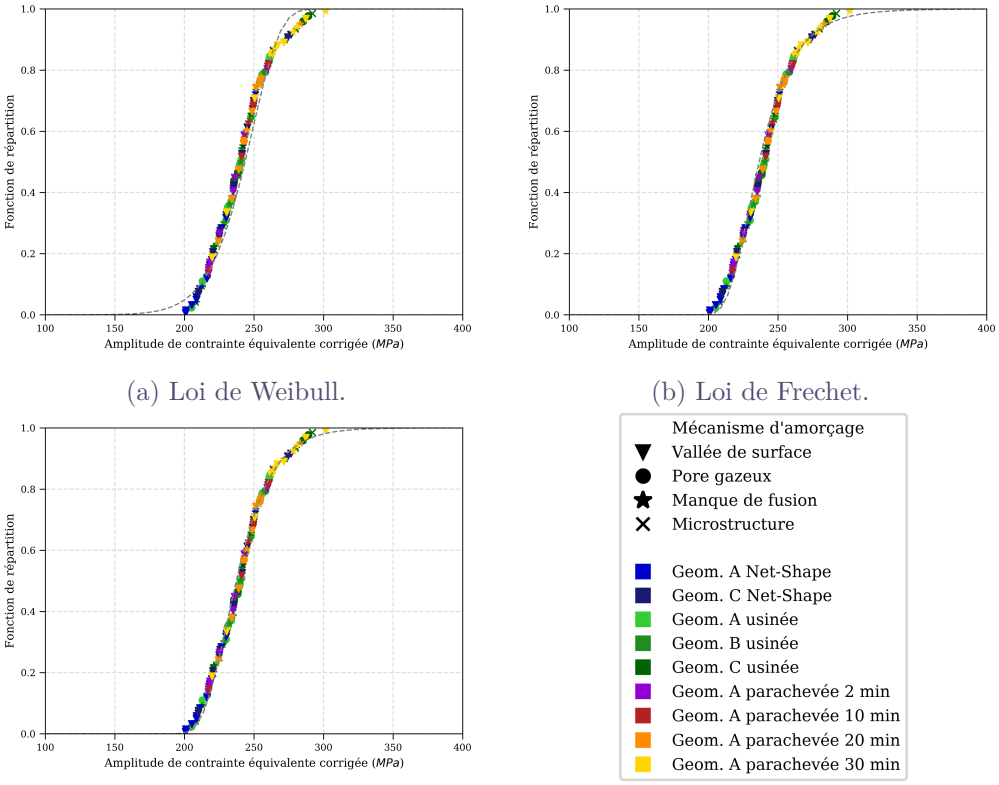


FIGURE K.1 – Fonction de répartition de la tenue intrinsèque du matériau identifiée à partir de l'ensemble des amplitudes de contrainte locales corrigées correspondant aux irrégularités de surface, critiques (rouge) et non critiques (noir), relevées sur les éprouvettes de la phase 2.

Afin d'identifier directement une distribution de tenue de cette manière, il faut donc n'utiliser que les ruptures et se baser sur la statistique des extrêmes pour remonter à la distribution initiale, comme proposé par Hansen et al. ([110]). La figure K.2 présente les distributions identifiées pour les trois lois constituant la loi d'extremum généralisée (cf. sous-section 4.5.1), à partir des résultats de la phase 1. On peut constater que la loi de Gumbel est la plus adaptée ce que confirment les coefficients de détermination linéaire de Pearson issus des identifications. Pour les résultats de la phase 2 également, la loi de Gumbel est la plus représentative. La distribution qui en découle est exposée en figure K.3.

Les distributions statistiques identifiées sont désormais positionnées à des niveaux de contrainte corrigée plus en accord avec ceux visibles au niveau du seuil du diagramme de Kitagawa-Takahashi. On peut cependant remarquer que les différents états de surface ne sont pas uniformément répartis le long de cette distribution (cf. figure K.2). Les états de surface faiblement parachevés présentent des irrégularités de surface plus grandes et possiblement en plus grand nombre. Le volume effectif sollicité par la population d'irrégularités de surface est donc plus élevé. Il est donc normal que la tenue atteinte soit plus faible. C'est, à nouveau, une expression de l'effet de volume déjà mentionné précédemment. On peut également mettre en évidence cet effet de volume une fois l'abattement dû à la taille des irrégularités de surface critiques supprimé, c'est-à-dire en considérant l'amplitude de contrainte locale corrigée. Ces résultats sont présentés dans la section correspondante (cf. section 4.5) sur les graphiques de la figure 4.49.

Dans cette première analyse, on a proposé de tenir compte de la variabilité de tenue locale du matériau par une approche combinée déterministe (pour les irrégularités de surface) et probabiliste (pour la tenue du matériau). Celle-ci n'a pas donné satisfaction car seules les irrégularités de surface critiques sont considérées



(a) Loi de Weibull.

(b) Loi de Frechet.

(c) Loi de Gumbel.

FIGURE K.2 – Fonctions de répartition décrivant la tenue du matériau, identifiées suivant chacune des formulations possibles de la loi d'extremum généralisée, à partir des résultats de la phase 1.

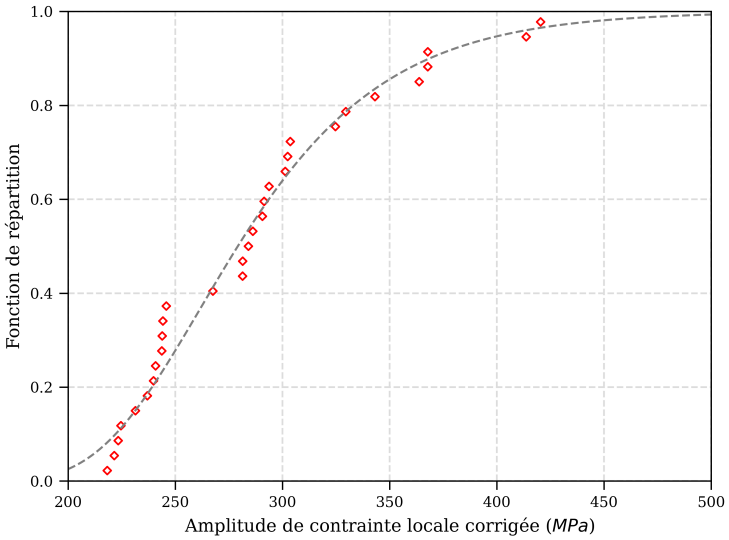


FIGURE K.3 – Fonction de répartition décrivant la tenue du matériau, identifiée suivant une loi de Gumbel, à partir des résultats de la phase 2.

ce qui ne permet pas la prise en compte de la densité spatiale ni de la géométrie d'éprouvette. La prise en compte, de manière directe, des irrégularités de surface non-critiques pourrait permettre de traduire ces deux aspects mais elle pose par ailleurs des problèmes de représentativité statistique et fausse donc les résultats obtenus. Tout cela crée des difficultés à remonter à la tenue intrinsèque locale du matériau. On se rend compte que, même en connaissant la distribution de tenue intrinsèque du matériau, cette approche est peu adaptée à du dimensionnement. En effet, pour tenir compte de la géométrie du composant et de la densité spatiale, cela nécessite de connaître très exactement le nombre d'irrégularités de surface présentes dans le volume fortement sollicité du composant à dimensionner, ainsi que leurs tailles. Cette évaluation est à recommencer pour tout composant nouveau.

Bibliographie

[1] G. SAFRAN, "Turbomeca introduces additive manufacturing capability for engine components." https://www.safran-helicopter-engines.com/media/turbomeca-introduces-additive-manufacturing-capability-engine-components-20150109.

[2] G. SAFRAN, "Safran Landing Systems and Airbus team up on additive manufacturing." https://www.safran-landing-systems.com/media/safran-landing-systems-and-airbus-team-additive-manufacturing-20170622.

[3] J. Kruth, L. Froyen, J. Van Vaerenbergh, P. Mercelis, M. Rombouts, and B. Lauwers, "Selective laser melting of iron-based powder," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 149, no. 1, pp. 616–622, 2004. 14th Interntaional Symposium on Electromachining (ISEM XIV).

[4] J. Pegues, S. Shao, N. Shamsaei, N. Sanaei, A. Fatemi, D. Warner, P. Li, and N. Phan, "Fatigue of additive manufactured Ti-6Al-4V, Part I : The effects of powder feedstock, manufacturing, and post-process conditions on the resulting microstructure and defects," *International Journal of Fatigue*, vol. 132, p. 105358, Mar. 2020.

[5] T. M. Mower and M. J. Long, "Mechanical behavior of additive manufactured, powder-bed laser-fused materials," *Materials Science and Engineering : A*, vol. 651, pp. 198–213, Jan. 2016.

[6] B. Vrancken, L. Thijs, J.-P. Kruth, and J. Van Humbeeck, "Heat treatment of Ti6Al4V produced by Selective Laser Melting : Microstructure and mechanical properties," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 541, pp. 177–185, Nov. 2012.

[7] W. Xu, E. Lui, A. Pateras, M. Qian, and M. Brandt, "In situ tailoring microstructure in additively manufactured Ti-6Al-4V for superior mechanical performance," *Acta Materialia*, vol. 125, pp. 390–400, feb 2017.

[8] D. Greitemeier, F. Palm, F. Syassen, and T. Melz, "Fatigue performance of additive manufactured TiAl6V4 using electron and laser beam melting," *International Journal of Fatigue*, vol. 94, pp. 211–217, jan 2017.

[9] G. Kasperovich and J. Hausmann, "Improvement of fatigue resistance and ductility of TiAl6V4 processed by selective laser melting," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 220, pp. 202–214, June 2015.

[10] V.-D. Le, E. Pessard, F. Morel, and F. Edy, "Influence of porosity on the fatigue behaviour of additively fabricated TA6V alloys," *MATEC Web of Conferences*, vol. 165, p. 02008, 2018.

[11] H. Gong, K. Rafi, H. Gu, T. Starr, and B. Stucker, "Analysis of defect generation in Ti–6Al–4V parts made using powder bed fusion additive manufacturing processes," *Additive Manufacturing*, vol. 1-4, pp. 87–98, oct 2014.

[12] G. Kasperovich, J. Haubrich, J. Gussone, and G. Requena, "Correlation between porosity and processing parameters in TiAl6V4 produced by selective laser melting," *Materials & Design*, vol. 105, pp. 160–170, sep 2016.

[13] F. Cabanettes, A. Joubert, G. Chardon, V. Dumas, J. Rech, C. Grosjean, and Z. Dimkovski, "Topography of as built surfaces generated in metal additive manufacturing : A multi scale analysis from form to roughness," *Precision Engineering*, vol. 52, pp. 249–265, apr 2018.

[14] M. H. Nasab, S. Romano, D. Gastaldi, S. Beretta, and M. Vedani, "Combined effect of surface anomalies and volumetric defects on fatigue assessment of AlSi7mg fabricated via laser powder bed fusion," *Additive Manufacturing*, vol. 34, p. 100918, aug 2020.

[15] P. Edwards and M. Ramulu, "Fatigue performance evaluation of selective laser melted Ti–6Al–4V," *Materials Science and Engineering : A*, vol. 598, pp. 327–337, mar 2014.

[16] R. Molaei, A. Fatemi, and N. Phan, "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, pp. 352–370, dec 2018.

[17] A. du Plessis and E. Macdonald, "Hot isostatic pressing in metal additive manufacturing : X-ray tomography reveals details of pore closure," *Additive Manufacturing*, vol. 34, p. 101191, aug 2020.

[18] S. Tammas-Williams, P. Withers, I. Todd, and P. B. Prangnell, "The effectiveness of hot isostatic pressing for closing porosity in titanium parts manufactured by selective electron beam melting," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 47, pp. 1939–1946, may 2016.

[19] A. Germain, I. Freiherr von Thüngen, M. Piellard, and C. Metton, "An innovative method to assess and manage residual stresses in additively manufactured titanium," *MATEC Web of Conferences*, vol. 321, p. 03030, 2020.

[20] M. Kahlin, H. Ansell, D. Basu, A. Kerwin, L. Newton, B. Smith, and J. Moverare, "Improved fatigue strength of additively manufactured ti6al4v by surface post processing," *International Journal of Fatigue*, vol. 134, p. 105497, may 2020.

[21] T. Persenot, *Fatigue of Ti-6Al-4V thin parts made by electron beam melting.* PhD thesis, 2018. Thèse de doctorat dirigée par Buffière, Jean-Yves Matériaux Lyon 2018.

[22] P. Lhuissier, C. de Formanoir, G. Martin, R. Dendievel, and S. Godet, "Geometrical control of lattice structures produced by EBM through chemical etching : Investigations at the scale of individual struts," *Materials & Design*, vol. 110, pp. 485–493, nov 2016.

[23] T. Persenot, A. Burr, R. Dendievel, J.-Y. Buffière, E. Maire, J. Lachambre, and G. Martin, "Fatigue performances of chemically etched thin struts built by selective electron beam melting : Experiments and predictions," *Materialia*, vol. 9, p. 100589, Mar. 2020.

[24] M. A. Hills, "High cycle fatigue strength of hot isostatically pressed and chemically etched laser powder bed fusion produced Ti-6Al-4V," *International Journal of Fatigue*, 2023.

[25] M. Benedetti, M. Cazzolli, V. Fontanari, and M. Leoni, "Fatigue limit of Ti6Al4V alloy produced by selective laser sintering," *Procedia Structural Integrity*, vol. 2, pp. 3158–3167, 2016.

[26] M. Seifi, A. Salem, D. Satko, J. Shaffer, and J. J. Lewandowski, "Defect distribution and microstructure heterogeneity effects on fracture resistance and fatigue behavior of EBM Ti–6Al–4V," *International Journal of Fatigue*, 2017.

[27] M. Kahlin, H. Ansell, and J. Moverare, "Fatigue behaviour of notched additive manufactured Ti6Al4V with as-built surfaces," *International Journal of Fatigue*, vol. 101, pp. 51–60, Aug. 2017.

[28] H. Masuo, Y. Tanaka, S. Morokoshi, H. Yagura, T. Uchida, Y. Yamamoto, and Y. Murakami, "Effects of Defects, Surface Roughness and HIP on Fatigue Strength of Ti-6Al-4V manufactured by Additive Manufacturing," *3rd International Symposium on Fatigue Design and Material Defects, FDMD 2017*, vol. 7, pp. 19–26, Jan. 2017.

[29] O. Andreau, *Nocivité en fatigue et contrôle de défauts produits par fabrication additive*. PhD thesis, 2019. Thèse de doctorat dirigée par Peyre, PatriceSaintier, Nicolas et Pessard, Etienne Mécanique-matériaux Paris, ENSAM 2019.

[30] H. Masuo, Y. Tanaka, S. Morokoshi, H. Yagura, T. Uchida, Y. Yamamoto, and Y. Murakami, "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, pp. 163–179, dec 2018.

[31] Y. Murakami and M. Endo, "Effects of defects, inclusions and inhomogeneities on fatigue strength," *International Journal of Fatigue*, vol. 16, pp. 163–182, Apr. 1994.

[32] Y. Murakami, "Chapter 2 - Stress Concentration," in *Metal Fatigue* (Y. Murakami, ed.), pp. 11–24, Oxford : Elsevier Science Ltd, Jan. 2002.

[33] AIA, "Recommended Guidance for Certification of AM Component," tech. rep., Aerospace Industries Association (AIA), Feb. 2020. [Online : accès 10 août 2023].

[34] M. Ciavarella and F. Monno, "On the possible generalizations of the Kitagawa–Takahashi diagram and of the El Haddad equation to finite life," *International Journal of Fatigue*, vol. 28, pp. 1826–1837, Dec. 2006.

[35] L. Sheridan, "Stress-defect-life interactions of fatigued additively manufactured alloy 718," *International Journal of Fatigue*, 2021.

[36] M. D. Chapetti, "Fatigue propagation threshold of short cracks under constant amplitude loading," *International Journal of Fatigue*, vol. 25, pp. 1319–1326, Dec. 2003.

[37] B. Vayssette, N. Saintier, C. Brugger, M. Elmay, and E. Pessard, "Surface roughness of Ti-6Al-4V parts obtained by SLM and EBM : Effect on the high cycle fatigue life," *Procedia Engineering*, vol. 213, pp. 89–97, 2018.

[38] H.-S. Kim, "A simple approach for evaluating the stress concentration factor of a corroded surface using the fast Fourier transform," *Engineering Failure Analysis*, 2020.

[39] M. Shamir, "The role of microstructure and local crystallographic orientation near porosity defects on the high cycle fatigue life of an additive manufactured Ti-6Al-4V," *Materials Characterization*, 2020.

[40] G. N. Levy, R. Schindel, and J. Kruth, "Rapid manufacturing and rapid tooling with layer manufacturing (LM) technologies, state of the art and future perspectives," *CIRP Annals*, vol. 52, no. 2, pp. 589–609, 2003.

[41] J.-P. Kruth, G. Levy, F. Klocke, and T. Childs, "Consolidation phenomena in laser and powder-bed based layered manufacturing," *CIRP Annals*, vol. 56, no. 2, pp. 730–759, 2007.

[42] J. M. Wilson, C. Piya, Y. C. Shin, F. Zhao, and K. Ramani, "Remanufacturing of turbine blades by laser direct deposition with its energy and environmental impact analysis," *Journal of Cleaner Production*, vol. 80, pp. 170–178, oct 2014.

[43] F. Edy, V.-D. LE, C. BIERE, M. Perez, E. Pessard, and F. Morel, "From the fatigue properties of ti6al4v produced by ALM selective laser melting process to the mechanical design of an aeronautical part," *MATEC Web of Conferences*, vol. 321, p. 03032, 2020.

[44] C. Emmelmann, P. Sander, J. Kranz, and E. Wycisk, "Laser additive manufacturing and bionics : Redefining lightweight design," *Physics Procedia*, vol. 12, pp. 364–368, 2011.

[45] L. Nouvelle, "Hydrogène, électrique... Comment Safran veut réduire les émissions de CO2 des avions." https://www.usinenouvelle.com/article/hydrogene-electrique-comment-safran-veut-reduire-les-emissions-de-co2-des-avions.N909999.

[46] "ASTM standard F2792, standard terminology for additive manufacturing technologies."

[47] F. Abroug, E. Pessard, G. Germain, and F. Morel, "A probabilistic approach to study the effect of machined surface states on HCF behavior of a AA7050 alloy," *International Journal of Fatigue*, vol. 116, pp. 473–489, nov 2018.

[48] S. Ghouse, S. Babu, R. J. V. Arkel, K. Nai, P. A. Hooper, and J. R. Jeffers, "The influence of laser parameters and scanning strategies on the mechanical properties of a stochastic porous material," *Materials & Design*, vol. 131, pp. 498–508, oct 2017.

[49] M. G. Nicholas and B. Drevet, *Wettability at high temperatures [electronic resource]*. Pergamon, 1999.

[50] C. Leyens and M. Peters, *Titanium and titanium alloys : fundamentals and applications*. John Wiley & Sons, 2003.

[51] R. Filip, K. Kubiak, W. Ziaja, and J. Sieniawski, "The effect of microstructure on the mechanical properties of two-phase titanium alloys," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 133, pp. 84–89, feb 2003.

[52] L. Thijs, F. Verhaeghe, T. Craeghs, J. V. Humbeeck, and J.-P. Kruth, "A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti–6Al–4V," *Acta Materialia*, vol. 58, pp. 3303–3312, may 2010.

[53] W. Burgers, "On the process of transition of the cubic-body-centered modification into the hexagonal-close-packed modification of zirconium," *Physica*, vol. 1, no. 7, pp. 561–586, 1934.

[54] V. Juechter, T. Scharowsky, R. Singer, and C. Körner, "Processing window and evaporation phenomena for Ti–6Al–4V produced by selective electron beam melting," *Acta Materialia*, vol. 76, pp. 252–258, sep 2014.

[55] C. Qiu, N. J. Adkins, and M. M. Attallah, "Microstructure and tensile properties of selectively laser-melted and of HIPed laser-melted Ti–6Al–4V," *Materials Science and Engineering : A*, vol. 578, pp. 230–239, aug 2013.

[56] O. Andreau, E. Pessard, I. Koutiri, J.-D. Penot, C. Dupuy, N. Saintier, and P. Peyre, "A competition between the contour and hatching zones on the high cycle fatigue behaviour of a 316L stainless steel : Analyzed using X-ray computed tomography," *Materials Science and Engineering : A*, vol. 757, pp. 146–159, may 2019.

[57] S. Beretta and S. Romano, "A comparison of fatigue strength sensitivity to defects for materials manufactured by AM or traditional processes," *International Journal of Fatigue*, vol. 94, pp. 178–191, jun 2017.

[58] J. Pegues, M. Roach, R. S. Williamson, and N. Shamsaei, "Surface roughness effects on the fatigue strength of additively manufactured ti-6al-4v," *International Journal of Fatigue*, vol. 116, pp. 543–552, nov 2018.

[59] L. Parry, I. Ashcroft, and R. Wildman, "Understanding the effect of laser scan strategy on residual stress in selective laser melting through thermo-mechanical simulation," *Additive Manufacturing*, vol. 12, pp. 1–15, oct 2016.

[60] S. Leuders, M. Thöne, A. Riemer, T. Niendorf, T. Tröster, H. Richard, and H. Maier, "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, pp. 300–307, Mar. 2013.

[61] A. Cardon, C. Mareau, Y. Ayed, S. Van Der Veen, E. Giraud, and P. Dal Santo, "Heat treatment simulation of ti-6al-4v parts produced by selective laser melting," *Additive Manufacturing*, vol. 39, p. 101766, 2021.

[62] T. Sercombe, N. Jones, R. Day, and A. Kop, "Heat treatment of Ti-6Al-7Nb components produced by selective laser melting," *Rapid Prototyping Journal*, vol. 14, pp. 300–304, sep 2008.

[63] L. Facchini, E. Magalini, P. Robotti, A. Molinari, S. Höges, and K. Wissenbach, "Ductility of a Ti-6Al-4V alloy produced by selective laser melting of prealloyed powders," *Rapid Prototyping Journal*, vol. 16, pp. 450–459, oct 2010.

[64] M. Shunmugavel, A. Polishetty, and G. Littlefair, "Microstructure and mechanical properties of wrought and additive manufactured Ti-6Al-4V cylindrical bars," *Procedia Technology*, vol. 20, pp. 231–236, 2015.

[65] R. Sabban, S. Bahl, K. Chatterjee, and S. Suwas, "Globularization using heat treatment in additively manufactured ti-6al-4v for high strength and toughness," *Acta Materialia*, vol. 162, pp. 239–254, jan 2019.

[66] H. V. Atkinson and S. Davies, "Fundamental aspects of hot isostatic pressing : An overview," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 31, pp. 2981–3000, dec 2000.

[67] F. F. Schmidt and R. A. Wood, "Heat treatment of titanium and titanium alloys," 1966.

[68] M. Takeuchi, Y. Abe, Y. Yoshida, Y. Nakayama, M. Okazaki, and Y. Akagawa, "Acid pretreatment of titanium implants," *Biomaterials*, vol. 24, no. 10, pp. 1821–1827, 2003.

[69] N. Hansen, "Hall–petch relation and boundary strengthening," *Scripta Materialia*, vol. 51, pp. 801–806, oct 2004.

[70] R. K. Nalla, B. L. Boyce, J. P. Campbell, J. O. Peters, and R. O. Ritchie, "Influence of Microstructure on High-Cycle Fatigue of Ti-6Al-4V : Bimodal vs. Lamellar Structures," *Metallurgical And Materials Transactions A*, vol. 33A, pp. 899–918, Mar. 2002.

[71] G. Lütjering and J. C. Williams, *Titanium*. Springer Berlin Heidelberg, 2003.

[72] A. J. Sterling, B. Torries, N. Shamsaei, S. M. Thompson, and D. W. Seely, "Fatigue behavior and failure mechanisms of direct laser deposited ti–6al–4v," *Materials Science and Engineering : A*, vol. 655, pp. 100–112, feb 2016.

[73] J. Günther, D. Krewerth, T. Lippmann, S. Leuders, T. Tröster, A. Weidner, H. Biermann, and T. Niendorf, "Fatigue life of additively manufactured Ti-6Al-4V in the very high cycle fatigue regime," *International Journal of Fatigue*, vol. 94, pp. 236–245, jan 2017.

[74] T. Vilaro, C. Colin, and J. D. Bartout, "As-fabricated and heat-treated microstructures of the Ti-6Al-4V alloy processed by selective laser melting," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 42, pp. 3190–3199, Oct. 2011.

[75] V.-D. Le, E. Pessard, F. Morel, and F. Edy, "Interpretation of the fatigue anisotropy of additively manufactured TA6v alloys via a fracture mechanics approach," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 214, pp. 410–426, jun 2019.

[76] R. Boyer, G. Welsch, and E. Collings, "Materials properties handbook : Titanium alloys, asm international, materials park, oh, 1994," *b) R. Boyer, G. Welsch, EW Collings (Eds.), Materials properties handbook : titanium alloys, ASM International, Materials Park, OH*, p. 490, 1994.

[77] E. Wycisk, A. Solbach, S. Siddique, D. Herzog, F. Walther, and C. Emmelmann, "Effects of Defects in Laser Additive Manufactured Ti-6Al-4V on Fatigue Properties," *8th International Conference on Laser Assisted Net Shape Engineering LANE 2014*, vol. 56, pp. 371–378, Jan. 2014.

[78] T. Persenot, J.-Y. Buffiere, E. Maire, R. Dendievel, and G. Martin, "Fatigue properties of EBM as-built and chemically etched thin parts," *Procedia Structural Integrity*, vol. 7, pp. 158–165, 2017.

[79] C. N. Kelly, N. T. Evans, C. W. Irvin, S. C. Chapman, K. Gall, and D. L. Safranski, "The effect of surface topography and porosity on the tensile fatigue of 3D printed Ti-6Al-4V fabricated by selective laser melting," *Materials Science and Engineering : C*, vol. 98, pp. 726–736, May 2019.

[80] Rumul, "Rumul Cracktronic Brochure - English version." https://www.rumul.ch/pdf/CRACKTRONIC_e.pdf.

[81] AFNOR, "Spécification géométrique des produits (gps) - État de surface : surfacique - partie 2 : Termes, définitions et paramètres d'états de surface," norme, AFNOR.

[82] Y. Murakami and M. Endo, "Effects of hardness and crack geometries on delta k sub th of small cracks emanating from small defects," *Mechanical Engineering Publications, The Behaviour of Short Fatigue Cracks,*, pp. 275–293, 1986.

[83] ASTM, "Standard practice for determining average grain size using electron backscatter diffraction(EBSD) in fully recrystallized polycrystalline materials," norme, ASTM International.

[84] R. D. Pollak and A. N. Palazotto, "A comparison of maximum likelihood models for fatigue strength characterization in materials exhibiting a fatigue limit," *Probabilistic Engineering Mechanics*, 2009.

[85] W. Weibull, "A statistical distribution function of wide applicability," *Journal of Applied Mechanics*, vol. 18, pp. 293–297, 1951.

[86] D. Davies, "The statistical approach to engineering design in ceramics," *Proceeding Brit. Ceram. Soc.*, vol. 22, pp. 429–452, 1973.

[87] F. Hild, "De la rupture des materiaux à comportement fragile," 1992.

[88] V. Argoud, *Caractérisation et modélisation du comportement en fatigue à grand nombre de cycles d'aciers cémentés : application aux systèmes de transmission de puissance pour l'aéronautique*. PhD thesis, 2021. Thèse de doctorat dirigée par Morel, Franck et Pessard, Etienne Mécanique-matériaux Paris, ENSAM 2021.

[89] V.-D. Le, E. Pessard, F. Morel, and S. Prigent, "Fatigue behaviour of additively manufactured Ti-6Al-4V alloy : The role of defects on scatter and statistical size effect," *International Journal of Fatigue*, vol. 140, p. 105811, Nov. 2020.

[90] H. Kitagawa and S. Takahashi, "Applicability of fracture mechanics to very small cracks or the cracks in the early stages," *Proceedings of 2nd international conference on mechanical behavior of materials, Boston*, pp. 627–631, 1976.

[91] M. E. Haddad, T. Topper, and K. Smith, "Prediction of non propagating cracks," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 11, pp. 573–584, jan 1979.

[92] L. Sheridan, "A modified El-Haddad model for versatile defect tolerant design," *International Journal of Fatigue*, vol. 145, p. 106062, Apr. 2021.

[93] P. Merot, *Effet des défauts de fabrication et de corrosion sur le comportement en fatigue d'un acier 316L obtenu par fabrication additive.* PhD thesis, 2021. Thèse de doctorat dirigée par Morel, Franck et Pessard, Etienne Mécanique-matériaux (AM) Paris, HESAM 2021.

[94] W. Pilkey and D. Pilkey, *Peterson's Stress Concentration Factors.* Wiley, 2008.

[95] V.-D. Le, E. Pessard, F. Morel, and S. Prigent, "Effects Of The Surface Roughness And The Porosity On The High Cycle Fatigue Behaviour Of Ti-6al-4v Alloy Obtained By Additive Manufacturing Process,"

[96] D. Taylor, P. Bologna, and K. B. Knani, "Prediction of fatigue failure location on a component using a critical distance method," *International Journal of Fatigue*, 2000.

[97] Y. Nadot and T. Billaudeau, "Multiaxial fatigue limit criterion for defective materials," *Engineering Fracture Mechanics*, no. 73, pp. 112–133, 2006.

[98] Y. Nadot, "Fatigue from Defect : Influence of Size, Type, Position, Morphology and Loading," *International Journal of Fatigue*, 2022.

[99] E. Pessard, M. Lavialle, P. Laheurte, P. Dider, and M. Brochu, "High-cycle fatigue behavior of a laser powder bed fusion additive manufactured Ti-6Al-4V titanium : Effect of pores and tested volume size," *International Journal of Fatigue*, 2021.

[100] E. Pessard, D. Bellett, F. Morel, and I. Koutiri, "A mechanistic approach to the Kitagawa–Takahashi diagram using a multiaxial probabilistic framework," *Engineering Fracture Mechanics*, 2013.

[101] P. Merot, "Observations on the influence of process and corrosion related defects on the fatigue strength of 316L stainless steel manufactured by Laser Powder Bed Fusion (L-PBF)," *International Journal of Fatigue*, 2022.

[102] Chapetti, Kitano, Tagawa, and Miyata, "Fatigue limit of blunt-notched components," *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, vol. 21, pp. 1525–1536, dec 1998.

[103] M. D. Chapetti, T. Kitano, T. Tagawa, and T. Miyata, "Two small-crack extension force concept applied to fatigue limit of blunt notched components.," *International Journal of Fatigue*, 1999.

[104] R. Guerchais, "Micromechanical investigation of the influence of defects in high cycle fatigue," *International Journal of Fatigue*, 2014.

[105] T. NICHOLAS, "Step loading for very high cycle fatigue," *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, vol. 25, pp. 861–869, sep 2002.

[106] B. Gerin, *Modélisation des effets de défauts et d'intégrité de surface sur la tenue en fatigue dans les composants forgés.* PhD thesis, 2016. Thèse de doctorat dirigée par Morel, Franck Pessard, Etienne et Verdu, Catherine Mécanique-matériaux Paris, ENSAM 2016.

[107] W.-J. Tseng, "Notch sensitivity jeopardizes titanium locking plate fatigue strength," 2016.

[108] F. Bridier, D. L. McDowell, P. Villechaise, and J. Mendez, "Crystal plasticity modeling of slip activity in ti–6al–4v under high cycle fatigue loading," *International Journal of Plasticity*, vol. 25, no. 6, pp. 1066–1082, 2009.

[109] S. Hémery, P. Nizou, and P. Villechaise, "In situ sem investigation of slip transfer in ti-6al-4v : Effect of applied stress," *Materials Science and Engineering : A*, vol. 709, pp. 277–284, 2018.

[110] A. Hansen, "The Three Extreme Value Distributions : An Introductory Review," *Frontiers in Physics*, vol. 8, 2020.

[111] "Contribution à la prise en compte des effets du procédé de mise en forme sur la tenue en fatigue des matériaux métalliques,"

[112] F. Abroug, E. Pessard, G. Germain, and F. Morel, "HCF of AA7050 alloy containing surface defects : Study of the statistical size effect," *International Journal of Fatigue*, vol. 110, pp. 81–94, may 2018.

SAFRAN

David MELLÉ

Impact de l'intégrité de surface de composants aéronautiques en Ti-6Al-4V produits par L-PBF, parachevés ou non, sur la durée de vie en fatigue

HESAM UNIVERSITÉ

Résumé : La fabrication additive par fusion laser sur lit de poudre (L-PBF) est un procédé en plein essor, notamment dans le domaine aéronautique, du fait des gains substantiels qu'il permet sur la masse des composants. En revanche, ce procédé n'est encore que peu utilisé sur des composants structurellement chargés du fait des états de surface significativement rugueux qu'il engendre. Ces états de surface sont problématiques notamment du point de vue de la tenue en fatigue de tels composants. Afin d'améliorer cette tenue, des traitements de parachèvement des surfaces sont donc développés. L'objectif de ces travaux de thèse est d'étudier la tenue en fatigue de l'alliage de titane Ti-6Al-4V produit par L-PBF, en présence de différents états de surface produits par parachèvement chimique. Pour ce faire, une vaste campagne expérimentale, menée en deux phases, sur plusieurs géométries d'éprouvettes et sur de multiples états de surface est mise en œuvre. Les différents mécanismes d'amorçage des fissures de fatigue sont identifiés, ainsi que leur évolution en fonction du parachèvement. Une large dispersion matériau est révélée, traduisant un impact fort de la microstructure locale. Une modélisation déterministe basée sur un diagramme de Kitagawa-Takahashi et un modèle de El-Haddad et Topper, étendu aux durées de vies limitées, est proposée. Celle-ci permet d'établir le lien entre porosité critique, contrainte admissible et durée de vie. Une méthode innovante d'identification d'un tel modèle, sans avoir recours à l'intégration d'une loi de propagation de fissure, est imaginée. La possibilité d'identifier une porosité critique au sein d'une population est aussi étudiée. Plusieurs indicateurs basés sur les caractéristiques géométriques des porosités et vallées de surface composant cette population sont évalués pour cela. Tous sont mis en défaut du fait de la forte variabilité de la tenue intrinsèque locale du matériau. De premiers éléments de modélisation probabiliste permettant de tenir compte de cette dispersion matériau sont proposés.

Mots clés : titane, parachèvement chimique, fatigue, intégrité de surface, diagramme de Kitagawa-Takahashi à durées de vie limitées.

Abstract : Laser powder bed fusion (L-PBF) is an additive manufacturing process that has widely grown over the last years, especially in the aerospace industry due to the high potential gains it can bring on pieces of equipment mass. However, this process is still not extensively used on loaded components because of the significantly rough surfaces it generates. These surface states are an issue, in particular regarding the fatigue life of such components. In order to increase the surface fatigue strength, surface finishing processes are developed. The aim of this work is to study the fatigue strength of Ti-6Al-4V titanium alloy produced by L-PBF with different surface states generated by chemical etching. A large experimental campaign is conducted in two phases on several specimen geometries and multiple surface states. The fatigue cracks initiation mechanisms are identified. Their evolution along the etching process is also determined. A large material scatter is exposed. This scatter is attributed to local microstructure characteristics that affect the material strength. A deterministic modelling based on Kitagawa-Takahashi diagram and an El-Haddad and Topper model extended to finite lives domain is proposed. This modelling allows to describe the link between the critical porosity size, the allowable stress and the fatigue life. An innovative methodology allowing to identify such model without the crack propagation behaviour knowledge is developed. The ability to identify the critical porosity in a surface valleys and surface connected porosities population is also studied. Several metrics based on the geometrical characteristics of the valleys and porosities from the population are evaluated. None of these metrics is able to well identify the critical porosity due to the large material scatter observed. Preliminary steps in a probabilistic modelling taking into account this material variability have been proposed.

Keywords : titanium, chemical etching, fatigue life, surface integrity, Kitagawa-Takahashi diagram applied to limited fatigue lives