



HAL
open science

Effet des défauts d'usinage sur la tenue en fatigue de pièces aéronautiques.

Foued Abroug

► **To cite this version:**

Foued Abroug. Effet des défauts d'usinage sur la tenue en fatigue de pièces aéronautiques.. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Ecole nationale supérieure d'arts et métiers - ENSAM, 2018. Français. NNT : 2018ENAM0016 . tel-01816027

HAL Id: tel-01816027

<https://pastel.hal.science/tel-01816027>

Submitted on 14 Jun 2018

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

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

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

Doctorat ParisTech

T H È S E

pour obtenir le grade de docteur délivré par

l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers

Spécialité « Mécanique-Matériaux »

présentée et soutenue publiquement par

Foued ABROUG

Le 23 Avril 2018

Effet des défauts d'usinage sur la tenue en fatigue des pièces aéronautiques

Directeur de thèse : **Guenael GERMAIN**

Co-direction de la thèse : **Franck MOREL**

Co-encadrement de la thèse : **Étienne PESSARD**

Jury :

Benoit FURET, Professeur des universités, Université de Nantes

Joel RECH, Professeur des universités, Université de Lyon, ENISE

Catherine MABRU, Professeur des universités, Université de Toulouse, ISAE

Nicolas GUILLEMOT, Ingénieur de recherche, Airbus Helicopters

Jean Pierre IWANOW, Expert technique, Dassault Aviation

Guenael GERMAIN, Maître de Conférences et HDR, Arts et Métiers - Centre d'Angers

Franck MOREL, Professeur des universités, Arts et Métiers - Centre d'Angers

Étienne PESSARD, Maître de Conférences, Arts et Métiers - Centre d'Angers

Président

Rapporteur

Rapporteur

Examineur

Examineur

Examineur

Examineur

Examineur

T
H
È
S
E

Arts et Métiers ParisTech – Centre d'Angers

Laboratoire Angevin de Mécanique, Procédés et innovAtion (LAMPA)

À ma mère, mon père, mes frères, ma sœur et ma femme,
À mes grandes mères et aux âmes de mes ancêtres,
À mon petit et aux générations futures, je dédie ce travail

Remerciements

Ce travail de thèse de doctorat a été réalisé au sein du Laboratoire Angevin de Mécanique, Procédés et innovAtion (LAMPA), à l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, centre d'Angers. Il fait partie du projet FUI QUAUSI (Usinage haute performance et durable en aéronautique) qui a associé deux laboratoires universitaires (LAMPA et LS2N Carquefou) et huit entreprises (Dassault Aviation, Europe Technologie, Figeac Aéro, Mecachrome, Spring Technologie, Precise, GEBE2 et CETIM).

Je tiens dans un premier temps à remercier le LAMPA, la filiale AMVALOR ainsi que tous les membres du projet QUAUSI qui ont participé activement à la réussite de ce travail et qui m'ont permis de conduire les différentes tâches dans les meilleures conditions.

Je tiens à adresser ma profonde gratitude à mes encadrants durant les années de thèse. Guénaël GERMAIN, directeur de thèse et spécialiste en usinage, Franck MOREL et Étienne PESSARD, respectivement Co-directeur et Co-encadrant de thèse et spécialistes en fatigue des matériaux. Merci de m'avoir accordé votre confiance pour effectuer cette tâche de recherche, de m'avoir encadré et aidé jusqu'au bout. Votre aide précieuse et votre encadrement ont permis de me faire monter en compétences et de valoriser ce travail. Je souhaite adresser un remerciement spécial à Étienne pour tout l'effort et le temps qu'il a investi en moi, depuis le stage de Master et tout le long des années de thèse. Tu m'as appris à être rigoureux dans tout ce que je fais et d'avoir un recul sur mes travaux. Merci beaucoup pour ta confiance, ton encadrement et ton optimisme constant. Tu es pour moi un modèle à suivre.

Je remercie également Camille ROBERT pour ses conseils et son aide précieuse dans la partie de modélisation numérique.

Je présente aussi mes remerciements aux membres de jury, Joel RECH, Catherine MABRU et Nicolas GUILLEMOT, d'avoir accepté de juger mon travail et de l'intérêt qu'ils ont manifesté aux différents résultats obtenus. Je remercie également Benoît FURET, président de jury et Jean Pierre IWANOW, examinateur côté Dassault Aviation qui ont suivi l'avancement des travaux de plus près en tant que membres du projet QUAUSI.

Un grand merci va à mes collègues doctorants coté fatigue qui, avec leurs anciennetés en tant que doctorants, ont participé d'une manière ou d'une autre à mon processus de formation, Merci beaucoup à vous, Benjamin, Viet-duc et Raphaël.

Je remercie sincèrement tous membres du LAMPA qui ont participé de près ou de loin à la réussite de ce travail, pour leur gentillesse, pour les nombreuses discussions amicales autour du déjeuner et professionnelles lors des séminaires du labo. Je remercie chaleureusement Charles, Danny, Julien, Aude, Philippe, Eliane, Amine, Saber, Laurent et Svetlana.

Un remerciement exceptionnel à mon collègue, ami et grand frère, Yessine AYED, pour ces conseils et directions, sa bonne humeur et pour les différents moments qu'on a pu partager autour d'un café ou d'un resto.

Je tiens à remercier les nouveaux membres Linamaria et Idriss qui ont su ajouter un goût spécial à la vie au LAMPA malgré le court temps qu'on a pu partager ensemble.

Je souhaite également exprimer ma gratitude aux belles Christina, Sylvie et Marine, pour leurs amabilités et leurs aides pour la partie administrative, tout au long de la thèse et en particulier lors de la phase de sa finalisation.

Un grand Merci à tous les membres du SATER et en particulier Daniel, Claude, et Jérôme.

Je n'oublie pas de remercier les anciens et nouveaux doctorants notamment walid, Mohamed, Jihed, Benjamin, Wael, HD, Aziz, Sabrine, Mariem, Rihab, Bessam, Hela, Housseem, Mathilde, Benoit, Driss, Edouard, Racha, Imed, Rou, Xiang, Ali, Amandine, Adèle, Hugo, Clément, Vincent et Javier pour la bonne ambiance qu'ils ont établi et pour les bons moments qu'on a partagé ensemble dans l'open-space.

Je tiens à remercier les stagiaires qui viennent au labo en début du printemps, avec le soleil, leur curiosité et leur soif pour la science, ça fait toujours plaisir de vous voir. Je vous remercie tous et en particulier Fares, Ghazi, Ahmed, Chiraz, Mariem, Saleh, Atef, Aymen, Hamza, Yosra, Aida, Amna, Hanen et Tarek.

J'ai passé les derniers mois de la thèse en tant qu'ATER à l'INSA de Lyon, au sein du laboratoire LaMCoS, j'ai fait là-bas une nouvelle famille, des nouveaux collègues qui n'ont cessé de m'encourager et de me souhaiter une bonne chance pour la soutenance, je tiens à les remercier tous, Merci Thomas, Thibaut, Romain, Nicolas, Laetitia, alex, Nawfal, Fabrice, Isabelle, Nahiene, Naïm et Marion. Merci à Najib, Ivan, Amna, Adrien et Thierry. Aussi, je remercie vivement mes collègues du PC, notamment Damien, Denis, Laurent, Guy, Virgile, Pierre, Christophe, Diana, Philippe, Alexandre et Jean-Michel.

Avant de finir, je souhaite exprimer mes remerciements à ma famille et à ma femme qui me supportent, m'encouragent et partagent avec moi les moments heureux et ceux difficiles. J'ai réussi grâce à vous.

Enfin, Merci à tous ceux qui liront ce mémoire.

“Knowledge is power”

Francis Bacon

Table des matières

INTRODUCTION : CONTEXTE INDUSTRIEL ET OBJECTIFS SCIENTIFIQUES	21
--	-----------

CHAPITRE I. ÉTAT DE L'ART : SPECIFICITES DU COMPORTEMENT EN FATIGUE DES PIECES USINEES, DECAPEES ET ANODISEES	27
--	-----------

I.1. Généralités sur la fatigue.....	28
I.1.1. Notion de facteur effectif de concentration de contrainte en fatigue	29
I.1.2. Effet d'échelle sur le comportement en fatigue	30
I.2. Effet de l'usinage et du traitement surface sur la tenue en fatigue.....	32
I.2.1. Effet de l'usinage.....	33
I.2.2. Effet du traitement de surface	44
I.3. Critères d'endurance adaptés à la prise en compte de l'état de surface	48
I.3.1. Approche déterministe locale	49
I.3.2. Approche déterministe non locale.....	54
I.3.3. Approche probabiliste	57
Conclusion.....	63

CHAPITRE II. MATERIAU ETUDIE ET CONDITIONS EXPERIMENTALES.....	65
---	-----------

II.1. Caractéristiques du matériau d'étude	66
II.1.1. Alliage d'aluminium 7050-T7451	66
II.1.2. Composition chimique	67
II.1.3. Microstructure	67
II.1.4. Comportement mécanique monotone et dureté	69
II.2. Caractérisation des défauts de surface sur pièces réelles	71
II.2.1. Surface usinée.....	73
II.2.2. Ressauts d'usinage.....	73
II.2.3. Surfaces vibrées	74
II.2.4. Surface poncée	75
II.3. État et défaut de surface retenus pour les essais sur éprouvette testée en FGNC.....	76
II.3.1. Chargement imposé en fatigue et géométrie d'éprouvette associée	77
II.3.2. Méthodologie suivie pour la fabrication des différents lots étudiés et caractérisation de leur géométrie de surface.....	79
II.3.3. Mesure de contraintes résiduelles par diffraction des rayons X	95
Conclusion.....	98

CHAPITRE III. COMPORTEMENT EN FATIGUE A GRAND NOMBRE DE CYCLES ET MECANISMES D'ENDOMMAGEMENT ASSOCIES	100
--	------------

III.1. État de surface de référence poli	101
---	------------

III.1.1.	Limite de fatigue	101
III.1.2.	Mécanismes d'endommagement	101
III.2.	Effet des défauts artificiels	102
III.2.1.	Limite de fatigue	102
III.2.2.	Mécanismes d'endommagement	105
III.3.	Effet des états de surface usinés.....	108
III.3.1.	État de surface usiné standard U1.1	108
III.3.2.	État de surface à usinage dégradé U4.2	109
III.3.3.	État de surface à usinage dégradé U5.5	112
III.3.4.	État de surface Usiné et présentant un ressaut d'usinage	115
III.3.5.	État de surface Poncé	116
III.4.	Effet du traitement de surface.....	118
III.4.1.	Effet de l'oxydation anodique.....	118
Conclusion.....		122

CHAPITRE IV. MODELISATION DU COMPORTEMENT EN FATIGUE A GRAND NOMBRE DE CYCLES DE L'AL7050 EN PRESENCE DES DIFFERENTS ETATS DE SURFACE 124

IV.1.	Recherche de corrélation entre limite de fatigue et les caractéristiques d'état de surface	125
IV.2.	Critères de littérature estimant l'impact de l'état de surface sur la limite de fatigue	128
IV.3.	Approche probabiliste pour la prise en compte de l'effet de l'état de surface sur la tenue en FGNC	132
IV.3.1.	Démarche probabiliste en surface	132
IV.3.2.	Simulation numérique pour le calcul du facteur d'hétérogénéité de contrainte	134
IV.3.3.	Identification des paramètres du modèle	136
IV.3.4.	Diagramme de Kitagawa pour un seul défaut	138
IV.3.5.	Diagramme de Kitagawa pour plusieurs défauts	141
IV.4.	Approche probabiliste non locale pour la prise en compte de l'effet des défauts de surface sur la tenue en FGNC	142
IV.4.1.	Démarche probabiliste en volume.....	142
IV.4.2.	Identifications des paramètres du modèle et diagramme de Kitagawa pour un unique défaut	144
IV.4.3.	Diagramme de Kitagawa pour plusieurs défauts	145
IV.4.4.	Sensibilité de l'approche volumique à la taille du volume d'influence défini par d^*	146
IV.5.	Application des approches développées aux états de surface usinées en bout.....	148
IV.5.1.	Choix de la taille de maille	148
IV.5.2.	Filtrage des scans obtenus au profilomètre.....	150
IV.5.3.	Analyse du champ de contrainte en surface.....	151
IV.5.4.	Prédiction de la tenue en fatigue dans le cas des états de surfaces usinées et polies	153
IV.6.	Limitations et perspectives.....	155

Conclusion.....	158
CONCLUSION ET PERSPECTIVES	160
ANNEXE A : DETAILS DES MESURES DU PARAMETRE DE RUGOSITE SURFACIQUE SA POUR LES DIFFERENTS ETATS DE SURFACE.	163
ANNEXE B : TRAITEMENT DES SCANS PROFILOMETRIQUE DES ETATS DE SURFACES.	164
ANNEXE C : PLAN DE DEFINITION DES EPROUVETTES.....	165
BIBLIOGRAPHIE	167

Liste des figures

Figure 0.1 : a) secteur principal de pièces usinées, b) répartition des coûts d'obtention des pièces (QUAUSI statistique).....	21
Figure 0.2: étapes de production des pièces aéronautiques.....	21
Figure 0.3: défauts d'usinage: a) ressaut, b) rayure et c) vibrations.....	22
Figure 0.4: synoptique du projet FUI QUAUSI.....	24
Figure I.1: représentation schématique du diagramme de Kitagawa (Thieulot-Laure, et al., 2007).	29
Figure I.2: concentration de contrainte au fond d'un défaut de surface.....	29
Figure I.3: évolution du facteur d'échelle K_e sous sollicitation de flexion avec le diamètre de l'éprouvette (Lu, 2003).....	31
Figure I.4: évolution de limite en fatigue en fonction du diamètre [Papadopoulos 1996].....	31
Figure I.5: variation de la limite de fatigue avec le diamètre de l'éprouvette et le type de chargement (Massonnet, 1955).....	32
Figure I.6: évolution de limite en fatigue en fonction de la longueur d'éprouvette (Pogoretskii, 1965).....	32
Figure I.7: section de coupe: zone déformée (Campbell, 2006).....	34
Figure I.8: a)profil de micro-dureté après usinage en coupe orthogonale et b) profondeur de la couche modifiée en fonction de la vitesse de coupe (Campbell, 2006).....	34
Figure I.9: profil de contraintes résiduelles typique (alliage Al7075-T6, $V=1372$ m/mn, $F_z=0.38$ mm/dent, $a_p=0.76$ mm) (Rao, 2001).....	35
Figure I.10: effet de l'usure en dépouille sur les contraintes résiduelles dans quatre positions différentes (alliage Al7050-T7451) (Tang, 2009).....	35
Figure I.11: évolution des contraintes résiduelles en profondeur suivant le sens a) perpendiculaire et b) parallèle à l'avance (Tang, 2009).....	36
Figure I.12: états de surface générés lors du fraisage en roulant de l'Al 7075-T7351 (Brunet, 1991).....	37
Figure I.13: profils de contraintes résiduelles pour quelques cas d'usinage en roulant (alliage Al7075-T7351) (Brunet, 1991).....	37
Figure I.14: courbe de Wöhler pour les éprouvettes usinées en avalant (alliage Al7075-T7351) (Brunet, 1991).....	38

Figure I.15: courbe de Wöhler pour les éprouvettes usinées en opposition (alliage Al7075-T7351) (Brunet, 1991).	38
Figure I.16: exemple de profil de rugosité et définition des paramètres l_n , R_t et R_{zi}	39
Figure I.17: illustration de la dépendance de la valeur de S_{ku} à l'état de surface (Novovic, 2004).	41
Figure I.18: deux surfaces symétriques ayant les mêmes paramètres de la hauteur (S_a , S_{ku} , S_q et S_z) (tableaux dans a) et b)).	41
Figure I.19: influence de la rugosité sur la tenue en fatigue de l'Al7050-T7451 (Shahzad, 2011).	42
Figure I.20: caractéristiques des éprouvettes de flexion 4 points (Suraratchai, 2008).	42
Figure I.21: courbe de Wöhler pour les différentes conditions de surface (Suraratchai, 2008). ..	43
Figure I.22: états de surface générés lors du fraisage en bout de l'Al 7075-T7351 (Brunet, 1991).	43
Figure I.23: éprouvettes de fatigue en flexion 4 points a) mise en plan et b) faciès de rupture.	43
Figure I.24: courbe de Wöhler obtenue pour le fraisage en bout (Brunet, 1991).	44
Figure I.25: a) alliage d'Al7050-T7451: piqûres de décapage, b) fissuration à partir de piqûres de décapage (Chaussumier, 2013).	45
Figure I.26: courbe de Wöhler de l'Al7010-T7451 après usinage et décapage (Shahzad, 2010). ..	46
Figure I.27: vue de section de l'Al7050-T7451 anodisé à l'acide a) chromique (OAC), b) sulfo-tartrique (TSA) et c) sulfurique (OAS) (Lee, 2012).	46
Figure I.28: résultats de fatigue en flexion 4 points de l'Al7050 après usinage, décapage et anodisation (Chaussumier, 2013).	47
Figure I.29: a) surface usinée: fissuration à partir d'une particule Al_7Cu_2Fe , b) surface anodisée : fissuration à partir d'une piqûre de décapage (Chaussumier, 2013).	47
Figure I.30: a) courbe de Wöhler de l'Al7050-T7451 et b) résultats des essais: état brut (BA), anodisation chromique (CAA), sulfo-tartrique (TAA) et sulfurique (SAA) (Lee, 2012).	48
Figure I.31: faciès de rupture de l'Al7050-T7451 après anodisation a) chromique et b) sulfo-tartrique (Lee, 2012).	48
Figure I.32: relation entre a) ΔK_{th} , b) $\sigma/(Hv+120)$ et \sqrt{area} pour différents défauts et fissures (les lettres et les nombres dans a) correspondent aux matériaux dans (Murakami, 2002)).	49
Figure I.33: a) modélisation des défauts de surface par une succession d'entailles, b) Facteur KI pour des entailles surfaciques périodiques (Murakami, 2002).	50
Figure I.34: différents ratios de (a/2b) pour un acier S45C (Murakami, 2002).	50

Figure I.35: comparaison entre les résultats de fatigue et le modèle de Murakami (Murakami, 2002).....	50
Figure I.36: distribution de contrainte en présence d'une et plusieurs stries en surface de profondeur t et d'espacement b (Arola, 2002).....	51
Figure I.37: profils de rugosité et détermination du rayon associé du fond de la strie (Arola, 2002).....	52
Figure I.38: a) exemple de profil de surface scanné et filtré et b) détermination du facteur de concentration de contraintes par calcul éléments finis (Suraratchai, 2008).....	52
Figure I.39: comparaisons entre les résultats expérimentaux et les prédictions de la limite en fatigue de l'Al7010-T7451 (Suraratchai, 2008).....	53
Figure I.40: présentation schématique du volume du vide du fond du creux présenté par le paramètre $Vv_{(h0.8)}$ (Leach, 2013).....	54
Figure I.41 : comparaison des limites de fatigue obtenues expérimentalement et à l'aide du facteur de concentration de contrainte en fatigue proposé (Souto-Label, 2014).....	54
Figure I.42: a) scan profilométrique à partir d'une surface réelle et b) profils utilisés dans 4 positions horaires de la surface (Ås, 2006).....	55
Figure I.43: a) section de surface simulée montrant le maillage et b) points chauds identifiés (Ås, 2006).....	56
Figure I.44: gradient de contrainte maximale pour toutes les rayures (Ås, 2006).....	56
Figure I.45: schéma des différentes méthodes de détermination du seuil d'endurance proposées par Taylor (Taylor, 1999).....	57
Figure I.46: résultats des différentes méthodes proposées par Taylor pour décrire le seuil d'endurance des fissures courtes (Taylor, 1999).....	57
Figure I.47: définition des paramètres de coupe et de l'angle d'inclinaison de l'outil (Guillemot, 2010).....	58
Figure I.48: distribution de tailles de défauts et probabilité de rupture cumulée associée (Guillemot, 2010).....	60
Figure I.49: mesures de la profondeur des entailles dans deux creux successifs (Guillemot, 2010).	60
Figure I.50: distributions des tailles de défauts expérimentale et simulée (cas d'usinageC2) (Guillemot, 2010).....	61
Figure I.51: diagramme de Kitagawa contenant les résultats expérimentaux et les prédictions pour l'acier 22MnB5 sous 2 types de chargement (Pessard, 2014).	63
Figure II.1: liste des opérations thermomécaniques permettant d'obtenir les alliages d'aluminium Al7xxx (Richard, 2011).....	67

Figure II.2: spectromètre à émissions optiques de type Bruker Q4 TASMAN.....	67
Figure II.3: Microstructure de l'Alu 7050-T7451 (L= sens de laminage ; TL= transversal long ; TC= transversal court).	68
Figure II.4: particules intermétalliques de type Al ₇ Cu ₂ Fe, Al Mg Zn Si et Mg ₂ Si en surface de l'alliage Al7050-T7451.	69
Figure II.5: a) géométrie de l'éprouvette et b) courbes de traction monotone de l'Al7050-T7451 à 0°, 45° et 90° par rapport au sens de laminage.	70
Figure II.6: variation de la micro-dureté Vickers le long de l'épaisseur de la tôle d'Al7050-T7451.	71
Figure II.7: profilomètre optique 3D BRUKER Contour GTK0-X.....	71
Figure II.8 : exemple de surface scannée par profilométrie optique 3D.....	72
Figure II.9: pièces aéronautiques fournies par Figeac Aéro a) et b) ferrures montées au niveau des ailes pour des liaisons pivot de volets et c) cadre en alliage d'aluminium.	72
Figure II.10: surface usinée scannée par profilométrie optique 3D.	73
Figure II.11: surface scannée présentant un ressaut d'usinage en bout.....	74
Figure II.12:surface scannée présentant un double ressaut d'usinage en roulant.	74
Figure II.13:surface vibrée scannée par profilométrie optique 3D.....	75
Figure II.14: surface poncée scannée par profilométrie optique 3D.....	75
Figure II.15: exemple de mesure de rayon du fond d'une strie de ponçage. Le profil est extrait d'une pièce appartenant au partenaire industriel Figeac aéro.....	76
Figure II.16: a) machine de fatigue Rumul Cracktronic. b) distribution des contraintes générées lors de l'essai de flexion. c) éprouvette du lot U5.4-TSA rompue à 856000 cycles pour une contrainte de 140 MPa.....	78
Figure II.17: géométrie de l'éprouvette de flexion plane.	79
Figure II.18: éprouvette polie, état de surface et caractéristiques.....	79
Figure II.19: introduction de défauts artificiels sur éprouvettes par micro-perçage.....	80
Figure II.20: éprouvette avec a) 1 défaut de Ø800, 22 défauts de b) Ø400 et c) Ø600 et d) 44 défauts de Ø400 µm.	81
Figure II.21: scan 3D d'un défaut de Ø800 µm et profil 2D correspondant.....	81
Figure II.22: exemple de faciès de rupture d'éprouvette présentant un défaut hémisphérique (D400-1-4).....	82
Figure II.23: a) état U4.2: usinage + talonnage. b) état U5.5: usinage avec angle d'outil de 0,05°.83	

Figure II.24: centre d'usinage de type KX30 permettant d'obtenir des états de surfaces "usinés" par fraisage en bout.	83
Figure II.25: outil d'usinage par fraisage $\varnothing 10$ mm à 2 dents utilisé pour obtenir les lots d'états de surface U4.2, U5.5 et U 5.4-TSA.....	84
Figure II.26: usinage selon les conditions industrielles U1.1.	84
Figure II.27: Lot U1.1 : mesure de la variation de la rugosité sur la largeur de l'éprouvette (axe Y).....	85
Figure II.28 : profil brut prélevé sur une éprouvette du lot U1.1.....	85
Figure II.29: a) usinage dégradé U4.2. b) variation de la rugosité sur la largeur de l'éprouvette. 86	
Figure II.30: état U4.2 : profil brut prélevé a) au centre de l'éprouvette et b) à 1,3 mm du centre de l'éprouvette.	87
Figure II.31: a) usinage dégradé U5.5. b) variation de la rugosité sur la largeur de l'éprouvette. 87	
Figure II.32: état U5.5 : profil brut prélevé a) au centre de l'éprouvette et b) à 1,3 mm du centre de l'éprouvette.	88
Figure II.33: ressaut d'usinage en bout.....	88
Figure II.34: étapes de ponçage des éprouvettes selon les conditions industrielles a) ponçage à papier grain 40 à l'aide d'une meuleuse vibrante et b) ponçage à papier grain 80 à l'aide d'une meuleuse droite.....	89
Figure II.35:a) état de surface poncé. b) profil brut.....	90
Figure II.36: profils des stries d'usinage et de ponçage.	90
Figure II.37: scans des états de surfaces issus des opérations d'usinage et du ponçage.	91
Figure II.38: profil de surface après a) décapage et b) anodisation TSA.	93
Figure II.39: observation au MEB des défauts de surface d'une éprouvette a) décapée et b) anodisée, c) fractographie d'une éprouvette présentant une couche d'anodisation TSA.	94
Figure II.40: a) éprouvette et b) scan 3D de l'état de surface U5.4-TSA avec zoom sur des piqûres locales.	94
Figure II.41: impact du traitement de surface sur profil de rugosité de surface (lot U5.5 avant et lot U5.4-TSA après traitement de surface).....	95
Figure II.42: a) principe de diffraction des rayons X et b) pic de diffraction.	96
Figure II.43: mesure des contraintes résiduelles a) lot P0 et b) lot U1.1.....	97
Figure III.1: courbe de Wöhler de l'état de surface P0.	101
Figure III.2: faciès de rupture de l'Al7050-Polie. a) inclusion de type Al ₇ Cu ₂ Fe, b) pas d'inclusion mais présence de traces de Mg, Al et Zn.	102

Figure III.3: diagramme de Kitagawa d'essais de fatigue en présence de défauts hémisphériques.	103
Figure III.4: évolution de la limite en fatigue en fonction de nombre de défauts en surface.	104
Figure III.5: a) D100-1-1 : amorçage loin du défaut artificiel, b) et c) site d'amorçage de fissure.	106
Figure III.6: défaut hémisphérique D400-1-7 : amorçage à partir du défaut.....	106
Figure III.7: défaut hémisphérique D400-1-5 : inclusion observée au niveau du site d'amorçage.	106
Figure III.8: zone d'amorçage préférentielle à partir d'un défaut hémisphérique dans le cas de non-présence de particule intermétallique.....	107
Figure III.9: amorçage de fissure de manière aléatoire sur 3néprouvettes contenant 22 défauts de $\varnothing 200 \mu\text{m}$	107
Figure III.10: D800-22-2 : amorçage de 2 fissures indépendantes à partir de deux défauts distincts. Identification de la présence des particules intermétalliques adjacentes à chaque défaut et favorisant l'amorçage de fissure.....	108
Figure III.11: courbe de Wöhler de l'état de surface P0 et U1.1.	108
Figure III.12: état U1.1 : amorçage de fissures à partir des a) particules et b) à partir de la matrice.....	109
Figure III.13: courbe de Wöhler de l'état de surface P0 et U4.2.....	110
Figure III.14: état U4.2 : amorçage de fissures à partir des a) particules et b) à partir de la matrice.....	110
Figure III.15: démarche de localisation des sites d'amorçage des fissures pour le lot U4.2.....	111
Figure III.16: localisation de l'origine d'amorçage des fissures en surface pour l'état U4.2.	112
Figure III.17: courbe de Wöhler des états de surface P0 et U5.5.	113
Figure III.18: localisation des sites d'amorçage de fissures de l'état de surface U5.5.....	114
Figure III.19: U5.5 : faciès de rupture : amorçage à partir de a) particules et b) sans particule observable.....	114
Figure III.20: localisation de l'origine d'amorçage des fissures en surface pour l'état U5.5.	115
Figure III.21: état de surface usiné et présentant un ressaut d'usinage en bout U1.1-Ressaut. .	116
Figure III.22: courbes de Wöhler des états de surface U1.1 et P3.8.....	117
Figure III.23: amorçage de fissure à partir de rayure de ponçage: scan de la face poncée a) avant et b) après fissuration et c) faciès de rupture.	117
Figure III.24: courbes de Wöhler des différents états de surface obtenus par fraisage en bout.	118

Figure III.25: courbes de Wöhler présentant l'influence du TSA sur la limite d'endurance : a) U0.9-TSA et b) U5.4-TSA.	119
Figure III.26: U0.9-TSA : amorçage de fissures à partir des piqûres de décapage.....	119
Figure III.27: coalescence entre des piqûres adjacentes.	120
Figure III.28: U5.4-TSA : amorçage de fissure à partir de piqûres de décapage.....	120
Figure III.29: U5.4-TSA : amorçage de fissure à partir de particule intermétallique.....	121
Figure III.30: U5.4-TSA: amorçage de fissures localisé au fond des stries d'usinage.	121
Figure III.31: limite de fatigue expérimentale en fonction de la concentration de contrainte K_t d'Inglis pour chaque état de surface testé.	122
Figure IV.1: profils de rugosité des différents états de surface.	126
Figure IV.2: Evolution de la limite de fatigue en fonction de la rugosité arithmétique maximale $R_{a_{max}}$	127
Figure IV.3: évolution de la limite de fatigue en fonction de S_a	127
Figure IV.4: évolution de la limite de fatigue en fonction de a) S_q et b) S_z	128
Figure IV.5: comparaison entre les résultats expérimentaux et la prédiction suivant la méthode de Murakami.	129
Figure IV.6: effet du paramètre ρ sur K_t Inglis pour une surface usinée.....	130
Figure IV.7: comparaison entre les résultats expérimentaux et la prédiction suivant le critère De Neuber et d'Arola.	131
Figure IV.8: comparaison entre les résultats expérimentaux et la prédiction suivant la méthode de Souto-Label.....	132
Figure IV.9: définition des deux types de cellules S_p et S_d dans le cas d'une éprouvette contenant a) 1 défaut et b) plusieurs défauts en surface.	135
Figure IV.10: résultats de calcul EF sur une géométrie représentative de la géométrie réelle...	136
Figure IV.11: a) gradient de la contrainte principale maximale pris au point le plus bas au fond du défaut et b) gradient en profondeur tracé pour différentes tailles de défauts. Le chargement appliqué est de 100 MPa.	137
Figure IV.12: variation de la valeur de $Hms^{1/m}$ en fonction de la taille du défaut simulée, $m=17$	138
Figure IV.13: distribution de la contrainte dans le cas d'un défaut de $\varnothing 200 \mu m$ et $\varnothing 800 \mu m$. La contrainte appliquée en surface est de 100 MPa.	138
Figure IV.14: variation de la limite de fatigue prédite en fonction de facteur de forme m	139
Figure IV.15: variation de la limite de fatigue prédite en fonction de facteur d'échelle σ_0	140

Figure IV.16: méthode surfacique : différentes prédiction du comportement en fatigue en fonction du choix du couple (m, σ_0)	140
Figure IV.17: 1 défaut: comparaison entre les résultats expérimentaux et le modèle proposé pour différentes probabilités de rupture.....	141
Figure IV.18: Diagramme de Kitagawa pour l'Al7050 : comparaison entre les prédictions et les résultats expérimentaux.	141
Figure IV.19: nombre de défauts: comparaison entre les résultats expérimentaux et les prédictions de l'approche surfacique.	142
Figure IV.20: a) cas D600-1-4: Le site d'amorçage est compris dans les premiers 50 μm de la surface et b) vue plus proche, la valeur choisie de d^* est de l'ordre de grandeur de grains à l'amorçage.....	143
Figure IV.21: zone considérée dans l'approche volumique: défaut de $\varnothing 400 \mu\text{m}$, $d^* = 50 \mu\text{m}$	143
Figure IV.22: méthode volumique : différentes prédictions du comportement en fatigue en fonction du couple (m, σ_0)	145
Figure IV.23: prédiction du comportement en fatigue avec la méthode surfacique et volumique ($m=22$; $\sigma_0 = 226 \text{ MPa}$).	145
Figure IV.24: nombre de défauts: comparaison entre les résultats expérimentaux et les prédictions de l'approche volumique.	146
Figure IV.25: prédiction du comportement en fatigue avec la méthode volumique avec $d^* = 25, 50, 100$ et $200 \mu\text{m}$	147
Figure IV.26: prédiction du comportement en fatigue avec la méthode volumique avec $d^* = 50 \mu\text{m}$ et le volume total de l'échantillon.	147
Figure IV.27: définition de la cellule S_u dans le cas d'un état de surface usiné.....	148
Figure IV.28: étapes suivies pour la simulation numérique.....	150
Figure IV.29: illustration de l'impact du filtre gaussien sur le profil brut.....	151
Figure IV.30 : état de surface U1.1 a)topologie de surface, b) distribution de la contraintes principale obtenue par calcul EF.	152
Figure IV.31: état de surface U4.2 : comparaison entre les a)résultats expérimentaux d'amorçage de fissures et b) distribution de contraintes obtenues par calcul EF.	152
Figure IV.32: état de surface U5.5 : comparaison entre les a)résultats expérimentaux et b) calcul EF.	153
Figure IV.33: stries d'usinage: comparaison entre les prédictions de l'approche surfacique et les résultats expérimentaux.	154
Figure IV.34: stries d'usinage: comparaison entre les prédictions de l'approche volumique et les résultats expérimentaux.	154

Figure IV.35: Image scan a) avant décapage (Ra4,9-7) et b) après décapage + anodisation(Ra4,9-TSA-7) avec zoom sur des piqûres locales.	155
Figure IV.36 : état de surface P3.8 : a) scan de la zone simulée et b) résultat du calcul EF.	156
Figure IV.37: évolution de la limite de fatigue d'un composant usiné en fraisage (état U1.1) en fonction de sa surface sollicitée. Le point correspond à la limite expérimentale de fatigue sur éprouvettes de l'état U1.1.....	157
Figure IV.38: évolution de la limite de fatigue d'un composant, poli et présentant des défauts hémisphériques de $\varnothing 400\mu\text{m}$ répartis aléatoirement, en fonction de sa surface sollicitée. Le point correspond à la limite expérimentale de fatigue sur éprouvettes de l'état D400-1.....	158
Figure B.1: traitement des scans profilométrique des états de surfaces.	164

Liste des tableaux

Tableau I-1: résultats de fatigue en flexion plane pour différentes méthodes de dépouillement (Guillemot, 2010).....	59
Tableau I-2: approche probabiliste utilisant la combinaison des critères Crossland-Murakami et Crossland-LEFM pour deux cas de chargement (Pessard, 2014).	62
Tableau II-1: Composition nominale en pourcentage massique (%W) de l'alliage 7050.....	67
Tableau II-2: caractéristiques mécaniques de l'Al7050-T7451.....	70
Tableau II-3: tableau récapitulatif des états de surface et défauts retenus.....	77
Tableau II-4: récapitulatif des essais réalisés avec défauts hémisphériques.....	81
Tableau II-5: conditions de coupe pour l'Al7050.	83
Tableau II-6: caractéristiques surfaciques des différents états de surfaces poli, poncé et usinés.91	
Tableau II-7: séquence de traitement de surface de l'Al7050-T7451.....	92
Tableau II-8: caractéristiques surfaciques des différents états de surface anodisés.	95
Tableau II-9: états de surface testés en fatigue.	99
Tableau III-1: StairCase de l'état de surface P0.....	101
Tableau III-2: StairCase des éprouvettes à 1 défaut hémisphérique de \varnothing 400 μ m.....	103
Tableau III-3: StairCase des éprouvettes à 22 défauts hémisphériques de \varnothing 400 μ m.....	103
Tableau III-4: historique des éprouvettes testées selon la méthode Locati.....	105
Tableau III-5: StairCase de l'état de surface U1.1.....	108
Tableau III-6: StairCase de l'état de surface U4.2.....	109
Tableau III-7: StairCase de l'état de surface U5.5.....	112
Tableau III-8: détails des essais de fatigue de type locati des éprouvettes U1.1-Ressaut.....	116
Tableau III-9: StairCase de l'état de surface P3.8.....	116
Tableau III-10: StairCase de l'état de surface U0.9-TSA.....	118
Tableau III-11: StairCase de l'état de surface U5.4-TSA.....	118
Tableau IV-1: expressions du facteur de concentration de contrainte Kt proposées par (Inglis, 1913), (Neuber, 1961) et (Arola, 2002).	129
Tableau IV-2: détermination de Kf Souto-Lebel et prédiction de la limite en fatigue pour les différents états de surface.....	131

Tableau IV-3: paramètres de l'approche surfacique	137
Tableau IV-4: paramètres de l'approche volumique.....	144
Tableau IV-5: comparaison des limites de fatigue expérimentales et prédites pour les états de surfaces anodisées en TSA.	156
Tableau IV-6: comparaison des limites de fatigue expérimentales et prédites pour l'état de surface P3.8.	157

Introduction : contexte industriel et objectifs scientifiques

L'usinage de pièces métalliques est un secteur d'activité générant un chiffre d'affaires de plus de 6 milliards d'Euros. Le domaine de l'aéronautique représente environ 17% de ce montant (figure 0.1-a). Cette activité est aujourd'hui largement automatisée pour les productions de grandes séries. En revanche, les activités de petites et de moyennes séries ont moins de latitude pour automatiser leur production et optimiser leurs coûts de revient. Certaines ont réussi à préserver leur valeur ajoutée jusqu'à présent (aéronautique, énergie, machines spéciales ...), mais elles doivent dorénavant progresser de façon substantielle en matière de productivité et d'innovation pour maintenir leur compétitivité. Les objectifs des travaux de thèse de doctorat présentés dans ce rapport s'intègrent dans cette démarche avec pour finalité la réduction des coûts de finition qui représentent actuellement plus de 20% des coûts de fabrication des pièces aéronautiques (figure 0.1-b).

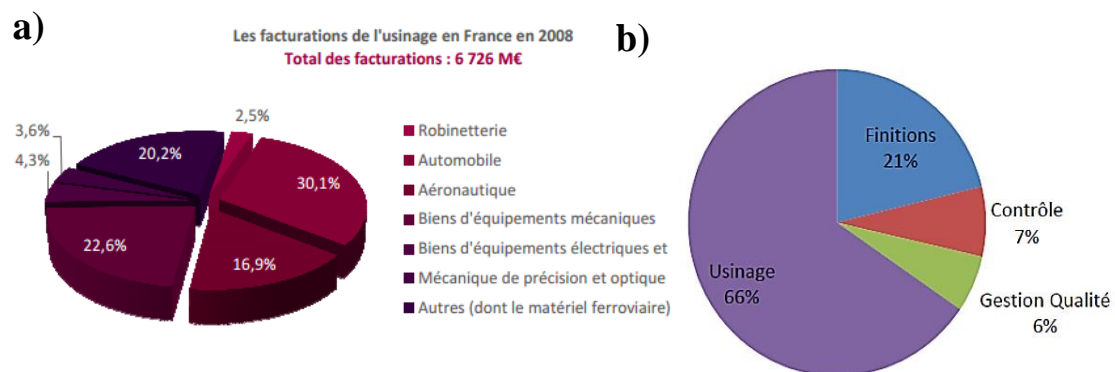


Figure 0.1 : a) secteur principal de pièces usinées, b) répartition des coûts d'obtention des pièces (QUAUSI statistique).

La figure 0.2 présente les étapes de fabrication type pour une pièce aéronautique usinée en alliage d'aluminium. Chacune de ces étapes est indispensable pour la conformité des pièces et génère des défauts qui influencent plus ou moins la tenue en fatigue finale du composant.

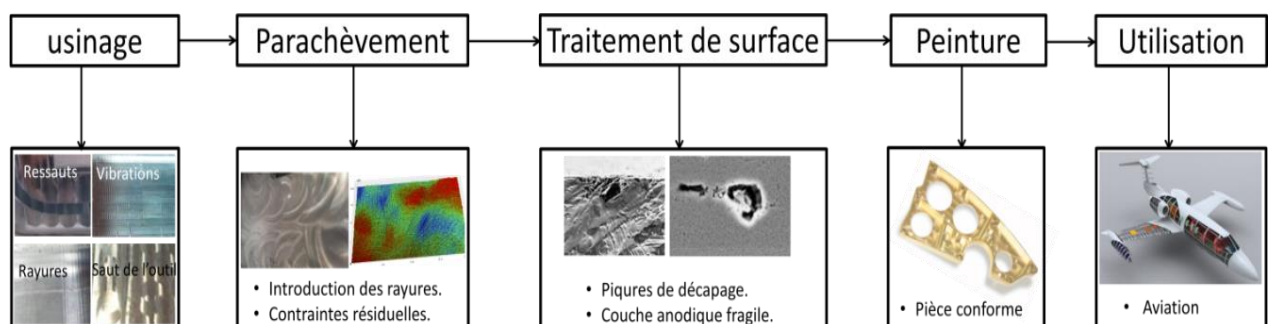


Figure 0.2: étapes de production des pièces aéronautiques.

Une grande partie de pièces aéronautiques est réalisée en fraisage. Ce procédé est contrôlé par des exigences strictes et l'état de surface souvent obtenu est homogène et de faible rugosité ($Ra < 1 \mu m$). Néanmoins, lors de l'opération de fraisage en bout, certains « défauts » de surface (accidentels ou non) peuvent être produits. On peut citer à titre d'exemple le cas du ressaut qui

est une variation d'altitude entre deux passes de coupe successives due au retournement de la pièce, changement d'outil, etc..., et le cas des rayures générées souvent suite à la rupture d'un dent de l'outil d'usinage, ou lors du dégagement de l'outil à l'issu des opérations d'usinage de poches. Dans le cas d'usinage en roulant, des irrégularités de topographie de surface dues à une vibration de l'outil ou de la pièce peuvent également être générées (Figure 0.3).

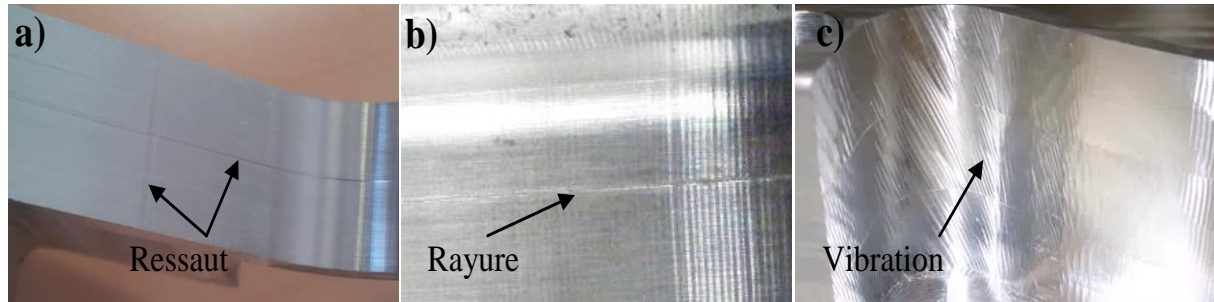


Figure 0.3: défauts d'usinage: a) ressaut, b) rayure et c) vibrations.

Ces différents défauts de surface sont systématiquement éliminés par un procédé de parachèvement pour des raisons à la fois esthétiques et techniques. Ils peuvent bien évidemment causer une concentration de contrainte lors de la mise en service de la pièce et conduire à sa rupture. Lors de l'observation de ces défauts, l'usineur se réfère à ses exigences internes (exemple du partenaire industriel Mecachrome) ou directement à la norme fournie par le client pour définir s'ils sont acceptables ou non. Pour les éliminer, un parachèvement manuel de ponçage de la surface de la pièce usinée est donc souvent nécessaire. Cette opération est systématiquement réalisée si un défaut dépasse les exigences de la norme. Elle est coûteuse en termes de temps et de main d'œuvre. Afin de minimiser son impact sur le coût de fabrication et de maîtriser davantage la qualité d'usinage, plusieurs partenaires industriels et académiques ont travaillé ensemble dans le cadre du projet FUI QUAUSI (Usinage haute performance et durable en aéronautique) qui a débuté en septembre 2014.

Ce projet comprend trois volets principaux :

- La qualification de la pièce qui permet une exploitation optimale des données issues des dispositifs de surveillance des opérations d'usinage, en particulier la surveillance vibratoire des broches. Lors de la création accidentelle d'un défaut d'usinage, il est souvent observé un signal vibratoire particulier de la broche qui peut être utilisé pour accéder au type et à la localisation du défaut. Cette partie fait l'objet de la thèse de Victor Godreau « Extraction de connaissance à partir des données de la surveillance de l'usinage » (université de Nantes, LS2N).
- La caractérisation de l'effet des défauts d'usinage sur la tenue en fatigue des pièces aéronautiques afin de statuer sur la nécessité d'appliquer une opération de parachèvement. L'objectif est la tenue finale du composant. Ces travaux font l'objet de cette thèse. L'effet du traitement de surface sera également discuté.
- Le parachèvement conditionnel qui vise la retouche des zones défectueuses de façon robotisée. De la sorte, le parachèvement de toute la pièce de manière préventive et systématique est évité. Cette partie fait l'objet de la thèse d'Alexandre Ambiehl « Génération conditionnelle de trajectoire de parachèvement robotisée » (université de Nantes, LS2N).

L'un des points forts du projet QUAUSI est qu'il s'appuie sur la collaboration entre différents partenaires industriels (Dassault Aviation : usinage et fabrication d'avions, situé à Seclin ; Europe Technologie : usinage de pièces aéronautiques, situé à Nantes ; Figeac Aéro : usinage et traitement de surface de pièces aéronautiques, situé à Figeac ; Mecachrome : usinage et parachèvement de pièces aéronautiques, situé à Nantes ; Spring Technologies : éditeurs de logiciels d'usinage, situé à Paris ; Precise : fabrication de broches d'usinage, situé à Peillonex ; GEBE2 : robotique, situé à Boufféré et le CETIM : robotique, situé à Senlis) et les laboratoires de recherche (LAMPA : procédé-matériau-durabilité, situé à Angers et LS2N (anciennement IRCCyN) : usinage et surveillance vibratoire, situé à Carquefou) aux compétences complémentaires. Le projet aborde donc des domaines différents tels que l'usinage, le parachèvement, le traitement de surface, la qualité, le traitement de données, l'instrumentation, la robotique et le dimensionnement en fatigue.

La figure 0.4 présente le synoptique du projet ainsi que le rôle de chaque partenaire.

Les travaux décrits dans ce mémoire ne vont pas porter sur les opérations d'usinage en tant que procédé, mais sur l'effet des différentes étapes de fabrication sur la tenue en fatigue de la pièce fabriquée. L'objectif est de répondre à **un des verrous industriels** du projet : fixer des critères de contrôle discriminants qui spécifient l'acceptabilité des défauts d'usinage vis-à-vis des besoins fonctionnels de la pièce, en particulier sa tenue en fatigue. Ceci permettra de décider si la pièce nécessite ou pas le passage par un parachèvement robotisé de type ponçage.

Il est important, pour répondre à ce verrou industriel, de se pencher sur **trois verrous scientifiques** principaux :

1. Quels sont les **mécanismes d'amorçage et de micro-propagation** des fissures de fatigue pour différentes conditions d'intégrité de surface et ceci en lien avec la nature et la géométrie des défauts considérés ? Nous essaierons en particulier d'identifier les paramètres microstructuraux de l'alliage considéré moteurs dans les mécanismes de fatigue. Bien que l'étude concerne essentiellement les défauts d'usinage, nous adresserons la problématique de l'effet des défauts créés par le traitement de surface (décapage et anodisation) afin de mieux comprendre en quoi ces défauts peuvent interagir avec les défauts d'usinage.
2. Peut-on analyser l'impact sur la durée de vie des défauts et de la rugosité induits par les opérations d'usinage sous l'angle des **effets de gradient et des effets de taille** communément observés en fatigue ? Pour répondre à cette question, il est d'abord nécessaire de savoir si l'alliage d'aluminium utilisé dans le projet présente une sensibilité importante aux effets de gradient et de taille. On se penchera en particulier sur le rôle de la taille du volume fortement sollicité sur la réponse en fatigue.
3. Quelle est la modélisation de la résistance en fatigue la plus adaptée à la prise en compte de la grande variété des défauts d'usinage considérés dans ces travaux ? Les différents paramètres de rugosité disponibles dans la littérature suffisent-ils à rendre compte des comportements en fatigue observés expérimentalement ? Faut-il privilégier l'utilisation d'approches locales, non locales, déterministes, probabilistes ... ?

Afin de répondre à ces trois questions, il nous a fallu mettre en place une démarche à la fois expérimentale et de modélisation.

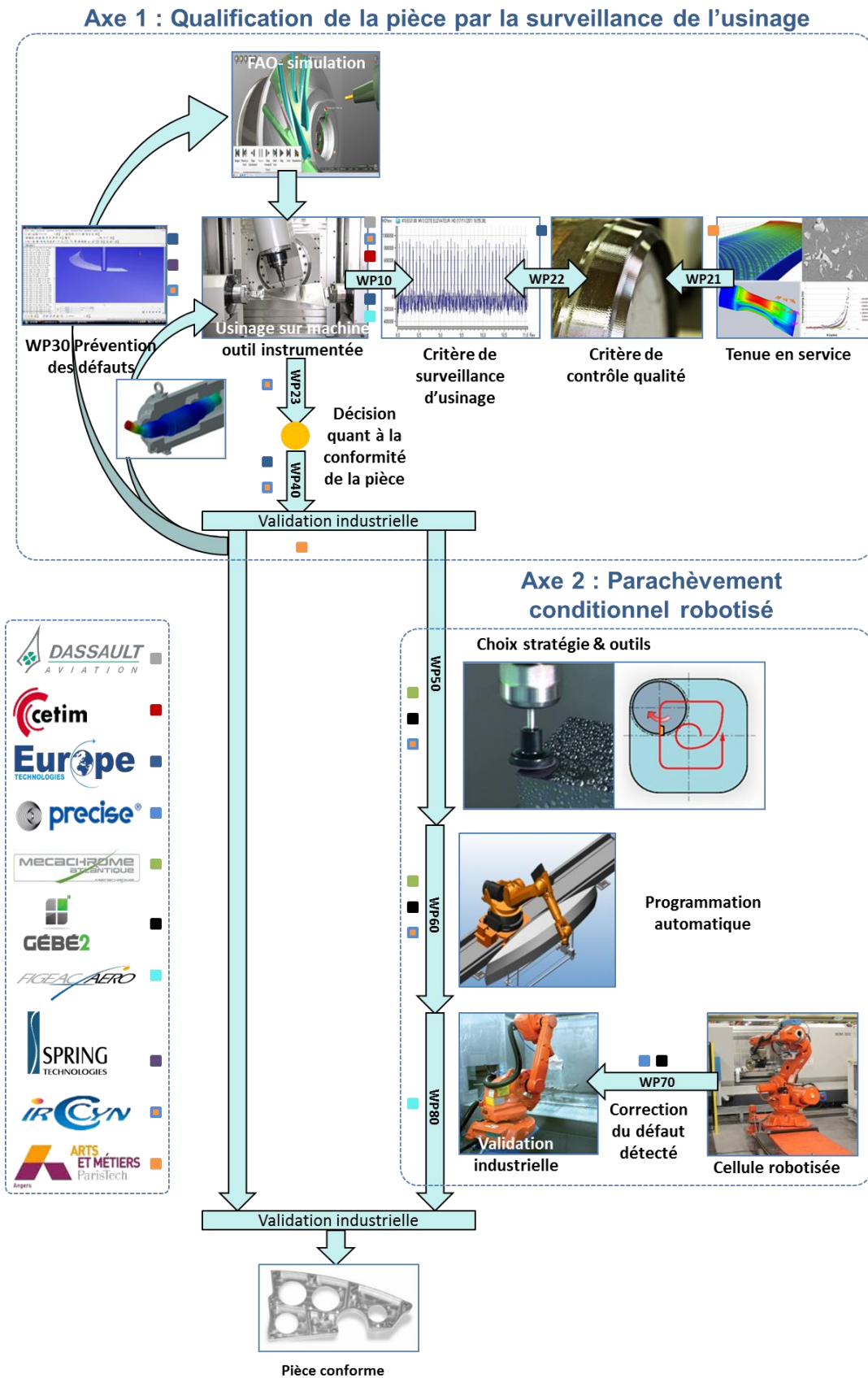


Figure 0.4: synoptique du projet FUI QUAUSI.

De même, pour rester au plus près de la problématique industrielle, de longs temps d'échange avec les partenaires du consortium ont été nécessaires dans la première phase du projet

QUAUSI. Ils ont conduit à la mise en place d'une bibliothèque des défauts (ressaut, vibration, rayure ...) communément observés sur les pièces industriellement usinées. D'un commun accord, plusieurs types de défauts et plusieurs niveaux de rugosité ont été choisis et ont fait l'objet d'une étude approfondie en fatigue.

Un soin particulier a porté sur la préparation des éprouvettes avec des niveaux d'intégrité de surface bien maîtrisés et représentatifs de différentes conditions d'usinage identifiées. Les partenaires industriels du projet ont joué un rôle fondamental dans le bon déroulement de cette phase.

La campagne expérimentale en fatigue conduite comporte des essais « classiques » permettant d'accéder à la tenue en fatigue associée à chaque état de surface et défaut choisi. Le but est de déterminer la criticité de chaque état de surface et défaut sur la résistance en fatigue du matériau. À l'issue de cette campagne, les seuils d'acceptabilité sont définis afin de statuer sur la nécessité de l'opération de parachèvement. L'identification des mécanismes d'endommagement à l'origine de la rupture en fatigue est réalisée pour chacun des états de surface.

Cette campagne présente également des tests beaucoup plus originaux où il s'agit de mettre en évidence quelques traits singuliers du comportement en fatigue en introduisant à la surface polie d'échantillons, de même dimension et forme, des défauts artificiels de géométrie simplifiée. On fait alors varier la taille et le nombre de ces défauts pour accéder à des informations quant aux effets de gradient et de taille.

La dernière partie de l'étude concerne la mise en place d'une modélisation adaptée à la prise en compte des effets d'intégrité de surface sur le comportement en fatigue de pièces en présence de différents états de surface et types de défaut. La diversité (en taille et géométrie) des défauts de surface à considérer est telle qu'une approche non locale est adoptée. Une modélisation numérique est mise en place pour connaître la distribution de contraintes en fonction de l'état de surface étudié. Une approche probabiliste basée sur le concept du maillon le plus faible est finalement proposée pour tenir compte de l'ensemble des résultats expérimentaux.

Pour ce qui est de l'organisation du rapport reprenant la démarche décrite succinctement ci-dessus, il a été choisi de décomposer la présentation des travaux en quatre chapitres proposant des résultats indépendants, mais complémentaires.

Le **chapitre I** présente l'état de l'art. Il résume les travaux les plus pertinents qui traitent des différents aspects de l'effet de l'usinage UGV et le traitement de surface sur l'intégrité de surface des alliages d'aluminium de la série 7000. Ce chapitre aborde également l'effet de chacun des paramètres d'intégrité de surface (rugosité, contraintes résiduelles, microstructure) sur le comportement en fatigue des matériaux métalliques et en particulier du matériau de l'étude, l'alliage d'aluminium Al7050. Enfin, les principales approches de modélisation utilisées pour la modélisation du comportement en fatigue des composants avec des défauts de surface sont détaillées.

Dans le **chapitre II**, les détails de la campagne expérimentale sont présentés. D'abord, les caractéristiques mécaniques et microstructurales de l'alliage Al 7050-T7451 sont décrites. Ensuite, les différents états de surface et défauts d'usinage détectés à la surface de pièces industrielles sont répertoriés et analysés. Certains de ces états de surface sont sélectionnés pour être testés en fatigue. Un état de surface poli est choisi comme référence. Des lots présentant sur

Introduction : Contexte industriel et objectifs scientifiques

la surface polie des défauts hémisphériques (défauts artificiels) de différentes tailles et en nombre plus ou moins important sont également testés. Les essais de fatigue sont de flexion plane avec un rapport de charge négatif $R=-1$. Toutes les surfaces ont été scannées à l'aide d'un profilomètre 3D avant sollicitation. Des mesures de contraintes résiduelles sont également conduites.

Le **chapitre III** traite les résultats des essais conduits avec un accent particulier sur les mécanismes d'endommagement associés à chaque état de surface. Concernant les défauts hémisphériques, l'effet de la taille et du nombre de défauts sur la tenue en fatigue est présenté et discuté. Quant aux états de surface issus de l'usinage, on tente de lier la rugosité de surface et la géométrie des stries à l'abatement en fatigue. La profondeur, l'acuité et la taille des défauts de surface sont considérées comme des facteurs potentiellement aggravants pour la tenue en fatigue.

Au **chapitre IV** les prédictions issues de différentes approches de modélisation sont analysées et comparées aux données expérimentales exposées au chapitre III. Des approches empiriques et probabilistes sont utilisées. On tente, avec un modèle probabiliste, de rendre compte des effets de taille induits par l'augmentation du volume fortement sollicitée. Le cas des défauts artificiels ainsi que celui des surfaces usinées sont analysés sous l'angle de cette approche.

Pour finir, les principales conclusions sont rappelées et des perspectives sont proposées.

Chapitre I : État de l'art : Spécificités du comportement en fatigue des pièces usinées, décapées et anodisée

Chapitre I. État de l'art : Spécificités du comportement en fatigue des pièces usinées, décapées et anodisées

Les modifications d'intégrité de surface induites par les opérations d'usinage peuvent détériorer de manière importante la réponse en fatigue. De nombreuses études expérimentales ou de modélisation ont porté sur cette problématique et certaines approches plus ou moins élaborées ont pu être établies.

Comme la littérature scientifique est abondante sur le sujet, nous avons choisi de consacrer ce chapitre à un état de l'art relatif au comportement en fatigue des alliages métalliques seuls et plus particulièrement des alliages d'aluminium appartenant à la série 7000 (alliage aluminium-Zinc-cuivre) soumis à des opérations d'usinage. Après quelques rappels généraux sur le comportement en fatigue, en particulier les effets de gradient et d'échelle, l'étude traite du lien entre les **différentes étapes de fabrication des pièces aéronautiques en alliage d'aluminium 7050 et la tenue mécanique résultante**. Il sera question des étapes d'usinage UGV et de traitement de surface (décapage + anodisation) considérées comme les plus problématiques pour la tenue en fatigue (Shahzad, 2011). L'amorçage des fissures en fatigue se produisant majoritairement en surface, **l'influence des caractéristiques d'intégrité de surface (rugosité, écrouissage, contraintes résiduelles)** est plus particulièrement discutée.

Les effets de micro-géométrie de surface et les effets de défaut ont fait l'objet de nombreuses propositions de modélisation. Nous ferons le point sur les principales approches de la littérature en décrivant des méthodes locales et non locales. Certaines approches probabilistes en fatigue seront également décrites et discutées.

I.1. Généralités sur la fatigue

La fatigue est une succession de mécanismes qui modifie localement les propriétés d'un matériau sous l'action de contraintes ou déformations variables. Ces mécanismes peuvent entraîner la formation et/ou la propagation de fissures et éventuellement la rupture de la structure. L'une des difficultés de la prédiction de la tenue en fatigue des matériaux métalliques réside dans la complexité et la variété des mécanismes d'endommagement mis en jeu. Ces mécanismes sont hélas très dépendants à la fois de la nature du matériau en particulier de ses hétérogénéités microstructurales et du type de chargement appliqué.

A l'échelle macroscopique, les mécanismes d'endommagement en fatigue des matériaux métalliques peuvent être classés en deux familles dépendant de la présence de défaut ou non. Précisons que le terme défaut sera employé dans l'ensemble du mémoire comme un terme général pouvant à la fois décrire un défaut au cœur du matériau comme une porosité ou une inclusion, mais également un défaut de surface comme une rayure. Le terme défaut définira donc pour notre étude une source de concentration de contrainte susceptible de localiser l'amorçage en fatigue à cœur ou en surface.

L'amorçage de fissure dans les métaux est bien souvent contrôlé par la plasticité locale à l'échelle de la microstructure. La morphologie, la taille et l'orientation cristallographique sont alors des facteurs qui pilotent la localisation de l'amorçage (Guerchais, 2014) (Sauzay, 2010).

En présence de défauts de taille suffisante, l'amorçage est dû à la présence de la concentration de contrainte. Si la microstructure joue toujours un rôle, la taille et la forme des défauts sont en revanche les paramètres du premier ordre à considérer pour la prédiction du comportement en fatigue (Murakami, 2002).

Le diagramme de Kitagawa (Kitagawa, 1976) représentant l'évolution de la limite d'endurance avec la taille de fissure (ou défaut) permet de synthétiser la présence de ces deux types de comportements (Figure I.1). Pour de faibles tailles de fissure, le matériau se comporte comme un matériau sain. La chute de la tenue en fatigue avec l'augmentation de la taille de fissure ne se produit qu'au-delà d'une taille critique. Cette notion de taille critique de fissure a_0 utilisée notamment par El Haddad (El Haddad, et al., 1979), permet d'établir un lien entre le seuil d'endurance du matériau sain et le seuil de propagation de fissures longues.

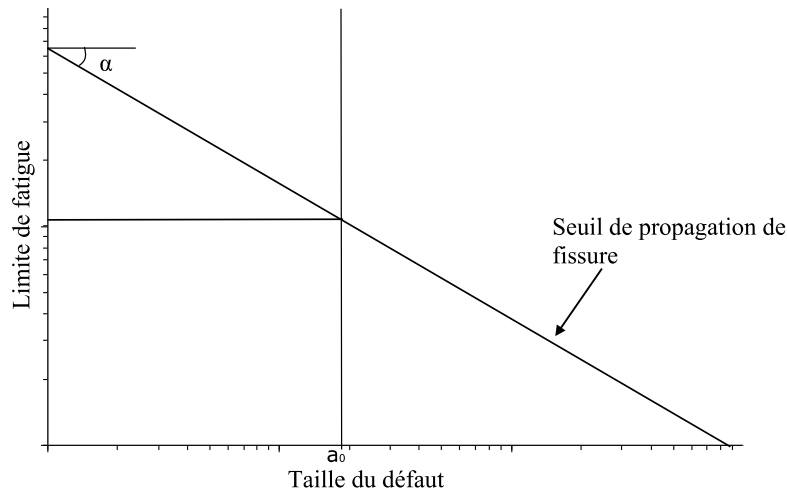


Figure I.1: représentation schématique du diagramme de Kitagawa (Thieulot-Laure, et al., 2007).

I.1.1. Notion de facteur effectif de concentration de contrainte en fatigue

La tenue en fatigue d'un matériau est généralement identifiée en laboratoire à partir d'essais mécaniques sur des éprouvettes dont la partie utile est polie. Cette préparation permet d'éviter tout effet de surface et d'évaluer les caractéristiques en fatigue « intrinsèques » du matériau. Cependant, lorsqu'un composant est usiné ou forgé, sa durée de vie ne dépend plus uniquement des caractéristiques intrinsèques du matériau, mais également de son intégrité de surface.

Par exemple, pour un composant présentant, un défaut de surface de profondeur a et de rayon de fond ρ et sollicité à un chargement de traction σ , une simple analyse en élasticité linéaire peut montrer que la contrainte générée est maximale au fond du défaut (σ_{max}) et se stabilise progressivement en profondeur (Figure I.2).

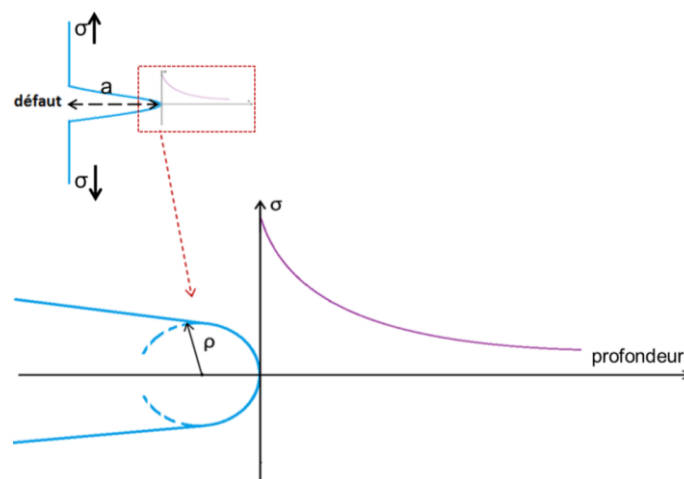


Figure I.2: concentration de contrainte au fond d'un défaut de surface.

Les irrégularités ou défauts de surface génèrent des concentrations de contrainte. Le rapport de la contrainte maximale générée σ_{max} par la présence du défaut et la contrainte nominale loin de la concentration de contrainte notée usuellement σ_{∞} définit le facteur de concentration de contrainte K_t :

$$K_t = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_{\infty}} \quad (1)$$

Le K_t est le plus souvent défini via la contrainte appliquée selon l'axe de chargement. Des relations empiriques et abaques permettent d'ailleurs d'estimer la valeur du K_t pour des géométries simples (Inglis, 1913) (Peterson, 1974) (Arola, 2002) (Neuber, 1961).

La présence d'un défaut et donc d'un fort gradient de contrainte et d'une éventuelle plasticité locale rend l'estimation de la tenue en fatigue via la concentration de contrainte calculée en élasticité discutable. Il existe cependant des relations empiriques qui lient le K_t au facteur effectif de concentration de contrainte K_f . Ce facteur effectif de concentration de contrainte représente le rapport entre la limite en fatigue d'une éprouvette avec et sans défaut (ou entaille) :

$$K_f = \frac{\sigma_{D_{\text{composant sans défaut}}}}{\sigma_{D_{\text{composant avec défaut}}}} \quad (2)$$

(Peterson, 1974) propose une relation qui relie K_t à K_f en intégrant un paramètre qui reflète la sensibilité du matériau étudié à l'entaille créée via l'expression :

$$K_f = 1 + (K_t - 1)q \quad \text{avec} \quad q = \frac{1}{1 + \alpha/\rho} \quad (3)$$

où α est une constante matériau qui dépend de la nature du matériau (0.51 mm pour les alliages d'aluminium (Dowling, 2013)).

I.1.2. Effet d'échelle sur le comportement en fatigue

Selon la littérature (Lu, 2003), l'effet d'échelle en fatigue est défini par le fait que deux pièces ayant la même forme, mais de taille différente n'ont pas la même limite de fatigue. Ce phénomène peut avoir différentes causes :

- Origine mécanique : l'exemple d'une éprouvette entaillée peut être considéré. Si cette éprouvette est soumise à un chargement de traction-compression alterné, un gradient de contrainte est généré au fond de l'entaille. La variation du gradient avec l'augmentation de la taille de l'éprouvette peut être à l'origine d'une variation de la tenue en fatigue.
- Origine technique: en augmentant les dimensions d'une pièce, le résultat d'un même procédé industriel peut faire varier les gradients de microstructure (par exemple traitement thermique de trempe). Le gradient de propriétés mécaniques de la matière est d'autant plus important que les dimensions de la pièce augmentent, ce qui influence par conséquent sa tenue en fatigue.
- Origine statistique : en augmentant les dimensions de la pièce, la probabilité de rencontrer un défaut critique à l'origine de l'amorçage de la fissure est plus importante (inclusion intermétallique, pore, rayure, etc...). La pièce ayant les dimensions les plus grandes aura de ce fait une limite en fatigue plus faible.

Il est important dans certains cas d'étude de prendre en compte l'effet d'échelle afin de bien relier la taille du composant (ou de l'éprouvette) à sa limite de fatigue. À partir d'une limite de fatigue de référence d'une éprouvette de dimensions connues, le CETIM (Lu, 2003) propose à

travers l'exemple présenté dans la Figure I.3, de relier, pour une large gamme de nuances d'acier, la limite de fatigue d'éprouvettes polies à leurs diamètres. Le rapport entre la limite de fatigue de l'éprouvette et celle de référence est donné par le coefficient d'effet d'échelle K_e . En revanche, les résultats proposés par le CETIM montrent une grande dispersion.

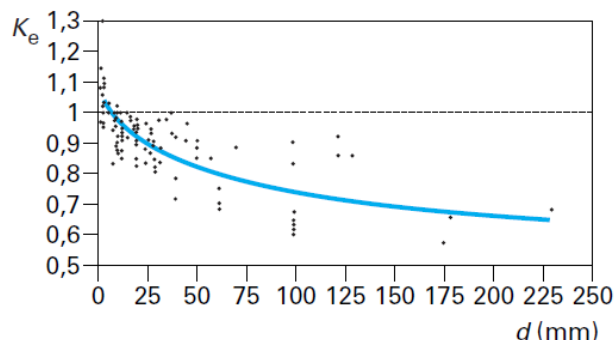


Figure I.3: évolution du facteur d'échelle K_e sous sollicitation de flexion avec le diamètre de l'éprouvette (Lu, 2003).

Différentes études de la littérature portant sur des aciers (Moore, 1943) (Massonnet, 1955) (Pogoretskii, 1965) (Papadopoulos, 1996) conduisent au même constat de chute de la limite d'endurance en flexion avec l'augmentation du diamètre de l'éprouvette. Comme pour la référence précédente (Lu, 2003), cette variation de limite d'endurance est due à la superposition de l'effet du gradient et l'effet d'échelle (Figure I.4). Dans le cas où l'effet de gradient est éliminé, comme en traction-compression alternée où seul l'effet d'échelle est mis en jeu, Massonnet a montré que la variation de la limite de fatigue est plus faible (Figure I.5) (Massonnet, 1955).

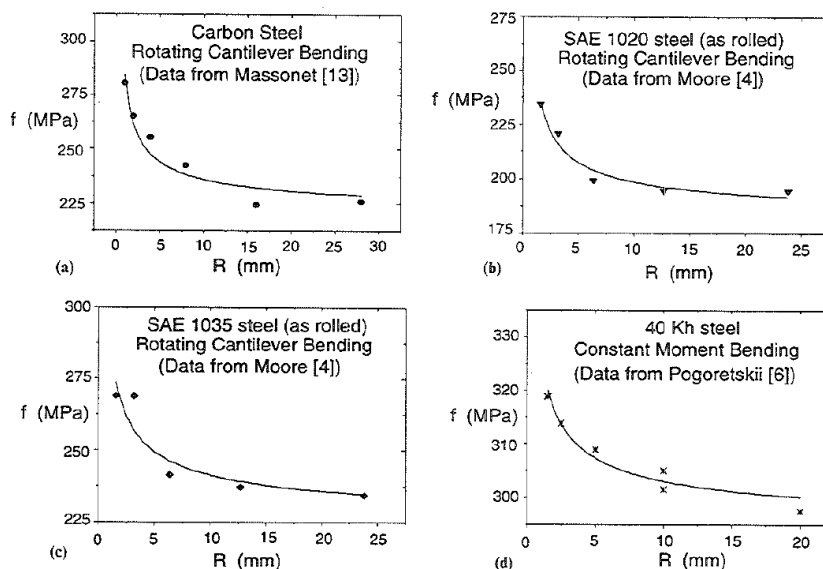


Figure I.4: évolution de limite en fatigue en fonction du diamètre [Papadopoulos 1996].

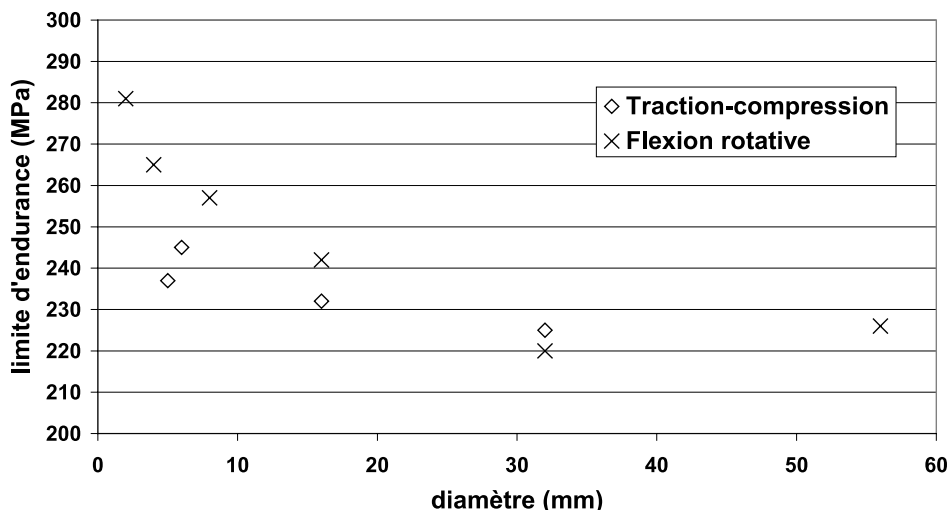


Figure I.5: variation de la limite de fatigue avec le diamètre de l'éprouvette et le type de chargement (Massonnet, 1955).

Des essais de flexion rotative sur éprouvettes cylindriques de même rayon mais de longueur différentes ont été menés par Pogoretskii et Karpenko (Pogoretskii, 1965)(Figure I.6). Ces essais conduits avec le même gradient de chargement sur un acier noté 40Kh permettent d'illustrer l'effet de volume seul. Pour ce couple matériau-charge, la limite d'endurance chute linéairement et de manière prononcée avec la longueur d'éprouvette (Figure I.6).

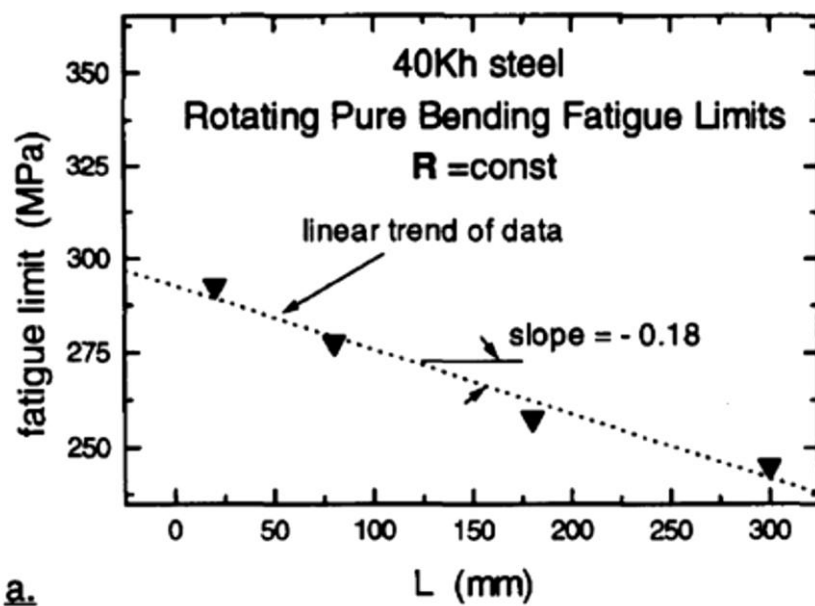


Figure I.6: évolution de limite en fatigue en fonction de la longueur d'éprouvette (Pogoretskii, 1965).

I.2. Effet de l'usinage et du traitement surface sur la tenue en fatigue

L'intégrité de surface résultant d'un procédé de forgeage ou d'usinage ainsi que les défauts internes de type porosité causés par un procédé de fabrication additive ou de fonderie affectent de manière directe la tenue en fatigue du composant fabriqué. Les traitements de surface appliqués pour optimiser la tenue mécanique (grenailage, cémentation, nitruration) ou encore

Chapitre I : État de l'art : Spécificités du comportement en fatigue des pièces usinées, décapées et anodisée

la résistance à la corrosion (OAC, TSA) sont également des étapes de fabrication très impactantes sur la tenue en fatigue du composant finale.

Dans la suite de ce chapitre, les études de la littérature abordant l'effet du procédé d'usinage et/ou du traitement d'anodisation sur l'intégrité de surface des pièces d'aluminium seront présentées. L'impact de ces étapes de fabrication sur la tenue en fatigue sera en particulier discuté.

I.2.1. Effet de l'usinage

L'impact d'une opération d'usinage sur l'intégrité de surface est directement dépendant du chargement thermomécanique local subi par la pièce. L'impact des paramètres de coupe sur les caractéristiques d'intégrité de surface est donc un problème complexe. Historiquement, cette problématique a principalement été étudiée de manière expérimentale (Brunet, 1991) (Rao, 2001) (Kalvoda, 2009). Le développement de la simulation numérique de l'usinage est un problème d'actualité largement abordé dans la littérature. L'un des objectifs des approches numériques à l'échelle macroscopique (Valiorgue, 2012) (Ayed, 2016) ou plus récemment à l'échelle de la microstructure (Arisoy, 2016) (Rentsch, 2017) est de prédire l'intégrité de surface (contraintes résiduelles, microstructure, niveau de déformation plastique...) résultant de l'opération de coupe.

Le présent travail n'abordera pas l'impact sur la tenue en fatigue des paramètres d'usinage, mais plutôt de l'intégrité de surface résultant d'une opération d'usinage, en particulier pour une opération de fraisage.

L'opération d'usinage va sensiblement modifier l'intégrité de surface des pièces fabriquées. Rappelons que l'intégrité de surface est un terme général intégrant un certain nombre de caractéristiques, qui sont d'ordre :

- métallurgiques : gradient d'écrouissage et éventuellement de composition.
- mécaniques : gradient de contraintes résiduelles.
- géométriques : topologie de surface induite par le procédé.

I.2.1.1. Paramètre métallurgique : écrouissage de la surface.

L'impact de l'usinage sur la microstructure en extrême surface d'un alliage d'aluminium 7075-T651 a été étudié par Campbell (Campbell, 2006). Des essais de tournage à différentes vitesses de coupe et pour différents angles de coupe ont été réalisés. Après usinage, Campbell a constaté la présence d'une couche très écrouie en extrême surface comme le montre la Figure I.7.

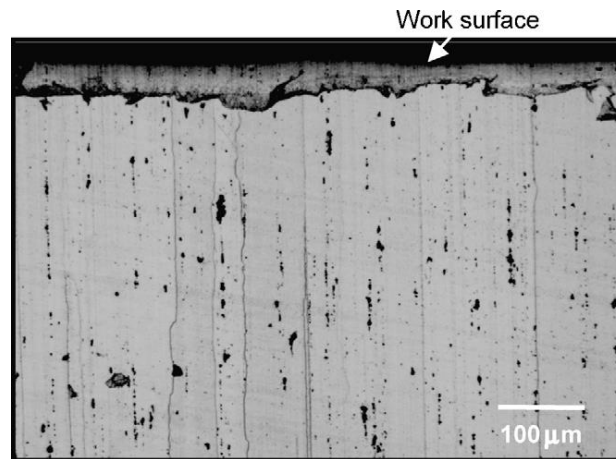


Figure I.7: section de coupe: zone déformée (Campbell, 2006).

Les mesures de micro-dureté réalisées par Campbell montrent que cette couche en extrême surface présente une dureté plus faible de l'ordre de 10% par rapport au matériau à cœur (Figure I.8-a). L'épaisseur de la couche déformée augmente en fonction de la vitesse de coupe et atteint un maximum d'environ 30 μm pour les plus fortes vitesses de coupe (Figure I.8-b).

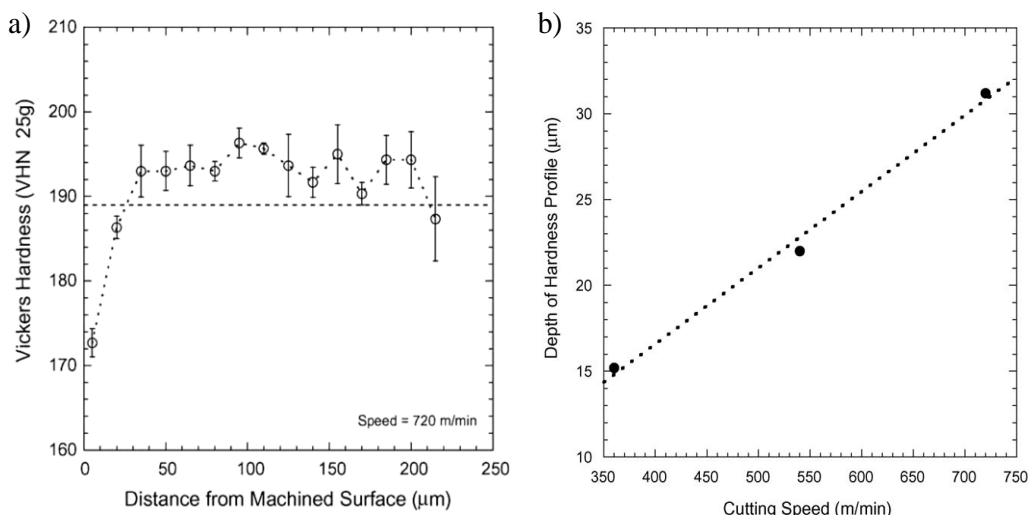


Figure I.8: a) profil de micro-dureté après usinage en coupe orthogonale et b) profondeur de la couche modifiée en fonction de la vitesse de coupe (Campbell, 2006).

Suraratchai (Suraratchai, 2008) a quant à lui étudié la microstructure en extrême surface issue d'une opération de fraisage en bout sur l'alliage Al7010. Ses observations macroscopiques et mesures de micro-dureté montrent que pour ses différentes conditions de coupe la microstructure ne semble pas affectée par l'opération d'usinage.

Ce résultat est en accord avec de nombreuses études conduites en fraisage en bout sur des alliages d'aluminium (Brunet, 1991), mais également sur des aciers (Guillemot, 2010) qui montrent que l'opération d'usinage n'impacte pas la microstructure en extrême surface. Cette conclusion est bien évidemment dépendante de l'échelle d'observation.

I.2.1.2. Aspect mécanique : les contraintes résiduelles.

Les contraintes résiduelles sont les contraintes présentes dans une pièce sans que celle-ci ne soit soumise à un quelconque chargement extérieur. Les contraintes résiduelles générées par des

opérations de mise en forme sont souvent situées en surface. Il est important de les connaître car elles modifient le type de chargement localement imposé à la structure et impactent ainsi sa tenue en fatigue. Leur évolution au cours du cyclage doit également être connue afin de pouvoir prendre en compte les éventuels effets de relaxation.

Il existe de nombreux travaux relatifs à l'effet du procédé d'usinage sur la génération des contraintes résiduelles. D'après la littérature, les contraintes résiduelles introduites par l'usinage sont très dépendantes des conditions de coupe. (Rao, 2001) a étudié l'effet de la variation des conditions de coupe UGV en fraisage en bout sur l'intégrité de surface d'un alliage d'aluminium Al7075-T6 pour deux outils de coupe différents (carbure et diamant). Rao a modifié les conditions de coupe afin d'obtenir 15 combinaisons différentes et a mesuré les contraintes résiduelles pour chacune d'elles. Il a constaté que les contraintes résiduelles sont principalement de compression, leurs valeurs peuvent atteindre -250 MPa et sont concentrées sur les 40 premiers μm de la surface. Un exemple de profil est présenté sur la Figure I.9 :

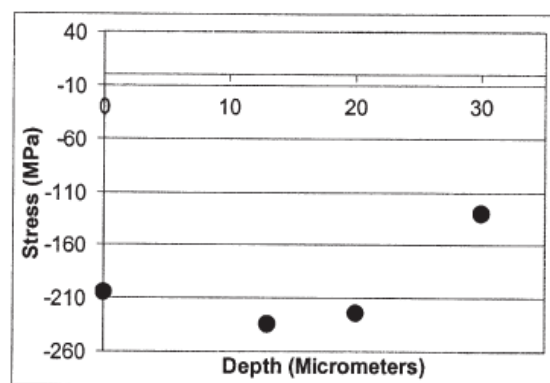


Figure I.9: profil de contraintes résiduelles typique (alliage Al7075-T6, $V=1372$ m/mn, $F_z=0.38$ mm/dent, $a_p=0.76$ mm) (Rao, 2001).

(Tang, 2009) a étudié l'effet de l'usure en dépouille d'un outil de coupe utilisé en fraisage UGV en bout sur la génération des contraintes résiduelles dans un alliage d'aluminium 7050-T7451. Tang a réalisé ses essais en fraisage avec un outil de diamètre $\varnothing 32$ mm à plaquette carbure et a mesuré l'évolution des contraintes résiduelles tout au long de la durée de vie de l'outil. Il montre que les contraintes résiduelles mesurées en 4 points différents sur la surface augmentent avec l'usure de l'outil quantifiée via l'usure en dépouille (Figure I.10).

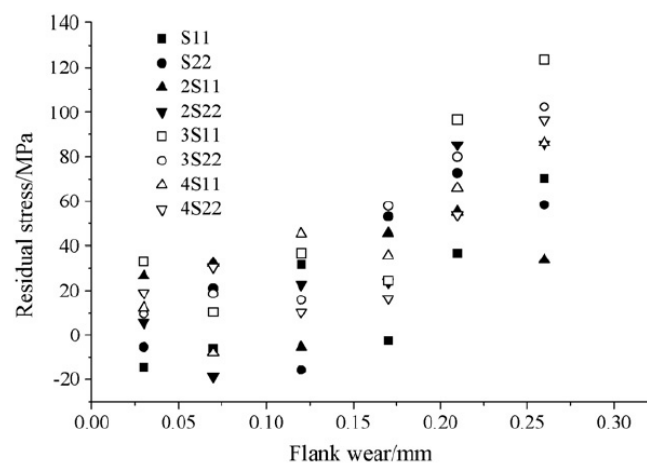


Figure I.10: effet de l'usure en dépouille sur les contraintes résiduelles dans quatre positions différentes (alliage Al7050-T7451) (Tang, 2009).

En sous-couche, les contraintes résiduelles ont été mesurées pour deux niveaux d'usure différents. La Figure I.11 présente leurs évolutions en profondeur suivant le sens perpendiculaire (Figure I.11-a) et parallèle (Figure I.11-b) à l'avance. Les contraintes passent de la traction en surface (sur les 10 premiers μm) à la compression en sous couche avant de s'annuler aux alentours de 60 μm .

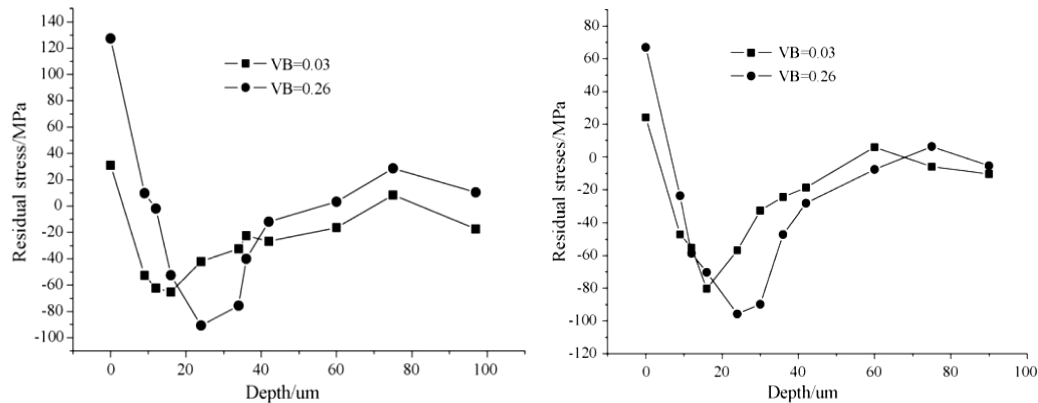


Figure I.11: évolution des contraintes résiduelles en profondeur suivant le sens a) perpendiculaire et b) parallèle à l'avance (Tang, 2009).

Concernant l'effet des contraintes résiduelles issues de l'usinage sur la tenue en fatigue, il est possible de citer les travaux de Suraratchai (Suraratchai, 2008) (détails dans le paragraphe suivant I.2.1.1. Aspect géométrique : Rugosité). Parmi les différentes intégrités de surface obtenus par fraisage en bout sur l'alliage Al7010, Suraratchai a pu isoler deux lots de même rugosité de surface ($R_a=0,5\mu\text{m}$), mais avec des niveaux de contraintes résiduelles de surface différents (lots notés UL12 à -175 MPa et UL11 à -45 MPa). La Figure I.21 montre que pour ces deux lots d'éprouvettes, la limite d'endurance est la même. Suraratchai conclut que pour l'Al7010, les contraintes résiduelles dans les conditions d'usinage investiguées ne semblent avoir qu'un rôle secondaire sur le comportement en fatigue par rapport aux paramètres géométriques de surface.

Ce résultat est en accord avec d'autres travaux de la littérature et notamment ceux de (Shahzad, 2010) et de (Brunet, 1991). Dans ses travaux, (Brunet, 1991) a étudié l'effet des contraintes résiduelles sur la tenue en fatigue de l'Al7050-T7351 et a conclu que pour les éprouvettes obtenues par fraisage en bout, l'effet des contraintes résiduelles sur la tenue en fatigue est secondaire face à celui de la rugosité de surface (détails dans le paragraphe 2-1-1-Aspect géométrique : Rugosité). Néanmoins, (Brunet, 1991) a montré que le rôle des contraintes résiduelles devient crucial sur la tenue en fatigue dans le cas où la surface est obtenue en fraisage en roulant.

Pour l'usinage en roulant, (Brunet, 1991) a fait varier les conditions de coupe (V_c , f_z , largeur de coupe : L , arrosage) et le mode d'usinage (en avalant et en opposition) afin d'identifier l'effet de chaque paramètre sur le comportement en fatigue. Les contraintes résiduelles pour les différents états de surface, (notés R1, R2, ..., Rn), ont systématiquement été mesurées et ce par diffraction des rayons X (Figure I.14 et Figure I.15). La Figure I.12 présente deux exemples de l'état de surface obtenu par usinage en roulant avec des conditions de coupe standard (cas R4 : $V_c = 1125\text{ m/mn}$; $f_z = 0,35\text{ mm/dent}$; usinage en avalant) et dégradées (cas R14: $V_c = 100\text{ m/mn}$; $f_z = 0,12\text{ mm/dent}$; usinage en opposition).

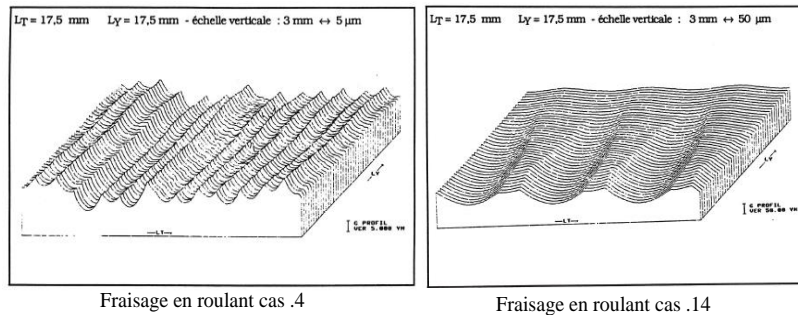


Figure I.12: états de surface générés lors du fraisage en roulant de l'Al 7075-T7351 (Brunet, 1991).

Les courbes de Wöhler pour les différents lots d'éprouvettes sont présentées en Figure I.14 (fraisage en avalant) et Figure I.15 (fraisage en opposition). Sur ces deux graphiques, la couleur des points dépend de la valeur de contrainte résiduelle mesurée et considérée comme identique pour l'ensemble des éprouvettes d'un même lot. Les lots en bleu foncé sont ceux possédant les contraintes résiduelles de compression les plus élevées (-190 MPa). Ceux en rouge foncé possèdent les contraintes résiduelles de traction les plus élevées (+260 MPa). Les points noirs correspondent à un état de surface usiné par fraisage en bout (les états de surface usinés en bout sont notés B1, B2, ..., Bn) et ayant une rugosité arithmétique $R_a = 0,6\mu\text{m}$ (cas B4).

La première constatation de S. Brunet est que, pour l'usinage en roulant, les contraintes résiduelles ont un effet marqué sur le comportement en fatigue.

Sur la Figure I.15, les limites de fatigue sont toutes supérieures à la limite en fatigue obtenue pour l'usinage classique en bout ($R_a=0.6\mu\text{m}$). L'usinage en opposition permet d'introduire des contraintes résiduelles de compression qui améliorent la tenue en fatigue. Les valeurs de contraintes résiduelles les plus importantes de compression sont obtenues par fraisage en opposition (cas R.6 et R.14) (Figure I.13).

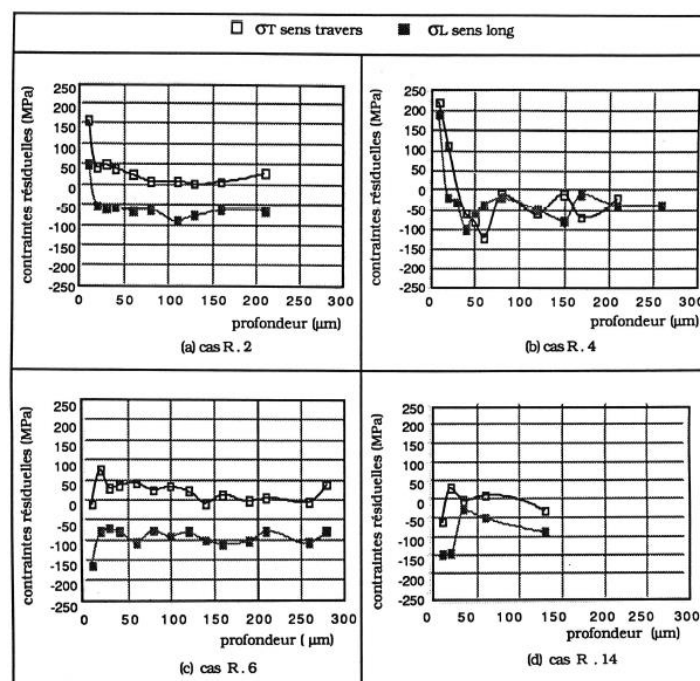


Figure I.13: profils de contraintes résiduelles pour quelques cas d'usinage en roulant (alliage Al7075-T7351) (Brunet, 1991).

Dans le cas de l'usinage en roulant et avalant étudié, les contraintes résiduelles varient donc de -190 MPa à 260 MPa en extrême surface en fonction des différentes conditions de coupe investiguées. Les contraintes résiduelles de traction les plus fortes et donc la tenue en fatigue la plus faible ont été observées pour les paramètres de vitesse de coupe et d'avance les plus élevés. Supprimer la lubrification tend également à augmenter le niveau de contraintes résiduelles en traction.

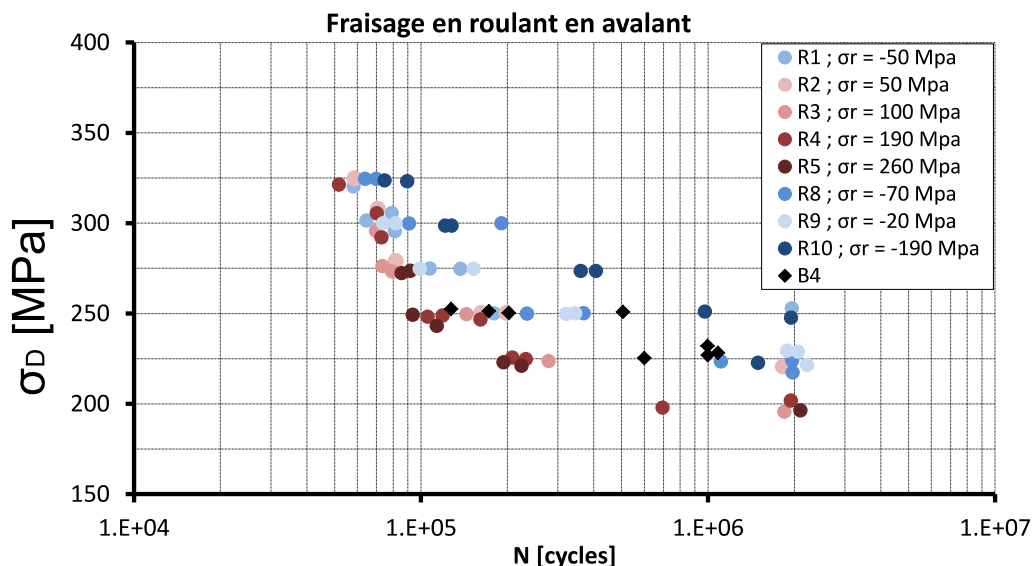


Figure I.14: courbe de Wöhler pour les éprouvettes usinées en avalant (alliage Al7075-T7351) (Brunet, 1991).

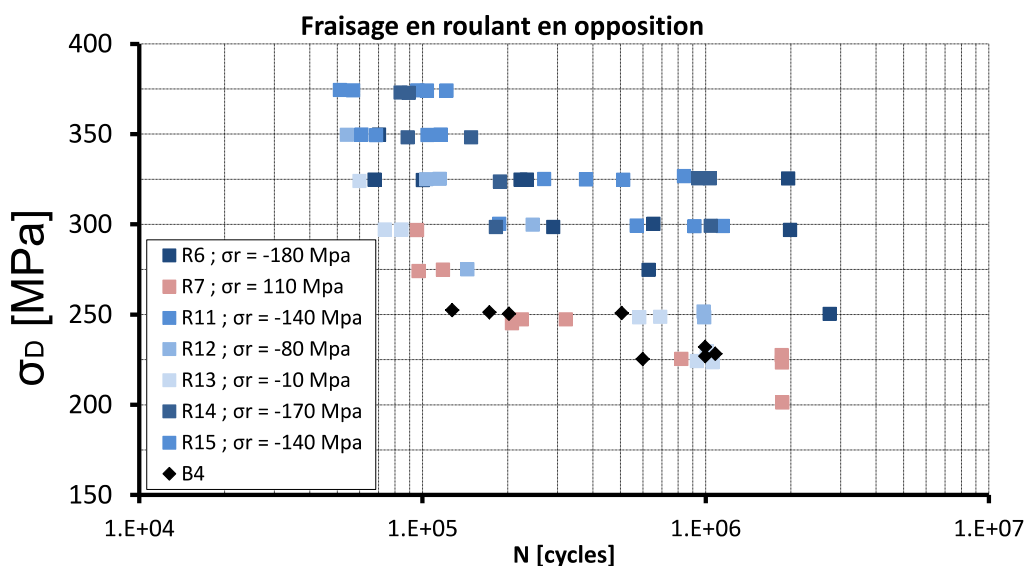


Figure I.15: courbe de Wöhler pour les éprouvettes usinées en opposition (alliage Al7075-T7351) (Brunet, 1991).

Dans le cadre d'un usinage en roulant l'étude conduite par Brunet montre donc que le niveau de contrainte résiduelle est un paramètre très impactant sur la tenue en fatigue du composant usiné.

I.2.1.3. Aspect géométrique : la topologie de surface

En plus de l'écrouissage et les contraintes résiduelles, la topologie de la surface générée lors de l'usinage par fraisage en bout est très étudiée dans la littérature. L'objectif de ces études (Brunet, 1991) (Guillemot, 2010) est principalement de quantifier son impact sur la tenue en fatigue.

La rugosité est un paramètre permettant de définir l'état de surface. Le profil de rugosité est souvent mesuré dans le sens perpendiculaire aux stries d'usinage et pour une longueur d'échantillonnage notée «ln». La variation de l'altitude z(x) dans la direction de mesure permet de calculer différents paramètres de rugosité, les plus répandus sont :

- La rugosité moyenne arithmétique Ra : correspond à la moyenne des valeurs absolues des écarts entre le profil et sa ligne moyenne le long de la longueur d'échantillonnage « ln »:

$$R_a = \frac{1}{l_n} \int_0^{l_n} |z(x)| dx \quad (4)$$

- La hauteur maximale du profil Rz : égale à la moyenne arithmétique déterminée à partir des hauteurs de profil maximales de 5 zones de mesure individuelles Lr dans le profil de rugosité:

$$R_z = \frac{1}{5} \sum_{i=1}^5 |z_{i_{\max}} - z_{i_{\min}}| \quad (5)$$

- La hauteur totale du profil Rt : égale à la distance entre la saillie la plus haute et le creux le plus bas sur la ligne évaluée:

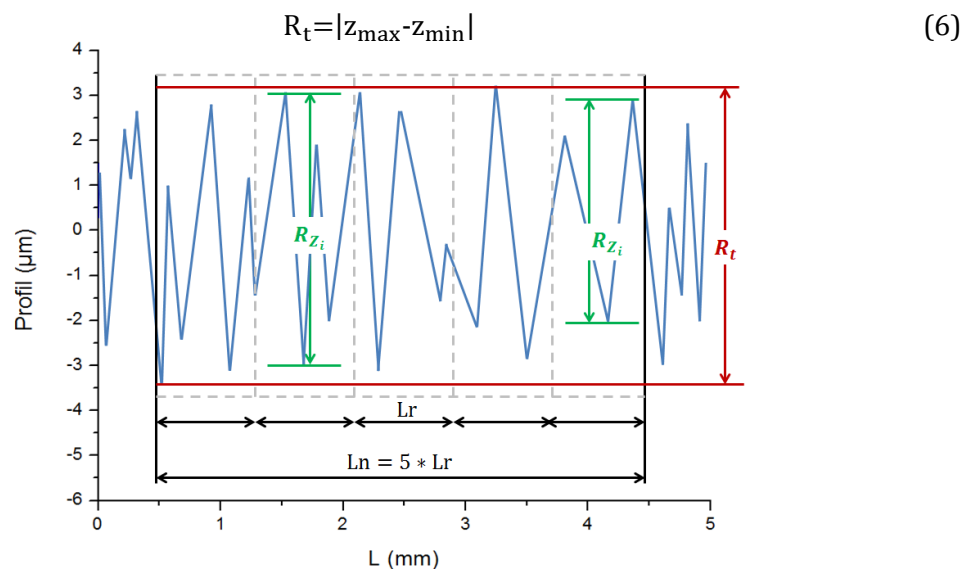


Figure I.16: exemple de profil de rugosité et définition des paramètres l_n , R_t et R_{z_i} .

Pour les états de surface ayant des profils périodiques tels que dans les pièces obtenues par tournage ou usinage par étiau-limeur, la rugosité linéique est suffisante pour décrire l'état de surface. En revanche, dans le cas où l'état de surface est plus complexe, tel le cas des pièces obtenues par fraisage en bout, les paramètres de rugosité linéique dépendent beaucoup de la position et de l'orientation de la ligne choisie. L'utilisation de paramètres de rugosité qui tiennent compte de l'aspect tridimensionnel de l'état de surface (S_a , S_z , etc...) et qui sont une

extension des paramètres de rugosité bidimensionnelle (R_a , R_z , etc...) semble dans ce cas plus appropriée.

Les paramètres de hauteur (S_a , S_z , S_{sk} , etc... selon la norme ISO 25178-2) permettent de décrire les surfaces présentant des textures anisotropes et sont mesurés sur l'ensemble de la surface. Pour les paramètres surfaciques, il n'est plus nécessaire d'appliquer un filtre, il n'y a donc plus de distinction entre les profils primaires, d'ondulation ou de rugosité comme c'est le cas pour les paramètres de rugosité bidimensionnelle.

La variation de l'altitude $z(x,y)$ sur la surface de mesure permet de calculer différents paramètres de hauteur, comme :

- hauteur moyenne arithmétique de la surface S_a : correspond à la moyenne arithmétique de la valeur absolue de l'ordonnée à l'intérieur de la zone de définition (S):

$$S_a = \frac{1}{S} \iint_S |Z(x,y)| \, dx dy \quad (7)$$

- hauteur efficace de la surface S_q : correspond à la moyenne quadratique des valeurs des ordonnées à l'intérieur de la zone de définition (S):

$$S_q = \sqrt{\frac{1}{S} \iint_S (Z(x,y))^2 \, dx dy} \quad (8)$$

- facteur d'asymétrie de la surface S_{sk} : quotient de la moyenne des cubes des valeurs des ordonnées par le cube du paramètre S_q à l'intérieur de la zone de définition (S) :

$$S_{sk} = \frac{1}{S_q^3} \iint_S (Z(x,y))^3 \, dx dy \quad (9)$$

La valeur S_{sk} peut être positive, négative ou égale à zéro. Dans le cas d'une surface qui a une topographie symétrique, S_{sk} vaut zéro.

- facteur d'aplatissement de la surface S_{ku} : quotient de la moyenne des valeurs à la puissance quatre des ordonnées par la valeur à la puissance quatre du paramètre S_q à l'intérieur de la zone de définition (S) :

$$S_{ku} = \frac{1}{S_q^4} \iint_S (Z(x,y))^4 \, dx dy \quad (10)$$

La valeur de S_{ku} est toujours positive et vaut 3 pour une surface à distribution de hauteur gaussienne. Une surface 'pointue' a une valeur de S_{ku} élevée alors qu'une surface plate a une valeur de S_{ku} faible (Figure I.17).

- Hauteur maximale de la surface S_z : est égale à la somme des valeurs absolues de la plus haute crête S_p et la plus profonde creux S_v de la surface :

$$S_z = S_p + |S_v| \quad (11)$$

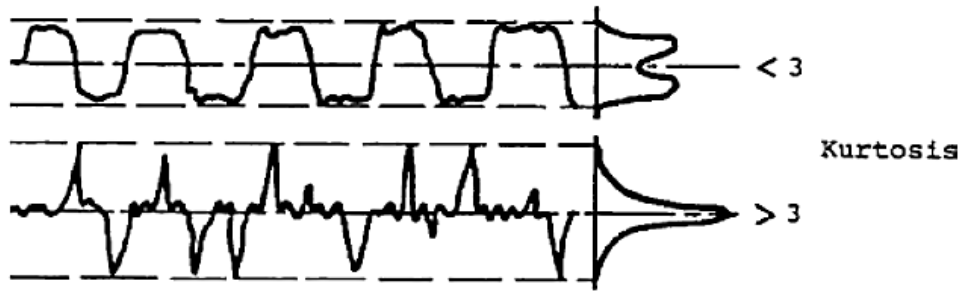


Figure I.17: illustration de la dépendance de la valeur de S_{ku} à l'état de surface (Novovic, 2004).

Si ces paramètres sont d'une grande utilité pour décrire, ou comparer l'aspect géométrique des surfaces, il faut tout de même rester vigilant quant à leur signification physique. La Figure I.18 illustre le fait que 2 surfaces « inversées » possèdent les mêmes valeurs de S_a , S_q , S_z et S_{ku} . Ces surfaces aux caractéristiques de rugosité identiques doivent conduire à des réponses mécaniques certainement très différentes.

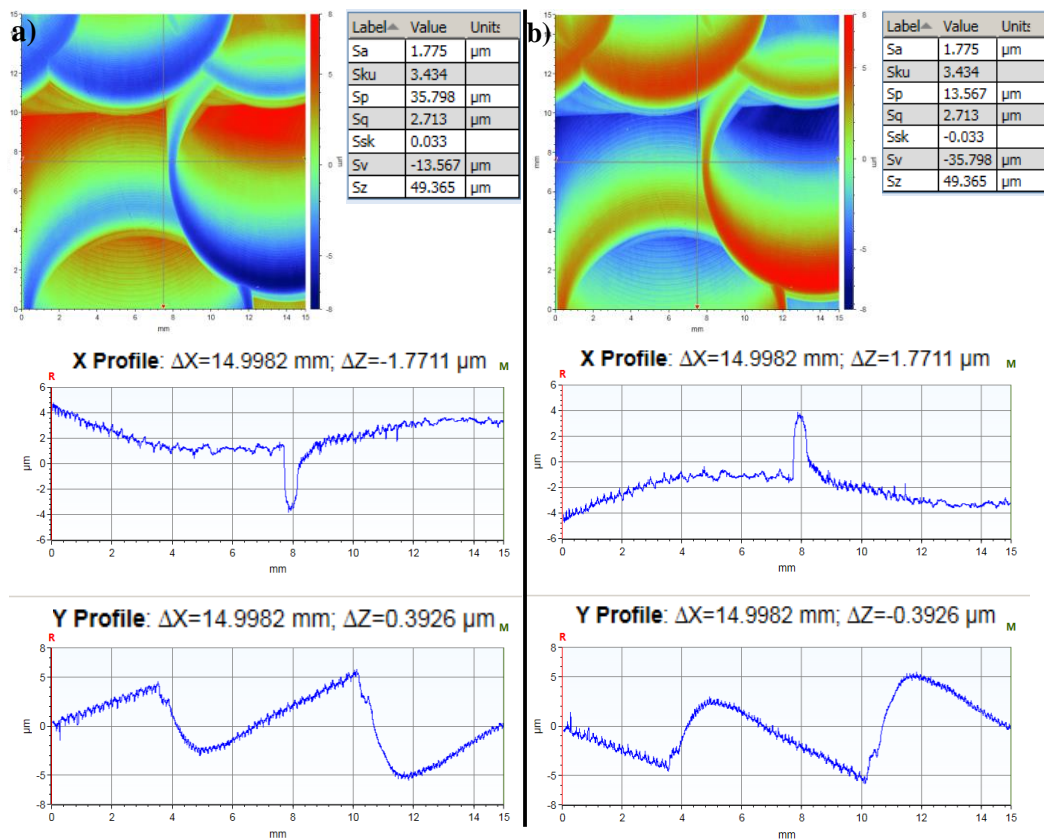


Figure I.18: deux surfaces symétriques ayant les mêmes paramètres de la hauteur (S_a , S_{ku} , S_q et S_z) (tableaux dans a) et b)).

L'effet de la rugosité de surface sur la durée de vie des composants usinés fait l'objet de nombreux travaux de la littérature (Limido, 2008) (Shahzad, 2011) (Liu, 1976) (Alam, 1998). Des essais de fatigue réalisés par (Shahzad, 2011) sur des éprouvettes en Al7050-T7451 tournées ont montré que la durée de vie en fatigue en traction alternée ($R=0,1$) décroît avec une augmentation de la rugosité en surface (Figure I.19) :

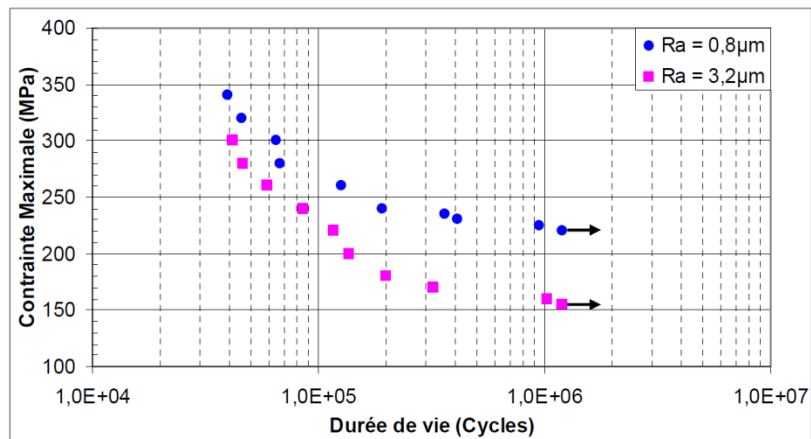


Figure I.19: influence de la rugosité sur la tenue en fatigue de l'Al7050-T7451 (Shahzad, 2011).

Comme le montre la Figure I.19, l'impact de l'état de surface sur le comportement en fatigue est plus prononcé à grand nombre de cycles où la phase de l'amorçage de fissure est prépondérante par rapport à la phase de propagation.

Suraratchai [Suraratchai 2008] a testé en flexion 4 points, des éprouvettes en alliage Al7010 usinées par un étau-limeur suivant différentes conditions de coupe.

La forme des éprouvettes, l'orientation de leurs stries d'usinage ainsi que les valeurs associées de rugosité de surface et de contraintes résiduelles sont présentées sur la Figure I.20 :

Specimen reference	Ra T-direction (μm)	Ra L-direction (μm)	Cutting speed (m/mn)	Residual stress T-direction (MPa)	Groove direction
UL11	0.5	n.a.	12	-137	
UL12	0.5	n.a.	50	-45	
UL21	7	n.a.	12	-54	
UL22	7	n.a.	50	-21	
UT11	0.25	0.5	12	-172	
UT21	0.35	7	12	-152	
UT22	0.3	7	50	-29	

Figure I.20: caractéristiques des éprouvettes de flexion 4 points (Suraratchai, 2008).

Les courbes de Wöhler en traction $R=0,1$ obtenues (Figure I.21) montrent que la présence de stries alignées parallèlement à la direction de sollicitation affecte peu la limite d'endurance, et cela même pour des niveaux de rugosité élevés ($Ra=7\mu\text{m}$). Dans le cas de stries orientées perpendiculairement à la sollicitation la présence d'un état de surface dégradé ($Ra=7\mu\text{m}$) génère une chute de limite d'endurance exprimée en contrainte maximale pour un chargement $R=0,1$ limité à environ 20%.

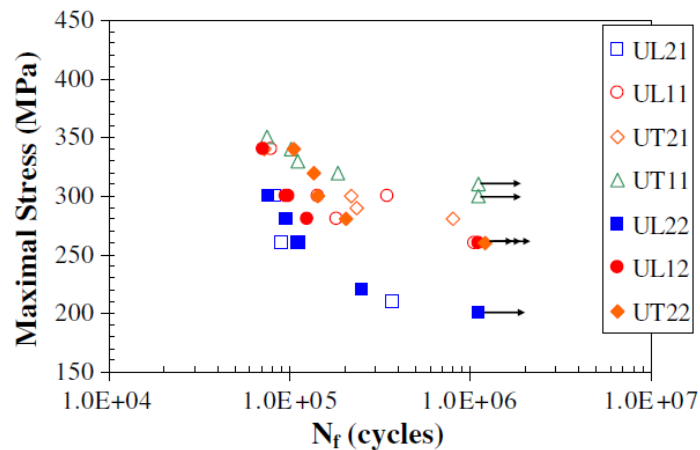


Figure I.21: courbe de Wöhler pour les différentes conditions de surface (Suraratchai, 2008).

Contrairement à Shahzad (Shahzad, 2011) et Suraratchai (Suraratchai, 2008) qui ont étudié des éprouvettes possédant des états de surface « réguliers » obtenus par étiau-limeur ou tournage, Brunet s'est intéressé à des topologies de surface plus complexes. (Brunet, 1991) a entre autres, étudié l'effet des états de surface obtenus par fraisage en bout sur le comportement en fatigue d'un alliage d'aluminium 7075-T7351. En faisant varier les conditions de coupe, différents états de surface ont pu être générés dont deux exemples sont présentés sur la Figure I.12. La fraise utilisée est une fraise pour pocketing de diamètre 60 mm à deux lèvres équipée de plaquettes de nuance « carbure micrograins » (K20 GH2 stellram).

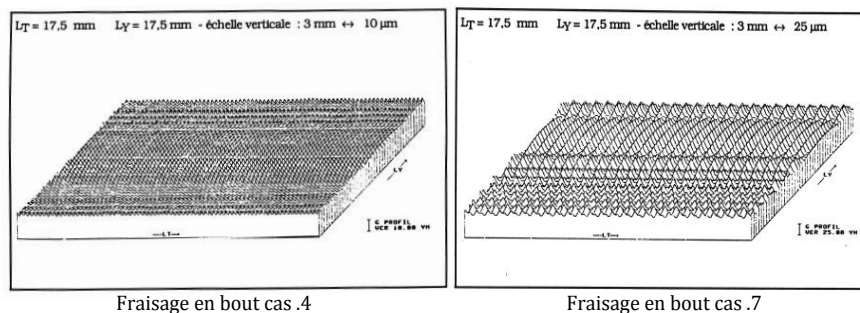


Figure I.22: états de surface générés lors du fraisage en bout de l'Al 7075-T7351 (Brunet, 1991).

Des essais de fatigue en flexion 4 points à 25 Hz limités à 1.10^6 cycles, avec un rapport de charge $R=0,1$ ont été réalisés par Brunet sur ses éprouvettes usinées. La géométrie des éprouvettes ainsi que les points d'appui sont présentés sur la Figure I.23. Les courbes de Wöhler correspondantes sont présentées en Figure I.24.

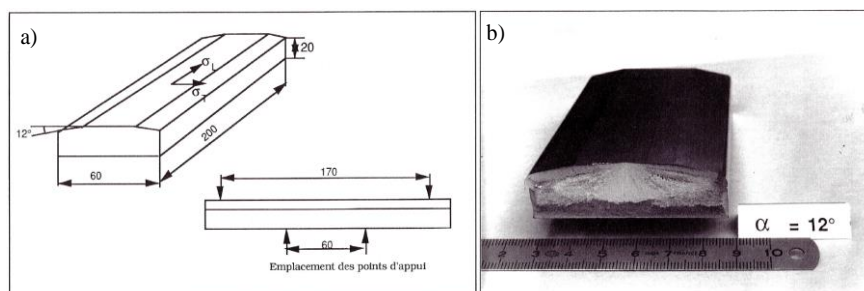


Figure I.23: éprouvettes de fatigue en flexion 4 points a) mise en plan et b) faciès de rupture.

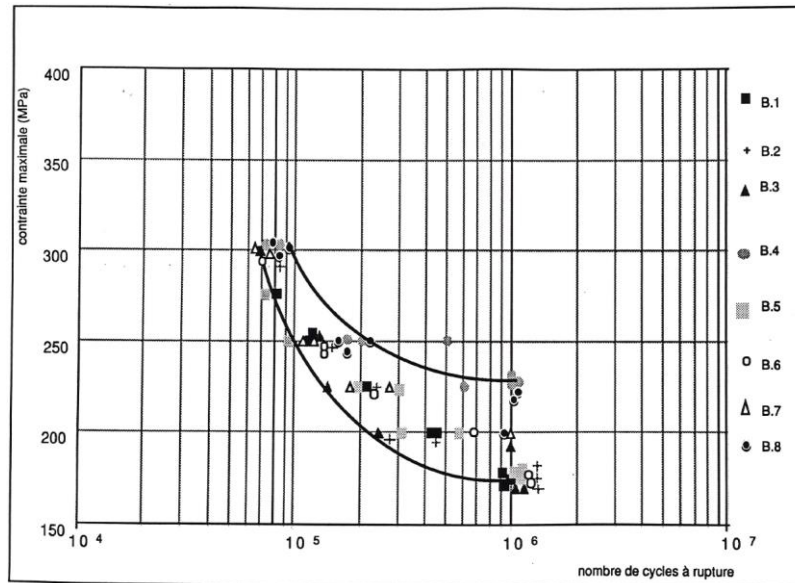


Figure I.24: courbe de Wöhler obtenue pour le fraisage en bout (Brunet, 1991).

Pour chacun des lots testés (Brunet, 1991), les niveaux de la tenue en fatigue sont peu dispersés et fortement liés à l'aspect géométrique de la surface. Les lots qui ont une meilleure tenue en fatigue sont ceux ayant le meilleur état de surface. Ceci est obtenu en diminuant l'avance à la dent (cas B4 et B8 : $f_z=0,12$ mm/dent). Ceux ayant un état de surface plus rugueux conduisent à des limites de fatigue plus faibles (cas B1, B2, B3, B5, B6 et B7 : $f_z=0,35$ mm/dent).

I.2.1.4. Synthèse des effets d'usinage sur la tenue en fatigue

En conclusion, de nombreux travaux de la littérature mettent en évidence l'influence des différents paramètres d'intégrité de surface sur le comportement fatigue des alliages d'aluminium usinés. La microgéométrie de surface (rugosité) est le paramètre le plus étudié. Dans le cas du fraisage en bout, il semble être le plus influant en fatigue (Suraratchai, 2008) (Ås, 2006). Les contraintes résiduelles peuvent également jouer un rôle important en particulier dans le cas d'usinage en roulant (Brunet, 1991). L'impact de l'écaillage résultant de l'opération d'usinage est quant à lui très peu abordé et souvent négligé dans la littérature. Le fait que la couche écaillée soit très fine laisse penser que son effet reste négligeable sur la tenue en fatigue.

Les défauts d'usinage et leurs effets sur le comportement en fatigue sont rarement étudiés en tant que tels dans la littérature. L'effet du nombre et de la répartition des défauts d'usinage est également rarement abordé. Ces points seront étudiés et détaillés dans les prochains chapitres.

I.2.2. Effet du traitement de surface

Dans le domaine de l'aéronautique, les composants en alliage d'aluminium subissent pour la plupart systématiquement un traitement de surface de passivation afin de les protéger de l'oxydation. Ce traitement est composé de deux grandes étapes : un décapage de préparation de la surface suivi d'une anodisation chimique. Dans cette partie, chacune de ces étapes est présentée et leurs impacts sur l'intégrité de surface et la tenue en fatigue sont analysés.

I.2.2.1. Décapage

L'effet du décapage sur l'état de surface ainsi que sur la durée de vie a été largement abordé dans les travaux de (Chaussumier, 2013) (Daoud, 2007) et (Shahzad, 2010). Rappelons que l'objectif du décapage est d'éliminer la couche affectée mécaniquement par l'usinage et de préparer la surface à l'anodisation. Une étape de dégraissage est imposée avant décapage. Précisons qu'une épaisseur variant entre 5 et 10 μm est enlevée chimiquement et que des piqûres sont parfois créées lors du décapage.

(Shahzad, 2010) a étudié l'effet d'usinage et du traitement de surface sur le comportement en fatigue de l'alliage d'aluminium 7010-T7451. Des éprouvettes ont été usinées en tournage pour obtenir deux niveaux de rugosités différents (R_a : 0,6 et 3,2 μm). Des lots d'éprouvettes sollicitées en flexion rotative ont été préparés sous trois conditions de traitement de surface : usiné, décapé et anodisé.

A l'issue de chacune des étapes de traitement, des observations de l'état de surface ont été conduites. Les observations au MEB ont montré que le dégraissage n'a aucun effet sur la topologie de la surface. Cependant, le décapage crée des piqûres au niveau des grains recristallisés et aux joints des grains (Figure I.25-a). Ces piqûres sont dues à la dissolution partielle ou totale de l'aluminium présent dans les inclusions intermétalliques. Les particules riches en cuivre telles que les inclusions de type $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ et Al_2CuMg sont principalement à l'origine de la création de ces piqûres.

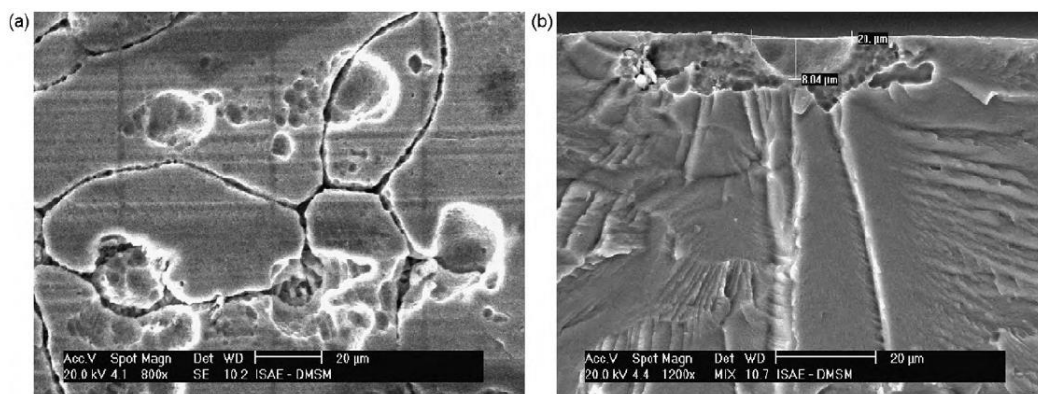


Figure I.25: a) alliage d'Al7050-T7451: piqûres de décapage, b) fissuration à partir de piqûres de décapage (Chaussumier, 2013).

Après décapage, des essais de fatigue en flexion rotative ont été réalisés. Les résultats montrent une diminution de la durée de vie après décapage et ce pour les deux niveaux de rugosité testés (Figure I.26). L'amorçage des fissures est localisé au niveau des piqûres de décapage (Figure I.25-b). L'abatement de la tenue en fatigue est plus important pour les échantillons de faible rugosité et en particulier à grand nombre de cycles.

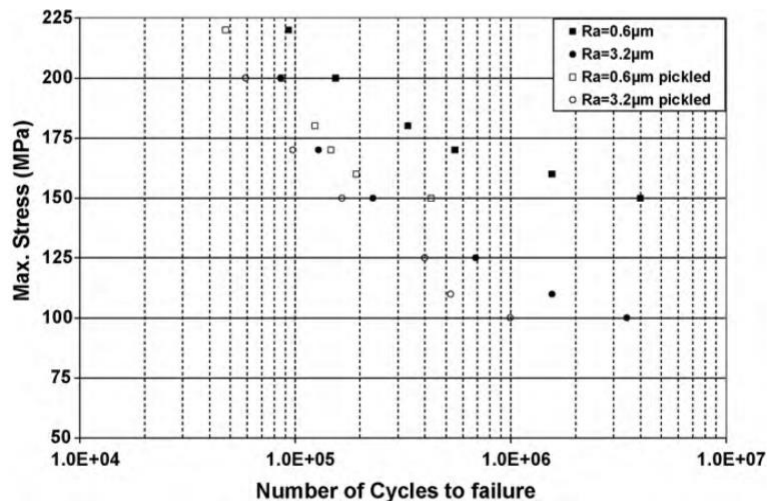


Figure I.26: courbe de Wöhler de l'Al7010-T7451 après usinage et décapage (Shahzad, 2010).

I.2.2.2. Anodisation

Le traitement de surface de type anodisation permet de créer une couche d'alumine qui protège le substrat de la corrosion. L'épaisseur de l'ordre du μm et la morphologie de la couche anodique varient en fonction de la solution utilisée (Figure I.27) ainsi que des conditions opératoires (intensité du courant, temps de traitement...).

Actuellement, le traitement par anodisation chromique couramment appelé OAC (Oxydation Anodique Chromique) est le plus utilisé industriellement. Dans ce cas, le revêtement anodique recouvre les petites piqûres créées lors du décapage et produit une surface relativement lisse. En revanche, si ces piqûres dépassent une taille limite d'environ 10-20 μm , la couche anodique ne parvient plus à les recouvrir (Earthman, 2008) (Earthman, 2009).

Différentes solutions de substitution à l'anodisation chromique (OAC) sont en cours de développement et d'utilisation afin de répondre aux exigences du programme REACH2017 visant à supprimer l'usage du chrome hexavalent pour des raisons de toxicité. Les traitements de substitution utilisent quant à eux de l'acide sulfurique (OAS), sulfo-tartrique (TSA) ou sulfo-borique ne contenant pas de chrome (Figure I.27).

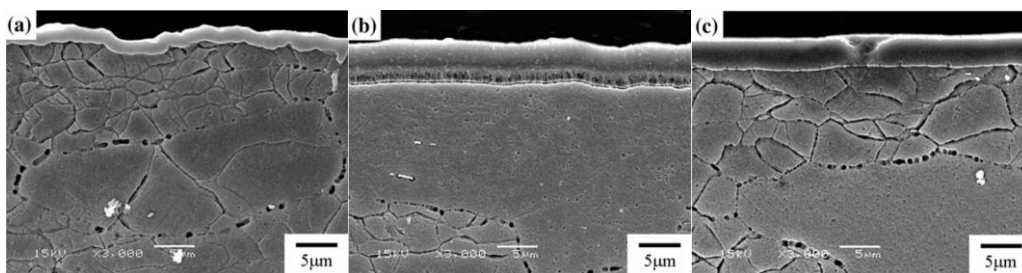


Figure I.27: vue de section de l'Al7050-T7451 anodisé à l'acide a) chromique (OAC), b) sulfo-tartrique (TSA) et c) sulfurique (OAS) (Lee, 2012).

(Chaussumier, 2013) et al ont conduit une campagne d'essais cycliques en flexion quatre points sous rapport de charge R0.1 sur l'alliage d'aluminium 7050-T7451 après usinage, décapage et anodisation chromique. Une diminution importante de la résistance à la fatigue a été observée pour les échantillons anodisés par rapport aux états post-usinage et post-décapage (Figure I.28). Cette diminution est due à la dégradation de la surface pendant le processus de décapage puis d'anodisation.

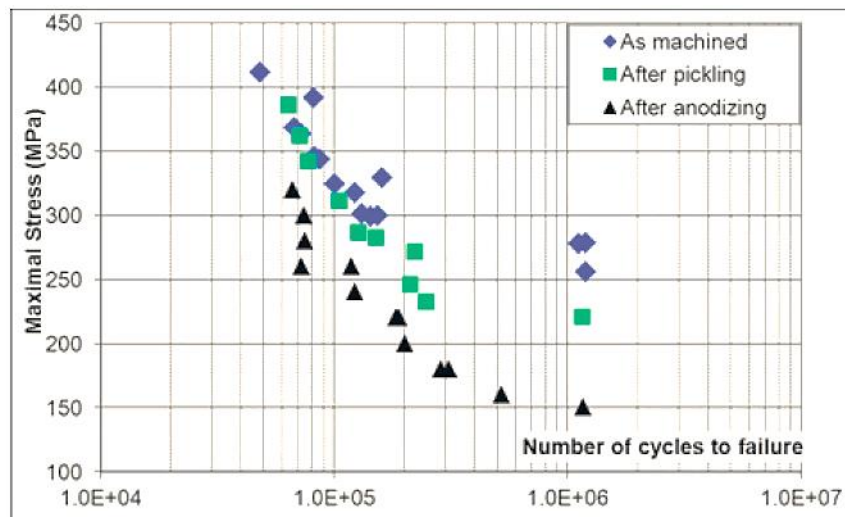


Figure I.28: résultats de fatigue en flexion 4 points de l'Al7050 après usinage, décapage et anodisation (Chaussumier, 2013).

L'analyse des faciès de rupture a permis d'identifier les mécanismes à l'origine de la fissuration. Pour les surfaces usinées, les particules intermétalliques de types Mg_2Si et Al_7Cu_2Fe étaient à l'origine de l'amorçage des fissures (Figure I.29-a). Dans le cas des états décapés et anodisés, les fissures s'amorcent au niveau des piqûres en surface comme le montre la Figure I.29-b.

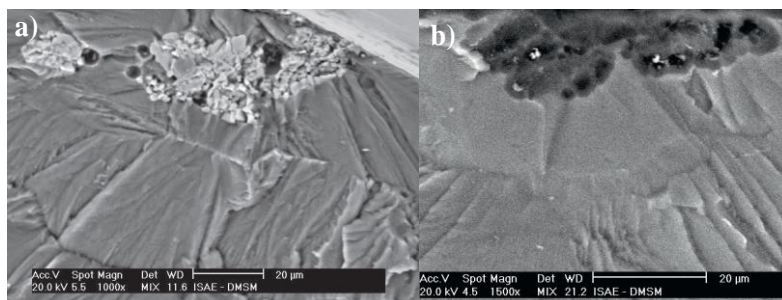


Figure I.29: a) surface usinée: fissuration à partir d'une particule Al_7Cu_2Fe , b) surface anodisée : fissuration à partir d'une piqûre de décapage (Chaussumier, 2013).

Différentes études ont été réalisées sur l'effet du type d'anodisation sur la tenue en fatigue des alliages de la série 7000. (Lee, 2012) a réalisé des essais cycliques sur l'Al7050-T7451 à différents niveaux de chargement afin de caractériser l'impact du type d'anodisation (chromique, sulfurique et sulfo-tartrique) sur le comportement en fatigue. Les essais de fatigue conduits sont en traction avec un rapport de charge positif $R=0,1$. Une vue en coupe des couches anodiques formées après chacun de ces traitements est présentée sur la Figure I.27.

Les résultats des essais de fatigue présentés sur la Figure I.30 montrent qu'à grand nombre de cycles, le traitement de surface de type sulfo-tartrique fournit une meilleure tenue en fatigue que les anodisations chromique et sulfurique. A grand nombre de cycles, l'état post usinage et l'état post anodisation sulfo-tartrique ne conduisent à aucune rupture après 10^7 cycles. Lee explique que la différence de résultats en fatigue est due à la forme des piqûres de décapage apparues avant l'anodisation. Il a constaté que les piqûres sur les éprouvettes ayant subi une anodisation chromique sont irrégulières et rugueuses alors que celles ayant subi une anodisation sulfo-tartrique sont moins anguleuses et plus lisses (Figure I.31).

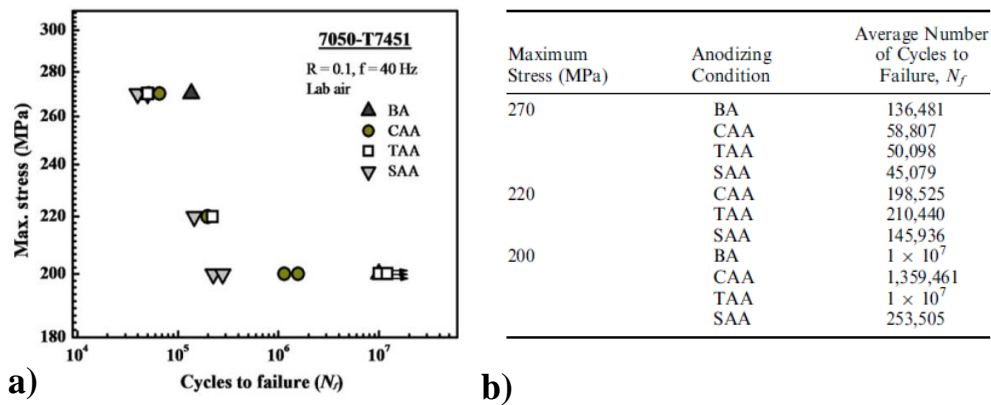


Figure I.30:a) courbe de Wöhler de l'Al7050-T7451 et b) résultats des essais: état brut (BA), anodisation chromique (CAA), sulfo-tartrique (TAA) et sulfurique (SAA) (Lee, 2012).

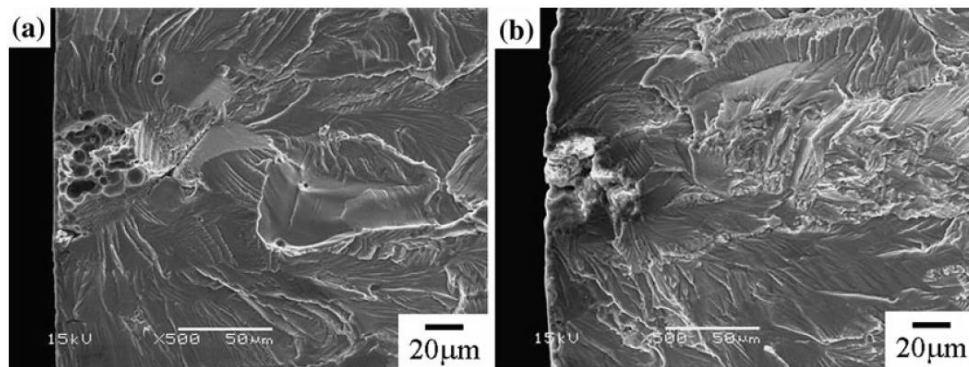


Figure I.31: faciès de rupture de l'Al7050-T7451 après anodisation a) chromique et b) sulfo-tartrique (Lee, 2012).

Le CETIM (Cetim-Certec, 2013) a obtenu des conclusions similaires avec l'Al 2017-T3 pour lequel l'anodisation sulfo-tartrique s'est montrée moins dommageable sur la durée de vie que l'anodisation à l'acide sulfurique.

Le traitement de surface des alliages d'aluminium modifie donc la topographie de surface en introduisant des piqûres lors du décapage que l'anodisation ne parvient pas systématiquement à combler par une couche d'alumine. D'après la littérature, l'impact du traitement de surface réduit le plus souvent la tenue en fatigue du composant, c'est le cas des études utilisant des traitements d'anodisation chromique et sulfurique (Shahzad, 2010) (Chaussumier, 2013) (Lee, 2012). Certaines études montrent en revanche que l'anodisation sulfo-tartrique n'a parfois pas d'effet sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles (Lee, 2012) (Cetim-Certec, 2013).

Pour synthétiser, chacune des étapes d'usinage, de décapage et d'anodisation a un effet sur la tenue en fatigue des alliages Al7XXX. En fonction des paramètres du procédé, l'impact sur la tenue en fatigue est souvent négatif sauf dans le cas de l'anodisation sulfo-tartrique où aucun impact n'est parfois observé.

Dans le prochain paragraphe, différentes approches de modélisation adaptées à la prise en compte de l'état de surface sont présentées.

I.3. Critères d'endurance adaptés à la prise en compte de l'état de surface

Dans cette partie, les principales approches de la littérature permettant de prendre en compte l'effet de l'usinage sur le comportement en fatigue sont présentées. Parmi les différents paramètres d'intégrité de surface, l'aspect géométrique est le plus étudié. L'impact de l'écroissage est bien souvent négligé et les contraintes résiduelles sont parfois prises en compte via l'utilisation d'un critère multiaxial (Dang Van, 1999) (Guillemot, 2010). Dans cette partie, nous focaliserons notre étude sur les différentes approches permettant de prendre en compte la géométrie de surface et prédire son effet sur la tenue en fatigue.

I.3.1. Approche déterministe locale

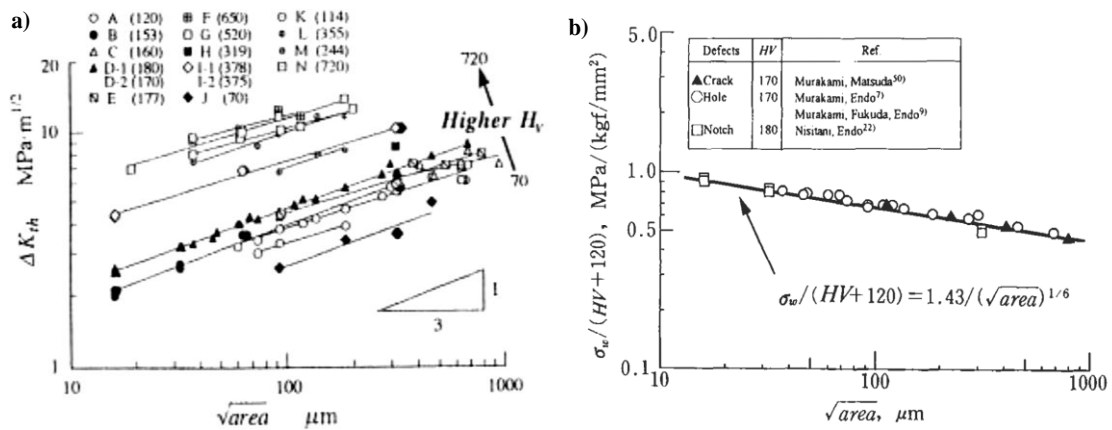
En se basant sur un nombre d'essais conséquent (Figure I.32) conduits sur des éprouvettes contenant des défauts artificiels, (Murakami, 2002) Murakami propose une relation empirique permettant d'estimer le seuil de propagation de fissure à partir de la dureté Vickers H_V et la taille de défaut équivalent \sqrt{area} (Figure I.32). En se basant sur les hypothèses de la mécanique linéaire de la rupture reliant le seuil de propagation de fissure au facteur d'intensité de contrainte, Murakami obtient une estimation de la limite d'endurance. Pour un chargement de traction-compression de rapport de charge R , la limite d'endurance d'un composant présentant un défaut de surface peut être estimée par l'expression suivante :

$$\sigma_D = 1,43 \frac{(H_V + 120)}{\sqrt{area}^{1/6}} \left(\frac{1 - R}{2} \right)^\alpha \quad (12)$$

avec :

$$\alpha = 0,226 + H_V 10^{-4} \quad (13)$$

\sqrt{area} est la racine carrée de la surface du défaut projetée sur le plan où la contrainte normale est maximale.



Murakami propose une évolution de son critère pour les surfaces usinées : les stries d'usinage sont approchées par des défauts de profondeur « a » et de périodicité « $2b$ » (Figure I.33-a). La valeur \sqrt{area} est dans ce cas corrigée par un facteur $F(a, 2b)$ qui tient compte de la profondeur et de la périodicité des stries d'usinage (Figure I.33-b) :

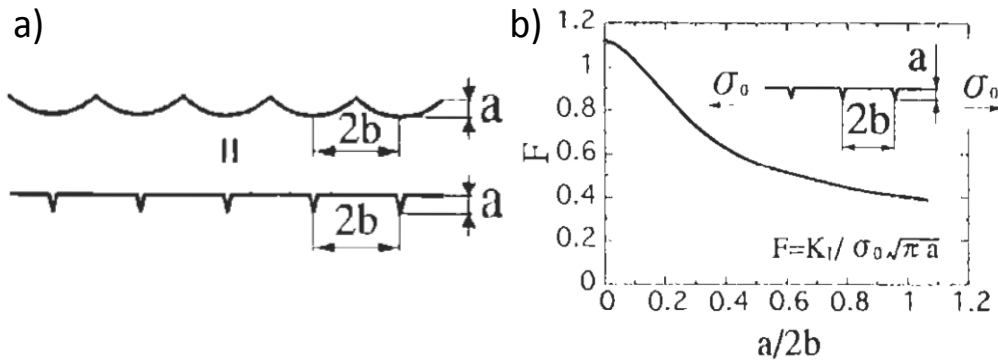


Figure I.33: a) modélisation des défauts de surface par une succession d'entailles, b) Facteur KI pour des entailles surfaciques périodiques (Murakami, 2002).

La nouvelle valeur de $\sqrt{\text{area}}$ pour les défauts périodiques est obtenue avec la relation :

$$\sqrt{\text{area}} = (F / 0.65)^2 \times a \quad (14)$$

Murakami a confronté son approche aux résultats obtenus sur un acier S45C pour différentes conditions de tournage et donc de ratios $(a/2b)$ (Figure I.34). Les prédictions sont en accord avec les résultats expérimentaux avec moins de 10% d'erreur (Figure I.35). Si cette approche paraît séduisante en raison de sa simplicité, elle reste limitée aux profils 2D périodiques où les stries sont toujours perpendiculaires à la direction de la contrainte principale maximale.

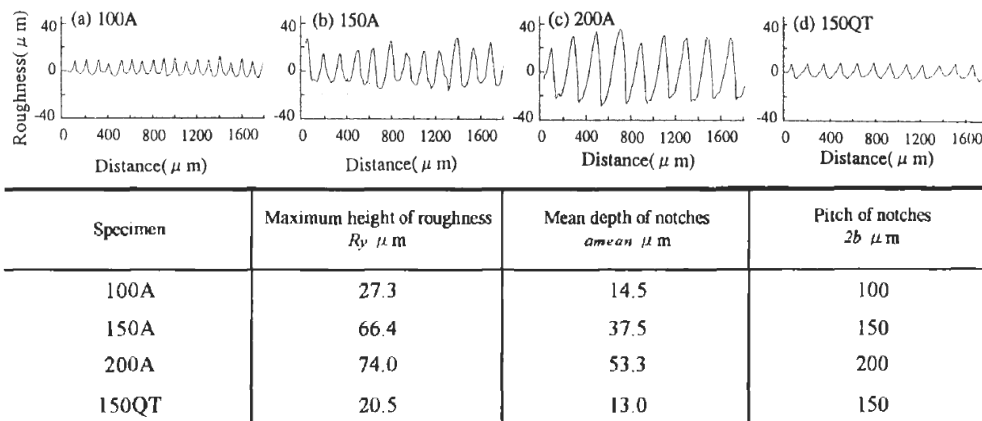


Figure I.34: différents ratios de $(a/2b)$ pour un acier S45C (Murakami, 2002).

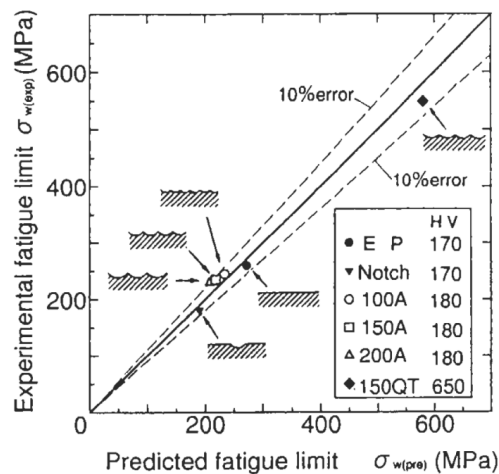


Figure I.35: comparaison entre les résultats de fatigue et le modèle de Murakami (Murakami, 2002).

Une autre voie pour estimer l'impact de la topologie de surface sur la tenue en fatigue est de considérer directement la concentration de contrainte estimée par un calcul en élasticité. Dans le cas de défaut géométrique simple et en 2D, (Inglis, 1913) propose une expression de la concentration de contrainte K_t en fonction de la profondeur a et du rayon du fond du défaut ρ :

$$K_t = 1 + 2 \sqrt{\frac{a}{\rho}} \quad (15)$$

Dans le cas de défauts de surface de géométrie plus complexe, d'autres auteurs tels que (Arola, 2002) et (Neuber, 1961) proposent des facteurs de concentration de contraintes toujours en 2D qui tiennent compte de la rugosité de surface. Neuber introduit le paramètre R_z (Equation 16) dans le calcul de concentration de contrainte afin de prendre en considération les creux de surface les plus profonds.

$$K_t = 1 + n \sqrt{\frac{b R_z}{a \rho}} \quad (16)$$

avec $n=1$ pour un chargement de cisaillement et 2 en traction. a correspond à la profondeur des stries (noté t sur la Figure I.36) et b correspond à la distance entre deux stries successives. Arola propose également une expression qui tient compte des paramètres R_a , R_t et R_z ainsi que du rayon moyen au fond du défaut de surface considéré (Equation 17). La Figure I.37 présente un exemple de détermination du rayon moyen de fond d'une strie.

$$K_t = 1 + n \frac{R_a R_t}{\rho R_z} \quad (17)$$

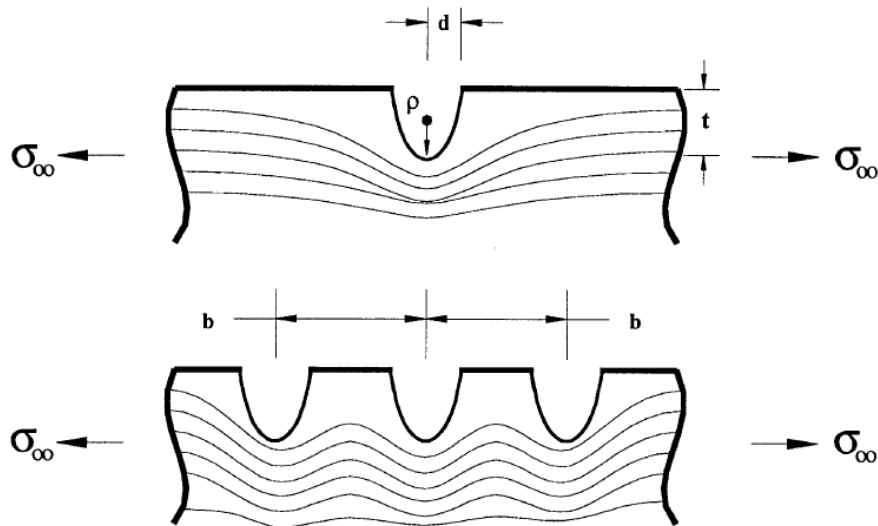


Figure I.36: distribution de contrainte en présence d'une et plusieurs stries en surface de profondeur t et d'espacement b (Arola, 2002).

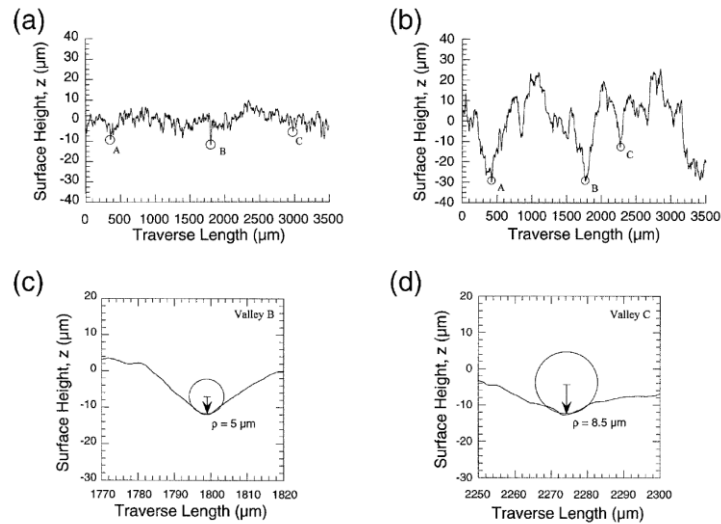


Figure I.37: profils de rugosité et détermination du rayon associé du fond de la strie (Arola, 2002).

(Suraratchai, 2008) se base quant à lui sur un calcul éléments finis en élasticité pour déterminer la concentration de contrainte générée par l'état de surface considéré (Figure I.38-b). À partir d'un scan 2D de la surface, le profil est filtré afin d'éliminer la rugosité de second ordre générée par l'arrête de l'outil (et son usure) et garder que la rugosité de premier ordre générée par la forme de l'outil. Cette méthode permet l'obtention du profil présenté sur la Figure I.38-a. Le calcul réalisé utilise des éléments triangulaires de taille 40 μm. Par la suite, la limite d'endurance est estimée via une équation empirique qui tient compte du seuil de propagation de fissure ΔK_{th} :

$$\Delta\sigma_D = \frac{\Delta K_{th}}{K_t \sqrt{\pi a} F} \quad (18)$$

avec : ΔK_{th} : seuil de propagation, F : facteur de forme supposé fixe et égal à 1,12 pour la géométrie de microfissure considérée, a : taille de la fissure initiale prise comme égale à la taille de grain (40 μm) (Suraratchai, 2008) et K_t : facteur de concentration de contraintes.

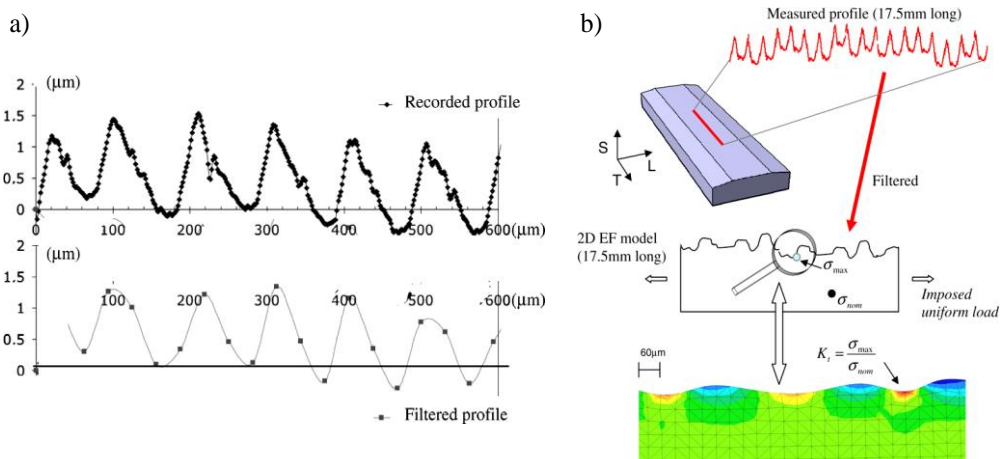


Figure I.38: a) exemple de profil de surface scanné et filtré et b) détermination du facteur de concentration de contraintes par calcul éléments finis (Suraratchai, 2008).

Pour ses différents états de surfaces (détaillés dans le paragraphe I.2.1.1) réalisés via un étou-limeur et différentes conditions de coupe Suraratchai a pu valider son modèle et prédire les

différents limites de fatigue avec une erreur maximale de 10 % (Suraratchai, 2008). La Figure I.39 présente l'ensemble des résultats.

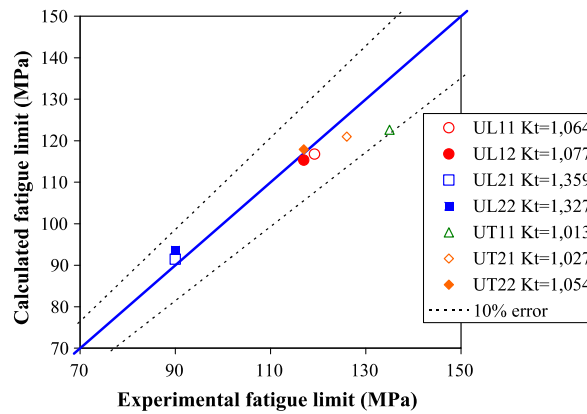


Figure I.39: comparaisons entre les résultats expérimentaux et les prédictions de la limite en fatigue de l'Al7010-T7451 (Suraratchai, 2008).

Ce modèle, ainsi que ceux permettant de prédire analytiquement un coefficient de concentration de contrainte (Peterson, 1974) (Arola, 2002) (Neuber, 1961) (Inglis, 1913), ne sont applicables que dans le cas de profils 2D. Ils ne permettent pas de prendre en compte les défauts tridimensionnels de surface tels que les stries issues de fraisage en bout et les piqûres de décapage. Dans l'exemple des stries de forme complexe (telles que les stries générées par fraisage en bout), le profil de rugosité 2D et donc le rayon de fond des défauts d'usage dépendent fortement de la position de la ligne de mesure (exemple du cas 7 dans la Figure I.22).

Dans le cadre d'une étude portant sur le fraisage d'un acier bainitique, (Souto-Lebel, 2014) a proposé une relation empirique qui permet de prédire la tenue en fatigue σ_D d'un composant présentant un état de surface complexe en fonction des paramètres de rugosité (S_q , S_{vi} et S_{ku}) utilisés pour exprimer un facteur effectif de concentration de contrainte en fatigue. Celui-ci est exprimé comme suit :

$$\sigma_D = \frac{\sigma_{polie}}{K_f} \quad (19)$$

avec :

$$K_f = 1 + S_{vi} S_{ku} \frac{S_q}{a_c} \quad (20)$$

où a_c est une taille critique de défaut dépendante du matériau et S_{vi} est un paramètre 3D (appartenant à la famille des indices fonctionnels) défini par :

$$S_{vi} = \frac{1}{S_q} \frac{V_v(h_{0,8})}{S} \quad (21)$$

$V_{v(h_{0,8})}$ correspond au volume qui représente le pourcentage entre 80% et 100% du vide au fond des creux (Figure I.40). S_{vi} représente ainsi d'une certaine manière la quantité de défauts en fond de vallées, et donc les plus nocifs d'un point de vue mécanique (Souto-Lebel, 2014). La valeur de S_{ku} est élevée pour une surface pointue (pics et entailles) et d'une faible valeur pour les surfaces plates (Figure I.17). Selon Souto-Lebel, ce paramètre permet de prendre en compte, comme dans l'expression de Peterson, l'impact du rayon de fond d'entaille.

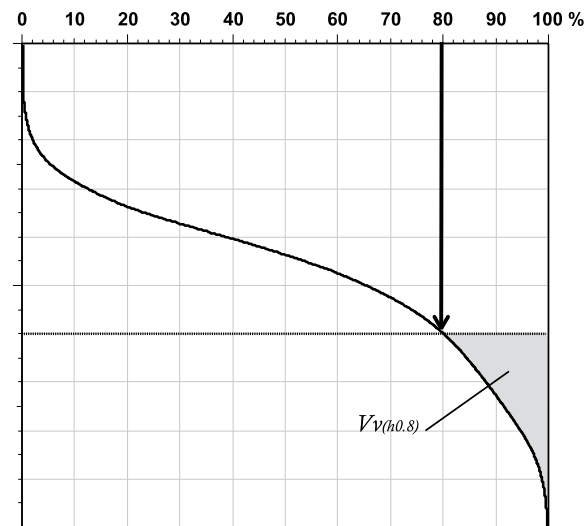
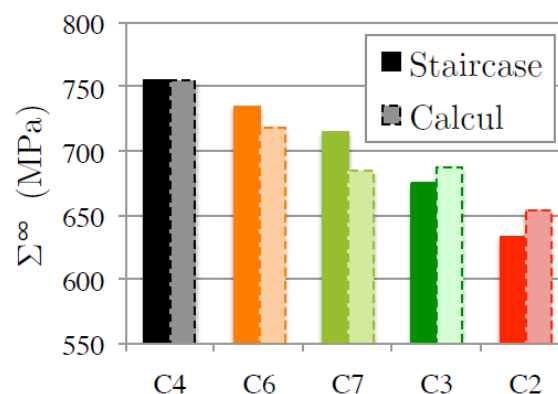


Figure I.40: présentation schématique du volume du vide du fond du creux présenté par le paramètre $V_{V(h0.8)}$ (Leach, 2013).

Souto-Lebel a utilisé ce facteur de concentration de contraintes effectif K_f pour prédire la limite d'endurance pour différents états de surface (Figure I.41) obtenus par fraisage de finition avec un outil hémisphérique sur des éprouvettes en acier 50CrMo4 bainitique testées en flexion 4 points avec un rapport de charge positif $R = 0,1$.



(a) Identification à partir des résultats en Staircase ($a_c = 2 \mu\text{m}$)

Figure I.41 : comparaison des limites de fatigue obtenues expérimentalement et à l'aide du facteur de concentration de contrainte en fatigue proposé (Souto-Lebel, 2014).

Comme le montre la Figure I.41, le critère proposé par Souto-Lebel permet d'obtenir une bonne prédiction de la limite en fatigue en comparaison avec l'expérimentation. Ce critère a l'avantage de prendre en compte la géométrie complexe de surface issue de l'opération de fraisage. Cependant, le critère étant basé sur les paramètres de surface, il ne permet pas de prendre en compte l'effet des défauts singuliers de surface (tels qu'un ressaut ou un défaut de perçage) sur la tenue en fatigue. Également, l'utilisation des paramètres de rugosité conduit à la même limite de fatigue prédite pour deux composants ayant la même topographie de surface, mais d'orientations différentes (stries perpendiculaires ou parallèles au sens de chargement).

I.3.2. Approche déterministe non locale

Tous les critères précédents sont basés sur une approche point critique du problème en fatigue. D'autres études visent à rendre compte des effets de gradient dans le volume. Par exemple, (Ås, 2006) a réalisé des essais de fatigue en traction-compression alternée sur des éprouvettes cylindriques en alliage d'aluminium Al6082. Les éprouvettes ont toutes été polies puis rayées au niveau de la zone utile à l'aide d'un papier abrasif. Un montage spécifique a été développé afin que les rayures soient axisymétriques. Pour modéliser l'effet de la rugosité de surface sur la tenue en fatigue, Ås propose un modèle de calcul numérique 2D basé sur les scans de surface obtenus à l'aide d'un profilomètre (Figure I.42-a). Quatre profils aux positions horaires différentes ont été mesurés pour chaque éprouvette. Un exemple des profils retenus est présenté sur la Figure I.42-b. Une fois les essais de fatigue achevés, les simulations numériques sont réalisées en utilisant le profil avec la position la plus proche du site d'amorçage de la fissure réelle.

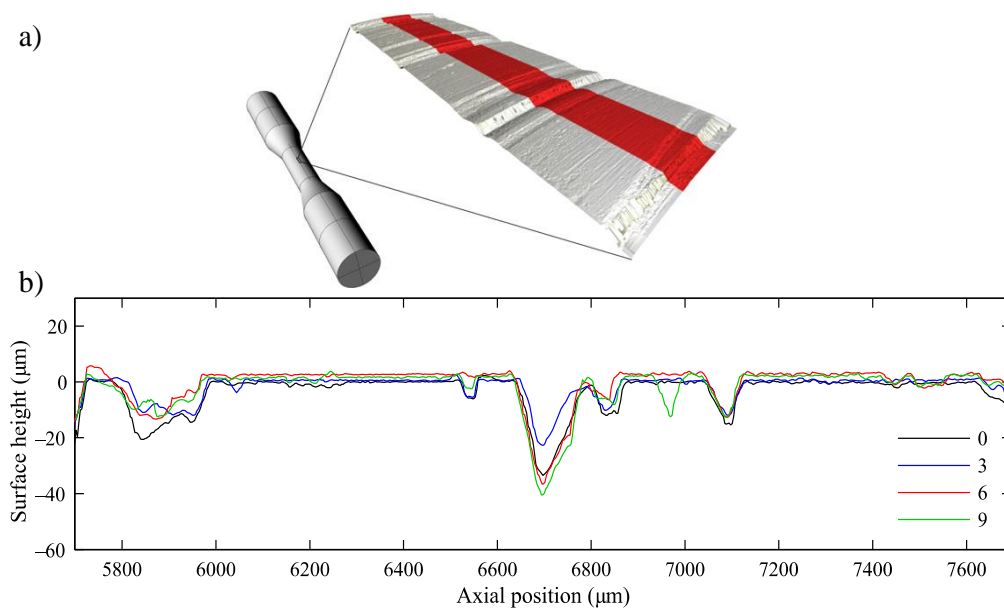


Figure I.42: a) scan profilométrique à partir d'une surface réelle et b) profils utilisés dans 4 positions horaires de la surface (Ås, 2006).

Le choix d'un modèle 2D élastique permet à Ås d'utiliser des éléments de petite taille (de l'ordre de $0,1 \mu\text{m}$) (Figure I.43-a). Il compare alors la position réelle d'amorçage avec les gradients de contrainte aux points chauds identifiés par calcul. Il observe que le site d'amorçage n'est pas localisé au point ayant la contrainte en surface la plus élevée, mais sur le point dont la contrainte à $10 \mu\text{m}$ de profondeur est maximale. La recherche du point où la contrainte est maximale à cette distance critique permet de justifier la localisation de l'amorçage pour la quasi-totalité des éprouvettes. Un exemple est présenté sur la Figure I.44. Le gradient correspondant à la rayure à l'origine de l'amorçage est tracé en gras.

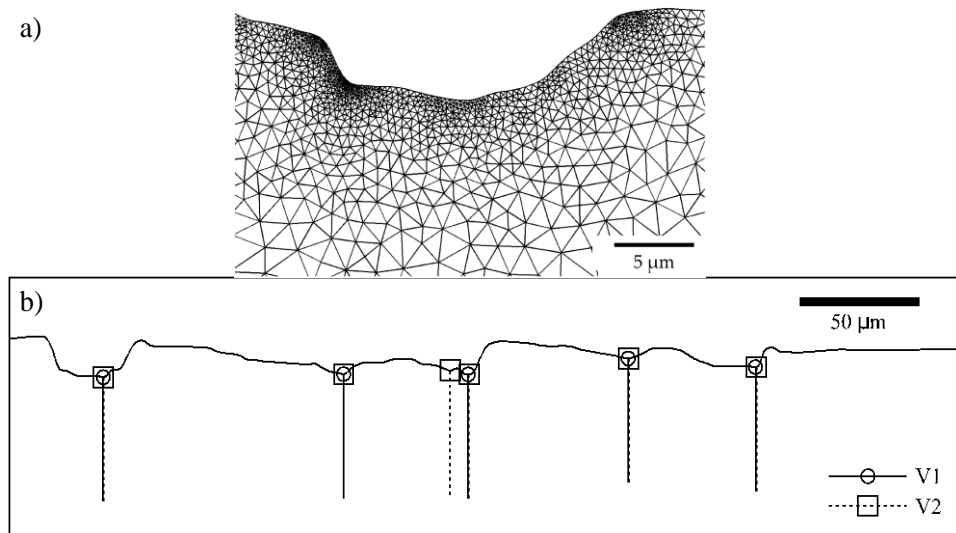


Figure I.43: a) section de surface simulée montrant le maillage et b) points chauds identifiés (Ås, 2006).

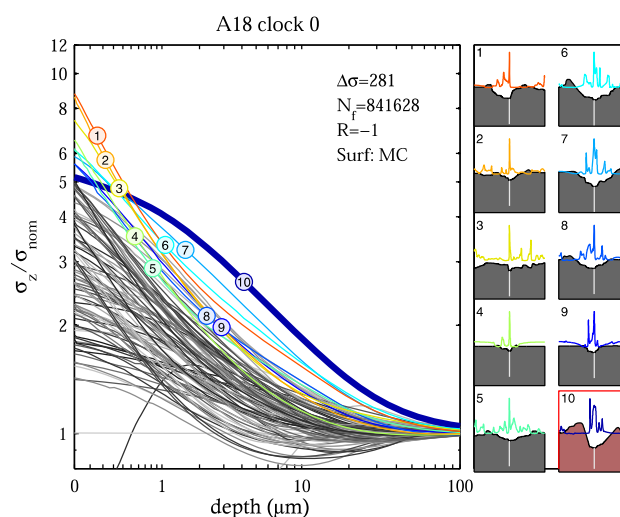


Figure I.44: gradient de contrainte maximale pour toutes les rayures (Ås, 2006).

Les méthodes non locales, utilisant la contrainte issue d'un calcul élastique à une distance donnée pour prendre en compte l'effet d'un gradient local, ont en grande partie été développées par Taylor (Taylor, 1999). Taylor propose de se baser sur le champ de contrainte en pointe de fissure pour déterminer la limite d'endurance d'un matériau. En considérant uniquement la contrainte située dans le plan perpendiculaire à la contrainte principale maximale (contrainte d'ouverture), il propose trois méthodes. La première, la méthode 'point', considère la contrainte d'ouverture située à une distance $a_0/2$ de la pointe de fissure. La seconde, la méthode 'ligne', nécessite l'intégration de la contrainte d'ouverture sur le segment partant du front de fissure jusqu'à une distance $2a_0$. Enfin, la méthode 'aire', nécessite l'intégration de la contrainte d'ouverture sur une demi-sphère située en pointe de fissure et de rayon a_0 (Figure I.45).

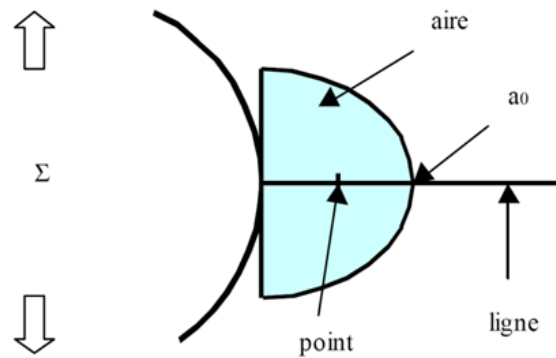


Figure I.45: schéma des différentes méthodes de détermination du seuil d'endurance proposées par Taylor (Taylor, 1999).

Les prédictions de ces méthodes pour des fissures courtes sont très proches et en accord avec les résultats obtenus par El Haddad (Figure I.46-a) et permettant de retrouver le diagramme de Kitagawa Takahashi.

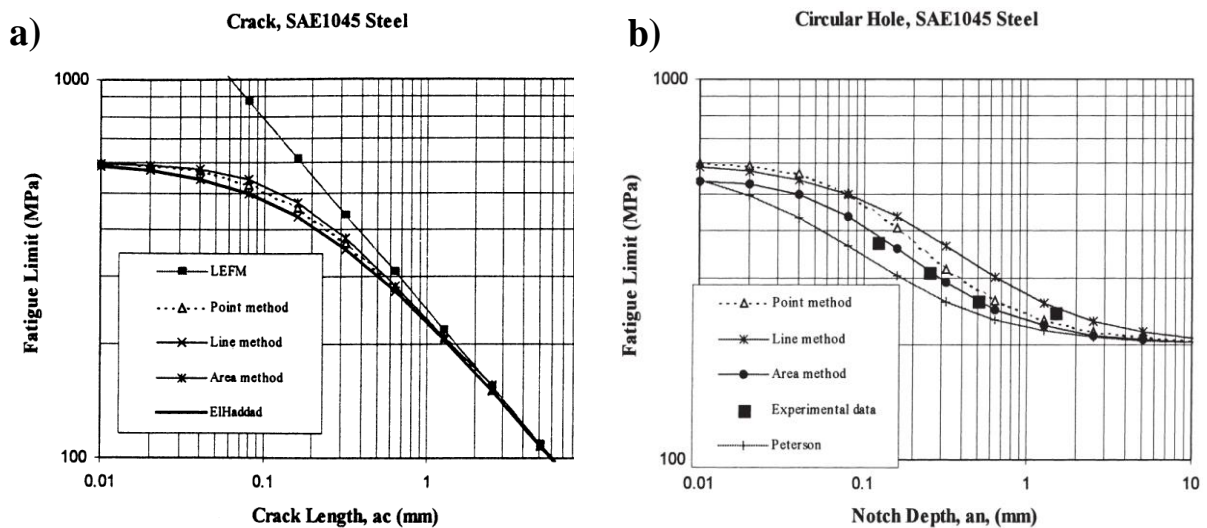


Figure I.46: résultats des différentes méthodes proposées par Taylor pour décrire le seuil d'endurance des fissures courtes (Taylor, 1999).

Taylor montre que cette approche non locale peut être appliquée aux entailles. La méthode 'aire' permet en particulier de retrouver le modèle de Peterson (Figure I.46-b).

Deux types d'approches coexistent donc pour la prise en compte des effets de la géométrie de surface sur la tenue en fatigue. La première propose de considérer les défauts de surface comme des fissures préexistantes et utilise la mécanique de la rupture pour estimer la limite d'endurance (Murakami, 2002). La seconde considère le défaut de surface comme une entaille et cherche à estimer la concentration de contrainte qu'il génère pour en déduire l'impact sur la tenue en fatigue (Peterson, 1974) (Ås, 2006). Taylor montre qu'en se basant sur une approche non-locale en contrainte, il est possible de retrouver les approches classiques de la mécanique de la rupture ainsi que les approches initialement développées pour les entailles.

I.3.3. Approche probabiliste

La modélisation probabiliste du comportement en fatigue a d'abord été proposée par Weibull (Weibull, 1939) pour décrire la dispersion de la résistance mécanique dans un matériau sous

chargement de traction quasi-statique. Cette approche basée sur la loi de distribution, par exemple de type bêta ou Weibull (d'une population de défauts dans un composant, de la résistance mécanique des grains, etc ...), et combinée au principe du maillon le plus faible proposé par la suite par (Freudenthal, 1968) est étendu à la fatigue. Actuellement, l'approche probabiliste est largement utilisée dans la littérature pour prédire la tenue en fatigue d'un composant (Hild, 1991) (Delahay, 2006) (Pessard, 2013) (Pessard, 2014) (Guillemot, 2010) (Souto-Lebel, 2014), etc... .

(Guillemot, 2010) a utilisé l'approche probabiliste pour prédire la population de micro-entailles résultant de l'usinage d'un acier 50CrMo4. Les résultats présentés ici correspondent au lot C2 d'éprouvettes qui ont subi un usinage de finition avec un outil hémisphérique et un traitement thermique de recuit afin d'éliminer les contraintes résiduelles. Les conditions de coupe, la géométrie et la trajectoire de l'outil sont présentées sur la Figure I.47.

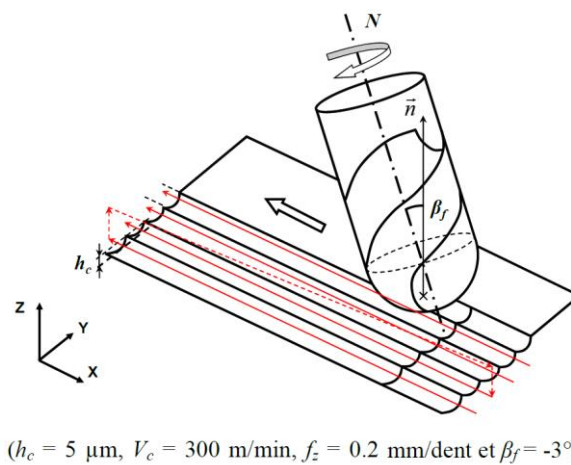


Figure I.47: définition des paramètres de coupe et de l'angle d'inclinaison de l'outil (Guillemot, 2010).

Guillemot a réalisé des essais de fatigue de type StairCase en flexion 4 points sur ce lot d'éprouvettes. A l'issu des essais, la valeur moyenne de la limite d'endurance $\bar{\sigma}_\infty$ et l'écart type associé $\overline{\sigma}_\infty$ ont été déterminés par deux méthodes différentes ; la méthode StairCase et le modèle de Stromeier. Pour chacune de ces méthodes, Guillemot a identifié le paramètre de forme m correspondant à la loi de bêta en se basant sur les travaux de (Agha, 1996) et (Chantier, 2000) :

$$\bar{\sigma}_\infty = \sigma_0 \left(\frac{V_0}{V_{eff}} \right)^{1/m} \Gamma \left(1 + \frac{1}{m} \right) \quad (22)$$

$$\overline{\sigma}_\infty = \sigma_0 \left(\frac{V_0}{V_{eff}} \right)^{1/m} \sqrt{\Gamma \left(1 + \frac{2}{m} \right) - \Gamma^2 \left(1 + \frac{1}{m} \right)} \quad (23)$$

avec Γ la fonction Gamma définie par :

$$\Gamma(t) = \int_0^\infty x^{t-1} e^{-x} dx \quad (24)$$

Il a ainsi identifié les limites d'endurance correspondantes à 10% et à 90% de probabilité de rupture de son matériau en se basant sur l'expression :

$$P_F = 1 - \exp \left[- \frac{V_{eff}}{V_0} \left(\frac{\sigma_i}{\sigma_0} \right)^m \right] \quad (25)$$

Chapitre I : État de l'art : Spécificités du comportement en fatigue des pièces usinées, décapées et anodisée

Les deux méthodes ont donné des résultats différents. La méthode StairCase a permis d'identifier un paramètre de forme m de l'ordre de 17. Celle de Stromeyer, proposée par le logiciel ESOPE, a renvoyé une valeur de m égale à 7. Les résultats des essais de fatigue ainsi que l'identification de m sont présentés dans le Tableau I-1 :

Cas d'usinage	méthode StairCase			logiciel ESOPE (méthode de Stromeyer)		
	$\bar{\sigma}_{\infty}(MPa)$	$\bar{\sigma}_{\infty}(MPa)$	m (Weibull)	$\bar{\sigma}_{\infty}(MPa)$	$\bar{\sigma}_{\infty}(MPa)$	m (Weibull)
C2	633	± 55	17	634	± 109	7

Tableau I-1: résultats de fatigue en flexion plane pour différentes méthodes de dépouillement (Guillemot, 2010).

Ayant constaté que l'amorçage de fissures dans ces éprouvettes est localisé au niveau de micro-entailles de la surface, Guillemot a supposé que la distribution de micro-entailles suit une fonction bêta $B_{\alpha\beta}$ (Eq 26) dont la densité est exprimée par :

$$B_{\alpha\beta} = B(\alpha+1, \beta+1) = \int_0^1 t^{\alpha}(1-t)^{\beta} dt \quad (26)$$

$$f_0(\alpha, \beta) = \frac{a^{\alpha}(a_M - a)^{\beta}}{B_{\alpha\beta} a_M^{\alpha+\beta+1}} ; 0 < a < a_M ; \alpha > -1 \text{ et } \beta > -1 \quad (27)$$

avec a_M la taille maximale de micro-défaut.

La probabilité de rupture correspondante à cette fonction de distribution s'écrit :

$$P_{F_0}^i = 1 - I\left[\left(\frac{\sigma_{th}}{\sigma_{\infty}^i}\right)^2, \alpha+1, \beta+1\right] \quad (28)$$

avec

$$\sigma_{\infty}^i = \sigma_{th} \sqrt{\frac{a_M}{a_c^i}} \quad (29)$$

et $I(x, \alpha, \beta)$ est une fonction bêta dont l'expression est :

$$I(x, \alpha+1, \beta+1) = \frac{1}{B(\alpha+1, \beta+1)} \int_0^x t^{\alpha}(1-t)^{\beta} dt \quad (30)$$

L'expression de la probabilité de rupture totale est par conséquent :

$$P_{F_{f_0}}^i = 1 - \left(1 - P_{F_0}^i\right)^{\frac{V_{eff}}{V_0}} \quad (31)$$

Afin de se rapprocher au mieux de la courbe expérimentale d'évolution de probabilité de rupture en fonction de la limite d'endurance (Figure I.48), Guillemot a fait varier les paramètres α et β afin de minimiser l'erreur entre les probabilités de rupture $P_{F_{f_0}}^i$ et P_F^i , et ce pour chacune des méthodes StairCase et Stromeyer (Logiciel ESOPE) :

$$err = \frac{1}{3} \sum_{i=1}^3 \left[P_F^i - P_{F_{f_0}}^i(\sigma_{\infty}^i) \right]^2 \quad (32)$$

En comparant la probabilité de rupture prédite avec celle identifiée expérimentalement (Figure I.48), les résultats de la prédiction se rapprochent plus aux résultats issus de la méthode basée

Chapitre I : État de l'art : Spécificités du comportement en fatigue des pièces usinées, découpées et anodisée

sur la méthode StairCase. La distribution de tailles de défauts de moyenne $1,5 \mu\text{m}$ et de module $m=17$ est donc la plus susceptible de décrire la distribution réelle de tailles de défauts de surface.

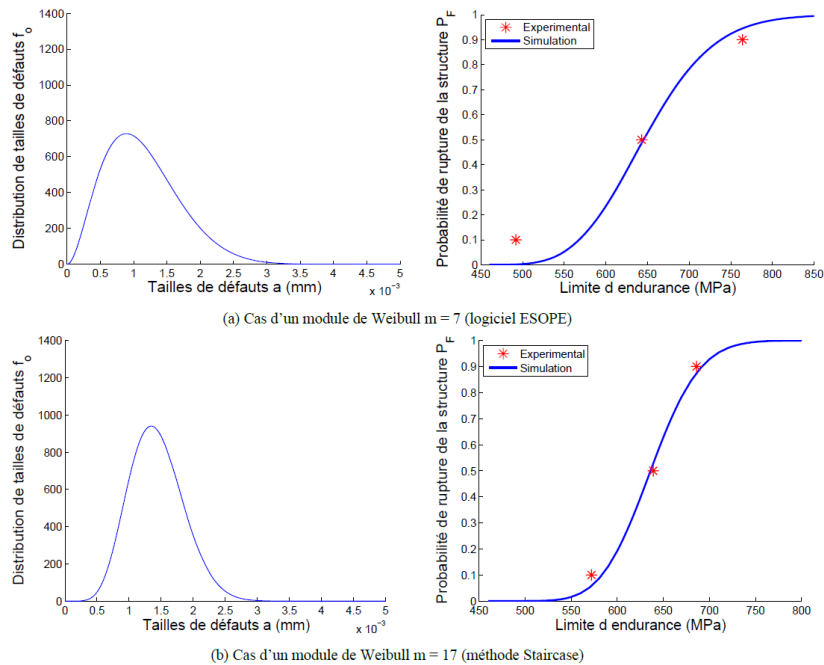


Figure I.48: distribution de tailles de défauts et probabilité de rupture cumulée associée (Guillemot, 2010).

Guillemot a par la suite comparé ces résultats de prédiction de la distribution de tailles de micro entailles en surface à des mesures surfaciques de la population de micro-entailles existante dans son matériau. Pour se faire, il a effectué des prélèvements de profil de rugosité le long de la surface et a observé la présence des entailles créées par le procédé d'usinage à la fois au niveau des crêtes (présentées en vert sur la Figure I.49) et des creux (dont les profondeurs sont présentées en rouge sur la Figure I.49) de surface. Vu que les entailles situées au niveau des crêtes n'ont pas autant d'influence sur la réponse mécanique, Guillemot n'a pris en compte que les entailles au niveau des creux suite à leur impact sur la tenue en fatigue (Figure I.49).

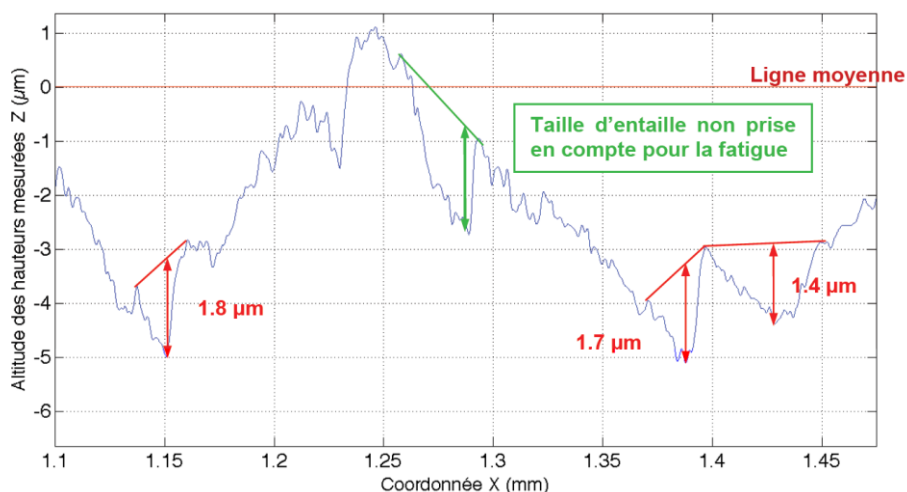


Figure I.49: mesures de la profondeur des entailles dans deux creux successifs (Guillemot, 2010).

Les résultats de mesures ont permis de tracer la distribution de tailles de ces micro-entailles et de la comparer aux calculs de prédiction. Comme le montre la Figure I.50, la prédiction basée sur le modèle au module $m=17$ permet de bien décrire la population de défauts réels.

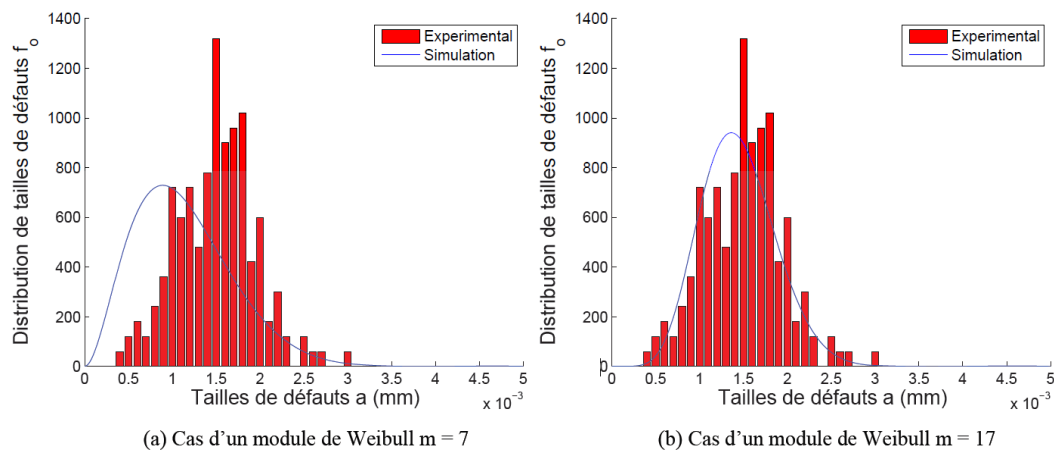


Figure I.50: distributions des tailles de défauts expérimentale et simulée (cas d'usinageC2) (Guillemot, 2010).

Guillemot conclut qu'une approche probabiliste basée sur la loi bêta permet, à partir d'un essai de type StairCase, de déterminer la population de micro-entailles en surface. Par conséquent, et en se basant sur l'hypothèse que le mécanisme de fissuration est l'amorçage à partir des micro-entailles, il suggère qu'une méthode inverse basée sur des mesures de la population d'entailles en surface couplée avec une loi bêta peut permettre de prédire la limite d'endurance. Cette méthode présente l'avantage d'être facilement applicable pour différents états de surface en se basant sur un scan de surface afin d'identifier la population de défauts présents. En revanche, la méthode de mesure des micro-entailles présente toujours l'inconvénient d'être une méthode linéique et ne permet pas de prendre en compte l'aspect tridimensionnel de l'état de surface.

Guillemot conclut que la méthode probabiliste peut être utilisée afin de prédire la limite de fatigue en présence de défauts de surface.

D'autres auteurs (Pessard, 2014) ont utilisé la méthode probabiliste afin de retrouver l'effet Kitagawa en présence de défauts naturels ou artificiels. (Pessard, 2014) et al. ont par exemple réalisé une large campagne expérimentale sur un acier au bore 22MnB5. Des défauts hémisphériques de différentes tailles sont introduits à la surface d'éprouvettes sollicitées en traction et en cisaillement. La tenue en fatigue est déterminée pour deux duretés différentes obtenues avant et après traitement thermique de trempé.

Afin de prédire le comportement en fatigue de ce matériau, un modèle probabiliste permettant de décrire les mécanismes d'amorçage et de propagation de fissure en utilisant deux critères décrivant chacun un mécanisme (amorçage ou seuil de propagation de fissure) est proposé. On peut retrouver de la sorte le diagramme de Kitagawa-Takahashi.

En se basant sur le fait que la plupart des critères de fatigue peut être définie par une quantité mécanique équivalente (contrainte, déformation, énergie, etc.), qui est comparé à un seuil quantitatif, on suppose que la probabilité d'amorçage de fissure est prédite si la contrainte équivalente dépasse la contrainte seuil :

$$\sigma_{eq} \geq \sigma_{th} \quad (33)$$

Le raisonnement est le même pour le second mécanisme associé à un seuil de propagation. la condition de rupture fait intervenir le coefficient de concentration de contrainte ΔK et la valeur du seuil ΔK_{th} :

$$\Delta K > \Delta K_{th} \quad (34)$$

Dans un premier temps et par soucis de simplicité, on suppose que les deux mécanismes d'endommagement présentent la même dispersion ($m_1=m_2=m$). Finalement, on obtient :

$$\sigma_{I,a}(P_F,a) = \left[\frac{\ln\left(\frac{1}{1-P_F}\right)}{\left(\frac{1}{\sigma'_{th01}}\right)^m + \left(\frac{Y2\sqrt{\pi a}}{\Delta K'_{th02}}\right)^m} \right]^{\frac{1}{m}} \quad (35)$$

avec :

$$\sigma'_{th01} = \sigma_{th01} \left(\frac{S_{01}}{S_{\Omega 1}}\right)^{1/m} \quad \& \quad \Delta K'_{th02} = \Delta K_{th02} \left(\frac{S_{02}}{S_{\Omega 2}}\right)^{1/m} \quad (36)$$

Le Tableau I-2 résume les expressions de la limite d'endurance en fonction de la probabilité de défaillance P_F et de la taille de défaut a pour le cas du couple de critères Crossland-Murakami. Le critère de Crossland décrit le mécanisme d'endommagement relatif à l'amorçage de fissure. Celui de Murakami décrit le mécanisme propagation de fissure (Pessard, 2014).

En adoptant l'hypothèse que le facteur d'échelle de la distribution de Weibull décrivant le seuil du second mécanisme $\Delta K'_{th02}$ est fonction de la dureté de surface (Eq 38), il est possible de décrire le comportement expérimentalement observé et de retrouver l'allure du diagramme de Kitagawa (Figure I.51).

$$\Delta K'_{th02} = \alpha H_v + \delta \quad (37)$$

	traction uniaxiale (R= -1)	Torsion (R= -1)
Crossland : $\sigma_{eq} = A\sigma_{I,a}$	$A = \left(\frac{1}{\sqrt{3}} + \frac{k}{3}\right)$	$A = 1$
Murakami $C_{eq} = C\sigma_{I,a}$	$C = \frac{a^{1/6}}{1.43}$	$C = \frac{F(b/a)a^{1/6}}{0.93}$
Crossland & Murakami	$\sigma_{I,a}(P_F, a) = \left[\frac{\ln\left(\frac{1}{1-P_F}\right)}{\left(\frac{A}{\sigma'_{th01}}\right)^m + \left(\frac{C}{C'_{th02}}\right)^m} \right]^{\frac{1}{m}}$	

Tableau I-2: approche probabiliste utilisant la combinaison des critères Crossland-Murakami et Crossland-LEFM pour deux cas de chargement (Pessard, 2014).

La Figure I.51 présente l'ensemble des résultats expérimentaux ainsi que les prédictions associées (Pessard, 2014). Un bon accord est observé pour l'ensemble des résultats.

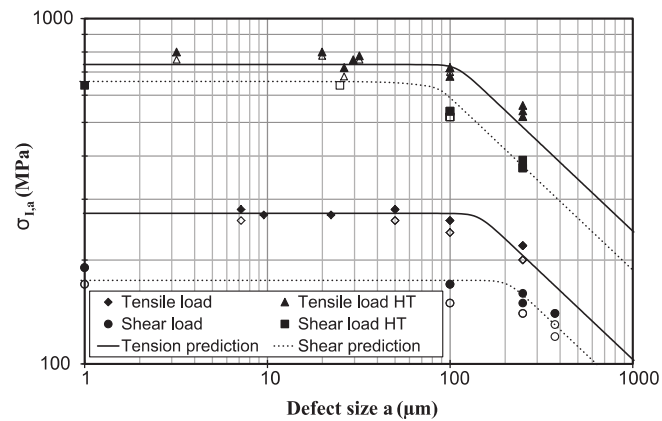


Figure I.51: diagramme de Kitagawa contenant les résultats expérimentaux et les prédictions pour l'acier 22MnB5 sous 2 types de chargement (Pessard, 2014).

Les travaux de (Guillemot, 2010) et de (Pessard, 2014) ont montré qu'un modèle probabiliste conduit à des prédictions cohérentes et permet de décrire l'effet de gradient et d'échelle en fatigue (Flaceliere, 2004). Ce type d'approche s'applique aisément à une grande variété de problématiques en fatigue allant des surfaces usinées aux défauts individuels.

Conclusion

Afin d'appréhender au mieux l'effet de l'usinage UGV, du décapage et de l'anodisation sur l'état de surface de l'Al7050 ainsi que sur sa tenue en fatigue, nous avons conduit une analyse bibliographique axée majoritairement sur les alliages d'aluminium corroyés.

L'analyse des différents travaux de la littérature permet de montrer que la tenue en fatigue des alliages de la série 7000 peut dépendre de manière importante de l'état de surface qu'il s'agisse d'usinage de type fraisage en bout (Brunet, 1991) ou de tournage (Shahzad, 2010). Dans le cas des éprouvettes lisses ou usinées en roulant, les contraintes résiduelles ont un rôle important sur la tenue en fatigue.

Les défauts créés lors du traitement de surface et plus précisément le décapage peuvent réduire de manière significative la tenue en fatigue. Les traitements de surface d'anodisation peuvent en effet avoir des effets différents sur la tenue en fatigue. Différentes solutions de substitution à l'anodisation chromique (OAC) sont en cours de développement et d'emploi afin de répondre aux exigences du programme REACH2017 visant à supprimer l'usage du chrome hexavalent pour des raisons de toxicité. Les traitements de substitution utilisent de l'acide sulfurique (OAS), sulfo-tartrique (TSA) ou sulfo-borique ne contenant pas de chrome. Nous mettrons l'accent sur le traitement sulfo-tartrique (TSA) et son apport sur le comportement en fatigue de l'Al7050.

Concernant la présence des défauts accidentels d'usinage en surface (comme les ressauts et les rayures) et de leurs effets sur la tenue en fatigue, très peu d'études sont disponibles dans la littérature alors que ce type de défaut est fréquemment rencontré industriellement et présente un potentiel danger sur la durée de vie de la pièce concernée. Ce point sera en particulier abordé dans la suite du mémoire. Nous essaierons notamment d'être au plus près des conditions réelles de création de ces défauts.

Pour ce qui est de la modélisation des effets de surface des composants usinés, certains auteurs, (Guillemot, 2010) et (Souto-Lebel, 2014), proposent des critères spécifiques pour l'usinage avec

Chapitre I : État de l'art : Spécificités du comportement en fatigue des pièces usinées, décapées et anodisée

des approches basées soit sur des paramètres de rugosité surfacique (Souto-Lebel, 2014), soit sur une analyse probabiliste (Guillemot, 2010). (Suraratchai, 2008) et (Ås, 2006) utilisent la mécanique de la rupture et s'appuient sur des simulation éléments finis 2D pour connaître le champ de contrainte généré par les stries.

Les modèles déterministes de type point critique présentent l'avantage d'être facilement mis en œuvre et permettent de prendre en compte les défauts de formes géométriques complexes à travers des calculs par éléments finis. En revanche, ils rendent rarement compte de l'effet des contraintes résiduelles ou du taux d'écroutissage. Les approches non locales permettent de pallier certaines limitations des approches locales et de prendre également en compte l'effet du gradient de chargement.

De manière surprenante, on constate que le problème des effets de rugosité de surface et de défauts d'usinage sur la tenue en fatigue est très peu abordé sous l'angle de l'effet d'échelle dans la littérature. Des approches rendant compte des effets de gradient dans le volume sont parfois utilisées mais les effets d'échelle de type statistique sont ignorés.

Cette étude bibliographique permet donc de mettre en évidence que les approches probabilistes couplées à des simulations numériques ad-hoc, même si elles sont plus lourdes à mettre en œuvre, présentent la capacité de traiter une grande variété d'états de surface et de défauts de géométrie complexe. L'effet Kitagawa ainsi que l'effet d'échelle sont en particulier parfaitement décrits à l'aide de ce type d'approche.

Avant la présentation au chapitre IV d'une approche unifiée permettant la prédiction du comportement en fatigue de l'Al7050 en présence de différentes conditions d'intégrité de surface (surfaces avec différents types de rugosité, défauts individuels, défauts répétés), les chapitres II et III sont consacrés aux conditions expérimentales puis à la caractérisation du comportement en fatigue à grand nombre de cycles et des mécanismes d'endommagement associés.

Chapitre II. Matériau étudié et conditions expérimentales

La première partie de ce chapitre est dédiée à la présentation de l'alliage Al7050-T7451. Après avoir introduit les étapes d'obtention de cet alliage d'aluminium aéronautique, ses principales caractéristiques mécaniques et microstructurales sont décrites. La seconde partie du chapitre s'attache à la caractérisation géométrique de défauts de surface observés sur pièces réelles. L'objectif ici est de guider les choix d'états de surface à retenir pour la suite de l'étude. Après avoir présenté les différentes configurations retenues, la troisième partie se concentre sur les essais de fatigue. La géométrie d'éprouvette et les méthodologies suivies pour introduire les différents états de surface y sont détaillées. Une attention particulière est portée sur la caractérisation de l'état de surface et des contraintes résiduelles des différents lots générés.

II.1. Caractéristiques du matériau d'étude

II.1.1. Alliage d'aluminium 7050-T7451

Le matériau étudié est l'alliage Al-Zn-Cu (7050) destiné aux applications aéronautiques. Les éprouvettes de fatigue sont toutes prélevées au milieu de tôles laminées de 30 mm d'épaisseur avec l'axe de l'ensemble des éprouvettes orientée selon la direction de laminage de la tôle (Figure II.17).

Le processus d'élaboration de cette nuance est représenté sur la Figure II.1. Après la coulée, l'homogénéisation permet de remettre en solution la plupart des phases solubles. Le laminage à chaud permet d'atteindre l'épaisseur visée. La morphologie et l'orientation cristallographique des grains sont fortement modifiées par cette étape. La mise en solution permet également de faire disparaître la précipitation des éléments Li, Cu, Mg et Zn. La trempe fige alors la microstructure. Le détentionnement permet d'aplanir la tôle et de relaxer les contraintes résiduelles tout en permettant la nucléation des dislocations qui facilitent l'apparition de précipitation durcissant lors de l'étape finale de revenu. Ces différentes étapes de fabrication sont décrites en détail dans les travaux de (Richard, 2011).

La nuance étudiée a subi un traitement thermomécanique noté T7451. Selon la norme NF EN 515, le terme « T74 » spécifie un état durci par traitement thermique constitué d'une étape de mise en solution, d'une trempe et d'un sur-revenu limité intermédiaire entre le T73 et le T76. Ce traitement particulier permet d'optimiser le compromis recherché entre différentes propriétés comme la résistance à la traction, la corrosion sous contrainte, la corrosion exfoliante, et la ténacité (Stucky, 2011). Le nombre « 51 » précise qu'un détentionnement en traction est appliqué au matériau afin de relaxer les contraintes résiduelles.

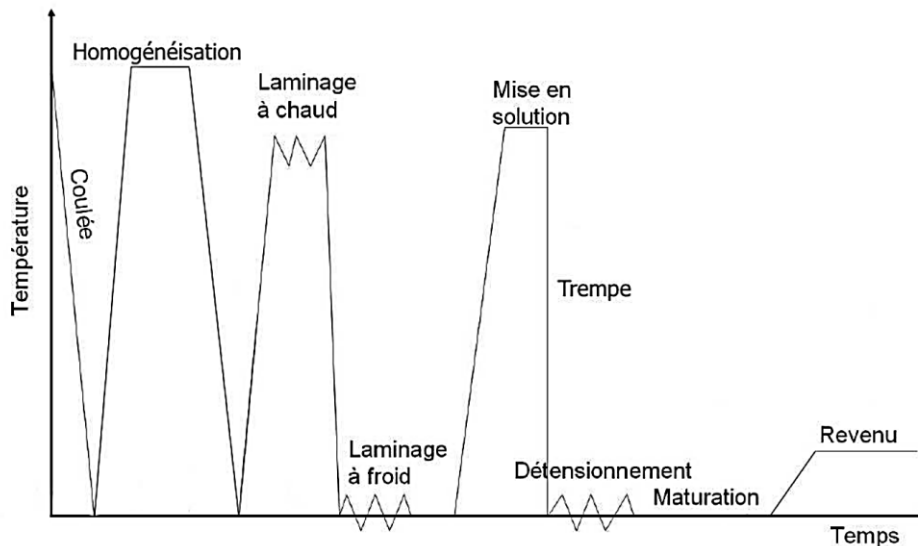


Figure II.1: liste des opérations thermomécaniques permettant d'obtenir les alliages d'aluminium Al7xxx (Richard, 2011).

II.1.2. Composition chimique

La composition chimique de l'Al 7050-T7451 a été obtenue par des mesures spectrométriques à l'aide d'un spectromètre à émission optique de type Bruker Q4 TASMAN (Figure II.2). Le pourcentage massique des principaux éléments d'addition ainsi que des impuretés présentes dans cet alliage est présenté au Tableau II-1.



Figure II.2: spectromètre à émissions optiques de type Bruker Q4 TASMAN.

Élément	AL	Zn	Cu	Mg	Zr	Ti	Si	Fe	Mn
W %	Base	6,027	2,221	1,847	0,102	0,039	0,038	0,095	0,01
		± 0,053	± 0,088	± 0,018	± 0,002	± 0,004		± 0,007	

Tableau II-1: Composition nominale en pourcentage massique (%W) de l'alliage 7050.

II.1.3. Microstructure

Le brut utilisé est une tôle laminée d'épaisseur 30 mm. La microstructure de la tôle est présentée sur la Figure II.3 suivant les directions de laminage, transversale long et transversale court.

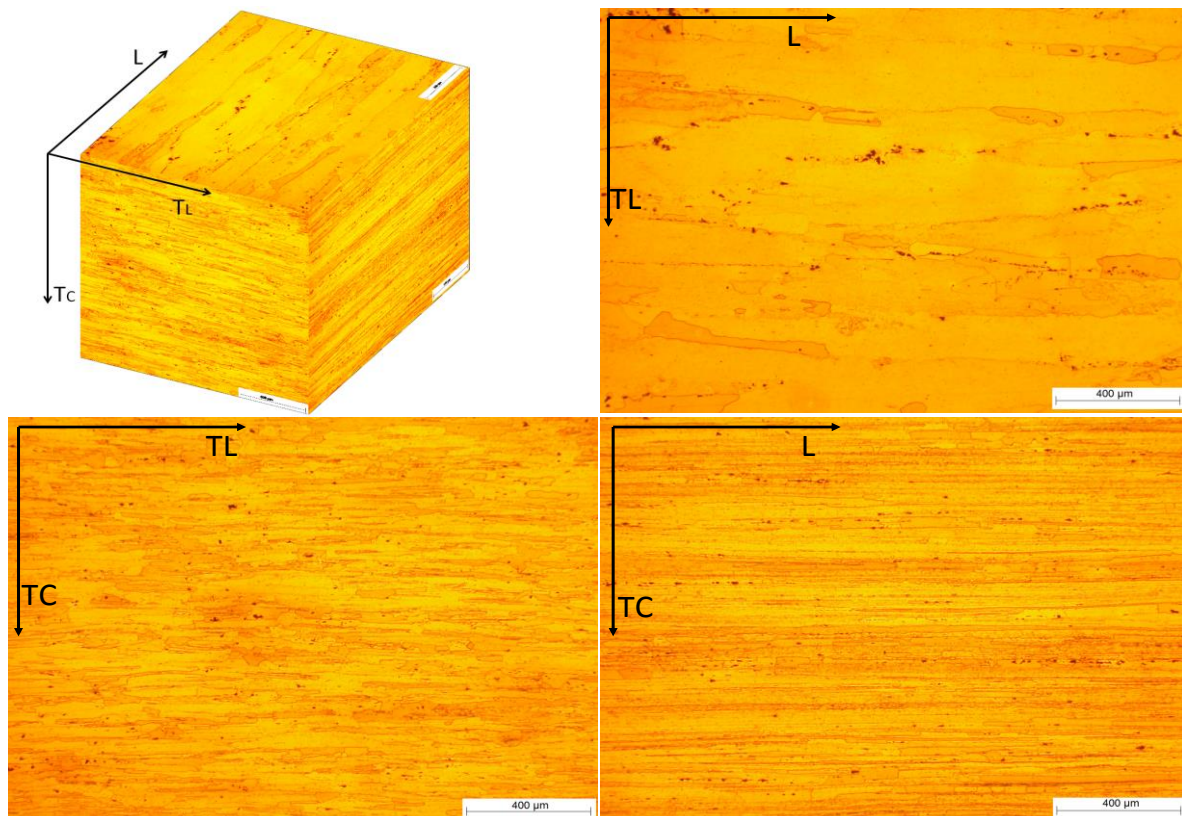


Figure II.3: Microstructure de l'Alu 7050-T7451 (L= sens de laminage ; TL= transversal long ; TC= transversal court).

Le matériau présente un taux de recristallisation important de l'ordre de 79%. Les zones de regroupement de grains recristallisés (grains clairs) et non-recristallisés (grains foncés) peuvent atteindre quelques millimètres de longueur. Les grains sont très affectés par l'opération de laminage. Ils mesurent entre 5 et 300 µm dans le sens longitudinal et transversal long et entre 5 et 50 µm dans le sens transversal court.

Des particules intermétalliques principalement localisées au niveau des joints des grains et dans les grains recristallisés sont également présentes. Ces particules sont issues de certaines phases mal dissoutes lors de l'homogénéisation. Dans l'alliage Al7050, la majorité de ces particules dont la taille peut atteindre 20 µm de longueur est de type Mg_2Si et Al_7Cu_2Fe (Shahzad, 2011) (Nizery, 2015). On retrouve également quelques particules de $AlCuZn$ et $MgZn_2$ (Figure II.4).

L'impact de ces particules à comportement fragile sur l'amorçage des fissures de fatigue des alliages d'aluminium est un problème connu qui a été étudié dans de nombreux travaux (Grosskreutz, 1969) (Suresh, 1998) (Nizery, 2015).

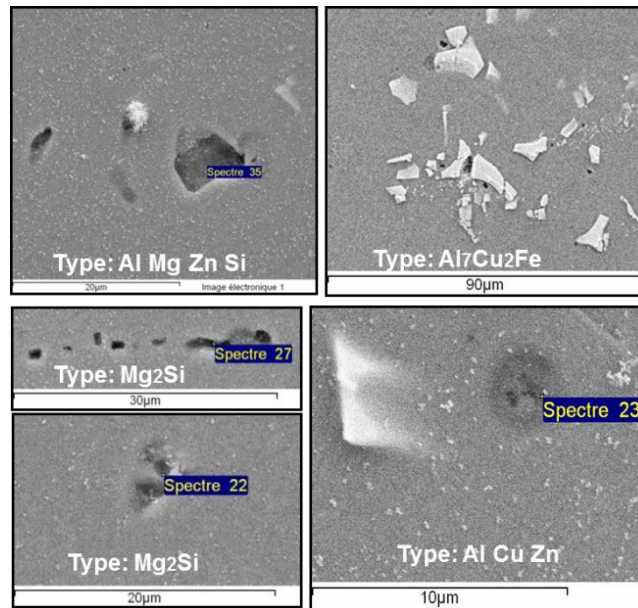


Figure II.4: particules intermétalliques de type Al_7Cu_2Fe , Al Mg Zn Si et Mg_2Si en surface de l'alliage Al7050-T7451.

II.1.4. Comportement mécanique monotone et dureté

Des essais de traction monotone ont été effectués afin de déterminer les propriétés mécaniques du matériau à 0° , 45° et 90° par rapport au sens de laminage. La géométrie des éprouvettes est présentée sur la Figure II.5-a. Le matériau est anisotrope, son comportement semble identique à 0° et 90° (Figure II.5-b) alors que la direction à 45° présente une ductilité plus élevée avec un allongement de 13,9%.

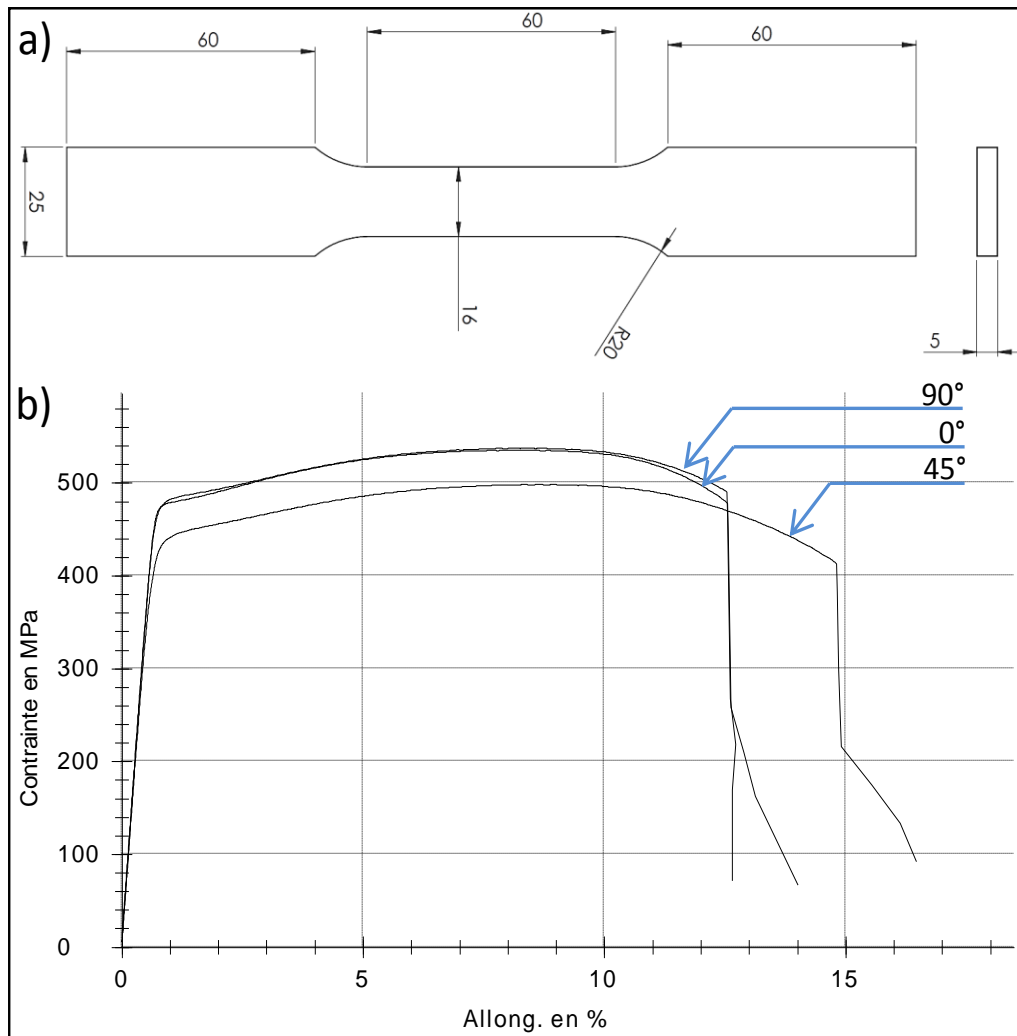


Figure II.5: a) géométrie de l'éprouvette et b) courbes de traction monotone de l'Al7050-T7451 à 0°, 45° et 90° par rapport au sens de laminage.

Le Tableau II-2 récapitule les résultats de ces essais.

Sens de laminage	Module de Young [GPa]	Rp _{0.2} [MPa]	Rm [MPa]	Allongement %
0°	76	475	536	12,3
45°	72	428	496	13,9
90°	77	475	538	11,9

Tableau II-2: caractéristiques mécaniques de l'Al7050-T7451.

Remarque : Deux régimes différents sont observables lors de la phase d'érouissage. Le premier régime est peu durcissant, la pente sur la courbe de traction monotone reste relativement faible. Le second régime qui débute à partir de 2% de déformation fait apparaître un érouissage plus marqué avec une pente plus prononcée. Ce résultat est en accord avec d'autres essais réalisés sur la même nuance (Nizery, 2015).

Des mesures de micro-dureté ont été réalisées le long de l'épaisseur de la tôle afin de vérifier l'homogénéité des propriétés mécaniques entre la surface et le milieu de la tôle (d'épaisseur

30mm). La Figure II.6 montre que la dureté est assez homogène et comprise, quelle que soit la position dans l'épaisseur, dans les bornes de l'incertitude de mesure. La moyenne obtenue est de 157 Hv/0,5.

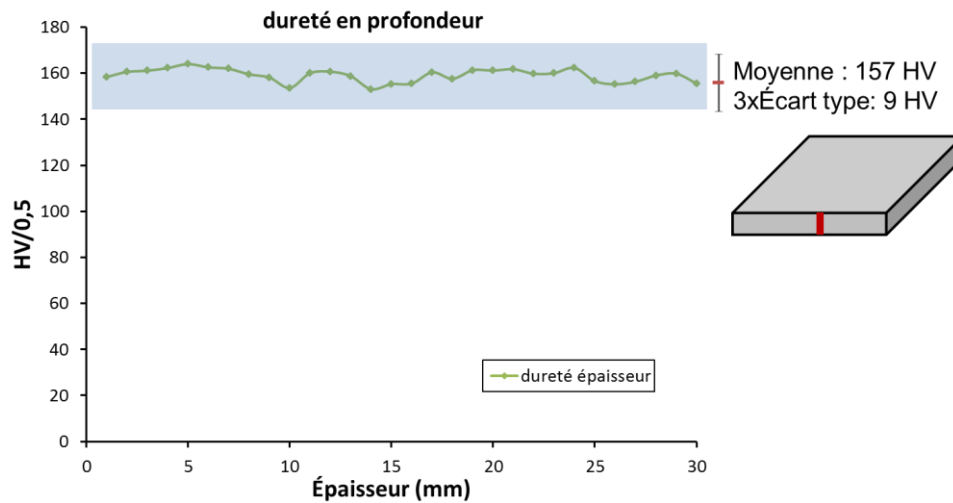


Figure II.6: variation de la micro-dureté Vickers le long de l'épaisseur de la tôle d'Al7050-T7451.

II.2. Caractérisation des défauts de surface sur pièces réelles

Après l'analyse du matériau, les défauts de surface rencontrés sur des pièces industrielles usinées ont été répertoriés et caractérisés. Afin de pouvoir analyser la topologie de surface, un profilomètre optique 3D de marque BRUKER (modèle Contour GTK0-X) est utilisé. Cet appareil, présenté sur la Figure II.7, utilise le principe d'interférométrie optique pour caractériser l'état de surface. Pour plus d'informations concernant le principe de fonctionnement de l'appareil on pourra se reporter à (Gerin, 2016).



Figure II.7: profilomètre optique 3D BRUKER Contour GTK0-X.

La résolution en Z des mesures réalisées avec ce type d'appareil est de l'ordre de 10 nm et est indépendante du grossissement. La résolution spatiale suivant les axes X et Y dépend quant à elle du grossissement choisi. Le couple objectif/ lentilles (X5/X1) retenu pour ces travaux permet de limiter le temps du scan et d'avoir un bon compromis entre taille de champ (2,3x2,1mm) et résolution spatiale de l'ordre de 2 μm / pixel. L'utilisation d'une fonction de recollement de scans (« Stitching ») permet d'obtenir une taille de zone scannée plus grande que

la taille de champ imposée par l'objectif. La Figure II.8 présente un exemple de cartographie d'état de surface.

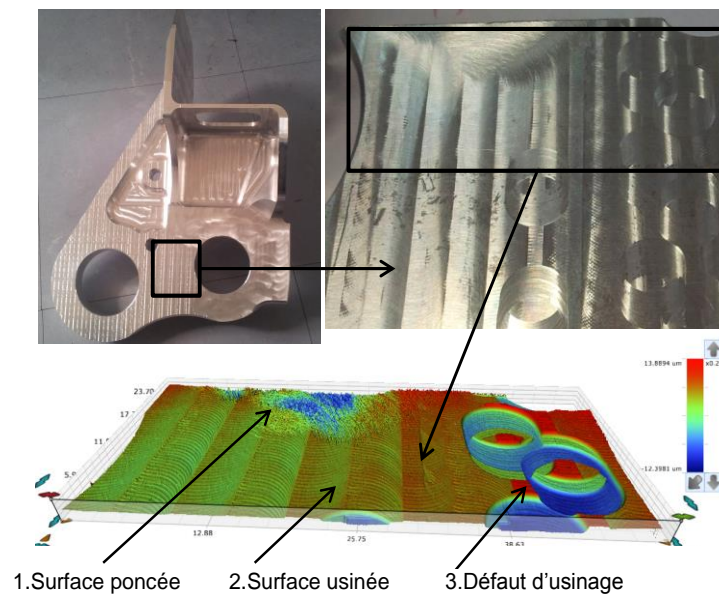


Figure II.8 : exemple de surface scannée par profilométrie optique 3D.

Afin d'étudier des défauts d'usinage représentatifs de défauts industriels réels, une première étape de l'étude a consisté à faire un bilan du retour d'expériences des différentes entreprises d'usinage du consortium. Ces échanges ainsi que les visites sur les sites de Dassault Aviation (Seclin), Figeac aéro (Figeac) et Mecachrome (Nantes) ont permis de conclure que les défauts rencontrés chez les différents partenaires sont assez proches. Il s'agit principalement de ressauts, de traces de vibrations et d'états de surface localement dégradés.

Les 3 pièces fournies par l'entreprise Figeac (2 ferrures en alliage d'aluminium montées au niveau des ailes pour des liaisons pivot de volets et un cadre en alliage d'aluminium) (voir Figure II.9) permettent d'illustrer les différents types de défauts observés chez l'ensemble des partenaires.

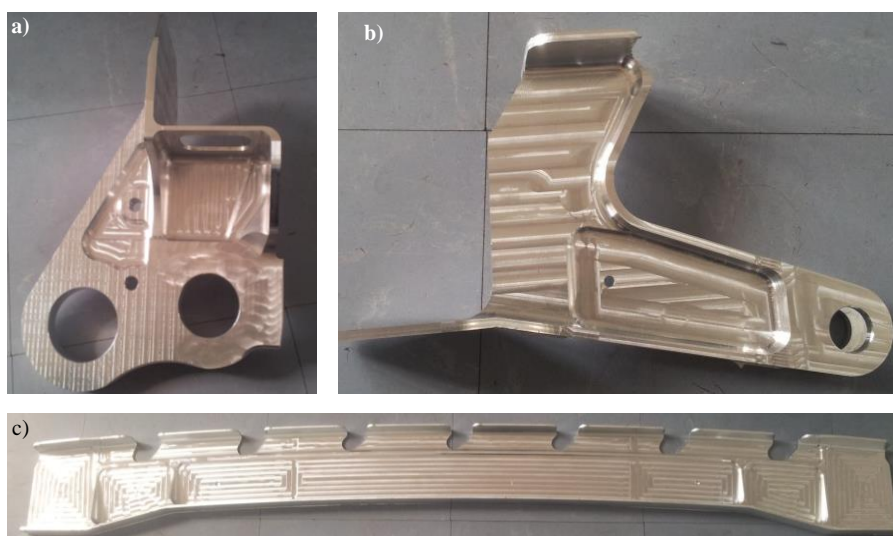


Figure II.9: pièces aéronautiques fournies par Figeac Aéro a) et b) ferrures montées au niveau des ailes pour des liaisons pivot de volets et c) cadre en alliage d'aluminium.

Les grandeurs retenues pour caractériser les états de surface observés sont les suivantes :

- Ra : la rugosité arithmétique moyenne du profil évalué (sur une longueur de base)
- Sa : la rugosité moyenne évaluée sur une surface
- ΔZ_{max} : hauteur maximale du profil d'ondulation: la plus grande variation d'altitude sur la surface scannée.

Les différents types d'état et défauts de surface observés et retenus pour cette étude sont présentés dans les sous-parties suivantes. Les caractéristiques d'état de surface présentées sont données à titre indicatif et ne sont représentatives que de l'ordre de grandeur des défauts observés sur les pièces étudiées. Les Sa présentées ont été mesurées sur une surface de dimension minimale 7 mm x 10 mm et le ΔZ_{max} correspond à la différence de hauteur entre le point le plus haut et le plus bas. Le Ra quant à lui a été mesuré systématiquement perpendiculairement aux stries de surface. Dans le reste du mémoire, nous choisissons de caractériser les états de surface à travers le paramètre de rugosité surfacique Sa plutôt que Ra , car nous montrerons dans la suite du document que Ra est une quantité insuffisamment représentative pour de nombreux états de surface étudiés.

II.2.1. Surface usinée

L'état de surface suivant est considéré comme représentatif de l'état de surface usuellement rencontré sur les pièces usinées. Pour cet état de référence, la rugosité arithmétique Ra est de l'ordre de $0,12 \mu\text{m}$, la rugosité surfacique $Sa = 0,37 \mu\text{m}$ et $\Delta Z_{max} = 1,8 \mu\text{m}$ (Figure II.10). Pour cet état de surface, les passes successives de l'outil d'usinage laissent malgré tous des marches de très faible altitude ($\Delta Z_{max} = 1,8 \mu\text{m}$) et de grande courbure.

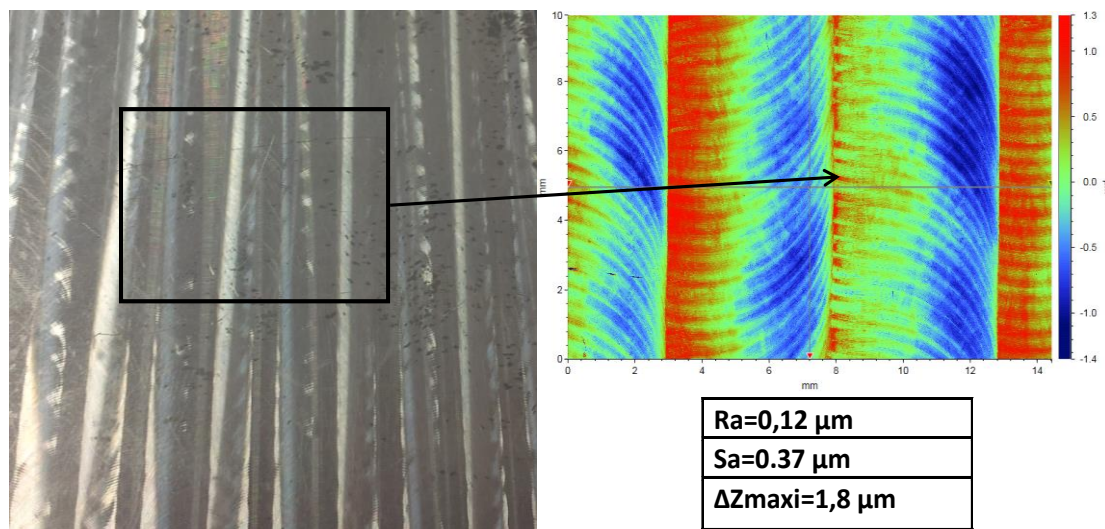


Figure II.10: surface usinée scannée par profilométrie optique 3D.

II.2.2. Ressauts d'usinage

Le ressaut est une variation d'altitude entre deux passes de coupe successives pouvant être due au retournement de la pièce, changement d'outil, etc... . Sur les pièces observées, deux types de ressauts sont identifiés :

Ressaut d'usinage en bout : certaines zones des pièces caractérisées présentent des ressauts d'usinage en bout. Dans ces zones le ΔZ_{\max} est de l'ordre d'une vingtaine de micromètres. Le rayon du ressaut est égal à celui du rayon du bec de l'outil d'usinage et est égal à 5mm.

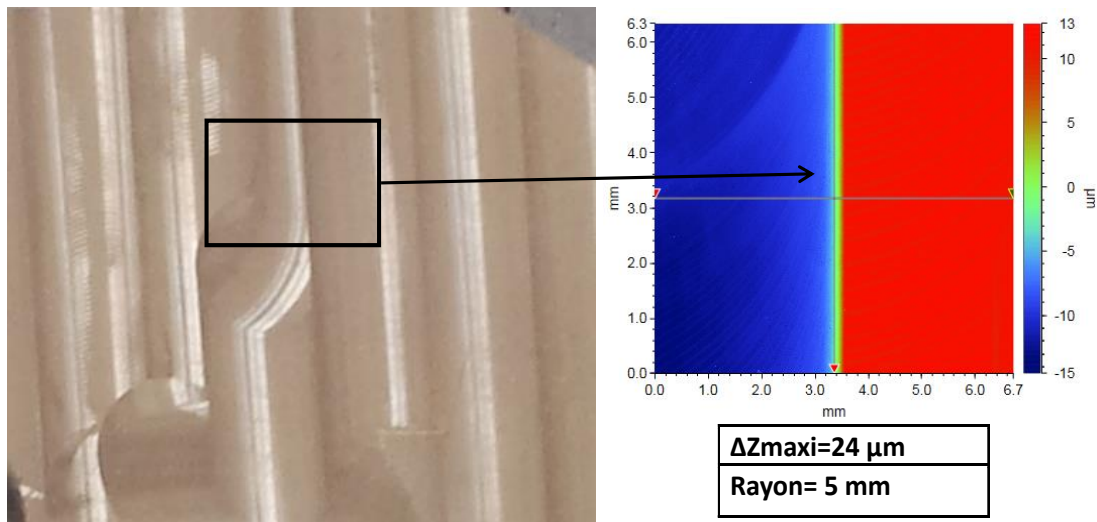


Figure II.11: surface scannée présentant un ressaut d'usinage en bout.

Ressaut d'usinage en roulant : certaines zones des pièces caractérisées présentent un ressaut d'usinage en roulant dû au retournement de la pièce lors de l'usinage. Le ΔZ_{\max} dans ces zones atteint une soixantaine de micromètres (Figure II.12). Le rayon du ressaut est égal à celui de l'outil d'usinage et est égal à 12,5mm.

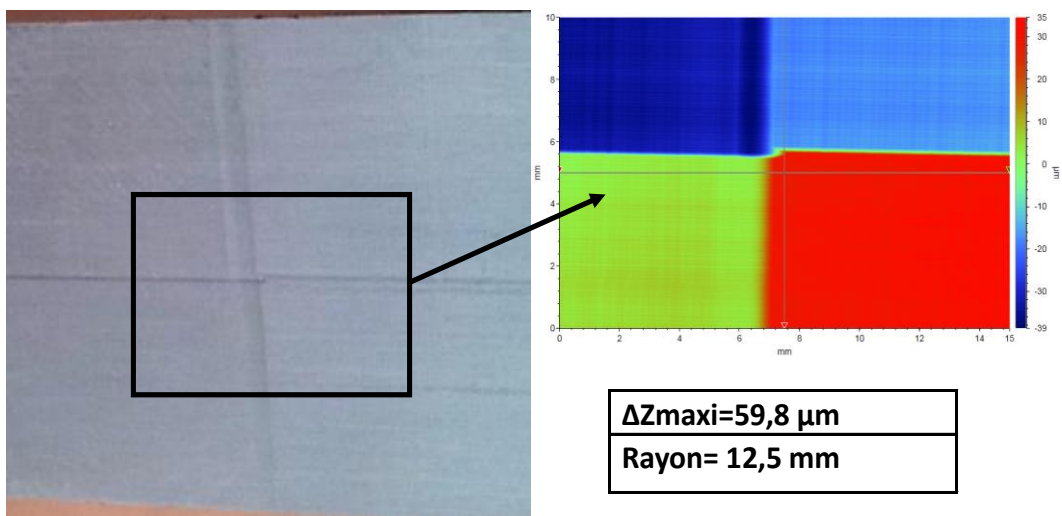


Figure II.12:surface scannée présentant un double ressaut d'usinage en roulant.

II.2.3. Surfaces vibrées

Certaines zones des pièces caractérisées présentent des marques de vibration suite à l'usinage en roulant. Ce type de défaut peut être dû à la vibration de l'outil, ou de la pièce dans le cas d'usinage de voile mince par exemple. Un ΔZ_{\max} de l'ordre de $12,2 \mu\text{m}$ a été mesuré dans la zone scannée, $R_a= 1,92\mu\text{m}$ et $S_a= 1,84 \mu\text{m}$ (Figure II.13). L'acuité de ce type de défaut est limitée, car directement liée au diamètre de l'outil utilisé. Ce dernier est dans ce cas égal à 8 mm.

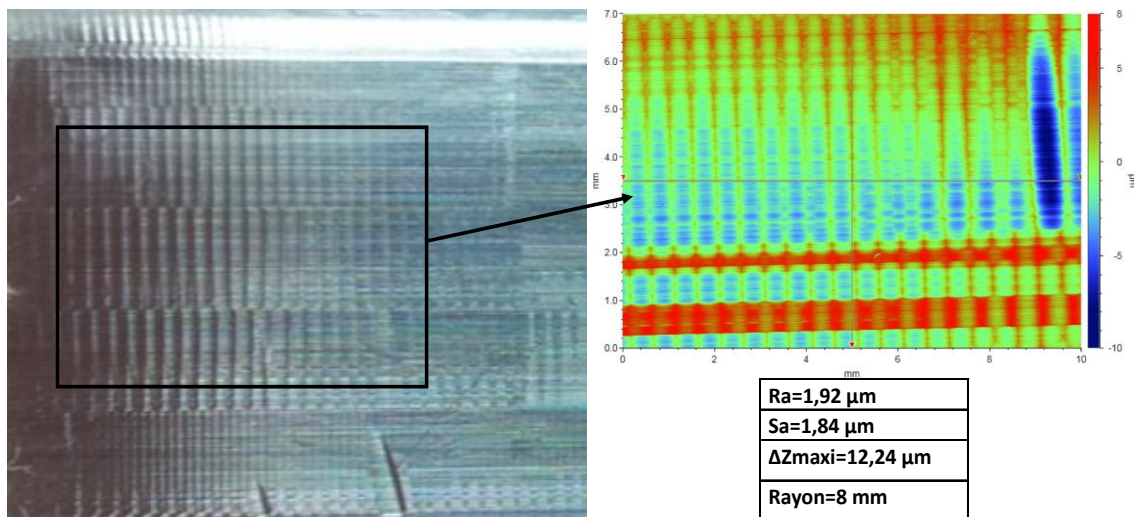


Figure II.13:surface vibrée scannée par profilométrie optique 3D.

II.2.4. Surface poncée

Certaines zones des pièces ont subi une opération de parachèvement par ponçage. La surface poncée présente de profondes rayures très resserrées. Le ΔZ_{max} atteint $20,5\mu\text{m}$, mais la rugosité arithmétique reste faible $Ra = 1,37\mu\text{m}$ et $Sa = 3,11 \mu\text{m}$ (Figure II.14). Les stries de ponçage sont vives et irrégulières. Le rayon de fond de ces stries est de l'ordre de $40 \mu\text{m}$ (Figure II.15).

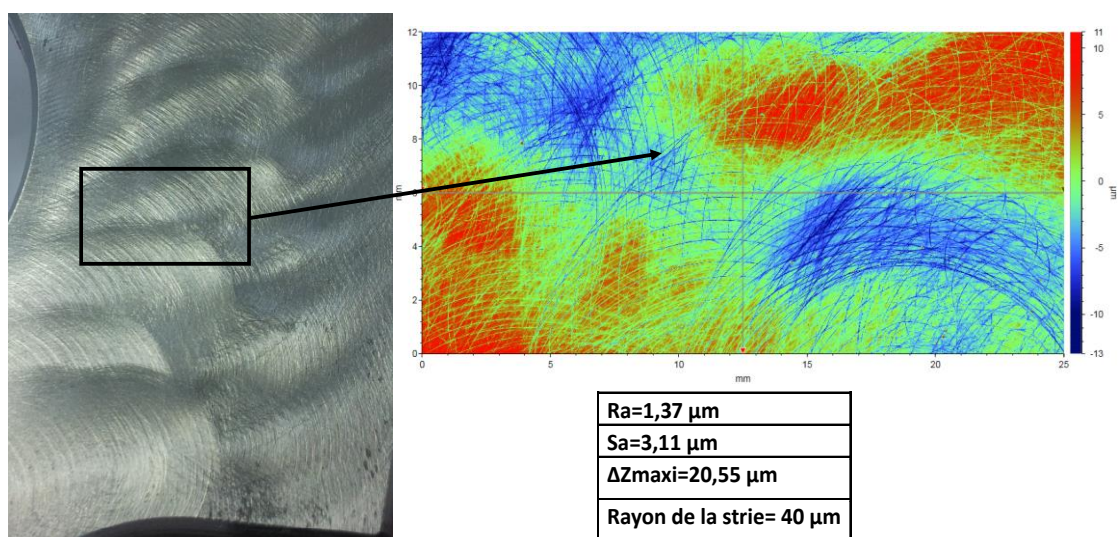


Figure II.14: surface poncée scannée par profilométrie optique 3D.

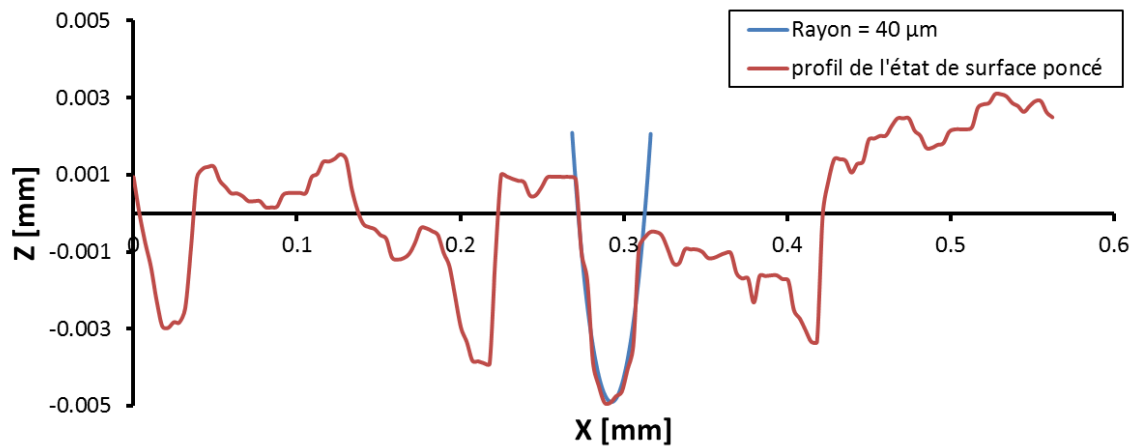


Figure II.15: exemple de mesure de rayon du fond d'une strie de ponçage. Le profil est extrait d'une pièce appartenant au partenaire industriel Figeac aéro.

II.3. État et défaut de surface retenus pour les essais sur éprouvette testée en FGNC

L'observation des pièces réelles a montré la présence de différents types de défauts. Certains défauts comme les ressauts sont des défauts locaux et singuliers alors que les états de surfaces vibrés sont visibles sur des zones importantes et montrent une certaine périodicité.

Concernant la campagne d'essais, des éprouvettes dont la surface aura préalablement été polie seront dans un premier temps caractérisées en fatigue. Ce lot noté P0 permettra de déterminer la limite d'endurance nominale du matériau sans défaut de surface.

Afin de développer une approche de dimensionnement adaptée à une large gamme de défauts (locaux ou non), l'impact de défauts de géométrie simple (hémisphérique) sera dans un premier temps étudié. Ce type d'étude analogue à certains travaux de la littérature permettra d'identifier la sensibilité de la limite d'endurance du matériau à la taille de défauts introduits (Murakami, 2002) (Vincent, et al., 2014)... . Afin de quantifier l'impact du nombre de défauts, des éprouvettes contenant plusieurs défauts hémisphériques seront également testées. L'objectif de ces essais, moins courants, sera d'évaluer le possible effet d'échelle induit par l'augmentation du nombre de défauts et pouvant s'apparenter par exemple à une succession de stries d'usinage. La notation de ces lots sera de type D100-1 ou D100-22 pour les lots ayant respectivement 1 défaut et 22 défauts de diamètre 100 µm.

Après avoir quantifié l'impact de défauts géométriques de forme simple, l'impact de l'état de surface introduit par usinage (UGV) sera étudié. Le premier état de surface testé sera représentatif d'un état de surface standard réalisé dans des conditions d'usinage en bout optimales. Ce lot sera noté U1.1 car il est réalisé par Usinage et possède une rugosité surfacique Sa de 1.1 µm.

L'analyse bibliographique ayant montré qu'il est nécessaire d'avoir une rugosité assez marquée ($Ra > 3 \mu\text{m}$) pour avoir un effet significatif sur la tenue en fatigue (Shahzad, 2011), 2 états de surface fortement dégradés seront également étudiés et porteront les notations U4.2 et U5.5.

Industriellement les défauts d'usinage détectés sont systématiquement poncés. Il semble donc, dans ces travaux, indispensable d'étudier un lot dont la surface aura été préalablement poncée par un moyen industriel. Ce lot sera noté P3.8.

D'après l'analyse bibliographique, les traitements de surface de passivation des alliages d'aluminium peuvent être à l'origine d'une chute significative de la tenue en fatigue (Chaussumier, 2013). Afin d'étudier l'impact de ce traitement et son éventuelle interaction avec l'état de surface, 2 lots réalisés par fraisage en bout seront caractérisés en fatigue après avoir subi un traitement de passivation. Les lots U0.9-TSA U5.4-TSA possèdent respectivement le même état de surface initiale que les lots U1.1 et U5.5 étudié sans traitement de surface.

Après la présentation de la géométrie des éprouvettes, on s'attachera à décrire les moyens mis en œuvre pour introduire les différents états de surface. Une attention particulière sera portée à la description des différentes topologies de surface obtenues.

L'usinage en roulant avec les défauts de vibration qu'il est susceptible de générer ne sera pas abordé dans ces travaux. L'analyse géométrique conduite et la bibliographie montrent que l'acuité de ce type de défaut est limitée et que ce sont dans ce cas les contraintes résiduelles qui contrôlent la tenue en fatigue.

L'objectif de nos travaux étant de mieux connaître l'impact de la géométrie des défauts de surface sur la tenue en fatigue, les défauts locaux de type ressaut d'usinage en bout ayant l'acuité la plus grande seront également étudiés en fatigue.

Le Tableau II-3 résume l'ensemble des états de surface et défauts qui seront testés en fatigue.

État de surface	notation	Procédé de finition	Traitement de surface
poli miroir	P0	Polissage manuel	Non
Défauts hémisphériques	Exemple : D400-1-7	Micro-perçage	Non
Usiné « classique »	U1.1	Fraisage en bout	Non
Usiné « dégradé-1 »	U4.2	Fraisage en bout	Non
Usiné « dégradé-2 »	U5.5	Fraisage en bout	Non
Ressaut	U1.1-Ressaut	Fraisage en bout	Non
Poncé	P3.8	Ponçage	Oui
Anodisée	U0.9-TSA et U5.4-TSA	Usinage + décapage + anodisation	Oui

Tableau II-3: tableau récapitulatif des états de surface et défauts retenus.

II.3.1. Chargement imposé en fatigue et géométrie d'éprouvette associée

Les essais de fatigue sont réalisés sur une machine de fatigue de type Rumul Cracktronic. Cette machine électromagnétique à résonance possède un couple maximal de 160 Nm en statique et de ± 80 Nm en dynamique (Figure II.16-a).

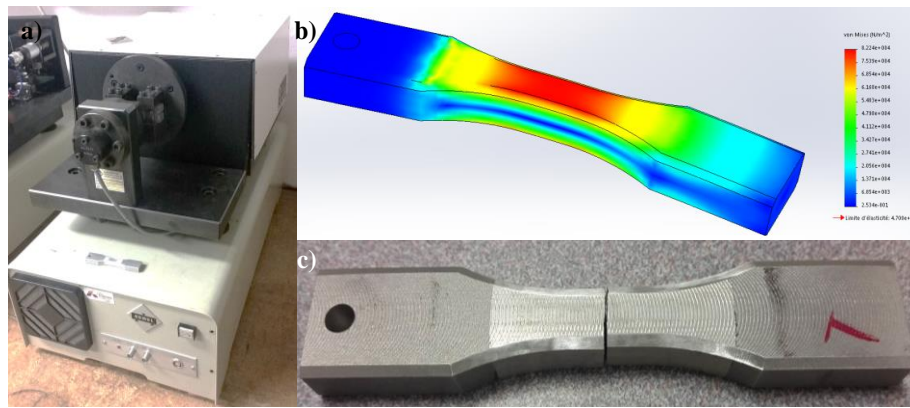


Figure II.16: a) machine de fatigue Rumul Cracktronic. b) distribution des contraintes générées lors de l'essai de flexion. c) éprouvette du lot U5.4-TSA rompue à 856000 cycles pour une contrainte de 140 MPa.

Les essais de fatigue sont conduits dans les conditions suivantes :

- Chargement de flexion plane purement alternée ($R=-1$).
- Fréquence : ≈ 72 Hz (± 3 Hz entre les différentes éprouvettes).
- Environnement : température ambiante, air ambiant.
- Rapport de charge $R=-1$.
- Critère d'arrêt : chute de fréquence de 0,70 Hz qui correspond à la présence d'une fissure (traversant l'éprouvette ou fissure de taille supérieure à 5 mm), ou 2.10^6 cycles atteints.

Deux méthodes d'essai sont appliquées :

- Méthode StairCase : l'éprouvette est testée en fatigue à contrainte fixe jusqu'à la rupture ou jusqu'à un nombre de cycles limite fixé à 2.10^6 cycles. En cas de non rupture, la contrainte est augmentée d'un palier (fixé à 10 MPa pour notre cas) pour l'éprouvette suivante. S'il y a rupture, la contrainte est diminuée du même palier. 15 éprouvettes sont testées pour avoir une bonne estimation de l'écart type.
- Méthode Locati : cette méthode permet de caractériser la limite d'endurance de chaque éprouvette de manière individuelle. Pour cela, l'éprouvette est testée jusqu'à rupture par une succession de paliers de contrainte à nombre de cycles constant. Une fois l'éprouvette rompue, la limite d'endurance est estimée soit en en prenant directement le niveau de charge à rupture (méthode de "step" technique proposée par (Maxwell, 1999)) ou en estimant la limite d'endurance pour un nombre de cycles donné via un calcul de cumul de dommage. Les hypothèses et la prédictivité de cette méthode utilisée avec un nombre de cycles important par palier sont discutées dans l'article (Pessard, 2012).

Les essais de fatigue sont réalisés sous un chargement de flexion plane purement alternée ($R = -1$). L'éprouvette est ainsi fixée entre les deux mors de la machine dont le premier est fixe et le second mobile et permet d'appliquer un moment de flexion autour le centre de l'éprouvette. Ce type d'essai, par le gradient de chargement qu'il génère, permet de solliciter principalement la surface et donc de caractériser son effet sur le comportement en fatigue du matériau. Des calculs élastiques préliminaires ont permis de dimensionner l'éprouvette de manière à respecter les capacités de la machine de fatigue (taille de l'éprouvette, couple maximal de la machine, etc...).

La géométrie de l'éprouvette retenue est présentée sur la Figure II.17. Toutes les éprouvettes sont prélevées au milieu de la tôle avec la direction du chargement en flexion parallèle au sens du laminage. Un chanfrein à 30° est réalisé sur les arêtes de l'éprouvette afin de se prémunir d'un éventuel amorçage au coin des éprouvettes. Une opération de sablage des têtes de l'éprouvette est également imposée afin d'éviter un éventuel amorçage au niveau de la prise des mors. L'éprouvette mesure 90 mm de longueur, 18 mm de largeur et 8 mm d'épaisseur. La longueur de la zone utile calibrée s'étend sur 10 mm.

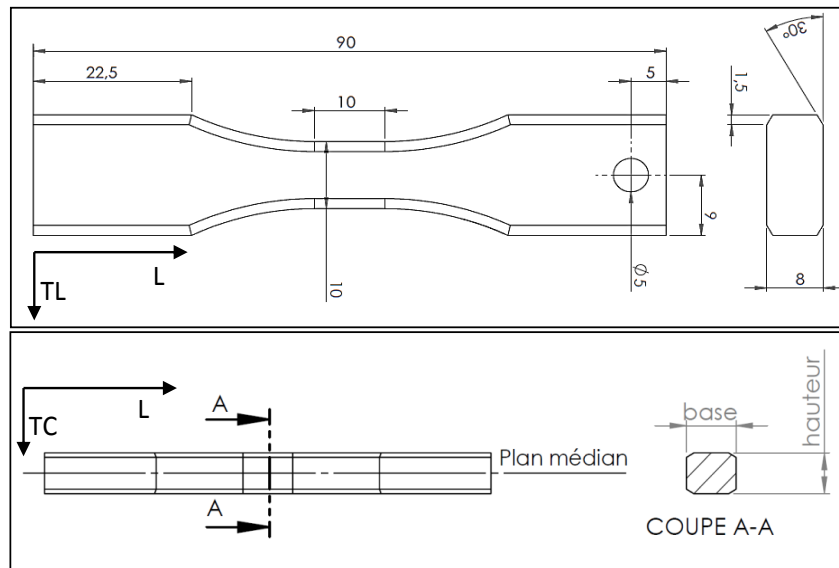


Figure II.17: géométrie de l'éprouvette de flexion plane.

II.3.2. Méthodologie suivie pour la fabrication des différents lots étudiés et caractérisation de leur géométrie de surface

II.3.2.1. État de surface poli

Les éprouvettes du lot P0 ont été manuellement polies à l'aide de papiers au carbure de silicium de granulométrie 1200, 2400, avec lubrification à l'eau. La mesure de rugosité de surface (à l'issue de l'opération de polissage) réalisée à l'aide du profilomètre tridimensionnel a permis d'estimer un S_a de l'ordre de $0,04 \mu\text{m}$ (Figure II.18).

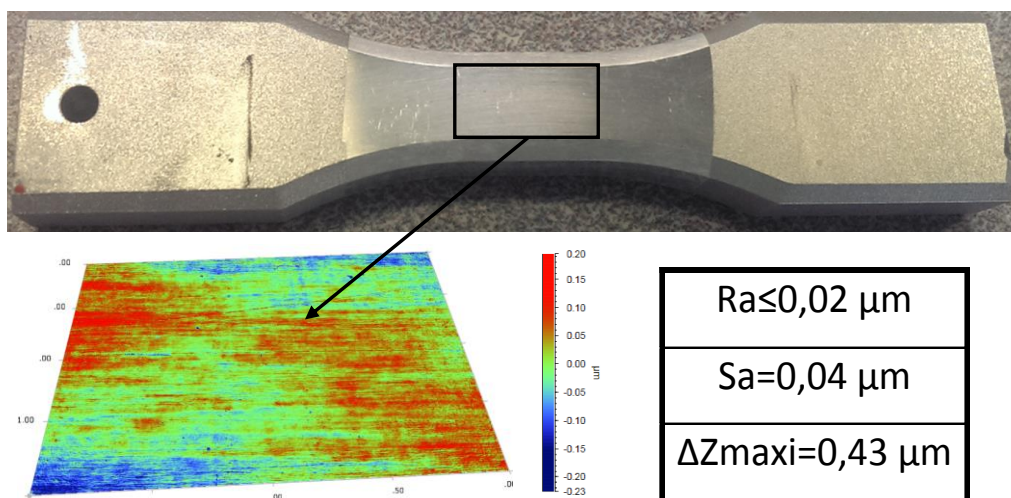


Figure II.18: éprouvette polie, état de surface et caractéristiques.

II.3.2.2. Défauts hémisphériques

Des éprouvettes ont été polies et des défauts artificiels de 6 tailles différentes ont été introduits par opération de micro-fraisage ($\varnothing 60, 100, 200, 400, 600,$ et $\varnothing 800 \mu\text{m}$) (Figure II.20). Le perçage est réalisé à une fréquence de rotation de 80 000 tr/min et une vitesse d'avance de $2 \mu\text{m}/\text{sec}$.

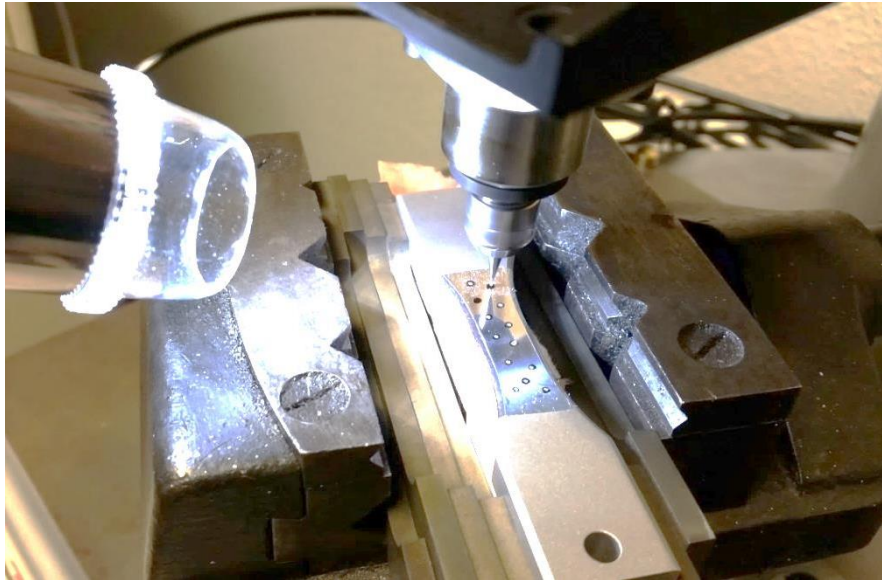


Figure II.19: introduction de défauts artificiels sur éprouvettes par micro-perçage.

Afin de caractériser l'effet d'échelle, 3 éprouvettes par taille de défaut ont été testées en fatigue avec 1 et 22 défauts (Figure II.20-a). 3 éprouvettes supplémentaires possédant 44 défauts de diamètre $\varnothing 400 \mu\text{m}$ ont également été testées afin de compléter la caractérisation de l'effet d'échelle.

Afin d'accéder à la dispersion de la tenue en fatigue pour les échantillons présentant les défauts artificiels, 10 éprouvettes polies avec un défaut de $\varnothing 400 \mu\text{m}$ et polies avec 22 défauts de $\varnothing 400 \mu\text{m}$ ont été préparées. Afin de s'affranchir d'un effet éventuel d'interaction, les défauts n'ont pas été alignés dans le plan de sollicitation, mais disposés en quinconce. Une distance minimale de 3 mm a également été imposée entre les centres des différents défauts. Cette distance supérieure à plus de 3,75 fois le diamètre du plus gros défaut permet d'éviter d'éventuelles interactions entre les champs mécaniques générés par les différents défauts. La Figure II.20 présente des éprouvettes avec différents tailles et nombres de défauts hémisphériques.

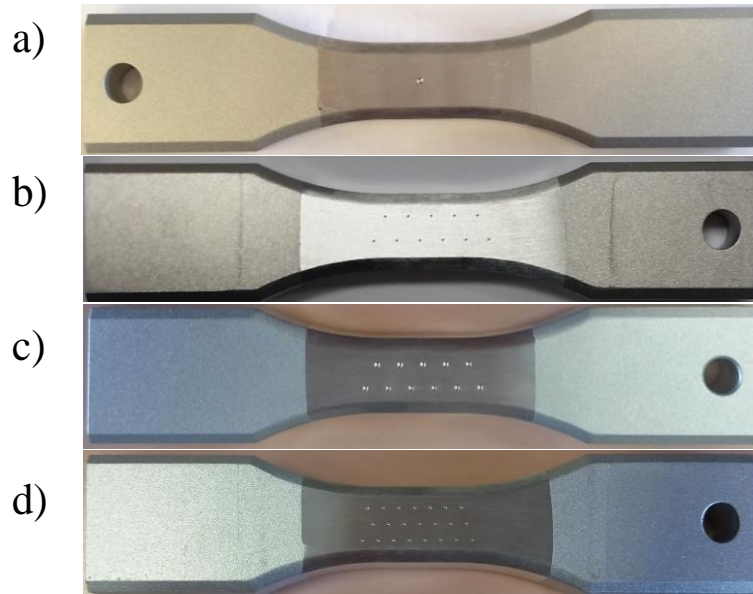


Figure II.20: éprouvette avec a) 1 défaut de $\text{Ø}800$, 22 défauts de b) $\text{Ø}400$ et c) $\text{Ø}600$ et d) 44 défauts de $\text{Ø}400 \mu\text{m}$.

Le Tableau II-4 récapitule le nombre des essais de fatigue réalisés pour chacune des configurations.

Diamètre (μm)	1 défaut	22 défauts	44 défauts
$\text{Ø}60$	0	2	0
$\text{Ø}100$	3	2	0
$\text{Ø}200$	3	3	0
$\text{Ø}400$	10	10	3
$\text{Ø}600$	3	3	0
$\text{Ø}800$	3	3	0

Tableau II-4: récapitulatif des essais réalisés avec défauts hémisphériques.

Après usinage, les défauts ont été analysés avec le profilomètre 3D de type BRUKER. Comme le montre la Figure II.21, les profondeurs de défaut et les diamètres sont soigneusement contrôlés. La profondeur de l'ensemble des défauts usinés est comprise dans un intervalle de $\pm 2 \mu\text{m}$. De plus, les observations MEB réalisées sur les faciès de rupture ont montré qu'aucun changement de la microstructure n'est visible suite à l'opération d'usinage (Figure II.22). Les observations au MEB et les mesures de profil 3D ont également montré que les surfaces usinées présentent une faible rugosité (Figure II.22).

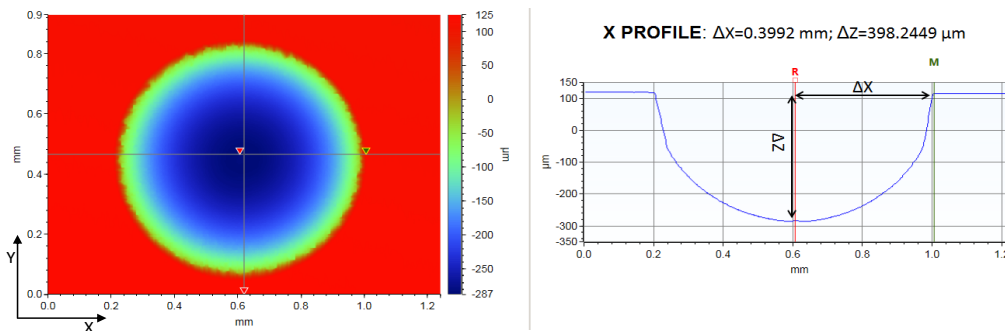


Figure II.21: scan 3D d'un défaut de $\text{Ø}800 \mu\text{m}$ et profil 2D correspondant.

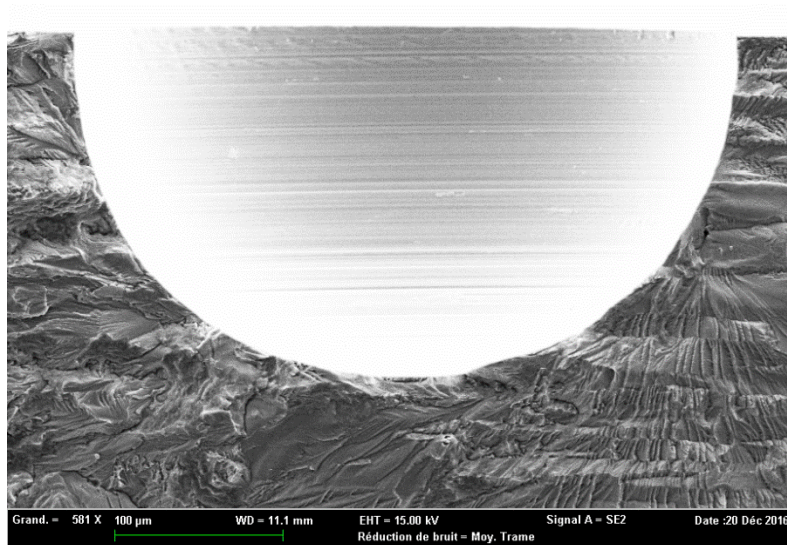


Figure II.22: exemple de faciès de rupture d'éprouvette présentant un défaut hémisphérique (D400-1-4).

II.3.2.3. État de surface usinée

L'usinage des éprouvettes présentant un état de surface « usiné » a été réalisé en fraisage en bout (Figure II.24) par la société Europe Technologies sur un centre d'usinage 3 axes marque HURON de type KX30 (Figure II.24). Ses caractéristiques principales sont les suivantes :

- Broche Fischer MFW2310/24 :
 - Fréquence maximale de rotation N : 24 000 tr/min.
 - Puissance maximale : 70 kW.
 - Attachement porte-outil de type HSK63A
- Courses des axes (X,Y,Z) : 1800 X 1000 X 500 mm³.
- Vitesses maximales des axes (X,Y,Z) : 30 m/min, 30 m/min, 18 m/min.

Les usinages des lots U1.1 et U4.2 sont réalisés avec un outil parfaitement vertical par rapport à la direction d'avance. Dans ces conditions, les dents arrière de l'outil viennent talonner la surface de la pièce. Ainsi les dents situées en amont et en aval de l'outil participent à la coupe. Le lot U5.5 a été réalisé avec les mêmes conditions de coupe que le lot U4.2, mais avec un axe outil très légèrement incliné vers l'avant (angle de détalonnage d'environ 0,05°) (Figure II.23). Dans ce cas, les dents arrières ne retouchent plus la pièce, seules les dents avant travaillent, ce qui modifie fortement l'état de surface. La différence entre les deux états de surface obtenus sera présentée dans les prochains paragraphes et sur la Figure II.37.

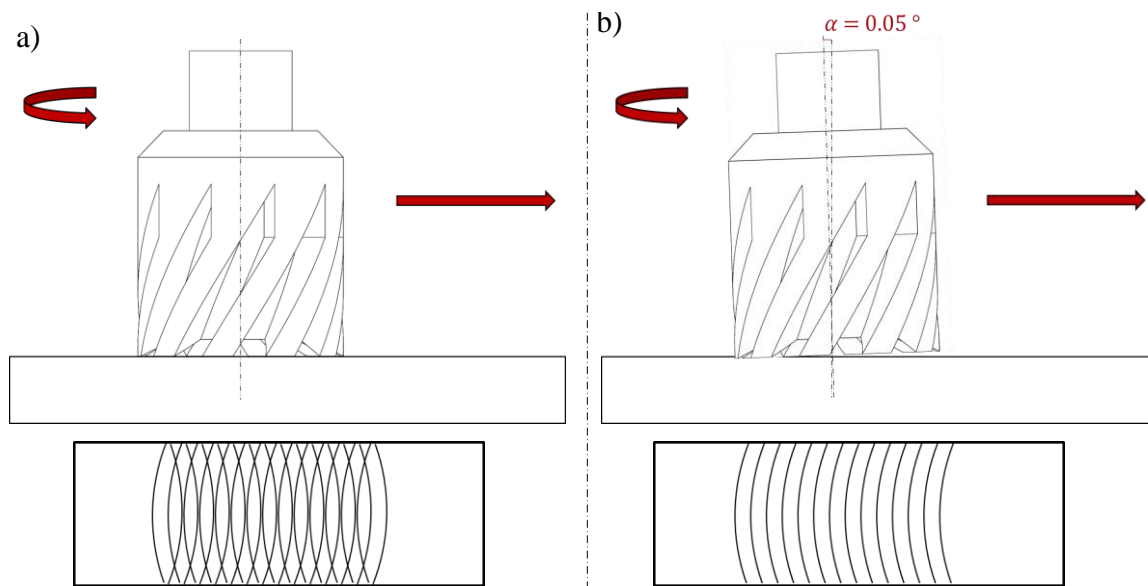


Figure II.23: a) état U4.2: usinage + talonnage. b) état U5.5: usinage avec angle d'outil de 0,05°.

Les conditions de coupe ainsi que les dimensions des outils utilisés pour l'usinage de chaque lot sont récapitulées dans le Tableau II-5. Le même outil a été utilisé pour l'usinage de l'ensemble des éprouvettes d'un même lot.



Figure II.24: centre d'usinage de type KX30 permettant d'obtenir des états de surfaces "usinés" par fraisage en bout.

État de surface	N (tr/mn)	Fz (mm/dent)	Z (dents)	R _{bec} (mm)	D (mm)	Orientation broche/pièce
U 1.1	24000	0,15	2	4	Ø10	0°
U 4.2	10000	0,55	2	0,8	Ø20	0°
U 5.5	10000	0,55	2	0,8	Ø20	0,05°

Tableau II-5: conditions de coupe pour l'Al7050.

La Figure II.25 présente à titre d'exemple la fraise Ø10 mm à 2 dents utilisée pour obtenir les lots d'états de surface U4.2, U5.5 et U 5.4-TSA.



Figure II.25: outil d'usinage par fraisage Ø10 mm à 2 dents utilisé pour obtenir les lots d'états de surface U4.2, U5.5 et U 5.4-TSA.

Lot U1.1

La Figure II.26 présente une éprouvette usinée dans des conditions d'usinage classiques ainsi qu'un scan profilométrique de la surface. Le scan 3D nous informe sur la différence d'altitude entre le centre et les extrémités de l'éprouvette. Ce fléchissement qui résulte de l'opération d'usinage a été quantifié de l'ordre de 16 μm et est du même ordre pour l'ensemble des lots usinés. Pour la suite des travaux, les éprouvettes seront toutes considérées comme planes.

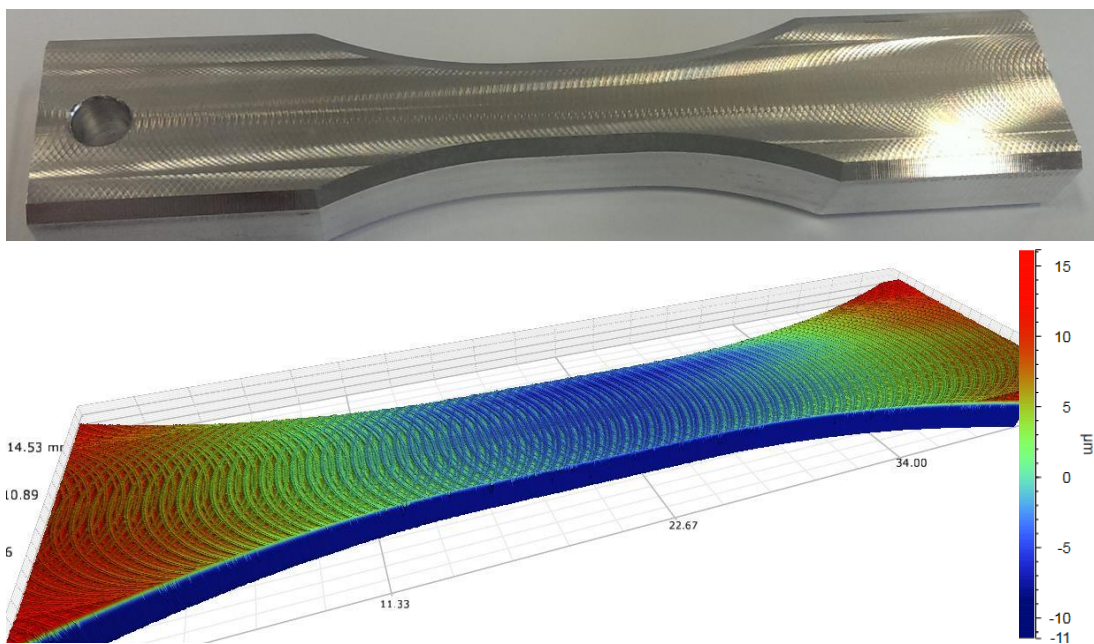


Figure II.26: usinage selon les conditions industrielles U1.1.

Dans des conditions d'usinage standards, la rugosité de surface est relativement faible. Des mesures de rugosité sont réalisées selon la longueur de l'éprouvette (notée X) pour différentes positions sur la largeur de l'éprouvette (notée Y) (Figure II.27). La position Y= 3,5 mm est localisée au centre de l'éprouvette. Les résultats de mesure montrent que les rugosités arithmétiques R_a selon la longueur de l'éprouvette sont comprises entre 0,6 et 1,1 μm (Figure II.27).

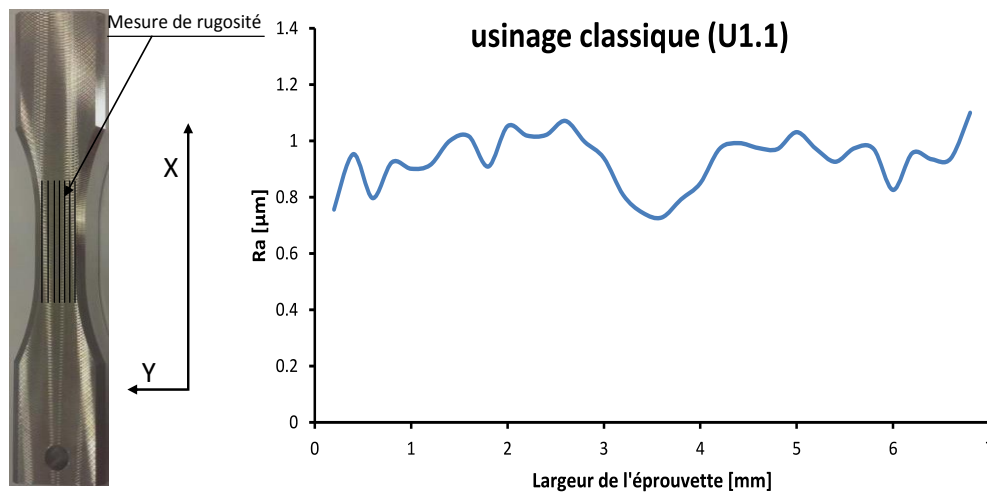


Figure II.27: Lot U1.1 : mesure de la variation de la rugosité sur la largeur de l'éprouvette (axe Y).

Le profil mesuré à la surface est régulier. Les stries d'usinage laissent des marques et des rayures de profondeur inférieures à 3 µm mesurant 40 µm de largeur (Figure II.28).

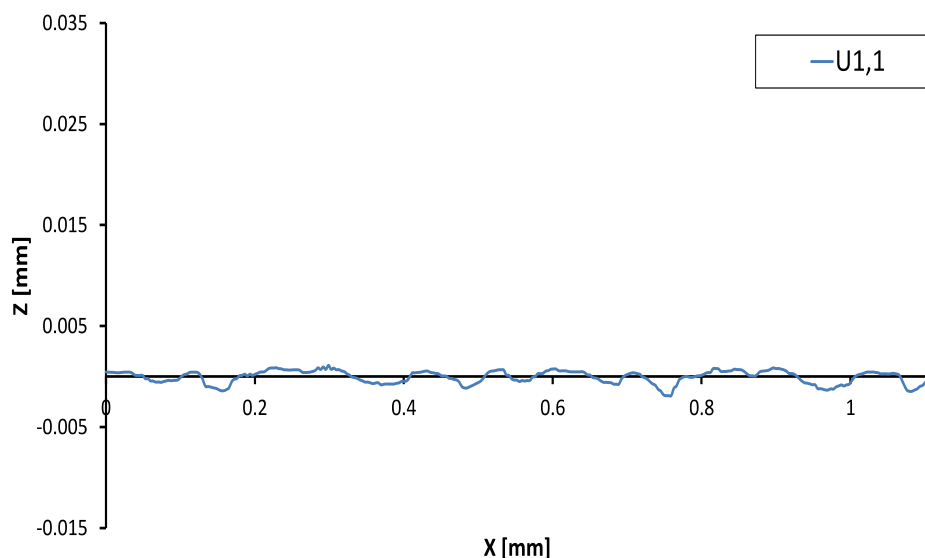


Figure II.28 : profil brut prélevé sur une éprouvette du lot U1.1.

Toutes les éprouvettes ont été intégralement scannées et montrent un écart maximal de S_a par rapport à la moyenne de 1,1 µm de 0,48 µm (Annexe A). Les états de surface des différentes éprouvettes de ce lot sont donc considérés comme identiques.

Lot U4.2

Le scan de la surface d'une éprouvette du lot U4.2 montre l'existence de crêtes de hautes altitudes le long de l'éprouvette (Figure II.29-a : couleur rouge sur le scan 3D). Ces crêtes résultent du passage des dents avants et arrières de la fraise qui génèrent une rugosité non homogène et anisotrope sur la surface de l'éprouvette.

Comme pour l'éprouvette précédente, des mesures de rugosité arithmétique (R_a) selon l'axe de l'éprouvette ont été réalisées pour différentes positions suivant la largeur de l'éprouvette (voir

Figure II.29-b). La rugosité arithmétique est faible au centre de l'éprouvette ($Ra \approx 2-3 \mu\text{m}$) et maximale sur la ligne contenant les crêtes ($Ra \approx 8-9 \mu\text{m}$) (Figure II.30).

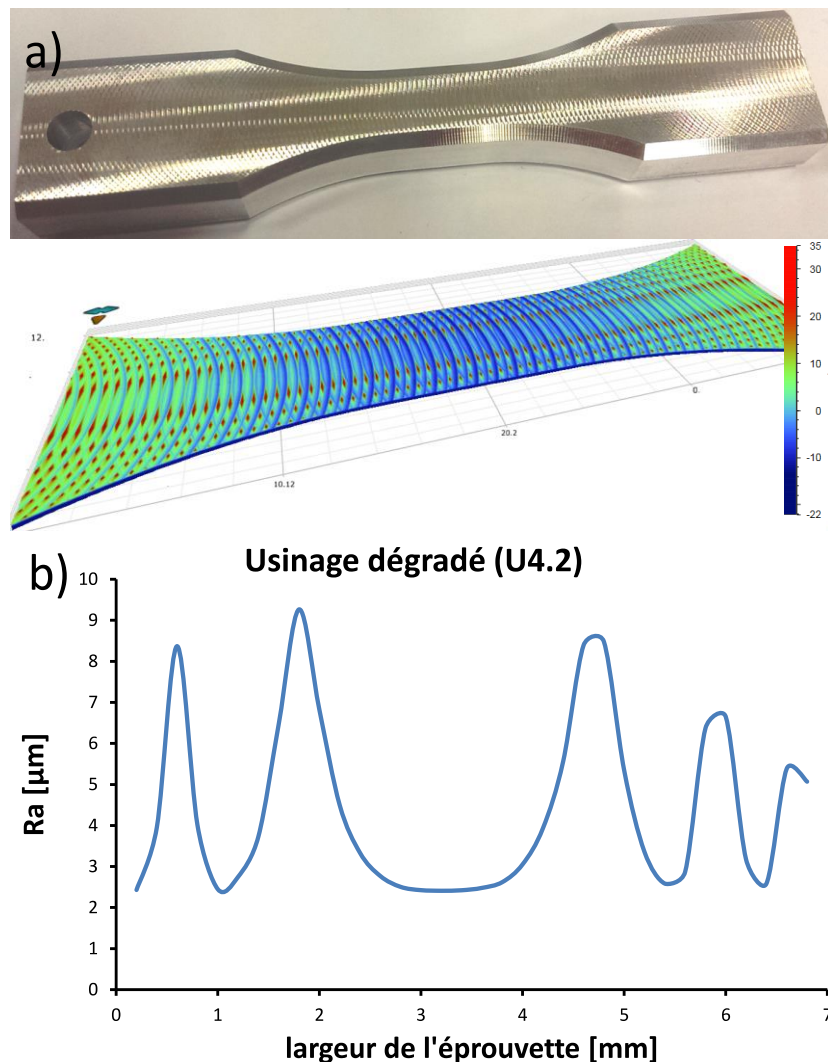
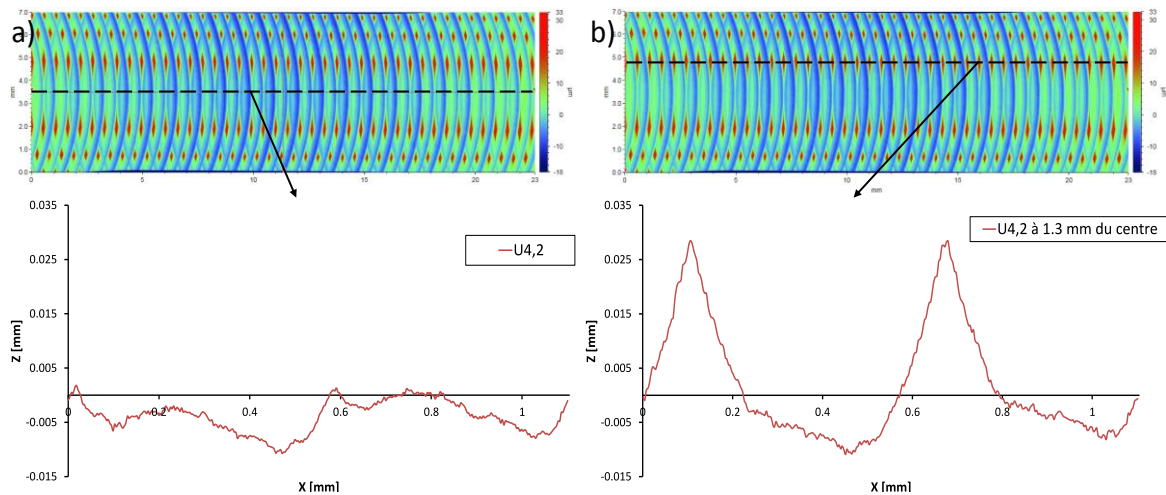


Figure II.29: a) usinage dégradé U4.2. b) variation de la rugosité sur la largeur de l'éprouvette.

La Figure II.30 présente les deux profils bruts mesurés. Le profil présenté en Figure II.30-a est celui prélevé au centre de l'éprouvette. La profondeur maximale des stries d'usinage est de 10 μm . La Figure II.30-b présente le profil prélevé à 1,3 mm du centre, là où le Ra est maximal. La période de ces 2 profils est la même et de l'ordre de 550 μm . Si les stries de ces 2 profils atteignent les mêmes valeurs en profondeur (-8 μm), les crêtes atteignent 29 μm pour le profil de la Figure II.30-b et seulement quelques micromètres pour celui de la Figure II.30-a (situé au centre éprouvette).

De la même manière que pour le lot précédent, toutes les éprouvettes ont été intégralement scannées et montrent un écart maximal de Sa par rapport à la moyenne de 4,2 μm de 0,51 μm (Annexe A). Pour la suite de l'étude, les états de surface des différentes éprouvettes de ce lot sont considérés comme identiques.



Lot U5.5

La Figure II.31 présente le résultat d'un scan au profilomètre d'une éprouvette du lot U5.5.

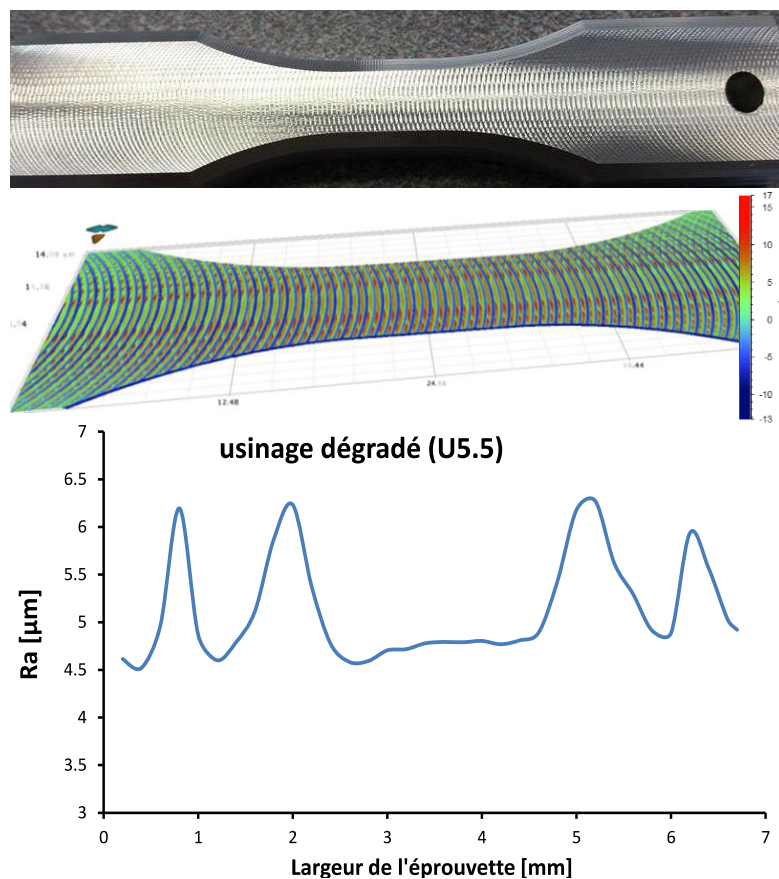


Figure II.31: a) usinage dégradé U5.5. b) variation de la rugosité sur la largeur de l'éprouvette.

Tout comme l'état de surface du lot U4.2, la rugosité de surface du lot U5.5 n'est pas homogène sur la largeur de l'éprouvette. La rugosité arithmétique est plus faible au centre de l'éprouvette ($Ra \approx 4,5 \mu\text{m}$) et maximale au niveau des crêtes ($Ra \approx 6,5 \mu\text{m}$). La période des 2 profils prélevés au centre et au niveau de la ligne où le Ra est maximal est la même, de l'ordre de 550 μm . Les stries

de ces 2 profils atteignent les mêmes valeurs en profondeur de $8\ \mu\text{m}$, mais les crêtes atteignent $18\ \mu\text{m}$ pour le profil de la Figure II.32-b contre quelques micromètres pour celui de la Figure II.32-a (centre éprouvette).

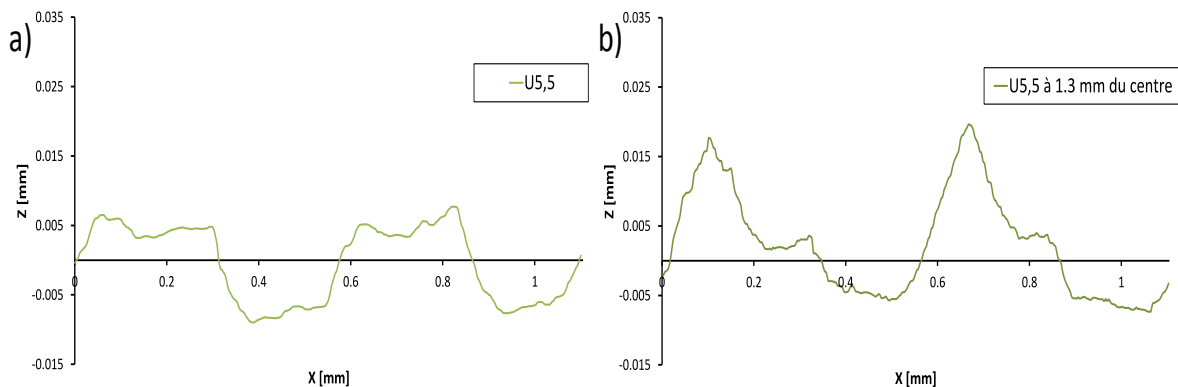


Figure II.32: état U5.5 : profil brut prélevé a) au centre de l'éprouvette et b) à 1,3 mm du centre de l'éprouvette.

De la même manière que pour les lots précédents, toutes les éprouvettes ont été intégralement scannées et montrent un écart maximal de S_a par rapport à la moyenne de $5,5\ \mu\text{m}$ de $1,4\ \mu\text{m}$ (Annexe A). En effet, certaines éprouvettes montrent une différence de profil scanné et, à la position où le R_a est maximal pour le reste des éprouvettes, présente des crêtes moins élevées. Malgré cette différence de valeurs de S_a , les résultats des essais de fatigue qui seront présentés dans le prochain chapitre montrent que les états de surface des différentes éprouvettes de ce lot peuvent être considérés comme identiques. Les mesures de S_a pour les différentes éprouvettes sont regroupées à l'annexe A.

II.3.2.4. Ressaut d'usinage

Les ressauts d'usinage en bout ont été introduits au milieu de la face supérieure d'un lot d'éprouvettes. La surface est usinée dans les conditions classiques analogues au lot U1.1. Le ressaut est ensuite introduit via un décalage de l'outil utilisé ce qui conduit à un rayon de fond de défaut correspondant au rayon de bec de la fraise de 4 mm. La hauteur de la marche du ressaut a été fixée à $120\ \mu\text{m}$ (Figure II.33). Cette profondeur correspond à la valeur maximale admissible par certains partenaires du consortium et imposée entre autres par la société Bombardier (Bombardier, 2010).

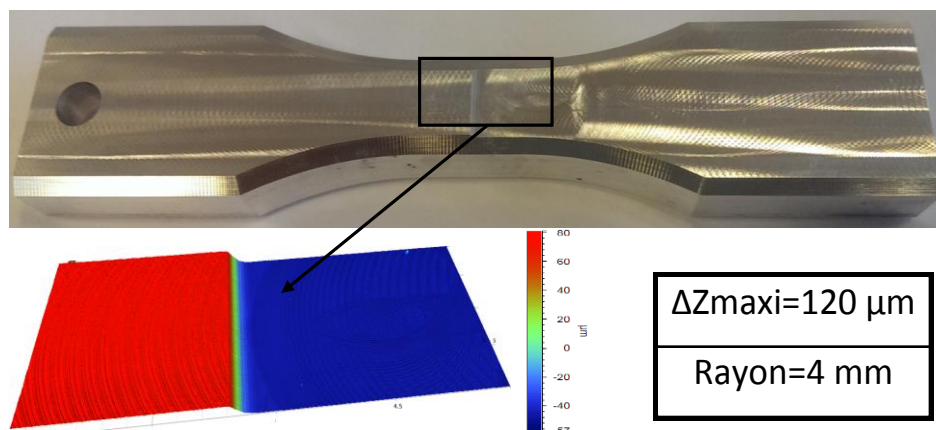


Figure II.33: ressaut d'usinage en bout.

II.3.2.5. État de surface poncé

Les éprouvettes du lot P3.8 (Figure II.35-a) ont subi un ponçage manuel en suivant la gamme standard utilisée par le partenaire Mecachrome pour supprimer un défaut de surface. Pour se rapprocher au mieux des conditions industrielles, un ressaut de 120 μm de hauteur a été introduit au milieu de la zone utile des éprouvettes avant ponçage. Les éprouvettes ont toutes été traitées directement par la société Mecachrome dans les mêmes conditions que les pièces industrielles (même opérateur, mêmes outils de ponçage...). La gamme de ponçage commence par une première étape réalisée à l'aide d'une meuleuse vibrante dotée d'un papier abrasif de grain 40 (taille moyenne des grains de l'ordre de 400 μm) permettant d'éliminer le ressaut. La seconde et dernière étape consiste à poncer la totalité de l'éprouvette avec une meuleuse droite utilisant un papier abrasif de grain 80 (taille moyenne des grains de l'ordre de 200 μm). Les papiers abrasifs utilisés sont à l'état neuf au début du ponçage. Les photos prises au sein de la société Mecachrome (Figure II.34) illustrent ces opérations de ponçage manuelles. Pour réaliser cette opération, les opérateurs ont posé les éprouvettes directement sur la pièce en cours de traitement. L'image de cette structure d'aile d'avion de plus de 7 m de longueur intégralement poncée manuellement illustre l'intérêt de notre étude. Définir des critères d'acceptabilité de défauts des pièces usinées est essentiel pour pouvoir décider de la nécessité ou non d'appliquer un ponçage manuel souvent fastidieux.

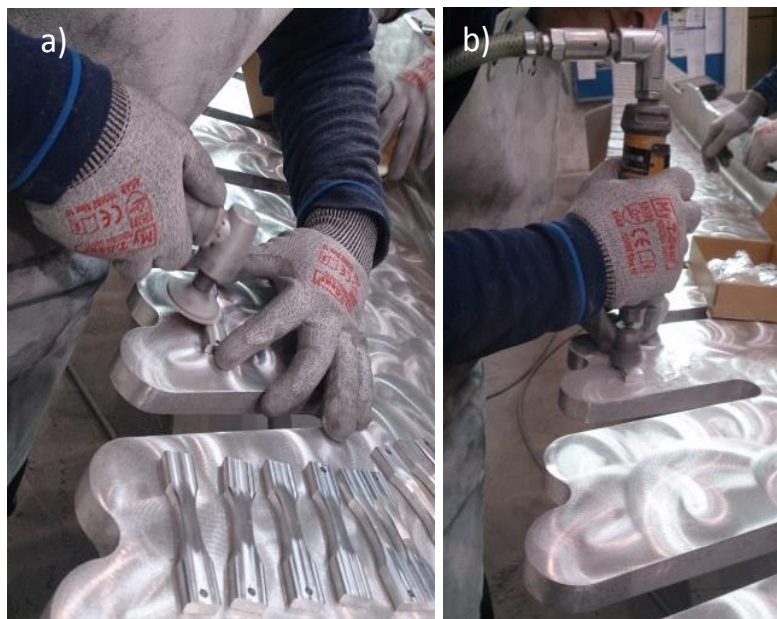


Figure II.34: étapes de ponçage des éprouvettes selon les conditions industrielles a) ponçage à papier grain 40 à l'aide d'une meuleuse vibrante et b) ponçage à papier grain 80 à l'aide d'une meuleuse droite.

La rugosité de surface S_a à l'issue de l'opération de ponçage est homogène sur la surface de l'éprouvette et est de l'ordre de 3,8 μm . En revanche, la rugosité totale R_t varie d'une manière plus marquée sur la largeur de l'éprouvette. Les rayures de ponçage sont hétérogènes et peuvent atteindre quelques millimètres de longueur et 10 μm de profondeur. Leurs largeurs sont de l'ordre de 50 μm . Un exemple de profil prélevé sur une éprouvette poncée est présenté sur la Figure II.35-b.

La répétabilité des états de surface produits sur les éprouvettes poncées a été vérifiée par scan sur l'ensemble des éprouvettes. L'écart des valeurs de S_a entre les différentes éprouvettes est

inférieur à $0,62 \mu\text{m}$. De la même manière que pour les lots précédents, les éprouvettes de ce lot seront dans la suite de ces travaux considérées comme identiques.

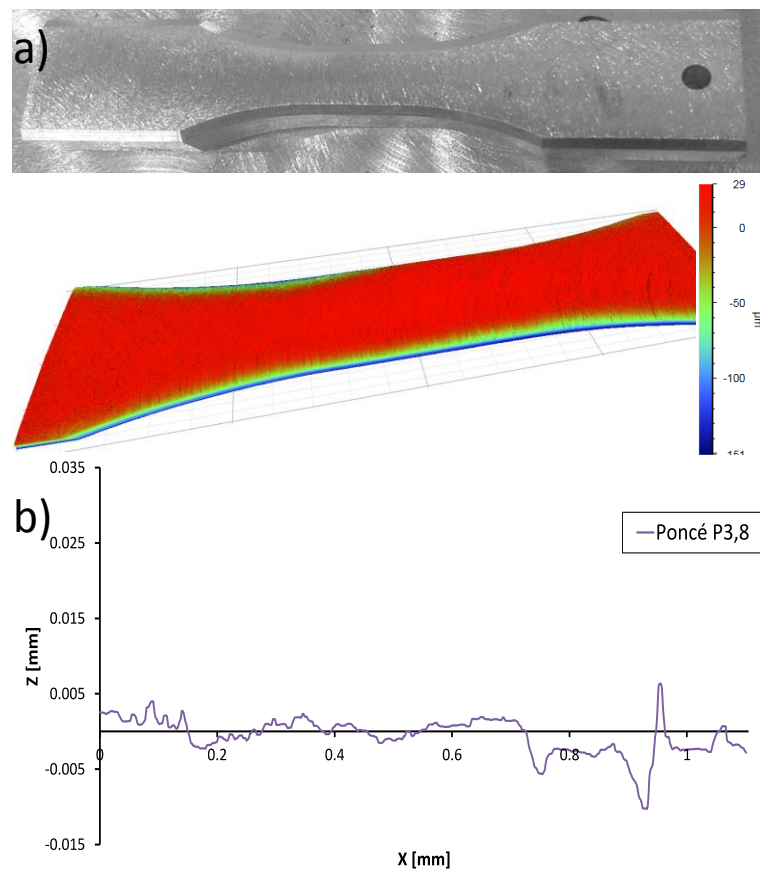


Figure II.35: a) état de surface poncé. b) profil brut.

Pour finir, la Figure II.36 montre, pour chacune des configurations, les ordres de grandeur des dimensions des stries générées. Les stries sont plus larges et plus profondes pour les éprouvettes « U 4.2 μm » et « U 5.5 μm » que pour celles des éprouvettes « U 1.1 μm » (Figure II.36). Les rayures de ponçage semblent quant à elles être plus vives et moins régulières.

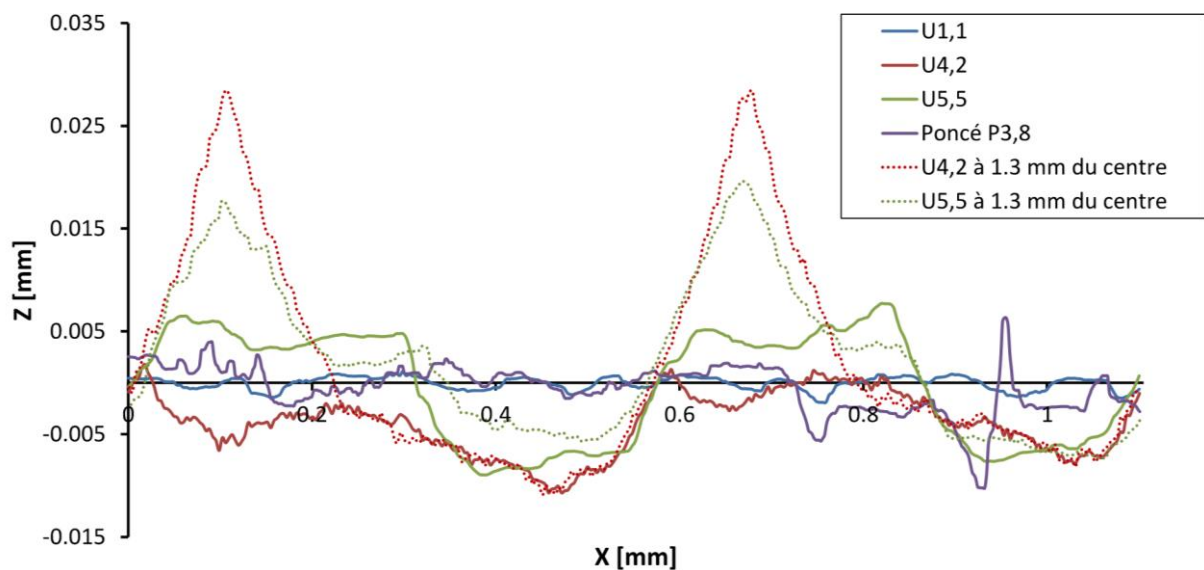


Figure II.36: profils des stries d'usinage et de ponçage.

L'ensemble des paramètres classiques d'états de surface ainsi que les images de topologie de surface pour les différents états de surfaces étudiés sont présentés respectivement dans le Tableau II-6 et sur la Figure II.37.

État de surface	Sa [μm]	Ra _{max}	Sku	Sq [μm]	Ssk	Sz [μm]	S _{vi}
P0	0,02	0,02	3,55	0,05	-0,27	0,42	0,12
U1.1	1,11	1,02	2,5	1,19	0,13	7,12	0,09
P3.8	3,84	4,24	2,77	4,54	0,14	41,98	0,09
U4.2	4,24	9,27	7,36	6,41	1,9	45,5	0,05
U5.5	5,51	7,1	1,94	5,74	0,05	29,1	0,04

Tableau II-6: caractéristiques surfaciques des différents états de surfaces poli, poncé et usinés.

On remarque, en comparant les valeurs de Sa et de Ra_{max} des états de surface des lots U4.2 et U5.5, que l'état U4.2 possède une valeur de Sa plus faible que celle de l'état U5.5 alors que sa valeur de Ra_{max} est plus importante.

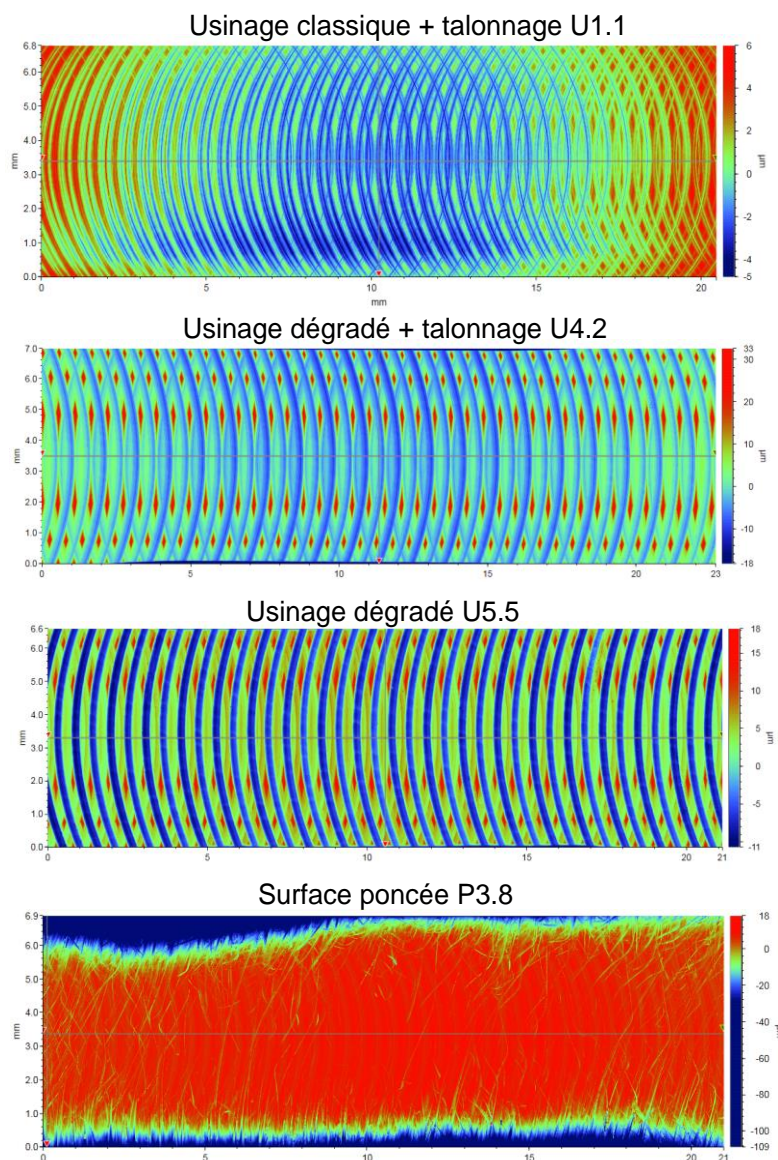


Figure II.37: scans des états de surfaces issus des opérations d'usinage et de ponçage.

II.3.2.6. État de surface anodisé

Le traitement de surface est réalisé par le partenaire Mecabrive Industries (groupe Figeac aéro) selon le processus standardisé. La gamme de traitement de surface retenue plus communément appelé TSA est composée d'une opération d'anodisation Sulfo-tartrique. La séquence complète du traitement de surface est présentée dans le Tableau II-7 :

Décapage soude	Dégraissage Turco + rinçage + Décapage soude pendant 3 min 45 ± 10 sec
Décapage	Décapage Smutgo + rinçage + (<i>Ressuage + Dégraissage turco - Rinçage</i>)- Décapage Smutgo
Anodisation	solution sulfo-tartrique de C ₄ H ₆ O ₆ /H ₂ SO ₄

Tableau II-7: séquence de traitement de surface de l'Al7050-T7451.

Les traitements Turco-Smutgo se situent dans la gamme des traitements de surface classiques existants sur le marché et utilisés par AIRBUS pour traiter les alliages Al7000. L'étape de ressuage pendant le décapage est une étape intermédiaire appliquée dans certains cas selon le besoin industriel. Cette étape permet de détecter de manière non destructive la présence de fissures au niveau de la pièce.

Les opérations de décapage et d'anodisation sont appliquées sur deux lots d'éprouvettes ayant les mêmes caractéristiques que les lots U1.1 et U5.5. Les lots ainsi obtenus sont notés U0.9-TSA et U5.4-TSA. Des observations au microscope optique et au MEB sont réalisées sur des éprouvettes à l'issue de chaque étape du processus de traitement de surface. La couche anodique présente une épaisseur comprise entre 2 et 3 µm (FIGURE II.39-c). Après décapage, des piqûres localisées au niveau des joints de grain et au sein des grains recristallisés sont créées (Figure II.38-a). Ces piqûres peuvent atteindre des largeurs de l'ordre de 15 µm et des profondeurs de l'ordre de 15 µm (FIGURE II.39-c). Des réseaux de petites piqûres peuvent être observées et atteindre des longueurs de l'ordre de 300 µm (FIGURE II.39-a).

Après anodisation, la couche anodique couvre intégralement les piqûres. Aucune zone de décohésion entre le substrat et la couche anodisée n'a été détectée. L'anodisation sulfo-tartrique ne semble pas affecter la taille des piqûres créées lors du décapage (Figure II.38). L'image à faible grossissement de la surface de l'éprouvette montre qu'après décapage et anodisation les stries d'usinage sont encore visibles en surface (Figure II.38).

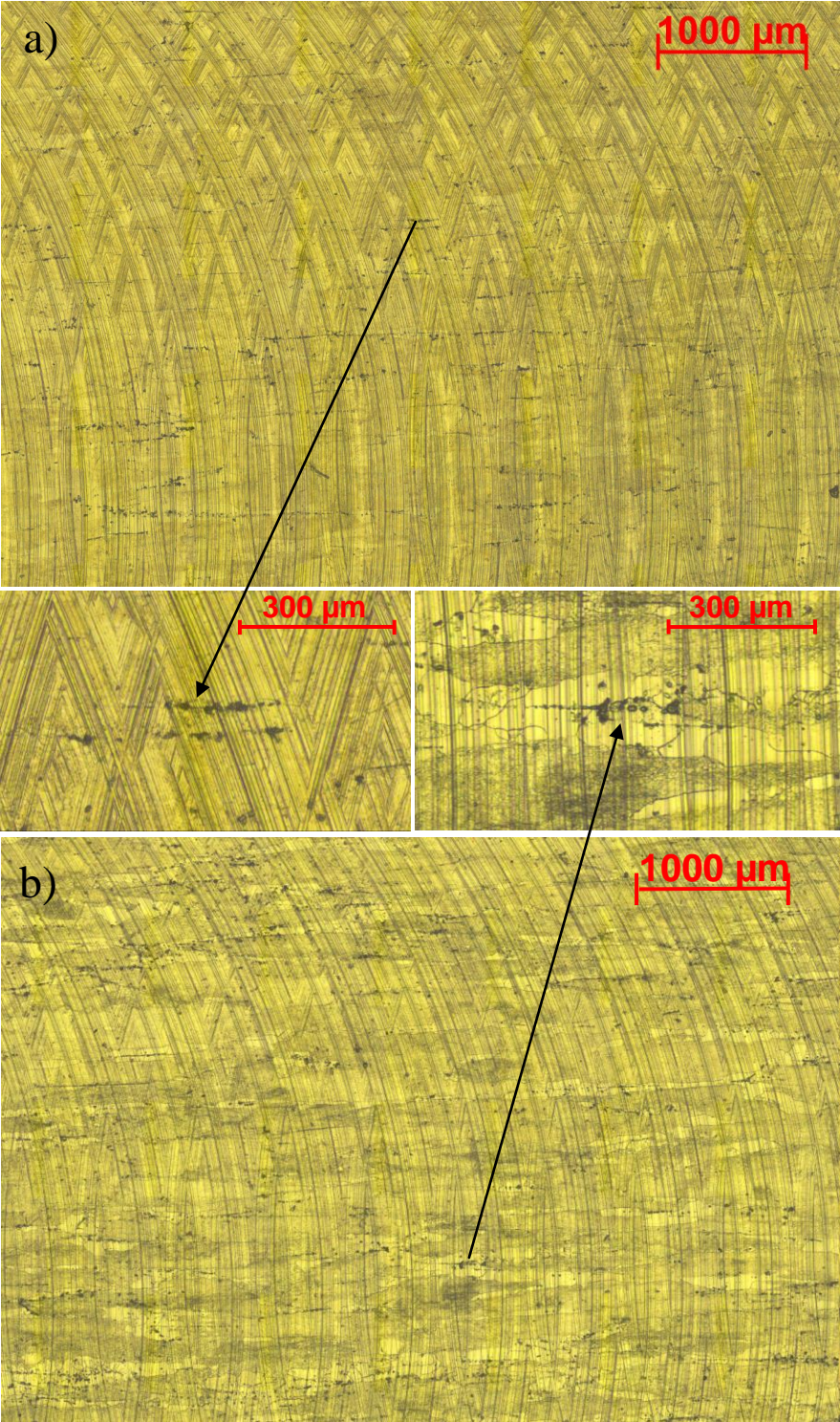


Figure II.38: profil de surface après a) décapage et b) anodisation TSA.

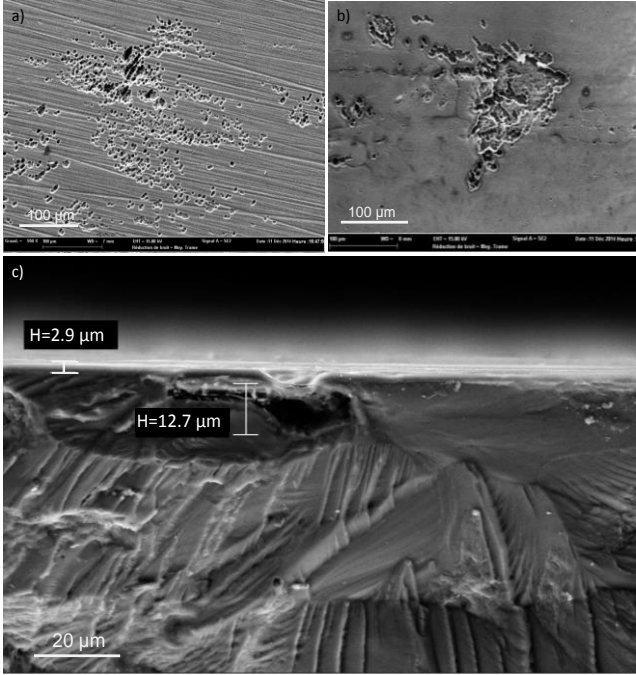


Figure II.39: observation au MEB des défauts de surface d'une éprouvette a) décapée et b) anodisée, c) fractographie d'une éprouvette présentant une couche d'anodisation TSA.

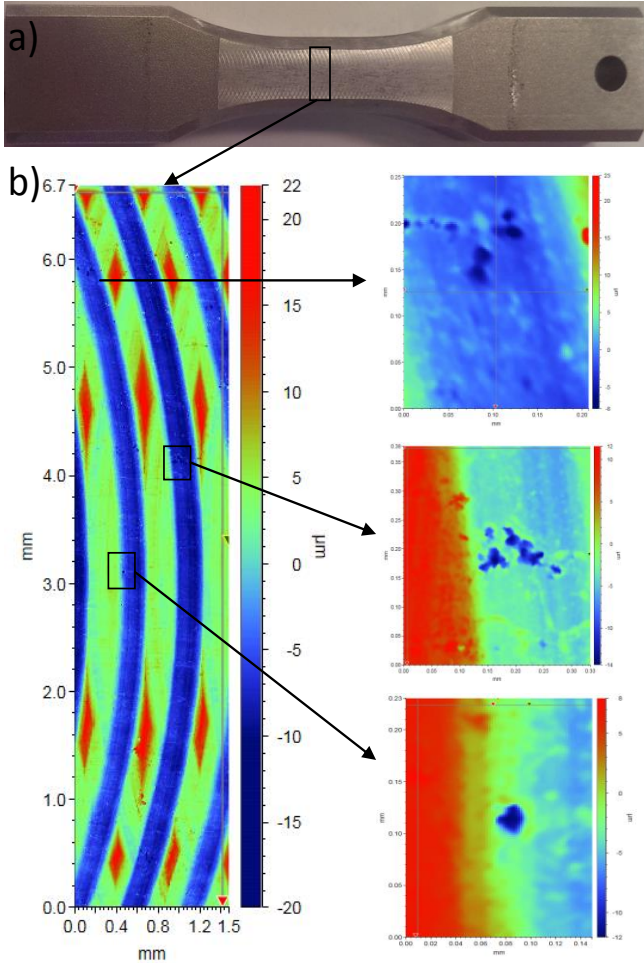


Figure II.40: a) éprouvette et b) scan 3D de l'état de surface U5.4-TSA avec zoom sur des piqûres locales.

Malgré la présence de ces piqûres, les rugosités de surface S_a avant et après traitement de surface restent très proches. Un exemple d'éprouvette du lot U5.4-TSA à l'issue du traitement de surface est présenté sur la Figure II.40. Les scans montrent que la rugosité de surface est faiblement affectée par le traitement de surface. Mise à part la création des piqûres en surface de l'éprouvette (exemple sur la Figure II.40), les valeurs de S_a passent de $1,1 \mu\text{m}$ à $0,9 \mu\text{m}$ pour le premier lot et de $5,5 \mu\text{m}$ à $5,4 \mu\text{m}$ pour le second. La Figure II.41 montre que le profil de la topographie de la surface est resté le même avant et après traitement de surface du lot U5.5. Cependant, le profil du lot U5.5-TSA a un aspect plus rugueux suite au traitement chimique de surface.

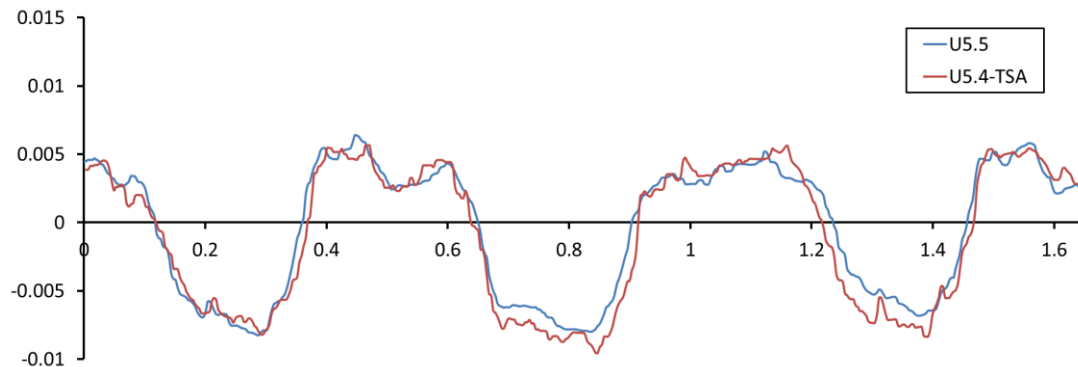


Figure II.41: impact du traitement de surface sur profil de rugosité de surface (lot U5.5 avant et lot U5.4-TSA après traitement de surface).

L'ensemble des paramètres classiques d'états de surface pour les cas anodisés est présenté dans le Tableau II-8 :

État de surface	S_a [μm]	S_{ku}	S_q [μm]	S_{sk}	S_z [μm]	S_{vi}
U0.9-TSA	0,91	4,12	1,25	0,15	10,97	0,12
U5.4-TSA	5,39	2,34	6,12	0,17	34,92	0,04

Tableau II-8: caractéristiques surfaciques des différents états de surface anodisés.

II.3.3. Mesure de contraintes résiduelles par diffraction des rayons X

II.3.3.1. Principe de mesure

L'analyse des contraintes résiduelles en surface des éprouvettes est réalisée par diffraction de rayons X. Lorsqu'un faisceau de rayons X pénètre un cristal, l'agencement régulier et symétrique des atomes des plans cristallins diffracte les rayons X, ce qui produit un faisceau de rayons X sortant (Figure II.42-a). Cette diffraction ne se produit que si la longueur d'onde est de l'ordre de grandeur de la distance interatomique. La diffraction a lieu sur les plans cristallins favorablement orientés par rapport au faisceau incident.

L'angle 2θ entre les faisceaux incident et diffracté est défini par la loi de Bragg :

$$2 d \sin \theta = n \lambda \quad (38)$$

avec d la distance interréticulaire (l'espacement entre les plans cristallins) dans le grain bombardé par le rayon X, θ l'angle de diffraction, n l'ordre de la diffraction et λ la longueur d'onde du rayon X. Il est ainsi possible de calculer d en envoyant un faisceau de rayons X de

longueur d'onde connue et en mesurant l'angle θ des rayons diffractés. Pour mesurer θ , le détecteur balaye une large plage d'angles ce qui donne un pic de diffraction dont la crête indique la valeur 2θ (Figure II.42-b).

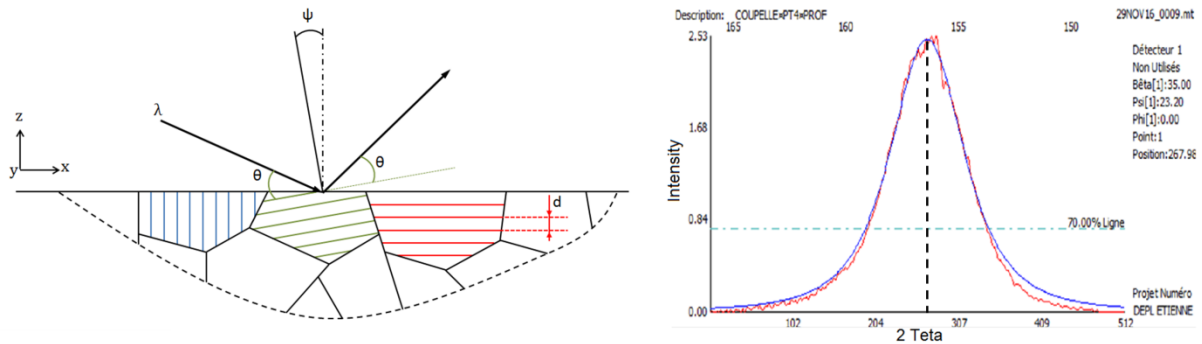


Figure II.42: a) principe de diffraction des rayons X et b) pic de diffraction.

Les contraintes résiduelles sont des contraintes élastiques présentes dans le composant au repos et leur présence provoque des déformations élastiques au niveau des grains. Lorsqu'une déformation élastique est appliquée au cristal, la distance interréticulaire d est modifiée. La valeur de la déformation peut donc être calculée si la distance interréticulaire du cristal non déformé d_0 est connue :

$$\varepsilon = \frac{d-d_0}{d_0} \quad (39)$$

La valeur de la déformation dépend de l'intensité des contraintes et de l'orientation du plan cristallin par rapport aux contraintes.

Sur une surface libre, la contrainte normale à la surface est nulle : $\sigma_{zz} = 0$, ce qui permet de simplifier l'expression du tenseur des contraintes. La déformation mesurée pour une orientation ψ de l'échantillon s'écrit donc, en fonction des composantes du tenseur des contraintes résiduelles $\bar{\sigma}$:

$$\varepsilon(\psi) = \frac{1+\nu}{E} \sigma_{xx} \sin^2(\psi) + \frac{1+\nu}{E} \sigma_{xy} \sin(2\psi) - \frac{\nu}{E} tr(\bar{\sigma}) \quad (40)$$

où E et ν sont le module de Young et le coefficient de Poisson du réseau cristallin dans la direction cristallographique normale aux plans cristallins concernés par la diffraction.

Pour déterminer la valeur de la contrainte résiduelle σ_{xx} , il est donc nécessaire de faire une mesure de la déformation pour plusieurs inclinaisons ψ de l'échantillon (Figure II.42: a) principe de diffraction des rayons X et b) pic de diffraction. Figure II.42-a). Changer l'inclinaison permet de faire diffracter des grains d'orientations différentes, et donc d'obtenir des valeurs de déformations différentes. La dérivée de la déformation par rapport à $\sin^2(\psi)$ permet de calculer la contrainte :

$$\sigma_{xx} = \frac{E}{1+\nu} \frac{\partial \varepsilon(\psi)}{\partial \sin^2(\psi)} \quad (41)$$

En pratique, le nuage des points de mesure est approximé par une ellipse, dont la pente de l'axe principale est utilisée pour le calcul. L'ouverture de l'ellipse renseigne sur les contraintes de cisaillement.

II.3.3.2. Analyse des mesures effectuées

Des analyses de contraintes résiduelles ont été réalisées à l'aide d'une machine de diffraction des rayons X de type SEIFERT XRD 3000 sur les différents lots d'éprouvettes présentés précédemment. La Figure II.43-a présente l'intensité des pics de diffraction obtenus en fonction des angles ψ et θ pour une éprouvette issue du lot P0. Pour cette éprouvette, l'intensité du signal varie peu en fonction de l'angle d'inclinaison ψ . La variation de la position du pic d'intensité selon θ peut alors être obtenue en fonction de l'inclinaison du signal et les contraintes résiduelles estimées via la méthode $\sin^2(\psi)$. Pour les surface usinées, seule la mesure dans le sens longitudinal de l'éprouvette appartenant au lot U4.2 a permis d'obtenir des résultats exploitables. Les contraintes résiduelles estimées sont dans ce cas de l'ordre de 18 MPa. Pour le reste des états de surface, les contraintes résiduelles n'ont pas pu être analysées. Un exemple des pics de diffraction obtenus lors des mesures effectuées sur le lot U1.1 est donné sur la Figure II.43-b. L'intensité varie de façon importante pour les différents angles d'inclinaison. La présence de grains de grande taille couplée à un état de surface rugueux ne permet d'appliquer la méthode $\sin^2(\psi)$. Malgré l'utilisation d'un spot de grande taille (3mm), le nombre de grains diffractant n'est pas suffisant et ne permet pas d'obtenir un signal stable en fonction de l'angle d'inclinaison.

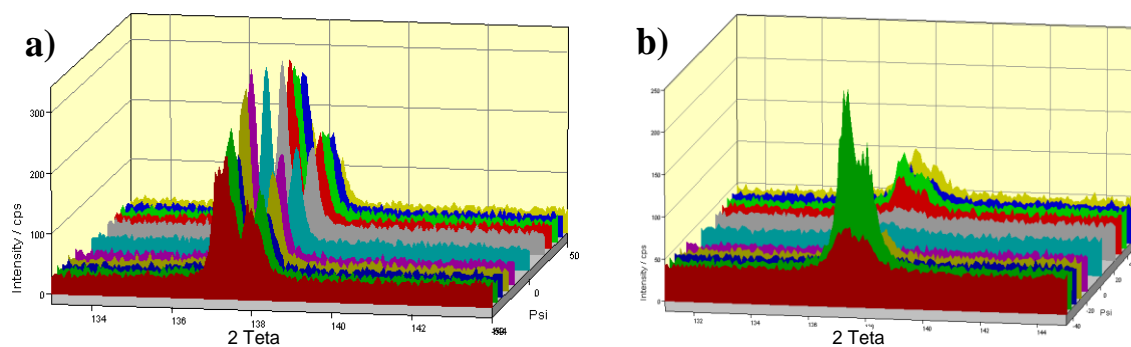


Figure II.43: mesure des contraintes résiduelles a) lot P0 et b) lot U1.1.

En conclusion, l'estimation des contraintes résiduelles sur l'alliage d'aluminium 7050 testé n'est pas aisée. Pour les états de surface où les mesures sont concluantes (lots P0 et U4.2), les valeurs de contraintes résiduelles obtenues sont faibles et ne dépassent pas les 20 MPa. Ces résultats sont en accord avec les analyses conduites par (Brunet, 1991) et (Tang, 2009) qui ont montré que les contraintes résiduelles obtenues en fraisage en bout sur les alliages d'aluminium sont faibles.

Ces conclusions peuvent également être confirmées par l'ensemble des travaux de la littérature montrant que le comportement en fatigue d'éprouvettes en alliage d'aluminium réalisées en fraisage en bout est piloté par les caractéristiques géométriques de l'état de surface (Brunet, 1991) et (Suraratchai, 2008) et non par les contraintes résiduelles.

Pour la suite des travaux, l'impact des contraintes résiduelles des différents lots étudiés sera donc considéré comme négligeable face à l'impact de la géométrie de surface sur le comportement en fatigue. Les travaux se focaliseront sur la prise en compte de la topologie de surface réelle des états usinés. Cela passera par une caractérisation fine de l'état de surface afin

de considérer la spécificité des champs mécaniques locaux tout en considérant l'impact plus global de l'état de surface sur le volume sollicité.

Conclusion

Dans ce chapitre, le matériau de l'étude, l'alliage Al7050, a tout d'abord été présenté. La présence de grains très allongés et de particules intermétalliques sont, entre autres, des caractéristiques microstructurales à retenir pour l'analyse des mécanismes d'endommagement conduite au prochain chapitre.

En se basant sur la littérature et l'analyse de pièces industrielles, un bilan des principaux défauts susceptibles d'apparaître au cours de la fabrication d'une pièce en alliage d'aluminium usinée puis passivée a été dressé. Ce bilan a permis de proposer une campagne expérimentale originale pouvant être découpée en plusieurs parties.

La première partie de la campagne d'essais s'attachera à caractériser l'impact de défauts locaux de géométrie simple (hémisphérique) sur la tenue en fatigue. Des éprouvettes avec différentes tailles et différents nombres de défauts seront testées (Tableau II-9) afin de quantifier l'effet de taille de défaut (Kitagawa) ainsi que l'effet du nombre et donc du volume sollicité sur la tenue en fatigue.

La seconde partie de la campagne expérimentale se focalisera sur l'impact de différents états de surfaces réalisés dans des conditions industrielles sur la tenue en fatigue (Tableau II-9). Pour cela seront testées en fatigue :

- 1 lot à l'état de surface polie utilisée comme référence ($Sa \approx 0 \mu\text{m}$)
- 3 lots fabriqués en usinage en bout ($1,1 \mu\text{m} \leq Sa \leq 5,5 \mu\text{m}$)
- 1 lot à l'état de surface poncée en condition industrielle ($Sa \approx 3,8 \mu\text{m}$)
- 1 lot contenant un ressaut au centre de l'éprouvette ($h = 120 \mu\text{m}$, rayon $\approx 4\text{mm}$)
- 2 lots fabriqués en usinage en bout puis anodisés ($0,9 \mu\text{m} \leq Sa \leq 5,4 \mu\text{m}$)

Le chapitre suivant portera sur la caractérisation du comportement en fatigue des différents lots présentés. Une attention particulière sera portée à la localisation du lieu de l'amorçage au sein des états de surfaces complexes usinés. L'analyse des faciès de rupture permettra également d'identifier les mécanismes d'endommagement à l'origine de l'amorçage en fatigue.

Repérage des lots d'éprouvettes	Sa (μm)	Nombre d'éprouvettes	
P0	0	15	
Défauts hémisphériques	-	48	
U1.1	1.1	15	
U4.2	4.2	15	
U5.5	5.5	10	
U1.1-Ressaut	-	2	
P3.8	3.8	9	
Anodisée	0.9	15 (U0.9-TSA)	
	5.4	10 (U5.4-TSA)	

Tableau II-9: états de surface testés en fatigue.

Chapitre III. Comportement en fatigue à grand nombre de cycles et mécanismes d'endommagement associés

Ce chapitre présente les résultats des essais de fatigue pour les différents lots présentés au chapitre 2. Les données sont présentées sous forme de courbes de Wöhler pour les différents lots usinés et sous forme de diagramme de Kitagawa pour les lots contenant des défauts artificiels hémisphériques. Les mécanismes pilotant l'endommagement en fatigue en lien avec les caractéristiques microstructurales ainsi que la localisation de l'amorçage sur la surface des éprouvettes usinées sont également analysés pour chacun des lots.

III.1. État de surface de référence poli

III.1.1. Limite de fatigue

Afin d'estimer la limite d'endurance à $2 \cdot 10^6$ cycles de référence du matériau étudié, 15 éprouvettes ont été polies et testées en flexion plane en suivant la méthode StairCase. Le Tableau III-1 récapitule les résultats des essais réalisés.

Éprouvette N°	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
$\sigma=180$ MPa			X		X		X		X				X		X
$\sigma=170$ MPa		0		0		0		0		X		0		0	
$\sigma=160$ MPa	0											0			

Tableau III-1: StairCase de l'état de surface P0.

Pour ces essais, la limite d'endurance estimée est de 174 MPa. La condition de validité pour quantifier l'écart type n'est dans ce cadre pas vérifiée. L'écart type associé est donc estimé selon (Dixon & Mood, 1948) à 5,3 MPa (0,53 X pas du StairCase). Afin d'estimer l'allure de la courbe de Wöhler, les éprouvettes non rompues du StairCase ont été retestées à un niveau de chargement plus élevé. La Figure III.1 présente la courbe de Wöhler obtenue pour l'état de surface poli miroir.

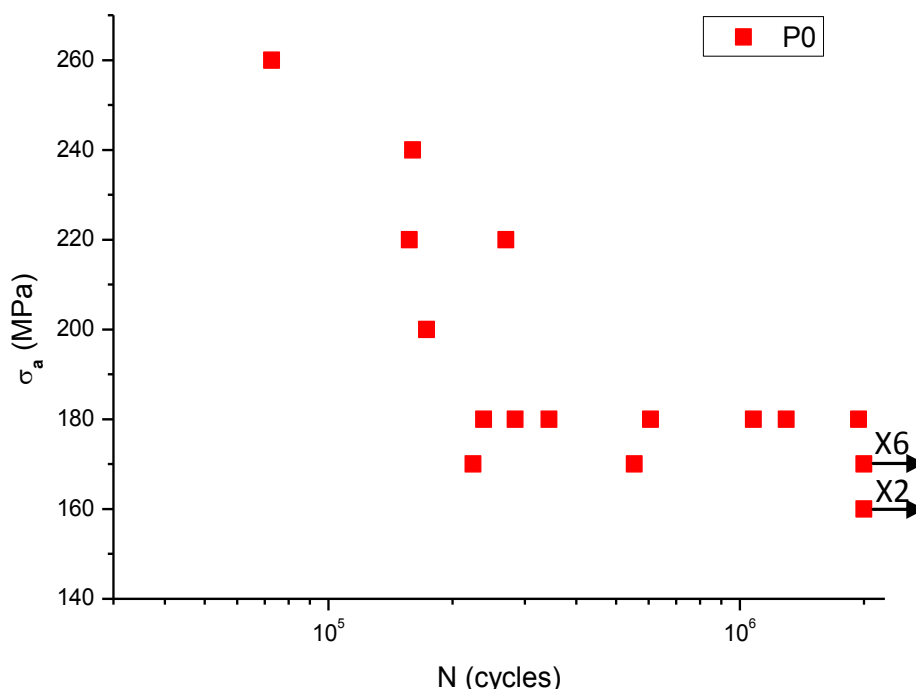


Figure III.1: courbe de Wöhler de l'état de surface P0.

III.1.2. Mécanismes d'endommagement

L'amorçage est clairement localisé au niveau des particules intermétalliques pour 66% des éprouvettes sollicitées (Figure III.2-a). L'analyse EDS de ces particules montre qu'elles sont de type Mg_2Si et Al_7Cu_2Fe . Dans le reste des cas, la fissure s'amorce à partir de zones sans particule. L'analyse EDS montre au niveau des zones d'amorçage des éprouvettes sans particule visible, des taux élevés de Mg et Zn (Figure III.2-b). Selon (Li, 2007), la concentration importante de ces éléments peut indiquer la présence de précipités nanométriques de type $MgZn_2$. Ces derniers peuvent être à l'origine de la localisation de l'amorçage. Ces deux mécanismes d'amorçage à partir de particules observables ou de zones riches en éléments d'addition coexistent dans les domaines de faible et forte charges.

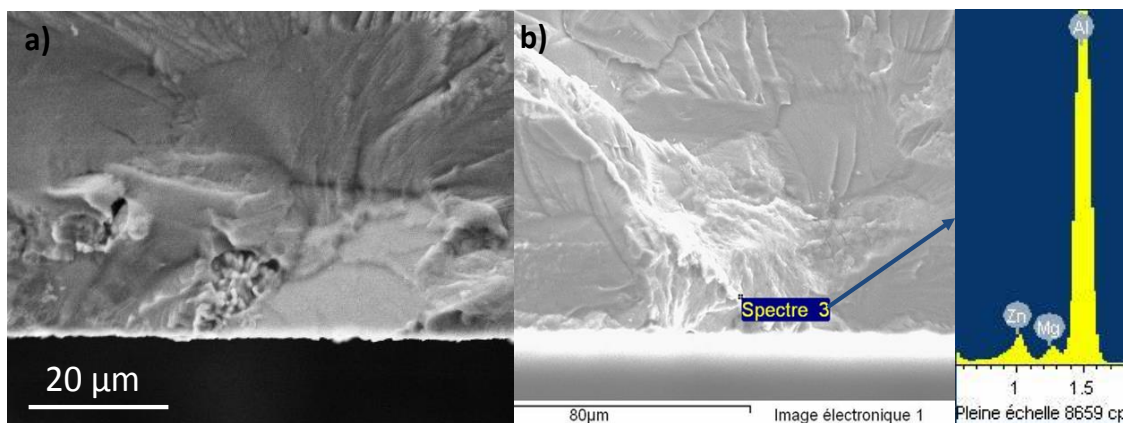


Figure III.2: faciès de rupture de l'Al7050-Polie. a) inclusion de type Al_7Cu_2Fe , b) pas d'inclusion mais présence de traces de Mg, Al et Zn.

III.2. Effet des défauts artificiels

III.2.1. Limite de fatigue

L'ensemble des résultats des essais de fatigue en présence de défauts hémisphériques est présenté dans un diagramme de Kitagawa-Takahashi (Figure III.3). Pour les différentes tailles et nombres de défauts, les barres d'erreurs représentent l'étendue des limites d'endurance estimées pour les différents lots testés. À titre d'exemple, dans le cas du lot d'éprouvettes contenant 1 défaut de $\varnothing 400 \mu m$, l'étendue de la limite d'endurance est de 20 MPa car toutes les éprouvettes du StairCase ont été rompues pour des chargements compris entre 130 MPa et 150 MPa (cf Tableau III-2). La valeur moyenne représentée par le carré bleu représente la limite de fatigue moyenne (137 MPa) identifiée par la méthode StairCase.

Pour les éprouvettes contenant un seul défaut, les essais de fatigue permettent de retrouver un diagramme classique de Kitagawa-Takahashi (Figure III.3). Dans ce diagramme, l'évolution de la limite d'endurance avec la taille de défaut pour des défauts de taille supérieure à $60 \mu m$ décrit parfaitement une droite. Le tracé des 2 asymptotes pour des faibles et grandes tailles de défaut permet d'identifier une taille critique proche de $40 \mu m$.

Pour les éprouvettes contenant 22 défauts, l'évolution de la limite d'endurance avec la taille de défaut suit également une droite dans le diagramme de Kitagawa, mais cette fois ci uniquement pour les défauts de tailles supérieures ou égales à $100 \mu m$. La tenue des éprouvettes avec une taille de défaut $60 \mu m$ ne suit pas la même tendance que celles des éprouvettes avec plus gros défaut.

Le diagramme de Kitagawa (Figure III.3) permet également d'observer l'impact significatif du nombre de défauts sur la tenue en fatigue. Une baisse de la limite d'endurance de l'ordre de 20 MPa et donc de 15% est observée lorsque le nombre de défauts est multiplié par 22.

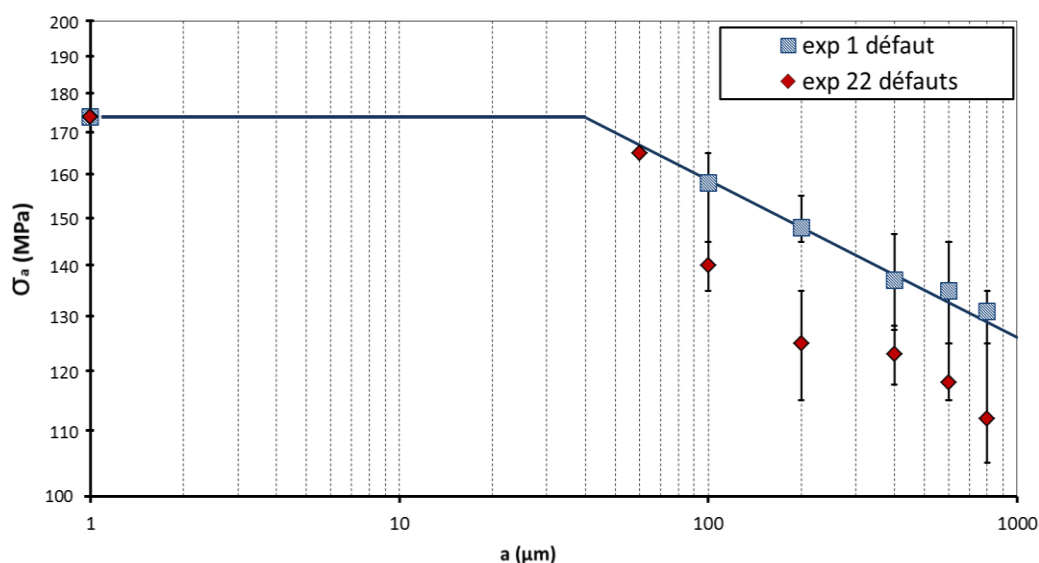


Figure III.3: diagramme de Kitagawa d'essais de fatigue en présence de défauts hémisphériques.

Afin de caractériser la dispersion de la tenue en fatigue en présence de défauts, deux stairCases sont conduites pour une même taille de défaut de $\varnothing 400 \mu\text{m}$. 10 éprouvettes ont été testées en fatigue en présence d'un seul défaut en surface. Le Tableau III-2 présente le résultat des essais de fatigue. La moyenne de la tenue en fatigue obtenue pour cet état de surface est de 137 MPa et l'écart type associé est estimé à 9,5 MPa.

Eprouvette N°	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
$\sigma=150 \text{ MPa}$		X								X
$\sigma=140 \text{ MPa}$	0		X				X		0	
$\sigma=130 \text{ MPa}$				X		0		0		
$\sigma=120 \text{ MPa}$					0					

Tableau III-2: StairCase des éprouvettes à 1 défaut hémisphérique de $\varnothing 400 \mu\text{m}$.

Un second StairCase est conduit en présence de 22 défauts de surface (Tableau III-3). La limite d'endurance à 2.10^6 cycles obtenue est de 123 MPa, soit 14 MPa au-dessous de celle obtenue pour 1 défaut. Le StairCase montre une dispersion moindre avec un écart type estimé à 5,3 MPa (condition de validité pour l'estimation de l'écart type non vérifiée).

Éprouvette N°	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
$\sigma=130 \text{ MPa}$		X		X				X		X
$\sigma=120 \text{ MPa}$	0		0		X		0		0	
$\sigma=110 \text{ MPa}$						0				

Tableau III-3: StairCase des éprouvettes à 22 défauts hémisphériques de $\varnothing 400 \mu\text{m}$.

Des essais de fatigue de type locati ont également été conduits sur 3 éprouvettes polies avec 44 défauts de $\varnothing 400 \mu\text{m}$. Les 3 éprouvettes testées ont rompu au même palier de 120 MPa. La Figure III.4 présente l'évolution de la limite d'endurance à 2.10^6 cycles avec le nombre de défauts

en surface et l'étendue des résultats associée. L'ensemble de ces essais illustre l'impact de l'effet d'échelle sur la limite d'endurance du matériau étudié.

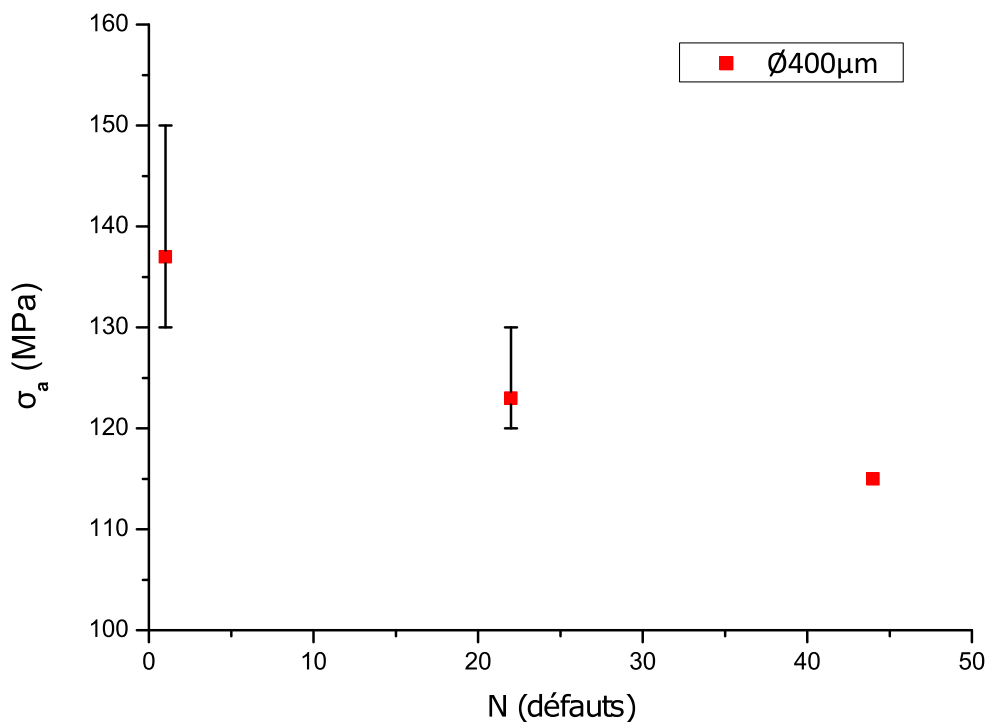


Figure III.4: évolution de la limite en fatigue en fonction de nombre de défauts en surface.

Le Tableau III-4 récapitule les résultats des essais pour les différentes tailles et nombres de défauts hémisphériques testés selon la méthode Locati. Nous prenons le palier de chargement à la rupture moins un demi-pas de chargement pour estimer la limite d'endurance selon cette méthode.

Nom de L'éprouvette	Diamètre du défaut (μm)	Nombre de défauts	Chargement à la rupture (MPa)	Nombre du palier	N_f ($\times 10^5$)	Amorçage du défaut
D60-22-1	60	22	170	4	7,72	0
D60-22-2	60	22	170	3	2,86	0
D100-1-1	100	1	170	4	7,59	N
D100-1-2	100	1	170	3	4,66	N ^a
D100-1-3	100	1	150	2	5,65	0 ^a
D100-22-1	100	22	150	4	3,7	0
D100-22-2	100	22	140	2	14,5	0
D200-1-1	200	1	160	3	11,26	0
D200-1-2	200	1	150	2	7,81	0
D200-1-3	200	1	150	2	11,11	0 ^a
D200-22-1	200	22	130	4	4,48	0
D200-22-2	200	22	140	4	16,39	0
D200-22-3	200	22	120	2	15,93	0
D400-1-1 ^b	400	1	150	3	1,33	0
D400-1-5 ^b	400	1	140	3	5,4	0 ^a
D400-1-6 ^b	400	1	150	3	1,97	0
D400-1-8 ^b	400	1	140	2	5,31	0 ^a
D400-1-9 ^b	400	1	150	2	2,76	0
D400-22-3 ^b	400	22	130	2	3,67	0
D400-22-6 ^b	400	22	120	2	9,86	0 ^a
D400-22-7 ^b	400	22	130	2	7,55	0 ^a
D400-22-9 ^b	400	22	130	2	8,94	0
D400-44-1	400	44	120	3	7,88	0
D400-44-2	400	44	120	3	4,93	0
D400-44-3	400	44	120	2	18,33	0 ^a
D600-1-1	600	1	150	6	6,67	0
D600-1-2	600	1	130	2	12,28	0
D600-1-3	600	1	140	3	10,63	0
D600-22-1	600	22	130	2	16,48	0
D600-22-2	600	22	120	3	10,88	0 ^a
D600-22-3	600	22	120	3	17,69	0 ^a
D800-1-1	800	1	140	5	3,11	0
D800-1-2	800	1	130	4	13,69	0
D800-1-3	800	1	140	4	2,89	0 ^a
D800-22-1	800	22	110	3	19,89	0 ^a
D800-22-2	800	22	130	6	2,9	0 ^a
D800-22-3	800	22	110	2	16,6	0 ^a

^a : particule observable au niveau du site d'amorçage ^b : retestée après StairCase

Tableau III-4: historique des éprouvettes testées selon la méthode Locati.

III.2.2. Mécanismes d'endommagement

A l'issue des essais de fatigue, les faces des éprouvettes rompues sont analysées au microscope optique et les faciès au microscope électronique à balayage. Pour la grande majorité des éprouvettes (46/48), le constat est le même. Une seule fissure principale s'amorce au niveau d'un défaut unique et se propage dans le plan de contrainte normale sans rejoindre un autre défaut. Précisons que lors des essais locati l'absence de fissure amorcée a bien été vérifiée après chaque palier ne conduisant pas à la rupture. Aucune coalescence de fissures n'a été détectée

entre les différents défauts hémisphériques. Sur les 48 éprouvettes testées, 2 éprouvettes (D4-22-6 et D8-22- 2) ont présenté 2 fissures s'amorçant sur 2 défauts différents. Les faciès de rupture de ces 2 éprouvettes sont présentés plus en détail et discutés à la fin de cette partie.

En dessous d'une taille de $100\ \mu\text{m}$, la fissure ne s'amorce parfois pas au niveau du défaut introduit (Figure III.5). Au-dessus de cette taille, l'amorçage de fissure est systématiquement localisé au niveau d'un défaut hémisphérique (voir Figure III.6).

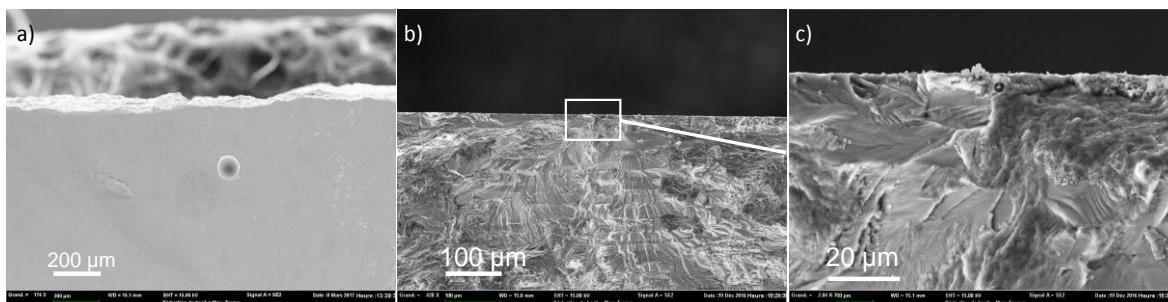


Figure III.5: a) D100-1-1 : amorçage loin du défaut artificiel, b) et c) site d'amorçage de fissure.

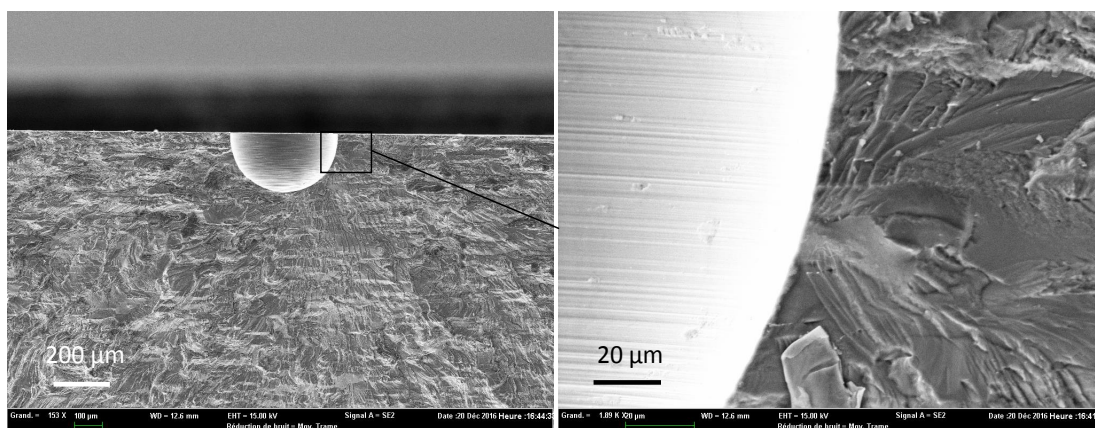


Figure III.6: défaut hémisphérique D400-1-7 : amorçage à partir du défaut.

Dans le cas de la présence d'un seul défaut hémisphérique, l'amorçage de la fissure est localisé dans les zones de plus forte contrainte générée par le défaut et le chargement de flexion imposé (Figure III.8). La distribution de contrainte autour du défaut sera présentée plus en détail dans le chapitre suivant (chapitre 4 Figure IV.11).

Des particules intermétalliques sont parfois observées au niveau de la zone d'amorçage, et ce dans le cas de 8 éprouvettes sur une totalité de 27 éprouvettes testées (Figure III.7).

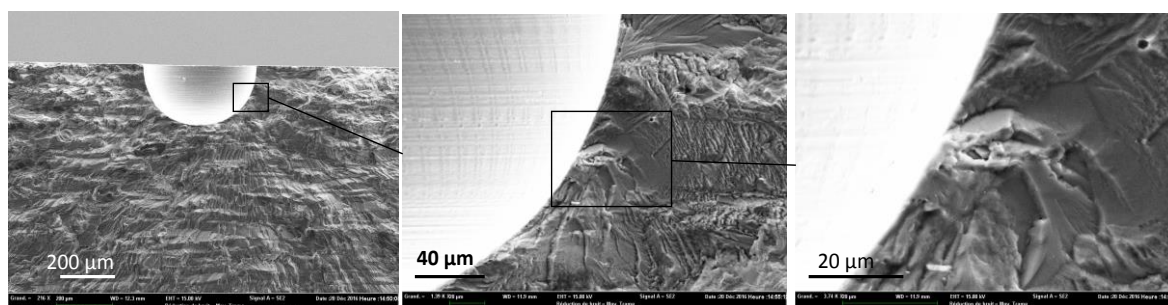


Figure III.7: défaut hémisphérique D400-1-5 : inclusion observée au niveau du site d'amorçage.

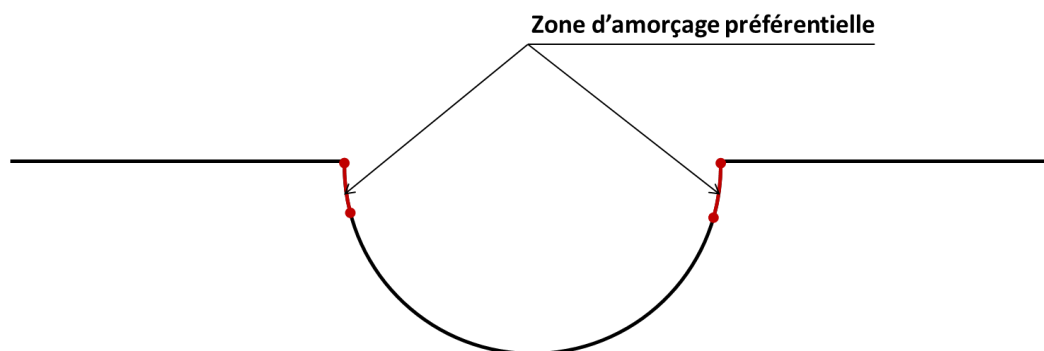


Figure III.8: zone d'amorçage préférentielle à partir d'un défaut hémisphérique dans le cas de non-présence de particule intermétallique.

Les mécanismes d'amorçage observés sont les mêmes pour les lots contenant 1 ou 22 défauts. Notons qu'en présence de plusieurs défauts, l'amorçage de la fissure est aléatoirement localisé à la surface de l'éprouvette (Figure III.9).



Figure III.9: amorçage de fissure de manière aléatoire sur 3 éprouvettes contenant 22 défauts de $\varnothing 200 \mu\text{m}$.

Dans le cas des deux éprouvettes où 2 fissures sur 2 défauts séparés sont observées, l'analyse du faciès de rupture montre que la présence de particules dans les zones critiques autour des deux défauts est responsable du double amorçage observé (exemple de l'éprouvette D800-22-2 à la Figure III.10).

Dans le cas des 20 éprouvettes testées contenant 1 ou 22 défauts de $\varnothing 400 \mu\text{m}$, 50% des cas d'amorçage sont liés à la présence de particules intermétalliques. La baisse de limite en fatigue avec l'augmentation du nombre de défauts ne peut donc pas s'expliquer par la présence de particules intermétalliques. D'autres facteurs peuvent avoir un effet sur la localisation de l'amorçage des fissures. La taille des grains à l'emplacement du défaut, leur orientation ainsi que leur voisinage proche sont des causes possibles pour l'amorçage. L'effet de la taille et de l'orientation du grain sur le comportement en fatigue est une question ouverte qui est discutée dans plusieurs travaux. Certains chercheurs ont notamment mis en avant ce phénomène en utilisant des modélisations en plasticité cristalline (Guerchais, 2014) (Sauzay, 2010).

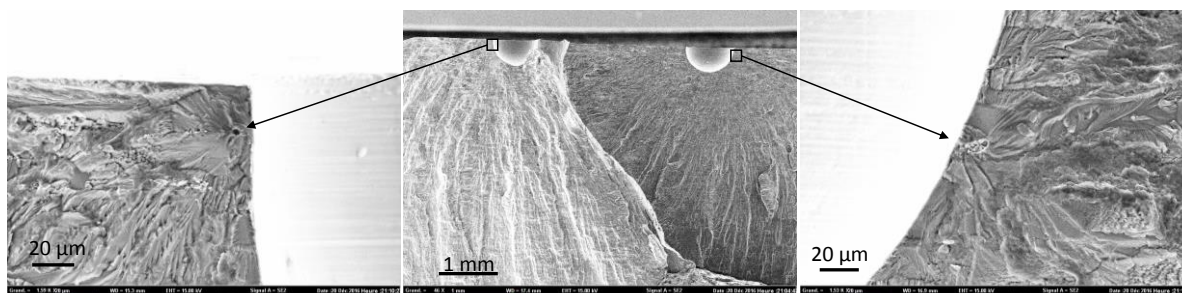


Figure III.10: D800-22-2 : amorçage de 2 fissures indépendantes à partir de deux défauts distincts. Identification de la présence des particules intermétalliques adjacentes à chaque défaut et favorisant l'amorçage de fissure.

III.3. Effet des états de surface usinés

III.3.1. État de surface usiné standard U1.1

III.3.1.1. Limite de fatigue

Quinze éprouvettes ayant subi une opération d'usinage selon les conditions d'usinage classiques (état U1.1) ont été testées en fatigue. Les résultats des essais conduits selon la méthode StairCase sont présentés dans le Tableau III-5. La limite d'endurance obtenue est égale à 159 MPa et présente donc un abattement de 15 MPa par rapport à l'état de surface poli miroir. Les résultats sont peu dispersés et l'écart type est de 5,3 MPa (condition de validité pour l'estimation de l'écart type non vérifiée). La Figure III.11 présente la courbe de Wöhler associée.

Éprouvette N°	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
$\sigma=170$ MPa							X		X				X		
$\sigma=160$ MPa		X		X		0		0		X		0		X	
$\sigma=150$ MPa	0		0		0						0				0

Tableau III-5: StairCase de l'état de surface U1.1.

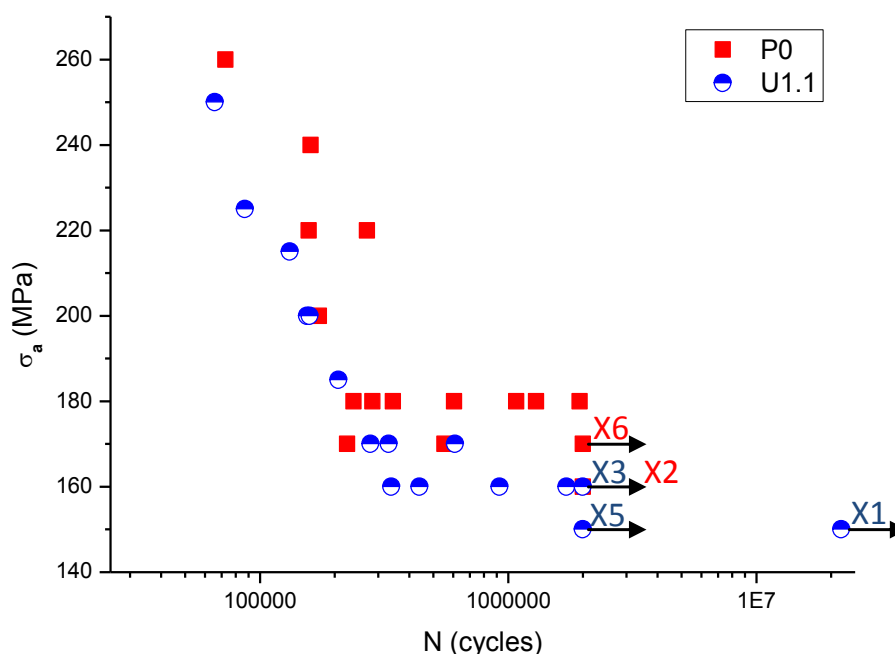


Figure III.11: courbe de Wöhler de l'état de surface P0 et U1.1.

L'observation des courbes de Wöhler pour les lots P0 (état de surface Poli) et U1.1 montre que la limite en fatigue semble constante au-delà d'un grand nombre de cycles, ce qui laisse penser à l'existence d'une asymptote au niveau de la limite en fatigue. Afin de vérifier cette hypothèse, une éprouvette du lot U1.1 a été cyclée à 150 MPa (un palier en dessous de la limite en fatigue déterminée par la méthode StairCase). Pour cette éprouvette, l'essai a été arrêté à $2,2 \cdot 10^7$ cycles et aucune fissure n'a pu être observée (Figure III.11). Cet essai permet de valider le concept de limite d'endurance atteinte dès 10^6 cycles pour notre alliage d'aluminium sollicité en flexion.

III.3.1.2. Mécanismes d'endommagement.

Le mécanisme d'amorçage de fissure principalement observé pour cet état de surface est l'amorçage à partir des particules intermétalliques. Ce mécanisme est observé à grand et à faible nombre de cycles. Plusieurs sites de fissuration ont été observés à haut niveau de chargement. Ce résultat est en accord avec les observations de (Shahzad, 2011) conduites sur l'alliage 7050. Seule une éprouvette sur les 15 testées à grand nombre de cycles ne montre pas de particule observable à l'amorçage. (Figure III.12-b).

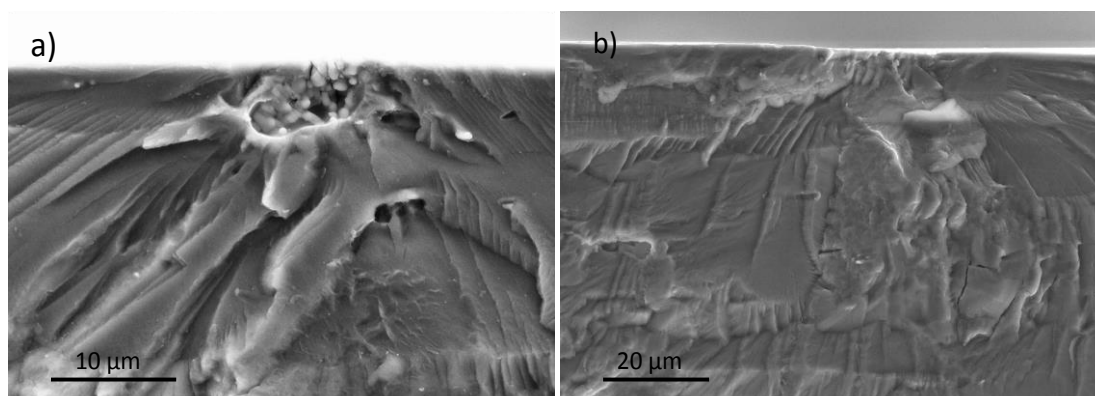


Figure III.12: état U1.1 : amorçage de fissures à partir des a) particules et b) à partir de la matrice.

III.3.2. État de surface à usinage dégradé U4.2

III.3.2.1. Limite de fatigue

Un StairCase a été conduit pour l'état de surface avec usinage dégradé U4.2 (Tableau III-6). La limite d'endurance moyenne présente un abattement plus marqué et atteint 141 MPa. L'écart type associé reste faible, de l'ordre de 5,3 MPa (conditions de validité pour l'estimation de l'écart type non vérifiée). L'ensemble des essais est présenté dans le Tableau III-6. La Figure III.13 présente la courbe de Wöhler correspondant à l'état de surface U4.2.

Éprouvette N°	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
$\sigma=150$ MPa		X						X		X		X			
$\sigma=140$ MPa	0		X		X		0		0		0		X		0
$\sigma=130$ MPa				0		0								0	

Tableau III-6: StairCase de l'état de surface U4.2.

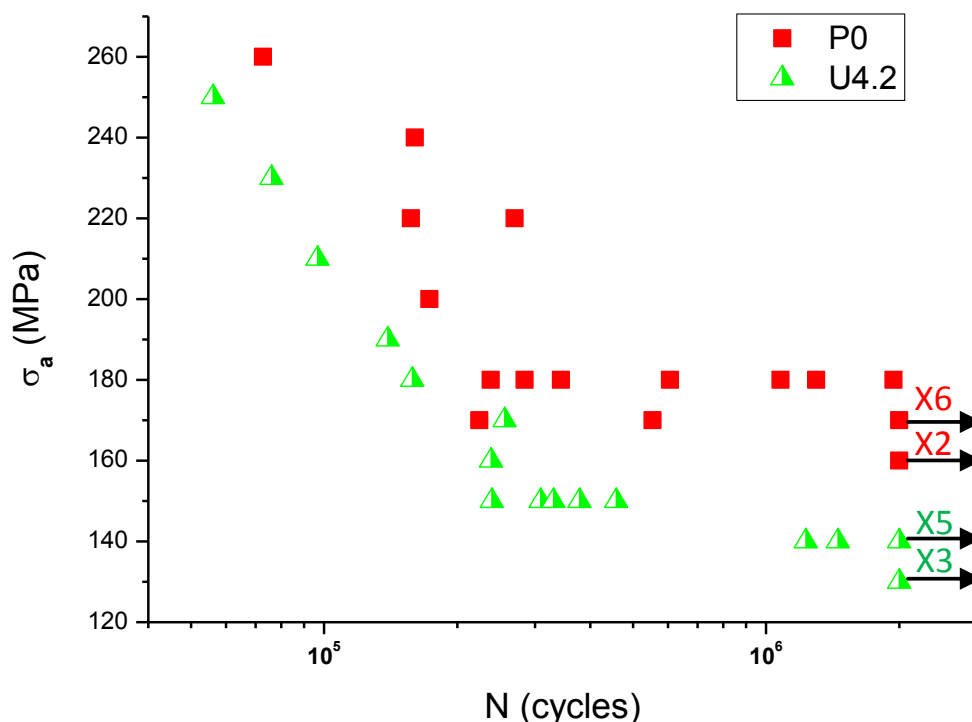


Figure III.13: courbe de Wöhler de l'état de surface P0 et U4.2.

III.3.2.2. Mécanismes d'endommagement

Deux mécanismes d'amorçage sont présents selon le niveau de chargement. L'amorçage se produit au niveau des particules à faible charge (à grand nombre de cycles) (Figure III.14-a). En revanche, à forte charge et à faible nombre de cycles, aucune particule n'a pu être observée dans la zone d'amorçage (Figure III.14-b). Notons qu'à forte charge, certains faciès montrent un amorçage multiple, apparaissant à partir de plusieurs sites d'amorçage et ne contenant pas de particules.

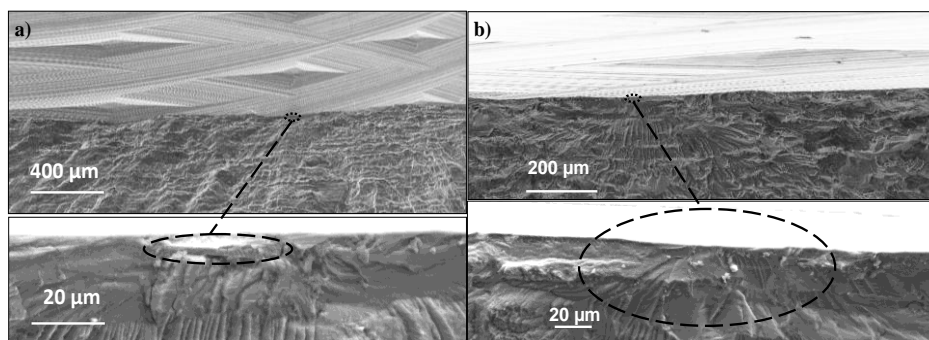


Figure III.14: état U4.2 : amorçage de fissures à partir des a) particules et b) à partir de la matrice.

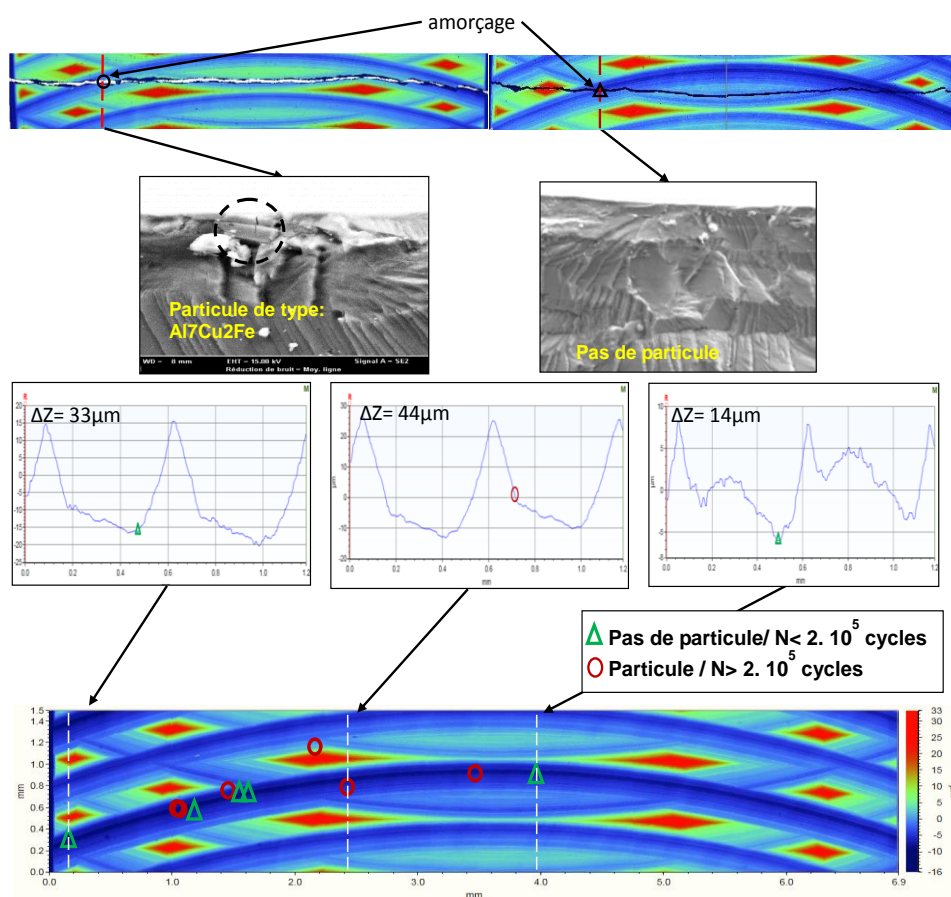
Afin d'identifier la position du site d'amorçage par rapport aux stries d'usinage, une démarche spécifique a été développée. Pour chacune des éprouvettes testées en fatigue, la zone utile a été scannée avant cyclage. A l'issue des essais de fatigue, la fissure en surface est localisée et la topologie de surface proche du site d'amorçage est rescannée.

Les faciès de rupture sont par la suite observés au Microscope Electronique à Balayage. La position exacte du site d'amorçage au niveau des faciès est identifiée. Un retour au scan

profilométrique permet alors de localiser l'amorçage de la fissure par rapport aux stries d'usinage avec plus de précision. Cette démarche est détaillée sur la Figure III.15. Les sites d'amorçage où une inclusion est observée sont présentés en cercle rouge, ceux où aucune inclusion n'est identifiée sont présentés en triangle vert.

Le lieu d'amorçage pour chacune des éprouvettes est positionné sur le scan 3D de la topologie de surface (Figure III.15). A haut niveau de chargement ($N \text{ cycles} < 2.10^5 \text{ cycles}$), les sites d'amorçage (représentés en vert) sont localisés au niveau du fond des entailles. A faible charge ($N \text{ cycles} > 2.10^5 \text{ cycles}$), les sites d'amorçage (présentés en rouge) ne sont pas forcément au fond de l'entaille. Certains s'en éloignent légèrement, tout en restant vers le fond d'entaille (Figure III.15). Les particules intermétalliques semblent donc dans ce cas modifier la position des sites d'amorçage (Figure III.15 cas du profil du milieu).

L'outil d'usinage utilisé est un outil à deux dents. La légère différence de hauteur entre ces dents est à l'origine de la différence de profondeur de l'ordre de 2 à 3 μm observée sur les profils 2D d'état de surface (Figure III.15). On constate que cette faible différence de profondeur suffit à localiser la quasi-totalité des sites d'amorçage au fond de la strie d'usinage la plus profonde (Figure III.15).



Sur la Figure III.16, les sites d'amorçage sont positionnés sur le scan 3D de la surface et par rapport à la mesure de rugosité arithmétique R_a effectuée selon la longueur de l'éprouvette et différentes positions selon la largeur. Ce graphique permet d'illustrer le fait que l'amorçage n'est

pas systématiquement localisé sur les lignes de plus forte rugosité arithmétique Ra et que des critères de tenue en fatigue basés sur cette quantité sont donc discutables. Notons également que les sites d'amorçage présentés par des triangles verts et des cercles rouges (présentant donc des mécanismes d'amorçage différents), coexistent dans les zones de faible et de forte rugosité (exemple des sites d'amorçage situés à 1 mm et à 3,5 mm sur la largeur de l'éprouvette).

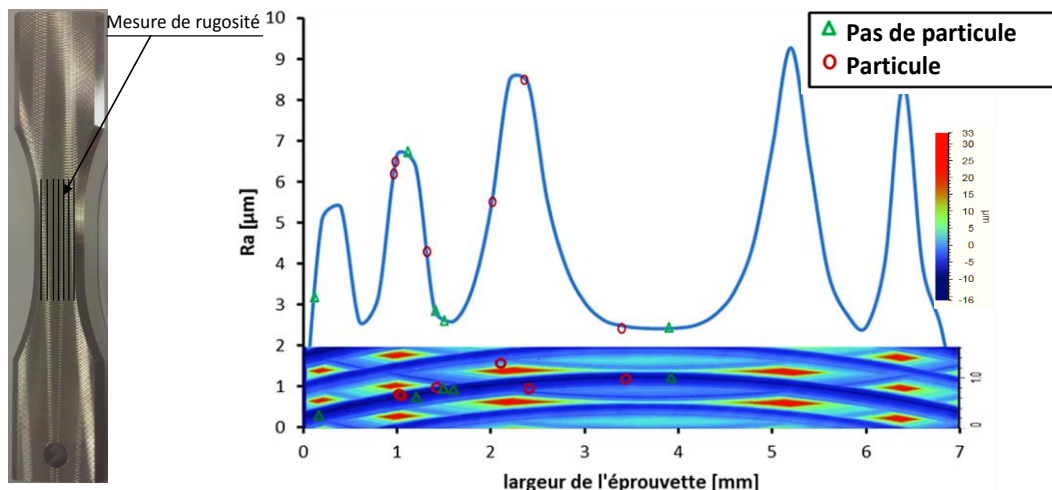


Figure III.16: localisation de l'origine d'amorçage des fissures en surface pour l'état U4.2.

III.3.3. État de surface à usinage dégradé U5.5

III.3.3.1. Limite de fatigue

Pour cet état de surface, dix éprouvettes ont été testées en fatigue selon la méthode StairCase. Le Tableau III-7 récapitule les résultats de ces essais. Avec une limite d'endurance à 119 MPa, le lot U5.5 montre un abattement en fatigue conséquent avec une chute de limite d'endurance de 55 MPa par rapport au lot poli soit plus de 45%. Comme pour les états de surface précédents, la dispersion associée à la limite d'endurance est faible et est de l'ordre de 5,3 MPa.

La Figure III.17 permet de comparer la courbe de Wöhler de l'état de surface U5.5 à celle de l'état de surface poli P0.

Éprouvette N°	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
$\sigma=130$ MPa		X				X				
$\sigma=120$ MPa	0		X		0		X		X	
$\sigma=110$ MPa				0				0		0

Tableau III-7: StairCase de l'état de surface U5.5.

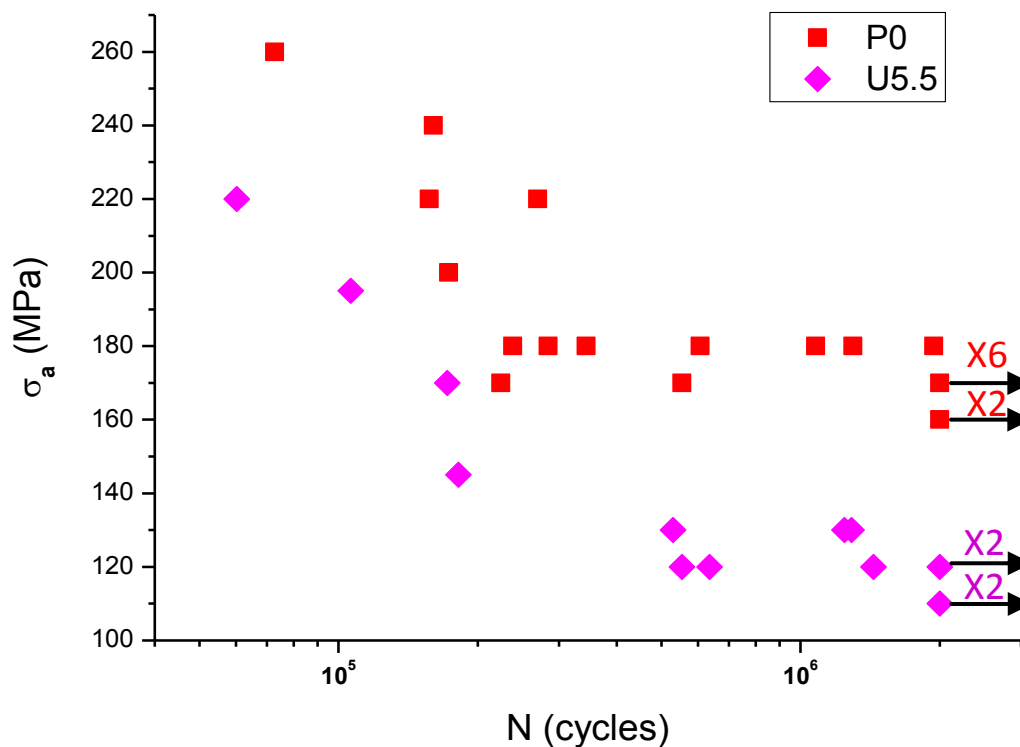


Figure III.17: courbe de Wöhler des états de surface P0 et U5.5.

III.3.3.2. Mécanismes d'endommagement

La même démarche de localisation des sites d'amorçage présentée précédemment a été appliquée aux éprouvettes rompues du lot U5.5. Cette analyse permet de conclure que l'ensemble des sites d'amorçage est localisé au fond des stries d'usinage (Figure III.18). Les stries d'usinage laissées par les deux dents de l'outil d'usinage ne présentent pas de différence significative de hauteur. L'ensemble des sites d'amorçage est par conséquent localisé de manière aléatoire au fond des stries laissées par chacune des dents (Figure III.18).

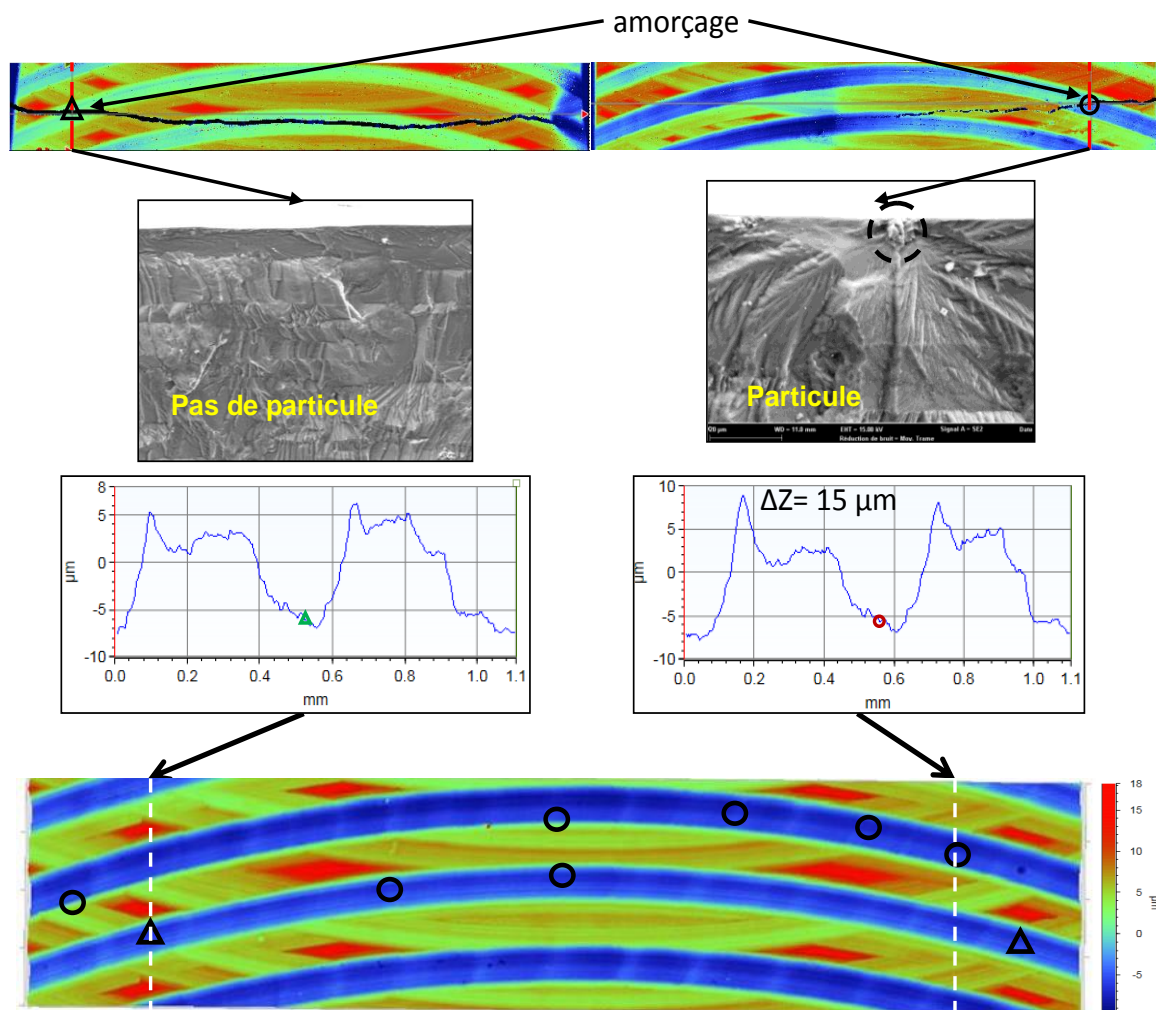


Figure III.18: localisation des sites d'amorçage de fissures de l'état de surface U5.5.

L'observation des faciès de rupture au MEB a permis de conclure que dans la majorité des cas, l'amorçage se produit à partir d'une particule intermétallique (Figure III.19-a) et ce à haut et bas niveau de chargement (à faible et à grand nombre de cycles). Sur les dix faciès observés, deux ne possèdent pas de particule dans la zone d'amorçage (un exemple est donné par le Figure III.19-b). Pour ces deux cas, l'amorçage de fissure a apparu à faible et à grand nombre de cycles.

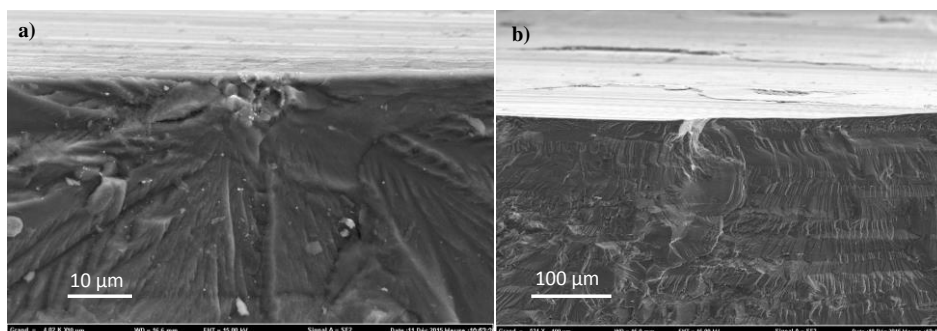


Figure III.19: U5.5 : faciès de rupture : amorçage à partir de a) particules et b) sans particule observable.

De la même manière que pour l'état U4.2, les sites d'amorçage sont positionnés sur le scan 3D de la surface et par rapport à la mesure de rugosité Ra effectuée selon la longueur de l'éprouvette et

différentes positions selon la largeur (Figure III.20). Ce graphique montre que pour les cas où la fissure s'amorce à partir d'une particule, les sites d'amorçage sont dans la majorité des cas situés dans des zones de faible rugosité à l'exception du cas situé à 5,7 mm de la largeur de l'éprouvette).

Pour les deux cas où aucune particule n'est observée sur le faciès de rupture, l'analyse montre que les sites d'amorçage sont localisés dans les zones de forte rugosité.

Ceci permet de conclure que la rugosité n'est pas, dans ce cas, un critère pertinent pour décrire le comportement en fatigue. En revanche, et vu que deux mécanismes d'amorçage différents (amorçage à partir des particules ou de la matrice) sont localisés à des niveaux de rugosité différentes, ceci laisse penser que dans le cas où aucune particule n'est observée sur le faciès de rupture, l'amorçage est favorisé par la concentration de contrainte générée par les crêtes en surface de l'éprouvette dans les zones de forte rugosité.

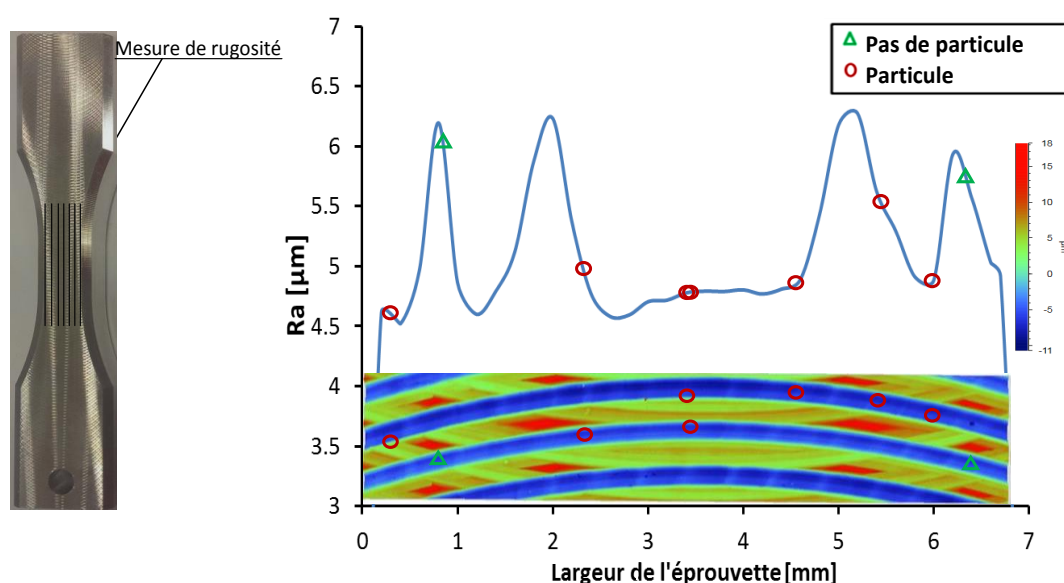


Figure III.20: localisation de l'origine d'amorçage des fissures en surface pour l'état U5.5.

III.3.4. État de surface Usiné et présentant un ressaut d'usinage

Un ressaut d'usinage en bout a été introduit au milieu de la face supérieure de 2 éprouvettes comme le montre la Figure III.21. La surface est usinée dans les conditions classiques pour obtenir une rugosité arithmétique proche du lot U1.1. Le ressaut introduit est de 120 µm de profondeur et le rayon de fond de 4 mm est égal au rayon de bec de l'outil d'usinage utilisé.

Les essais de fatigue conduits sur les éprouvettes avec ressaut d'usinage sont de type Locati. La limite d'endurance moyenne obtenue pour les éprouvettes testées est de 160 MPa (Tableau III-8) et égale à celle des éprouvettes usinées d'état U1.1 et sans ressaut. Rappelons que la limite d'endurance est considérée égale à la contrainte appliquée au palier de rupture moins le demi-pas de palier de chargement. L'amorçage de fissure ayant été observé loin du ressaut ou au niveau de la face inférieure, il est naturel de retrouver la même limite d'endurance que pour le cas sans ressaut. La concentration de contrainte générée par ce défaut peut être calculée via des simulations en élasticité ou via une expression analytique (Lieurade, 1998). Le coefficient de concentration de contrainte dépend dans notre cas du rayon de bec (4mm) et de la hauteur du

ressaut ($120\mu\text{m}$). Le coefficient de concentration de contrainte de 1,2 ($K_t=1,2$) ne semble donc pas avoir un effet marqué sur l'amorçage de la fissure.

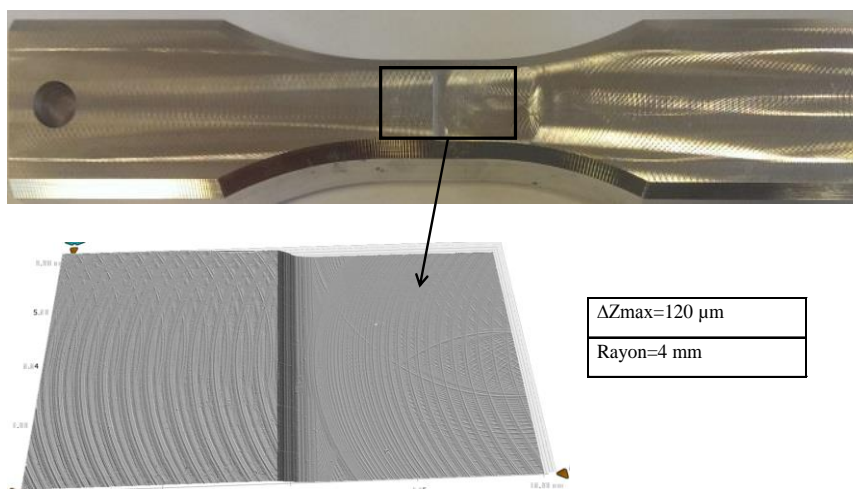


Figure III.21: état de surface usiné et présentant un ressaut d'usinage en bout U1.1-Ressaut.

Éprouvette N°	1	2
165 MPa	X	X
155 MPa	0	0
145 MPa	0	0
135 MPa	0	

Tableau III-8: détails des essais de fatigue de type locati des éprouvettes U1.1-Ressaut.

III.3.5. État de surface Poncé

III.3.5.1. Limite de fatigue

Une opération de ponçage a été effectuée sur 10 éprouvettes ayant subi un usinage classique et présentant un ressaut de $120\mu\text{m}$ en surface. Les essais de fatigue ainsi réalisés (Tableau III-9) ont montré que pour cet état de surface, la limite d'endurance reste inchangée par rapport à l'état usiné U1.1 à grand nombre de cycles (Figure III.22). En revanche, la courbe de Wöhler semble affectée pour les hauts niveaux de chargement pour lesquels la durée de vie est légèrement diminuée. De plus les résultats des essais de fatigue présentent plus de dispersion que pour les états de surfaces usinés avec un écart type de $9,5\text{ MPa}$.

Éprouvette N°	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
$\sigma=170\text{ MPa}$		X		X						
$\sigma=160\text{ MPa}$	0		0		X				X	
$\sigma=150\text{ MPa}$						X		0		0
$\sigma=140\text{ MPa}$							0			

Tableau III-9: StairCase de l'état de surface P3.8.

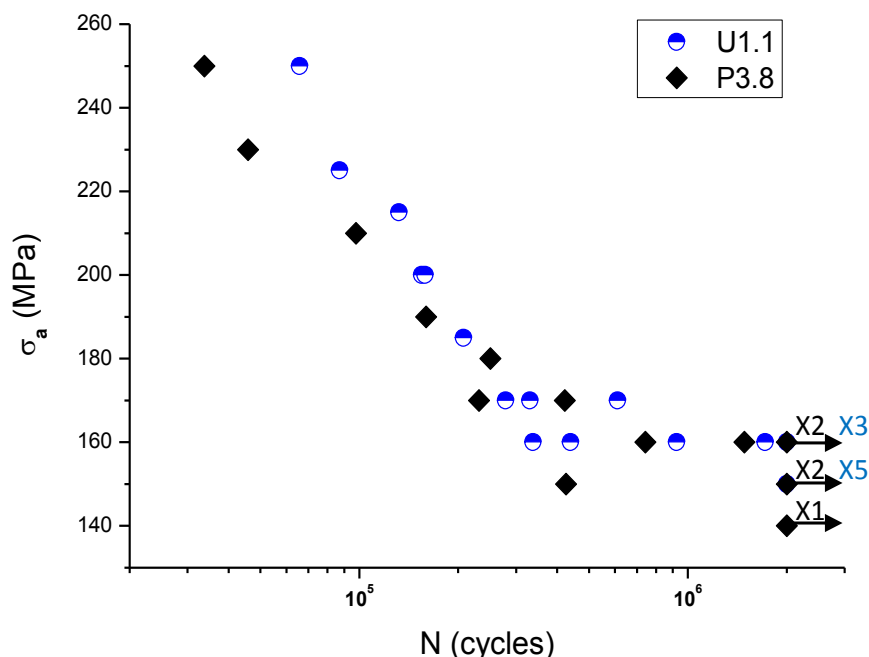


Figure III.22: courbes de Wöhler des états de surface U1.1 et P3.8.

III.3.5.2. Mécanismes d'endommagement

Pour le lot P3.8, les fissures s'amorcent à partir de rayures dues au ponçage. Ces rayures peuvent atteindre 10 μm en profondeur sur des longueurs de quelques millimètres (Figure III.23). Dans la majorité des cas (6 cas sur 8 observés), aucune particule n'a été observée sur les sites d'amorçage. À haut niveau de chargement plusieurs sites d'amorçage sont identifiés. Parfois, et vu la nocivité des rayures de ponçage, l'amorçage de fissure se produit au niveau du coin de l'éprouvette (2 cas sur 8 observés).

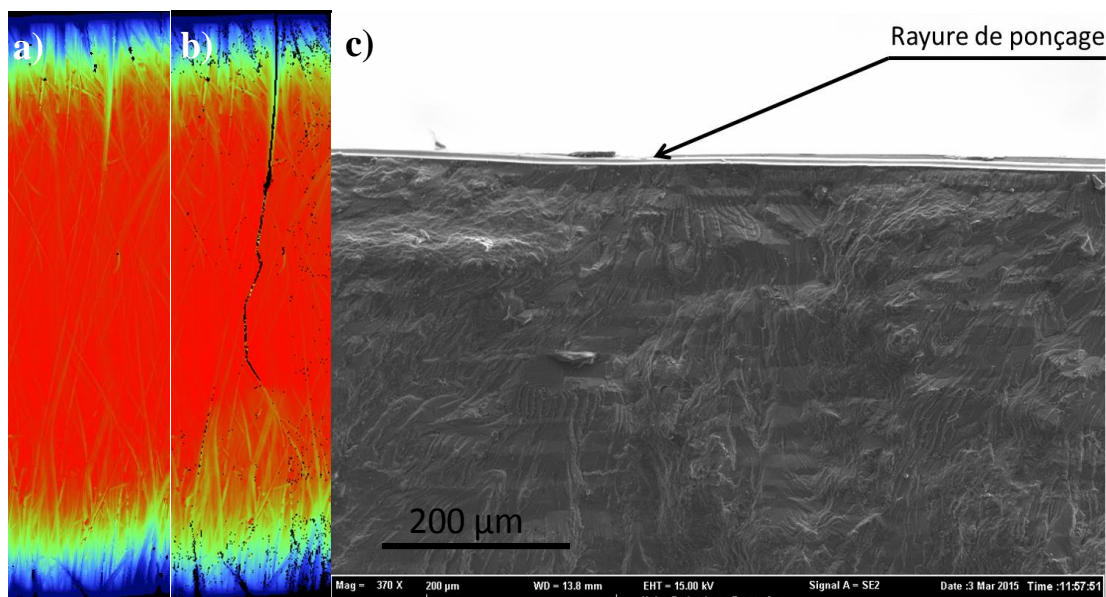


Figure III.23: amorçage de fissure à partir de rayure de ponçage: scan de la face poncée a) avant et b) après fissuration et c) faciès de rupture.

En regroupant l'ensemble des courbes de Wöhler sur une même figure (Figure III.24), il apparaît que l'augmentation de la rugosité surfacique diminue la charge admissible quel que soit le

nombre de cycles imposés. La pente des courbes de Wöhler des lots P0, U1.1, U4.2 et U5.5 semblent proches. Seule l'allure de la courbe de Wöhler du lot poncé P0 montre une allure différente avec un nombre de cycles à rupture plus faible à forte charge.

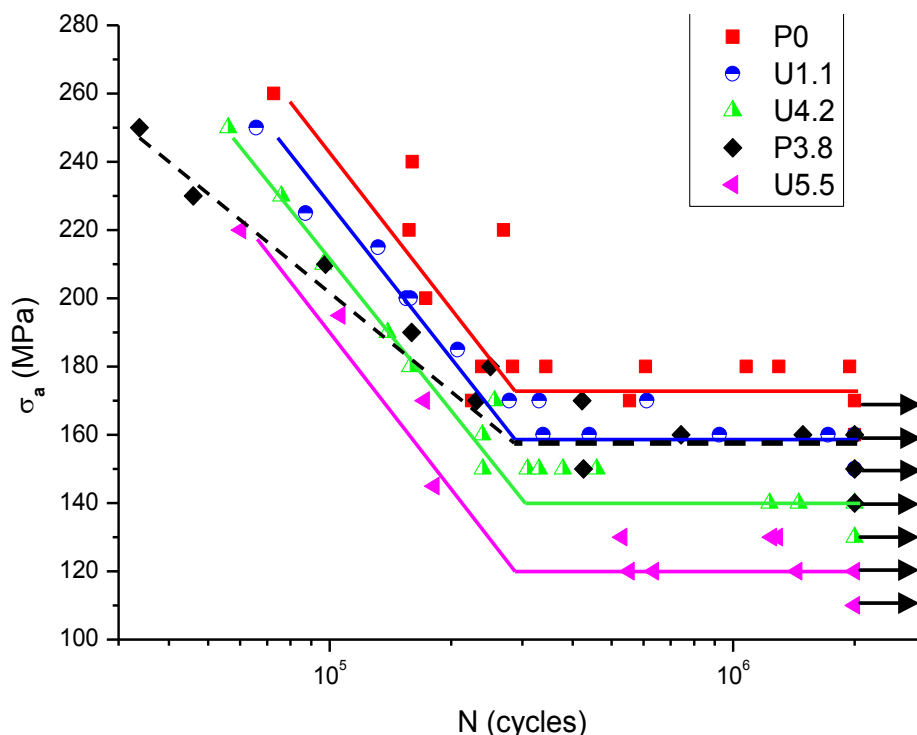


Figure III.24: courbes de Wöhler des différents états de surface obtenus par fraisage en bout.

III.4. Effet du traitement de surface

III.4.1. Effet de l'oxydation anodique

III.4.1.1. Limite de fatigue

Des éprouvettes ayant des états de surfaces U1.1 et U5.5 sont testées en fatigue après avoir subi un traitement de surface de décapage suivi d'une anodisation sulfo-tartrique. Les résultats de ces essais sont présentés dans le Tableau III-10 et le Tableau III-11.

Éprouvette N°	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14
σ=190 MPa									X				X	
σ=180 MPa								0		X		0		X
σ=170 MPa			X		X		0				0			
σ=160 MPa		0		0		0								
σ=150 MPa	0													

Tableau III-10: StairCase de l'état de surface U0.9-TSA.

Éprouvette N°	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
σ=140 MPa		X		X				X		
σ=130 MPa	0		0		X		0		X	
σ=120 MPa						0				0

Tableau III-11: StairCase de l'état de surface U5.4-TSA.

Pour les deux états de surface, la limite d'endurance présente un gain de l'ordre de 15 MPa par rapport au même lot sans traitement. La Figure III.25 présente les courbes de Wöhler correspondantes aux deux états de surface avant et après traitement de surface. Après anodisation, les résultats des essais de l'état de surface U0.9-TSA sont plus dispersés avec un écart type de l'ordre de 11 MPa.

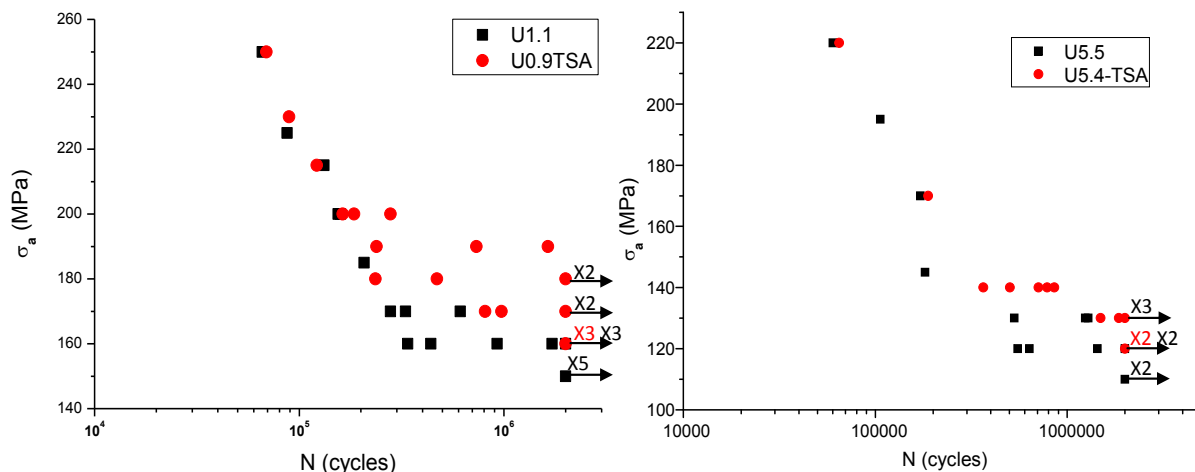


Figure III.25: courbes de Wöhler présentant l'influence du TSA sur la limite d'endurance : a) U0.9-TSA et b) U5.4-TSA.

III.4.1.2. Mécanismes d'endommagement

Pour l'état de surface U0.9-TSA, les observations au MEB permettent de montrer que l'amorçage est localisé à partir de piqûres créées lors de l'opération du décapage. Comme le montre la Figure III.26, ces piqûres sont de tailles et formes différentes et peuvent atteindre des longueurs de l'ordre de 88 μm (Figure III.26-b) et des profondeurs de l'ordre de 30 μm . Le phénomène de coalescence est observé sur une seule éprouvette (Figure III.27) où la fissure s'est initiée à partir d'un amas de piqûres.

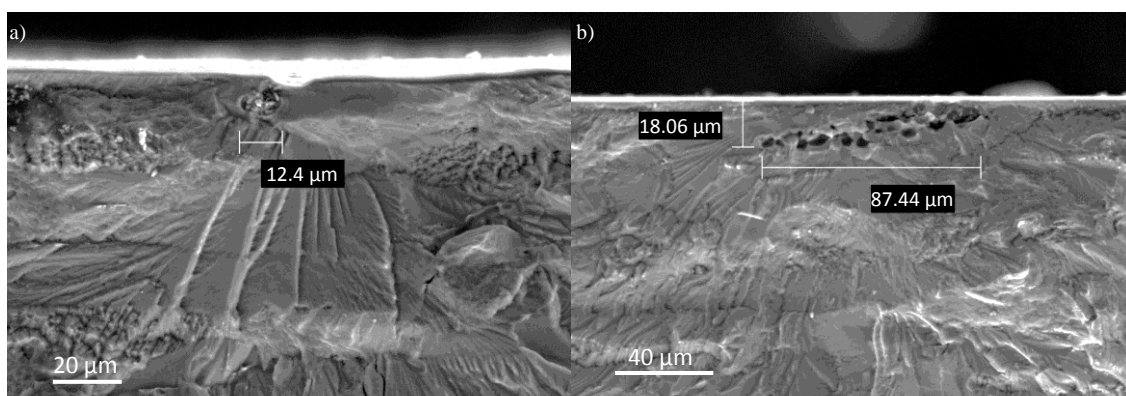


Figure III.26: U0.9-TSA : amorçage de fissures à partir des piqûres de décapage.

Malgré la présence de piqûres de grande taille, la limite de fatigue des éprouvettes anodisées est meilleure que celle avant traitement de surface. Ceci peut être expliqué par le fait que la couche anodique adhère parfaitement au substrat et améliore probablement la tenue à l'amorçage de fissure. La figure II.38 montre que la population de piqûres n'est quasiment pas changée par le procédé d'anodisation TSA par rapport à l'état décapé. En outre, aucun signe de décohésion n'a été détecté sur tous les faciès de rupture analysés pour les états anodisés en TSA.

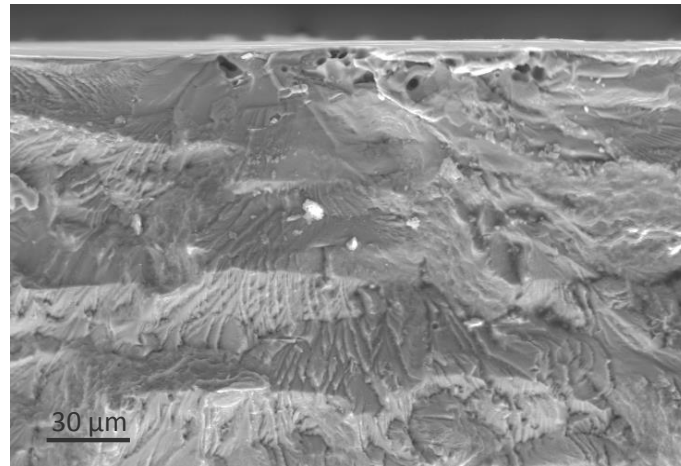


Figure III.27: coalescence entre des piqûres adjacentes.

Concernant l'état de surface U5.4-TSA, l'amorçage de fissures se produit toujours à partir d'un défaut. Pour 50% des cas, l'amorçage est localisé à partir de piqûres de décapage situées en extrême surface (Figure III.28). Dans le reste des cas, la fissure s'initie à partir de particules intermétalliques localisées en sous-couche, à quelques micromètres de la surface (Figure III.29). Rappelons que les piqûres sont générées suite à la dissolution des particules intermétalliques lors de l'opération de décapage. Ces piqûres ont donc une taille similaire aux particules (Figure III.28) et (Figure III.29).

La correspondance entre les observations au MEB et au profilomètre 3D a permis de localiser les sites d'amorçage par rapport aux stries d'usinage. La Figure III.30 montre que les sites d'amorçage sont tous localisés au fond des stries d'usinage. La localisation de l'amorçage pour l'ensemble des éprouvettes du lot U5.4 observées est donc pilotée par la présence d'un défaut (piqûre ou particule) situé au fond d'une strie d'usinage.

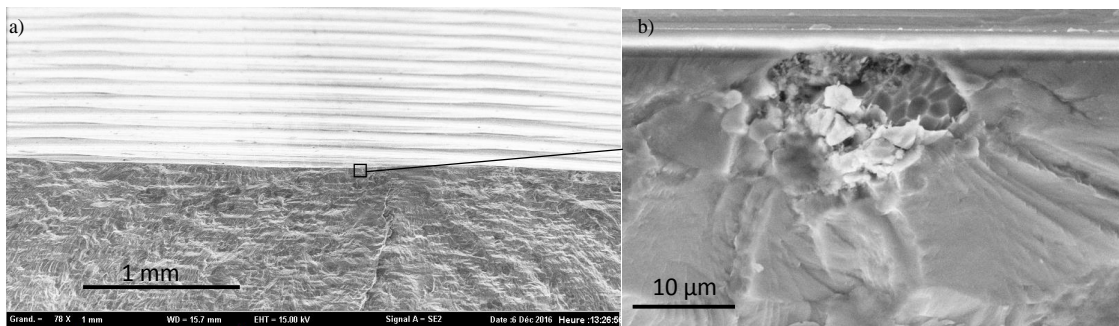


Figure III.28: U5.4-TSA : amorçage de fissure à partir de piqûres de décapage.

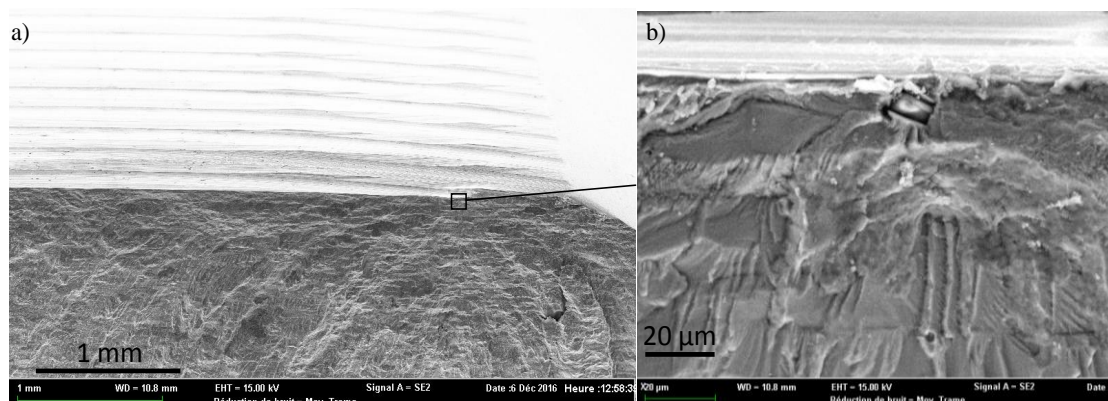


Figure III.29: U5.4-TSA : amorçage de fissure à partir de particule intermétallique.

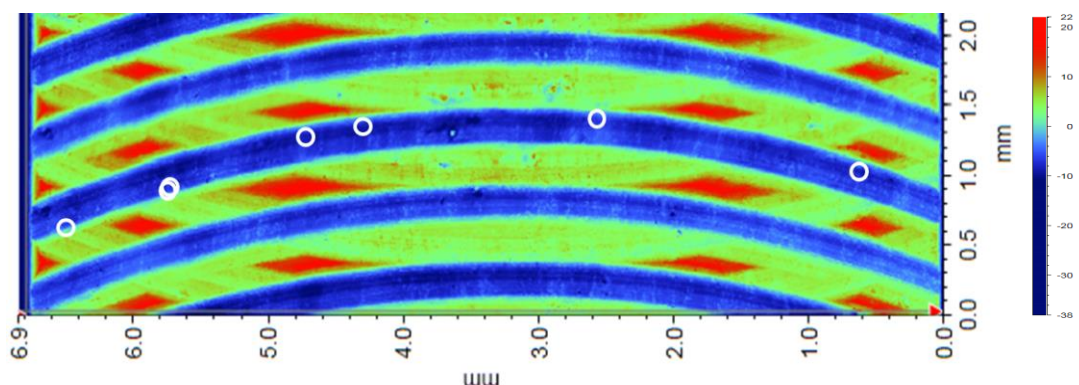


Figure III.30: U5.4-TSA: amorçage de fissures localisé au fond des stries d'usinage.

Rappelons que l'un des objectifs de la thèse est de proposer un modèle unifié permettant de prédire le comportement en fatigue de différents états de surface pouvant contenir des défauts.

Comme précisé dans la partie I de ce mémoire, l'impact de l'état de surface sur la tenue en fatigue est bien souvent pris en compte via la concentration de contrainte locale maximale générée par la topologie de surface (Peterson, 1974). En posant des hypothèses géométriques fortes et en simplifiant la géométrie du défaut à une entaille en 2D, la concentration de contrainte peut être estimée via l'expression analytique proposée par (Inglis, 1913). Cette expression considère uniquement la profondeur et le rayon de fond de l'entaille pour estimer la concentration de contrainte :

$$K_t = 1 + 2 \sqrt{\frac{a}{\rho}} \quad (42)$$

Le facteur de concentration de contrainte via cette expression est le même quelle que soit la taille de défaut hémisphérique considéré et est égal à 3. Pour les états de surface usinés, la valeur de concentration de contrainte est estimée en considérant la zone du profil 2D maximisant ce facteur (zone la plus profonde ayant l'acuité minimale) (Figure III.31).

Cette première analyse permet d'illustrer le fait que, dans le cas de défauts hémisphériques, estimer la limite d'endurance uniquement via la concentration de contrainte est très limité. Ce type d'approche ne permet pas d'intégrer l'effet de la taille de défaut (à isogéométrie) et encore moins du nombre de défauts présents sur la tenue en fatigue. Concernant les lots avec un état de surface usiné le bilan est plus mitigé et pour les lots (P0, U1.1 et U4.2) l'augmentation du K_t

s'accompagne d'une diminution de la limite d'endurance. Concernant les lots (U4.2 et U5.5) une diminution du Kt s'accompagne d'une diminution de la limite d'endurance ce qui paraît à première vue aberrant.

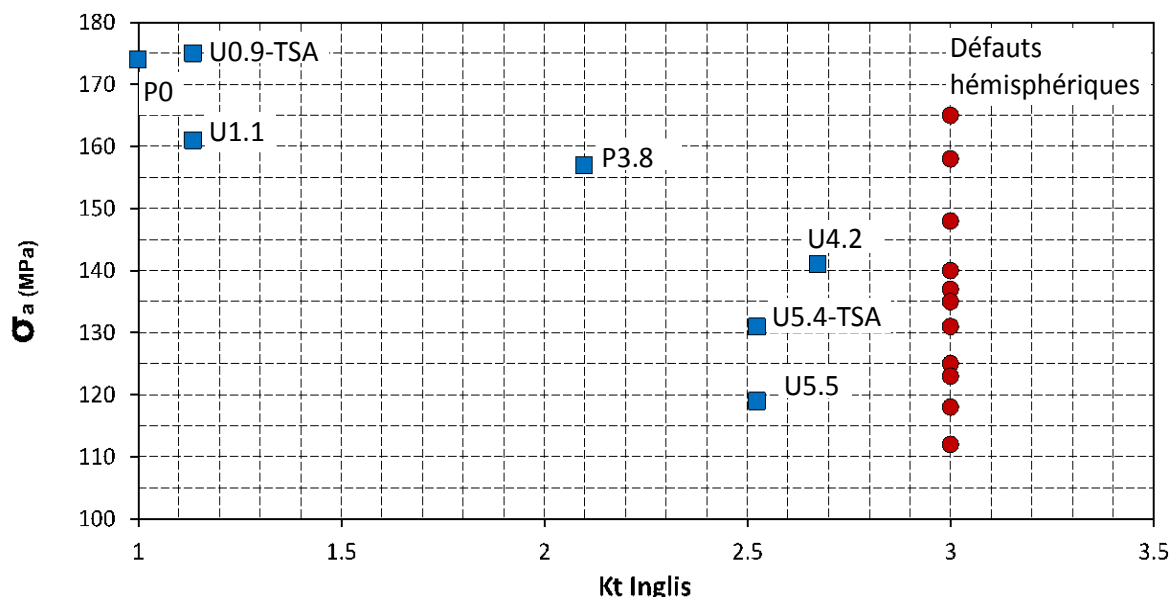


Figure III.31: limite de fatigue expérimentale en fonction de la concentration de contrainte Kt d'Inglis pour chaque état de surface testé.

La Figure III.31 permet donc de conclure qu'un simple paramètre de concentration de contrainte n'est pas adapté pour refléter la nocivité d'un état de surface (avec ou sans défaut) en fatigue. Ce point sera discuté plus en détail dans le chapitre suivant.

Conclusion

Dans ce chapitre, les résultats des essais de fatigue ainsi que les mécanismes d'amorçage associés à chaque état de surface ont été présentés.

Concernant les défauts artificiels hémisphériques. Une baisse significative de la tenue en fatigue est observée en augmentant la taille et le nombre de défauts introduit sur la surface de l'éprouvette. Pour 50% des éprouvettes contenant des défauts hémisphériques, des particules intermétalliques ont été observées sur le site d'amorçage.

Concernant les états de surfaces plus homogènes, la limite d'endurance chute avec l'augmentation de la rugosité surfacique S_a . Le lot poli P3.8 montre une courbe de Wöhler différente des autres lots avec des nombres de cycles plus bas à forte charge et une limite d'endurance proche du lot usiné U1.1 dans des conditions standards.

Concernant les mécanismes d'endommagement, pour l'ensemble des lots usinés (U1.1, U4.2, U5.5) et le lot poli l'amorçage à grand nombre de cycles est majoritairement localisé à partir de particules intermétalliques. Seul le lot poncé P3.8 montre l'absence systématique de particule à l'amorçage. Pour les lots avec défauts hémisphériques, 50% des amorçages montrent la présence de particule, et ce indépendamment de la taille et du nombre de défauts introduits.

Chapitre III : Comportement en fatigue à grand nombre de cycles et mécanismes d'endommagement associés

Le lot après traitement sulfo-tartrique TSA montre une meilleure tenue après traitement, et ce quel que soit l'état de surface initial. Ce résultat surprenant est en accord avec les quelques résultats de la littérature abordant cette problématique.

L'objectif du prochain chapitre sera de proposer un critère de tenue en fatigue capable de prédire l'ensemble des résultats expérimentaux obtenus. Une attention particulière sera portée à la prise en compte de l'effet d'échelle induit par l'augmentation du nombre des zones potentiellement critiques en fatigue.

Chapitre IV. Modélisation du comportement en fatigue à grand nombre de cycles de L'Al7050 en présence des différents états de surface

Chapitre IV : Modélisation du comportement en fatigue à grand nombre de cycles de L'Al7050 en présence des différents états de surface

L'objectif de ce chapitre est de proposer une approche de dimensionnement en FGNC pouvant être utilisée pour estimer la tenue de composants usinés dont la topologie de surface peut être périodique ou composée de défauts locaux.

Pour atteindre cet objectif, il s'agira tout d'abord d'identifier un paramètre d'état de surface capable de caractériser l'impact de la topologie de surface sur la tenue en fatigue. La corrélation entre différentes estimations du coefficient de concentration de contrainte et les résultats en fatigue sera ensuite analysée. Les limites d'utilisation d'un critère local déterministe basé sur un profil 2D représentatif d'un état de surface usiné sont en particulier discutées.

La suite de ce chapitre est ensuite consacrée à la présentation d'un nouveau critère probabiliste basé sur la prise en compte du champ de contrainte estimé par un calcul utilisant la méthode des éléments finis. Cette approche construite à partir de l'hypothèse du maillon le plus faible est dans un premier temps confrontée aux résultats obtenus sur des éprouvettes contenant des défauts artificielles. Elle est finalement appliquée à des états de surface usinés.

IV.1. Recherche de corrélation entre limite de fatigue et les caractéristiques d'état de surface

Parmi les différents paramètres permettant de caractériser un état de surface, la rugosité arithmétique linéique notée R_a est un paramètre fréquemment utilisé dans le domaine de l'usinage. À l'aide du profilomètre 3D, des mesures de R_a ont été réalisées aux centres des différentes éprouvettes selon la direction de chargement. Rappelons que le R_a dépend de la position de la mesure sur la largeur de l'éprouvette. La Figure IV.1-a présente les profils de rugosité pour chacun des états de surface U1.1, U4.2 et U5.5 mesurés au centre des éprouvettes. En se déplaçant de 1,3 mm du centre de l'éprouvette, on remarque (Figure IV.1-b) que les profils de rugosité correspondant aux lots U4.2 et U5.5 varient de manière significative. La profondeur des stries mesurée varie par exemple pour le lot U4.2 entre 40 μm et 10 μm en fonction de la position de la ligne considérée.

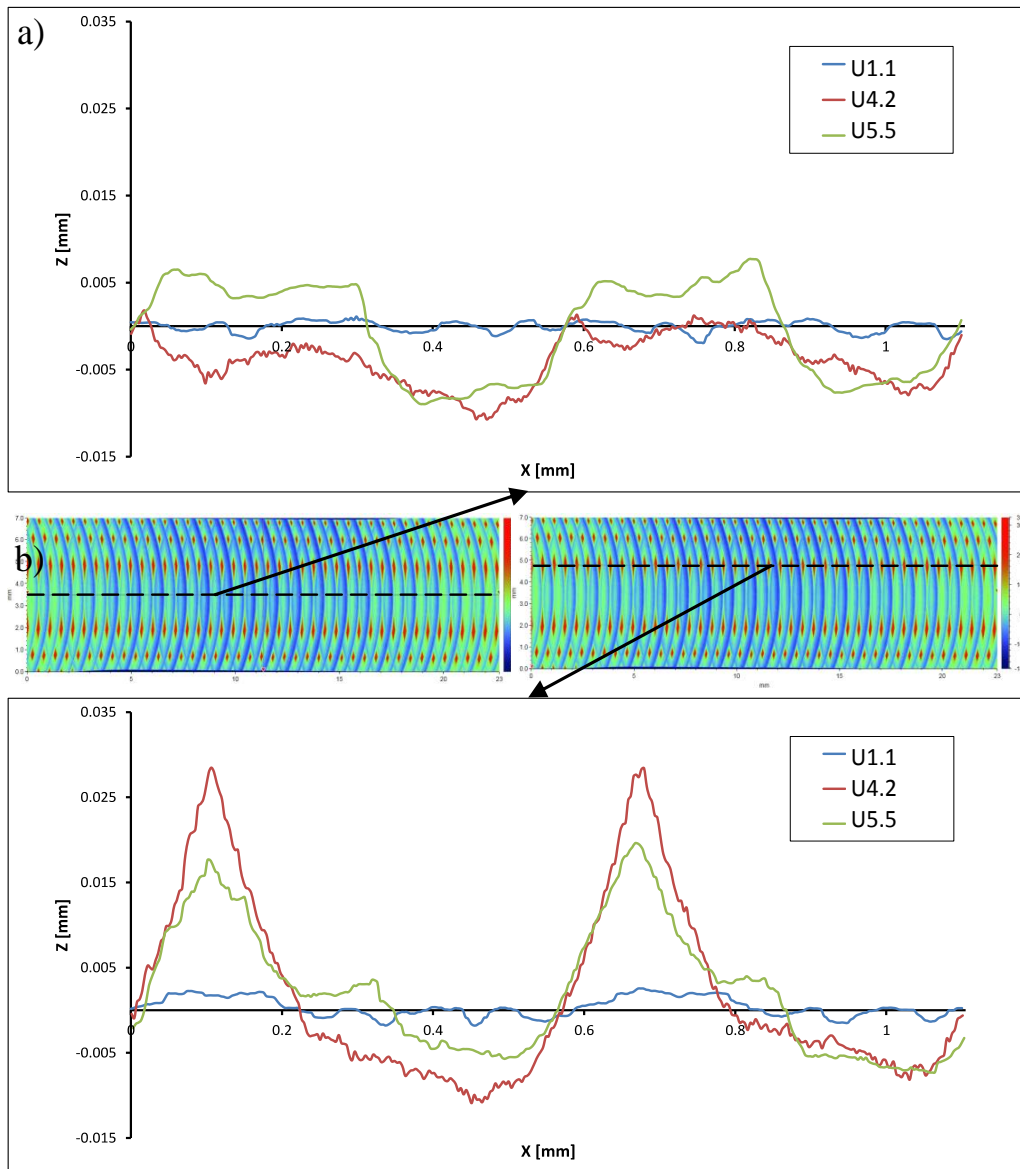


Figure IV.1: profils de rugosité des différents états de surface.

La rugosité arithmétique maximale selon la direction de l'éprouvette a été identifiée pour chaque état de surface en prenant différentes mesures sur la largeur de l'éprouvette. L'évolution de la limite de fatigue en fonction de la rugosité arithmétique maximale est présentée sur la Figure IV.2. Pour certains états de surface, une chute de la limite de fatigue est bien observée avec l'augmentation de la rugosité arithmétique. En revanche, l'état de surface U4.2 ayant une rugosité arithmétique maximale de $9,3 \mu\text{m}$ possède une meilleure tenue en fatigue que l'état de surface U5.5 ayant une rugosité arithmétique maximale de $7,1 \mu\text{m}$.

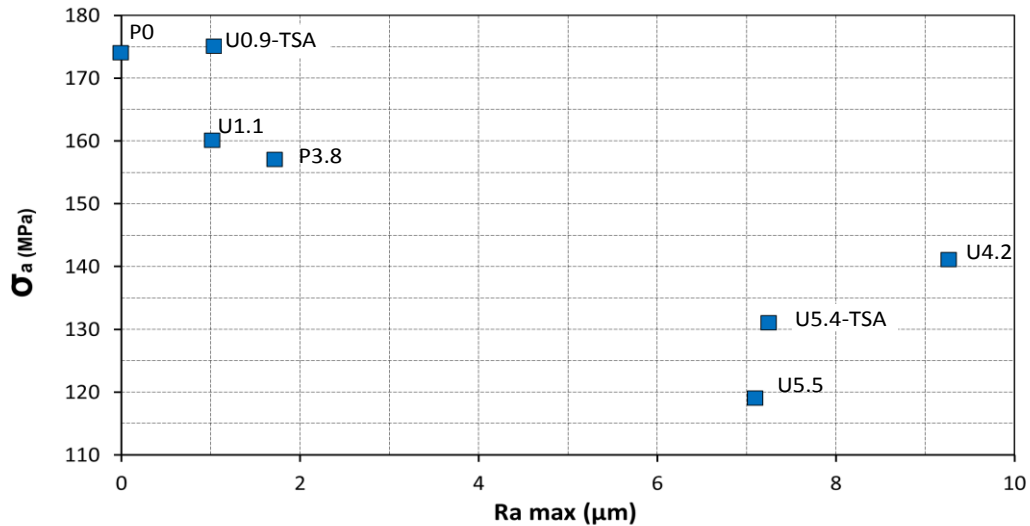


Figure IV.2: Evolution de la limite de fatigue en fonction de la rugosité arithmétique maximale Ra_{max} .

Afin de prendre en compte l'ensemble de la topologie de surface et non la rugosité sur une ligne, la hauteur moyenne arithmétique de surface S_a a également été mesurée pour chacun des lots. L'évolution de la limite de fatigue en fonction S_a est présentée sur la Figure IV.3.

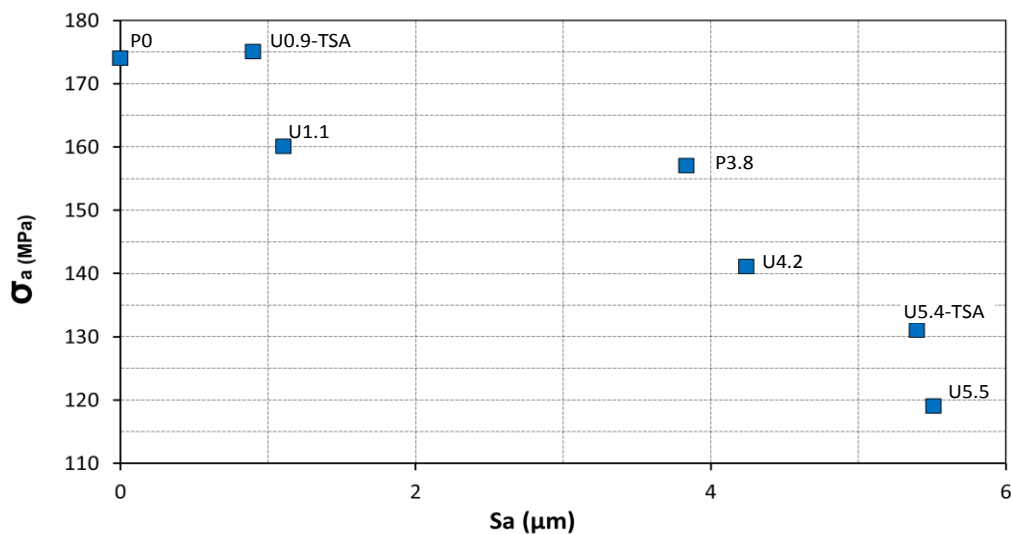


Figure IV.3: évolution de la limite de fatigue en fonction de S_a .

La Figure IV.3 montre que le paramètre S_a semble être un paramètre pertinent pour caractériser l'impact de la topologie de surface sur la tenue en fatigue. La limite de fatigue diminue progressivement lorsque S_a augmente. Il apparaît également sur ce graphique (Figure IV.3) qu'au-dessus d'une valeur de S_a de 3,5 μm, la limite de fatigue présente une sensibilité plus forte au paramètre de surface S_a . Notons que parmi les 2 lots possédant des états de surface anodisée U0.9-TSA et U5.4-TSA, le lien entre la limite de fatigue et la rugosité de surface S_a (Figure IV.3) semble suivre la même tendance que pour les lots sans traitement de surface.

La même démarche de recherche d'une éventuelle corrélation entre paramètres d'état de surface et limite de fatigue a été appliquée sur l'ensemble des critères d'états de surface usuels et accessibles sur le logiciel d'analyse *visions* (S_q , S_z , S_{sk} et S_{ku}). Aucun de ces critères ne semble

montrer un lien clair entre la tenue en fatigue et l'état de surface des différents lots testés. La Figure IV.4 illustre l'évolution de la limite de fatigue en fonction des paramètres de surface S_q et S_z parfois utilisés pour caractériser l'impact de l'état de surface sur la tenue en fatigue (Griffiths, 2001) (Souto-Lebel, 2014) et pour lesquels la corrélation n'est ici pas directe.

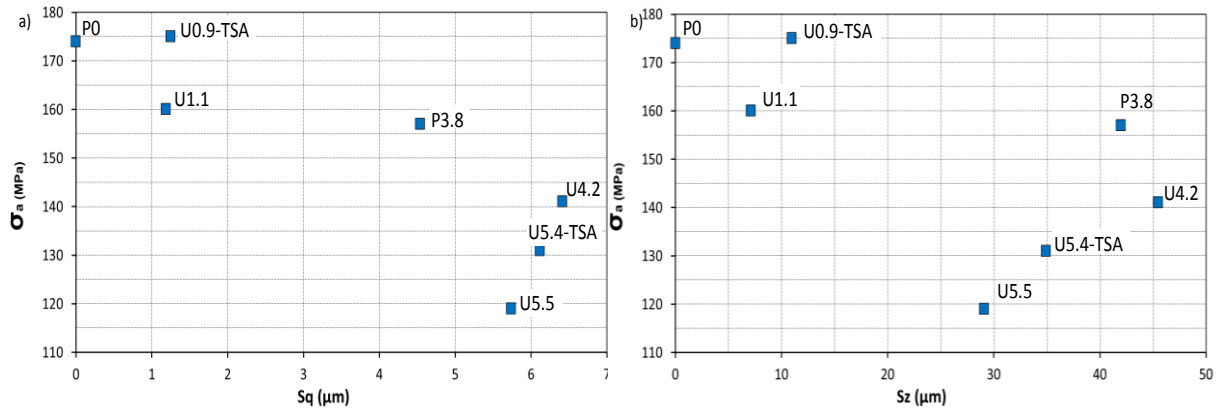


Figure IV.4: évolution de la limite de fatigue en fonction de a) S_q et b) S_z .

En conclusion, pour les états de surface investigués les résultats obtenus montrent que le paramètre surfacique S_a est le paramètre le mieux adapté pour capter l'effet de la topologie de surface sur le comportement en fatigue des pièces usinées en bout.

Rappelons que si la mesure de rugosité surfacique S_a semble être un paramètre pertinent pour caractériser l'impact d'un état de surface usinée sur la tenue en fatigue, ce paramètre global n'a plus de sens en présence d'un défaut géométrique local.

IV.2. Critères de littérature estimant l'impact de l'état de surface sur la limite de fatigue

Basé sur un très grand nombre de résultats expérimentaux, le critère de Murakami (Murakami, 2002) est l'un des critères les plus utilisés pour prédire l'impact de défauts de surface ou internes sur le comportement en FGNC. Il existe par ailleurs une adaptation de ce critère classiquement utilisé pour l'étude de défauts locaux aux états de surface usinés. Le paramètre de taille de défaut noté \sqrt{area} est dans ce cas estimé à partir de la profondeur et de l'espacement entre les stries d'usinage successives :

$$\sqrt{area} = \left(F\left(\frac{a}{2b}\right) / 0.65 \right)^2 \times a \quad (43)$$

avec a la profondeur de la strie et $2b$ l'espacement entre 2 stries successives.

Rappelons que la limite de fatigue est prédite par le critère de Murakami à travers l'équation :

$$\sigma_D = 1,43 \frac{(H_V + 120)}{\sqrt{area}^{1/6}} \quad (44)$$

avec H_V la dureté Vickers du matériau.

Le critère de Murakami se basant sur un profil considéré sur une ligne, les prédictions calculées seront basées sur la ligne où la taille de défaut \sqrt{area} (et donc la valeur de profondeur a) est maximale. La périodicité entre les différentes stries de l'état de surface poncé P3.8 étant

aléatoire, la valeur moyenne de l’espacement entre les stries successives de 200 µm est utilisée dans ce cas particulier. La tenue en fatigue du lot poli P0 n’est pas prédite avec le critère de Murakami, la tenue en fatigue trouvée expérimentalement pour ce lot est ainsi utilisée.

La figure I.6 montre que le critère de Murakami ne permet pas de prédire la limite en fatigue des différents états de surface usinés. Assimiler les stries d’usinage à un défaut « idéal » ayant la même surface projetée selon le sens de chargement via le paramètre \sqrt{area} ne permet pas d’estimer la limite en fatigue des différents états testés.

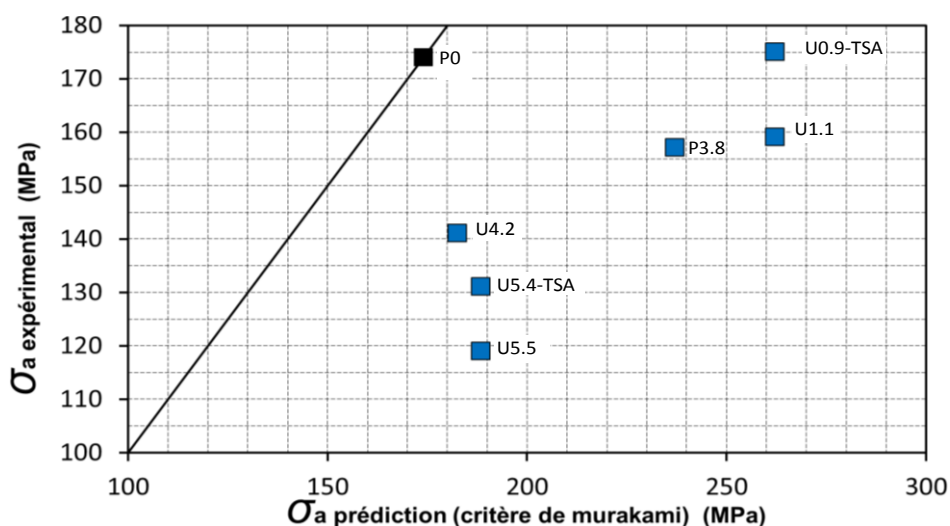


Figure IV.5: comparaison entre les résultats expérimentaux et la prédiction suivant la méthode de Murakami.

Comme discuté dans la partie bibliographique de ce mémoire, il existe dans la littérature un certain nombre de critères empiriques en fatigue basés sur l’estimation de la concentration de contrainte générée par la topologie de surface mesurée sur une ligne. L’objectif ici est de rechercher une éventuelle corrélation entre les différentes estimations de concentration de contrainte selon la direction de chargement et les limites de fatigue des différents lots testés. Le Tableau IV-1 reprend les expressions des 3 estimations de concentration de contrainte étudiées dans cette partie.

	Inglis (Inglis, 1913)	Neuber (Neuber, 1961)	Arola (Arola, 2002)
K_t	$K_t = 1 + 2 \sqrt{\frac{a}{\rho}}$	$K_t = 1 + n \sqrt{\frac{b R_z}{a \rho}}$	$K_t = 1 + n \frac{R_a R_t}{\rho R_z}$

Tableau IV-1: expressions du facteur de concentration de contrainte K_t proposées par (Inglis, 1913), (Neuber, 1961) et (Arola, 2002).

avec a profondeur, ρ rayon du fond du défaut, b la distance entre deux stries successives et n un paramètre qui vaut 2 en cas de sollicitation de traction.

Pour un profil réel, l’identification de la profondeur « a » et du rayon de fond du défaut « ρ » de l’expression n’est pas aisée. Sur la Figure IV.6, le rayon du cercle rouge décrit par exemple la strie d’usinage en sa totalité, le coefficient de concentration de contrainte généré pour ce rayon est alors de l’ordre de 1,2 via l’expression d’Inglis. En observant ce défaut à une échelle plus

Chapitre IV : Modélisation du comportement en fatigue à grand nombre de cycles de L'Al7050 en présence des différents états de surface

locale, le coefficient de concentration de contrainte généré en considérant le rayon décrit par le cercle vert est quant à lui de l'ordre de 2. L'estimation de la concentration de contrainte via ces différentes approches est donc très dépendante de l'échelle d'observation et de la mesure du rayon et de la profondeur du défaut. La Figure IV.6 illustre, sur le lot U4.2, l'erreur importante pouvant être engendrée par ce choix d'échelle d'observation.

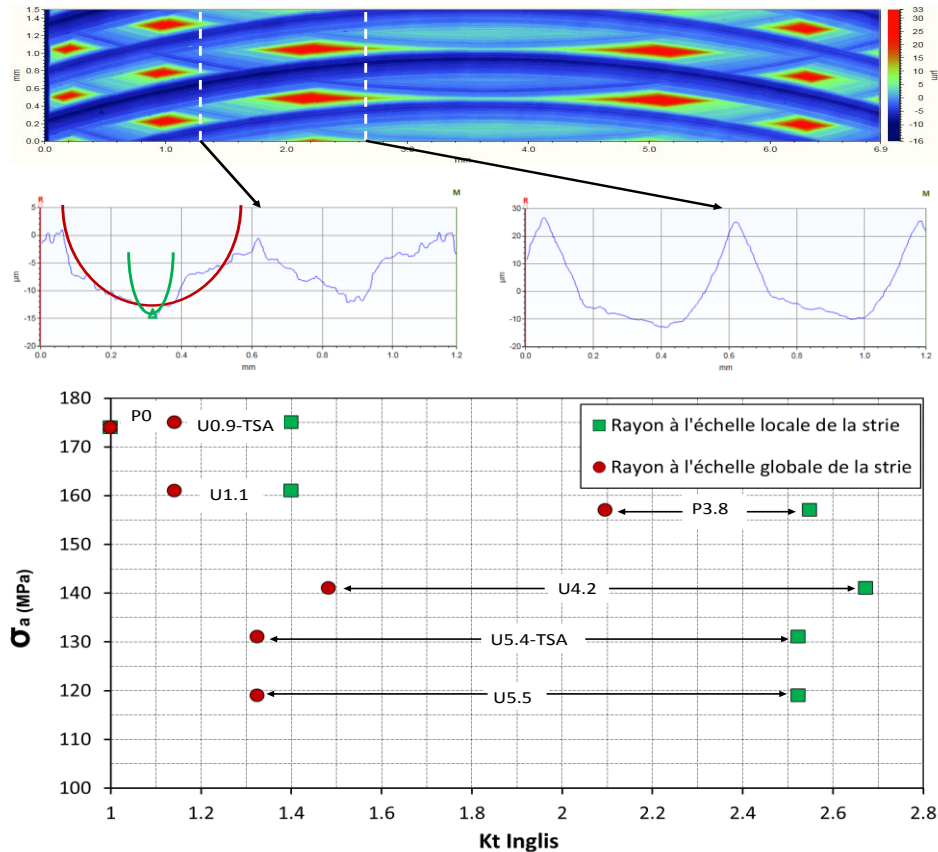


Figure IV.6: effet du paramètre ρ sur K_t Inglis pour une surface usinée.

Pour les estimations de Neuber et d'Arola, le profil le long de l'axe de l'éprouvette maximisant l'estimation du coefficient de concentration de contrainte est utilisé. La profondeur de la strie est considérée égale à la distance entre la crête et le creux de la strie et le rayon de fond du défaut ρ est mesuré à l'échelle locale (exemple du rayon vert sur la Figure IV.6). La périodicité entre les différentes stries de l'état de surface poncé P3.8 étant aléatoire, la valeur moyenne de l'espacement entre les stries successives égale à 200 μm est utilisée dans ce cas particulier.

La Figure IV.7 montre que, quelle que soit l'approche considérée (Neuber ou Arola), pour les différents lots testés, la limite de fatigue ne semble pas corrélée avec les estimations de concentration de contrainte locale.

Chapitre IV : Modélisation du comportement en fatigue à grand nombre de cycles de L'Al7050 en présence des différents états de surface

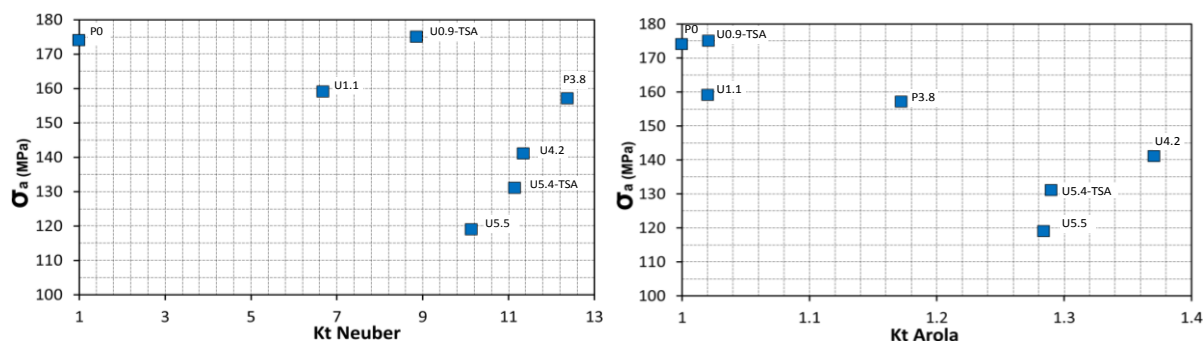


Figure IV.7: comparaison entre les résultats expérimentaux et la prédiction suivant le critère De Neuber et d'Arola.

L'estimation de la concentration de contrainte selon le sens de chargement via la mesure d'un profil 2D ayant montré ses limites, le critère de Souto-lebel basé sur des quantités surfaciques est ici discuté. Celui-ci se base sur un facteur effectif de concentration de contraintes en fatigue déterminé à partir de mesures effectuées sur la totalité de la zone utile des éprouvettes :

$$K_f = 1 + S_{vi} S_{ku} \frac{S_q}{a_c} \quad (45)$$

avec a_c une taille critique de défaut qui est déterminée de manière à minimiser l'erreur de calcul par rapport à l'expérimental. Elle est égale ici à 10 μm . L'ensemble des résultats est présenté au Tableau IV-2.

État de surface	de Sa	Ra _{max}	Sku	Sq [μm]	S _{vi}	a _c	K _f	σ _a (exp) (MPa)	σ _a (calcul) (MPa)
P0	0.04	0.02	3.55	0.05	0.12	10	1	174	174
U1.1	1.1	1.02	2.49	1.19	0.09	10	1.03	160	170
U0.9-TSA	0.9	1.04	4.12	1.25	0.12	10	1.06	174	164
P3.8	3.8	1.72	2.77	4.54	0.09	10	1.11	157	157
U4.2	4.2	9.27	7.36	6.41	0.05	10	1.24	141	140
U5.5	5.5	7.1	1.94	5.74	0.04	10	1.05	119	166
U5.4-TSA	5.4	7.25	2.34	6.12	0.04	10	1.06	131	165

Tableau IV-2: détermination de K_f Souto-Lebel et prédiction de la limite en fatigue pour les différents états de surface.

Malgré la prise en compte de quantités surfaciques, les prédictions du facteur effectif de Souto-Lebel ne semblent pas être corrélées aux limites en fatigue obtenues pour les différents lots testés (Figure IV.8).

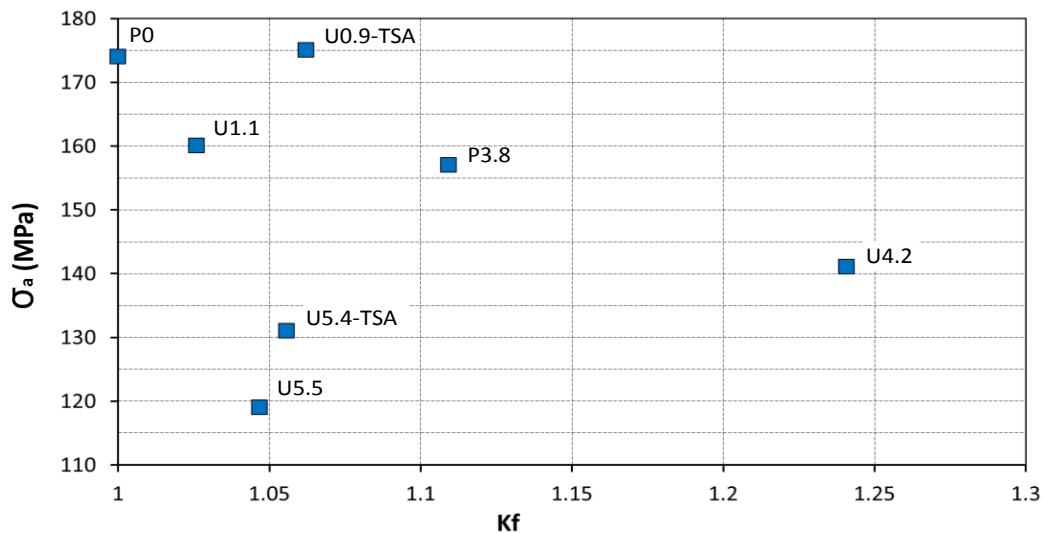


Figure IV.8: comparaison entre les résultats expérimentaux et la prédiction suivant la méthode de Souto-Level.

Cette première partie a permis de montrer qu'appliquer des expressions analytiques de concentration de contrainte sur des états de surface usinés n'est pas aisé, car les profils réels possèdent des géométries complexes ne pouvant être approximées par une seule géométrie d'entaille. Si ce type d'approche est sans doute applicable sur des pièces tournées, son utilisation sur des pièces usinées par fraisage en bout est plus que discutable.

Afin d'estimer le champ de contrainte généré par la topologie de surface complexe issue de l'usinage en bout il semble donc nécessaire d'avoir recours à un calcul éléments finis basé sur le scan 3D de la surface réelle. Pouvoir disposer du champ de contrainte généré par un état de surface usiné est un premier pas vers le développement d'une approche de dimensionnement en FGNC. Il est également nécessaire de disposer de critère de tenue en fatigue capable d'intégrer ce champ de contrainte afin d'en prédire l'impact sur la tenue en fatigue.

La prochaine partie de ce chapitre est consacrée au développement d'une approche probabiliste en FGNC basée sur la prise en compte de l'ensemble du champ de contrainte. Cette approche sera dans un premier temps développée et appliquée aux éprouvettes contenant des défauts artificiels simples pour ensuite être confrontée aux résultats obtenus avec les différents lots usinés.

IV.3. Approche probabiliste pour la prise en compte de l'effet de l'état de surface sur la tenue en FGNC

Dans cette partie, l'approche probabiliste développée est pour des raisons de simplicité d'abord appliquée aux éprouvettes contenant un ou plusieurs défauts hémisphériques. Cette première étape permet également d'identifier les différents paramètres du modèle proposé. Le modèle ainsi paramétré sera appliqué aux états de surfaces complexes issus d'opérations d'usinage.

IV.3.1. Démarche probabiliste en surface

L'approche proposée est une approche probabiliste à deux échelles utilisant la loi de Weibull (Weibull, 1939) (Weibull, 1951) ainsi que le principe du maillon le plus faible (Freudenthal,

1968). La première hypothèse suppose qu'à l'échelle locale, le seuil d'amorçage en contrainte suit une fonction de distribution définie par la loi de Weibull. La seconde suppose que l'amorçage d'une fissure à l'échelle locale entraîne la rupture du composant.

La troisième hypothèse considère que l'amorçage des fissures est principalement lié à un endommagement localisé en extrême surface. Cette hypothèse est motivée par les observations des différents faciès de rupture (Chapitre 3) qui ont montré que l'amorçage se produit en surface ou à quelques micromètres en sous-couche.

Le chargement imposé dans notre étude est toujours en flexion plane et l'amplitude de la contrainte principale est utilisée comme indicateur de la sévérité du chargement. Précisons que ce choix est arbitraire et que l'approche proposée est aisément généralisable à d'autres quantités mieux adaptées au cas de la fatigue multiaxiale.

Le critère est basé sur le calcul de la probabilité d'amorçage d'une fissure sur une surface élémentaire (SE). Dans cette SE, le seuil d'amorçage σ_{th} est défini par la fonction de distribution de Weibull:

$$f_0(\sigma_{th}) = \frac{m}{\sigma_0} \left(\frac{\sigma_{th}}{\sigma_0}\right)^{m-1} \exp\left\{-\left(\frac{\sigma_{th}}{\sigma_0}\right)^m\right\} \quad (46)$$

où σ_0 est le paramètre d'échelle et m le paramètre de forme. La probabilité de rupture cumulée P_{F_0} dans la SE correspondant à la probabilité d'avoir une résistance σ_{th} inférieure au chargement appliqué σ_{eq} sur cette SE et s'écrit :

$$P_{F_0} = (\sigma_{th} < \sigma_{eq}) = \int_0^{\sigma_{eq}} f_0(\sigma_{th}) d\sigma_{th} \quad (47)$$

L'intégration permet d'exprimer la probabilité cumulée de rupture d'une SE :

$$P_{F_0} = 1 - \exp\left[-\left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_0}\right)^m\right] \quad (48)$$

L'hypothèse du maillon le plus faible est ensuite utilisée, à l'échelle de la structure. On suppose en particulier que dès que des conditions d'amorçage sont atteintes dans une (ou quelques) SE, la rupture est inévitable. Pour obtenir la probabilité de rupture globale d'une structure, il suffit de sommer la probabilité de rupture de chacun des SEs, ce qui s'écrit :

$$1 - P_F = \prod_{S_\Omega} (1 - P_{F_0}) \quad (49)$$

La probabilité de rupture totale est donc égale à :

$$P_F = 1 - \exp\left[-\frac{1}{S_0} \int_{S_\Omega} \left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_0}\right)^m dS\right] \quad (50)$$

où S_0 correspond à la surface de la SE et S_Ω correspond à la surface totale de l'échantillon (Pessard, 2013).

Il est alors possible de faire apparaître le terme d'hétérogénéité de contraintes calculé en surface à l'échelle de la structure H_{ms} (Flaceliere, 2004) qui s'écrit :

Chapitre IV : Modélisation du comportement en fatigue à grand nombre de cycles de L'Al7050 en présence des différents états de surface

$$H_{ms} = \frac{1}{S_{\Omega}} \int_{S_{\Omega}} \left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_{max}} \right)^m dS \quad (51)$$

avec σ_{max} la contrainte maximale générée en surface :

$$\sigma_{max} = \max_{S_{\Omega}}(\sigma_{eq}) \quad (52)$$

P_F s'exprime alors :

$$P_F = 1 - \exp \left[- \frac{S_{\Omega}}{S_0} H_{ms} \left(\frac{\sigma_{max}}{\sigma_0} \right)^m \right] \quad (53)$$

Afin de simplifier l'expression et faire le lien avec la tenue en fatigue à grand nombre de cycles, la limite en fatigue σ_D peut être exprimée à une probabilité de rupture donnée via l'expression :

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{max}}{K_{t_{max}}} = \frac{\sigma_0}{K_{t_{max}}} \left[\frac{S_0 \ln \left(\frac{1}{1 - P_F} \right)}{S_{\Omega} H_{ms}} \right]^{1/m} \quad (54)$$

avec $K_{t_{max}}$ la valeur maximale de concentration de contrainte obtenue en calculant le rapport entre la valeur maximale de contrainte (contrainte principale maximale dans notre cas) σ_{max} et la contrainte de flexion nominale appliquée en surface.

Dans le cas d'éprouvette polie et de chargements simples, le facteur d'hétérogénéité de contrainte H_m peut être obtenu analytiquement (Flaceliere, 2004). Dans le cas de notre étude, la simulation numérique devra être utilisée pour identifier le facteur d'hétérogénéité de contrainte à la fois en présence de défauts artificiels de géométrie simplifiée et d'états de surface complexes usinés.

IV.3.2.Simulation numérique pour le calcul du facteur d'hétérogénéité de contrainte

Le facteur d'hétérogénéité de contrainte H_m est dans le cadre de cette étude une grandeur permettant de caractériser l'hétérogénéité du chargement en surface à l'échelle de la structure. Afin de simplifier le calcul et ne pas avoir à simuler l'intégralité de l'éprouvette, la surface totale est divisée en différentes cellules élémentaires contenant, ou non, un défaut hémisphérique (Figure IV.9). La surface de la cellule contenant un défaut est notée S_d et la surface de la cellule ne contenant pas de défaut est notée S_p .

Précisons que la définition de la taille de la cellule doit être compatible avec la taille et le nombre de défauts expérimentalement introduits. Pour les défauts supérieurs à $\varnothing 500 \mu\text{m}$, la taille de la cellule est choisie égale à 3.1 mm x 3.1mm. Pour les défauts plus petits, la taille des cellules est choisie égale à 2.1 mm x 2.1mm ce qui permet d'être compatible avec les essais conduits avec 44 défauts de $\varnothing 400 \mu\text{m}$.

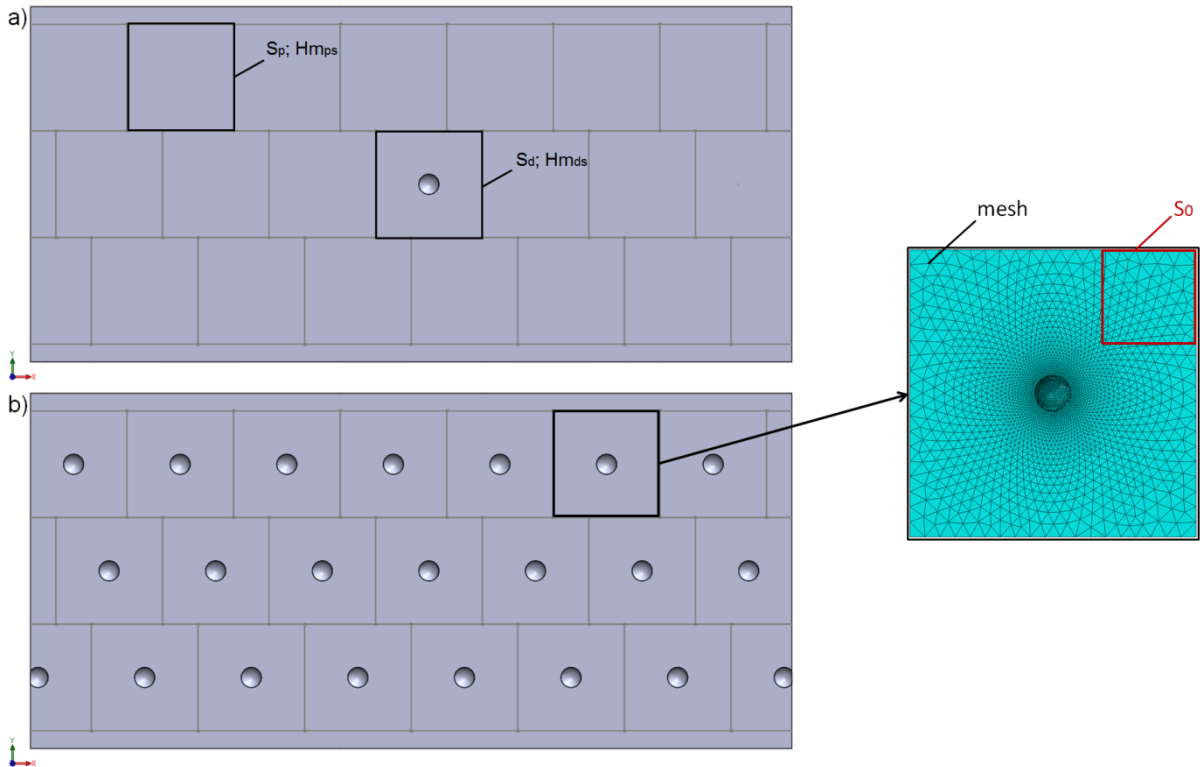


Figure IV.9: définition des deux types de cellules S_p et S_d dans le cas d'une éprouvette contenant a) 1 défaut et b) plusieurs défauts en surface.

Pour l'état de surface poli, la contrainte locale σ_{eq} en chaque élément de surface est égale à celle imposée par le chargement et le facteur d'hétérogénéité de contraintes H_{ms} est égale à 1 :

$$H_{ms} = 1 \quad (55)$$

En présence de n défauts de surface, la notation proposée permet d'exprimer le facteur d'hétérogénéité de contraintes de la structure noté H_{ms} en fonction des facteurs d'hétérogénéité des cellules contenant ou non des défauts :

$$H_{ms} = \frac{1}{S_{\Omega}} \left[nS_d H_{ms_d} + \frac{S_{\Omega} - nS_d}{K_{t_{max}}^m} H_{ms_p} \right] \quad (56)$$

avec H_{ms_d} le facteur d'hétérogénéité de contraintes dans une cellule contenant un défaut :

$$H_{ms_d} = \frac{1}{S_d} \int_{S_d} \left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_{max}} \right)^m dS \quad (57)$$

et H_{ms_p} est le facteur d'hétérogénéité de contraintes dans une cellule sans défaut :

$$H_{ms_p} = 1 \quad (58)$$

Le facteur d'hétérogénéité de contraintes d'une cellule contenant un défaut nécessite l'emploi de la simulation numérique. Pour cela, des simulations éléments finis ont été conduites sur le logiciel ABAQUS. Les éléments utilisés sont de forme tétraédrique à formulation réduite. La taille de ces éléments est réduite jusqu'à atteindre la convergence des résultats (en contrainte au pôle du défaut). Rappelons que pour ce calcul, le matériau est considéré homogène avec un comportement élastique et que les contraintes résiduelles sont négligées.

Les conditions aux limites utilisées pour le calcul sont les suivantes :

- Déplacement $U_x=0$ suivant le plan $X = 0$ (face A).
- Déplacement $U_y=0$ suivant la ligne $X = 0, Y = 0$.
- Déplacement $U_z=0$ au point $X = 0, Y = 0, Z = 0$.
- Un chargement de flexion représentatif du chargement expérimental appliqué aux éprouvettes est appliqué sur l'ensemble des nœuds appartenant à la face B.

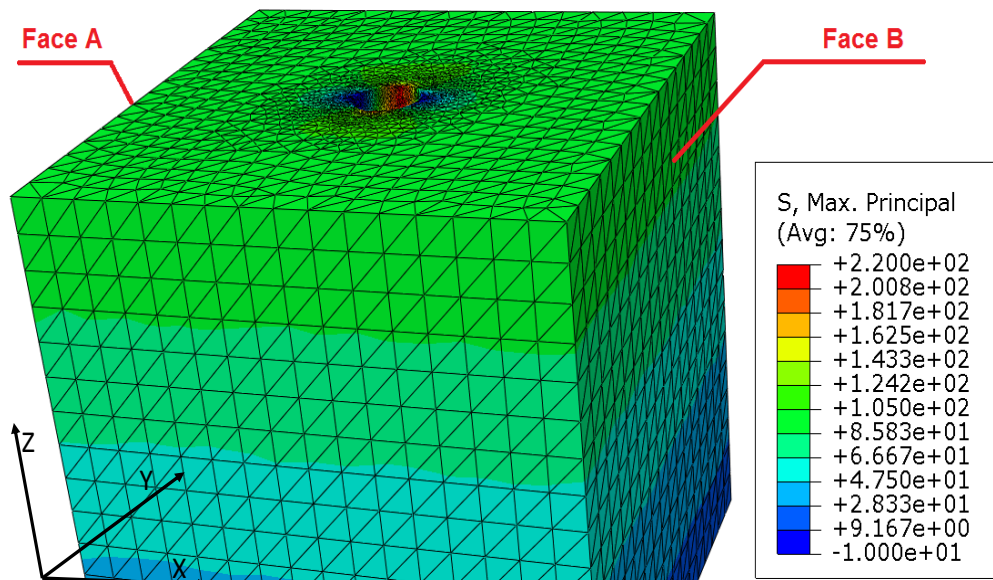


Figure IV.10: résultats de calcul EF sur une géométrie représentative de la géométrie réelle.

À l'issue du calcul, la contrainte principale maximale en chaque élément de surface est identifiée afin de calculer les valeurs des paramètres $K_{t_{max}}$ et H_{ms} .

IV.3.3. Identification des paramètres du modèle

Le modèle proposé est un modèle comportant seulement 2 paramètres : m (paramètre de forme) et σ_0 (paramètre d'échelle) à identifier. Afin de déterminer ces paramètres, les résultats issus du staircase conduit sur les éprouvettes contenant un défaut hémisphérique de 400 μm de diamètre sont utilisés. La moyenne de la tenue en fatigue $\overline{\sigma_{a-1}}$ obtenue pour ce lot est de 137 MPa avec un écart type associé $\overline{\sigma_{a-1}}$ de 9,5 MPa.

Le rapport de l'écart type sur la moyenne de la limite de fatigue permet dans un premier temps d'identifier le paramètre de forme m de la loi de Weibull en se basant sur l'expression :

$$\frac{\overline{\sigma_{a-1}}}{\overline{\sigma_{a-1}}} = \frac{\sqrt{\Gamma\left(1 + \frac{2}{m}\right) - \Gamma^2\left(1 + \frac{1}{m}\right)}}{\Gamma\left(1 + \frac{1}{m}\right)} \quad (59)$$

avec $\Gamma(t)$ la fonction gamma (ou fonction d'Euler) donnée par:

$$\Gamma\left(1 + \frac{1}{m}\right) = \int_0^{+\infty} x^{t-1} e^{-x} dx \quad (60)$$

La valeur obtenue de m est égale à 17.

Le paramètre d'échelle σ_0 est ensuite identifié via l'équation (54) en se basant sur les valeurs de H_m et $K_{t_{max}}$ obtenues par simulation numérique en présence d'un défaut hémisphérique de 400 μm de diamètre. Pour une SER de 1 mm^2 , σ_0 est égale à 240 MPa.

m	σ_0
17	240 MPa

Tableau IV-3: paramètres de l'approche surfacique.

Précisons que pour les différentes simulations effectuées, le facteur de concentration de contrainte maximal $K_{t_{max}}$ est égale à 2,2 et indépendant de la taille de défaut (Figure IV.11). Notons qu'avec cette valeur de concentration de contrainte, sous un chargement maximal de 175 MPa, la contrainte locale maximale atteint 385 MPa ce qui est inférieur à limite d'élasticité du matériau de 428 MPa (Cf tableau II-2). L'hypothèse d'un comportement élastique semble donc bien adaptée. La Figure IV.11 montre également que le gradient associé au chargement de flexion (présenté pour l'état de surface poli sans défaut) est négligeable par rapport au gradient généré par le défaut. Précisons également que sous le chargement de flexion imposé le point le plus chargé n'est pas localisé à l'intersection du défaut et de la surface l'éprouvette, mais à l'intérieur du défaut à quelques micromètres de la surface (Figure IV.13).

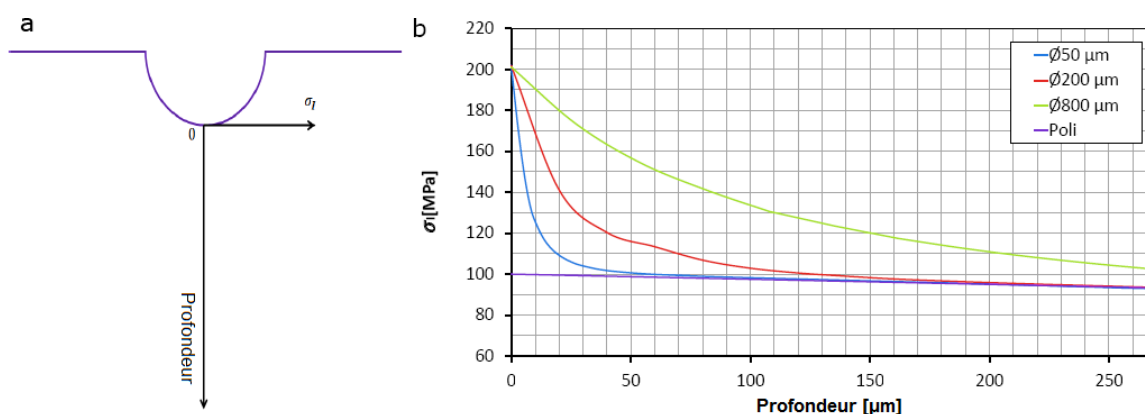


Figure IV.11: a) gradient de la contrainte principale maximale pris au point le plus bas au fond du défaut et b) gradient en profondeur tracé pour différentes tailles de défauts. Le chargement appliqué est de 100 MPa.

Le facteur d'hétérogénéité de contraintes en surface H_{ms} augmente quant à lui avec la taille et le nombre de défauts (Figure IV.12). Ceci s'explique par le fait que l'augmentation de la taille ou du nombre de défauts engendre une augmentation de la taille de la zone fortement sollicitée et donc de l'hétérogénéité du chargement. La vue en coupe (Figure IV.13) illustre également l'augmentation de la surface sollicitée avec l'augmentation de la taille du défaut.

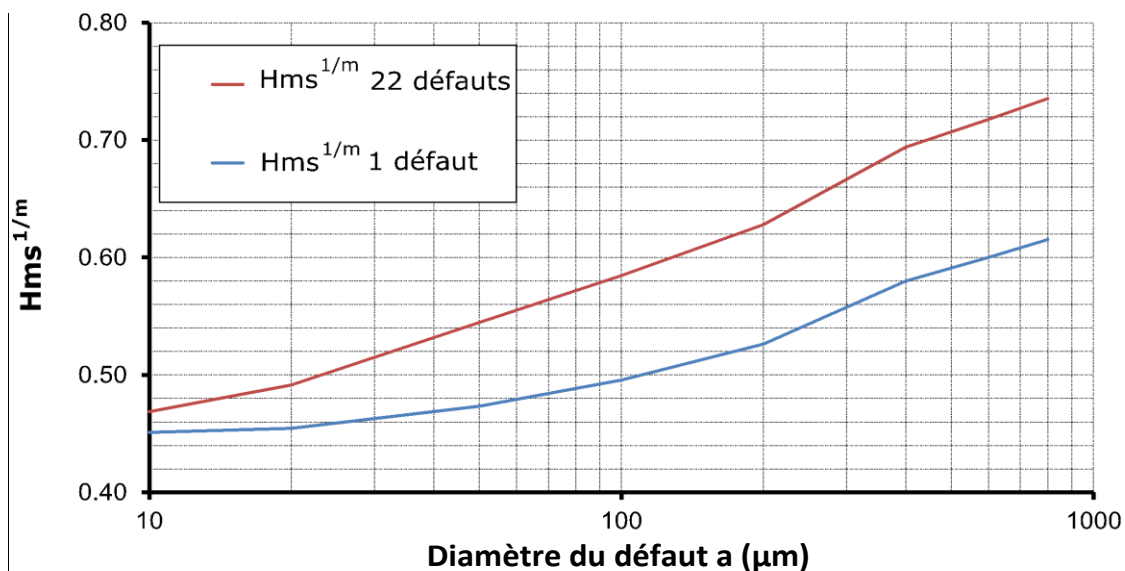


Figure IV.12: variation de la valeur de $Hms^{1/m}$ en fonction de la taille du défaut simulée, $m=17$.

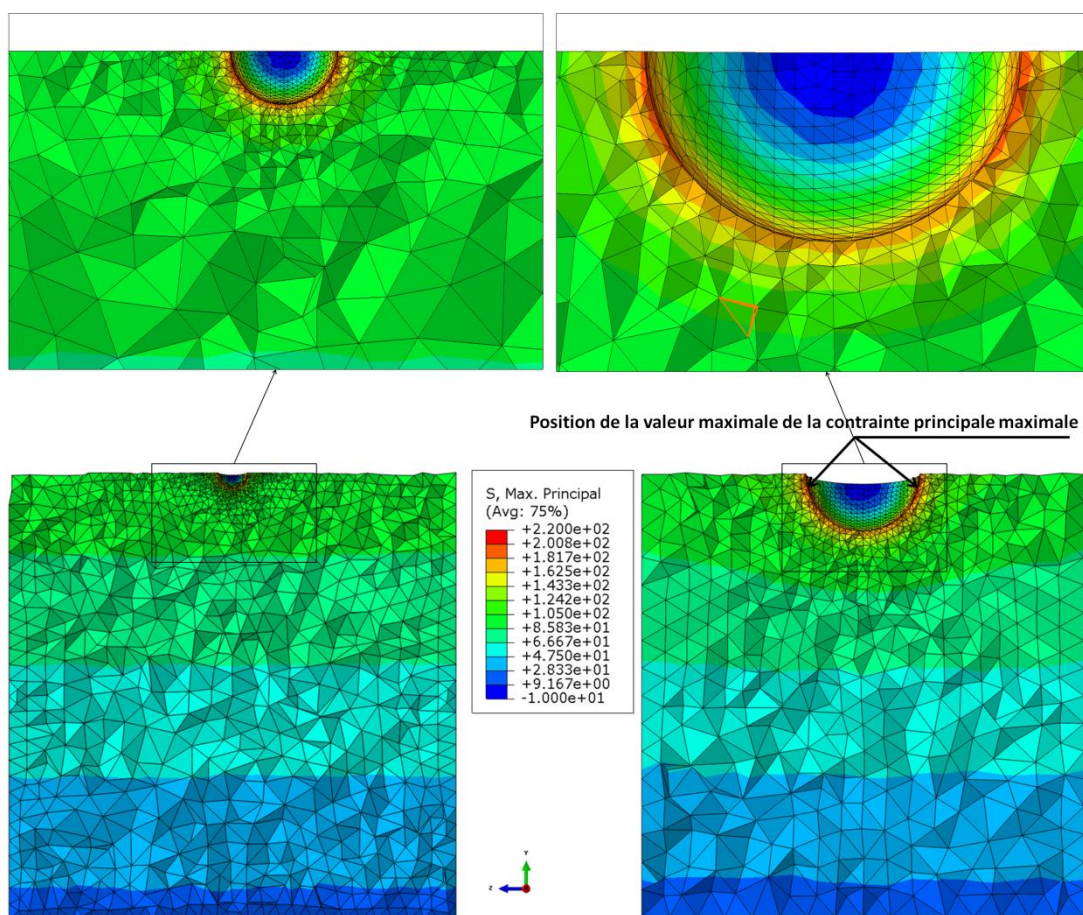


Figure IV.13: distribution de la contrainte dans le cas d'un défaut de $\varnothing 200 \mu\text{m}$ et $\varnothing 800 \mu\text{m}$. La contrainte appliquée en surface est de 100 MPa.

IV.3.4. Diagramme de Kitagawa pour un seul défaut

Connaissant l'évolution du facteur d'hétérogénéité de contraintes en fonction de la taille de défaut, il est possible de représenter les prédictions de l'approche dans un diagramme de

Kitagawa (Figure IV.14). Sur cette figure, σ_0 est fixé à 240 MPa et l'évolution de la limite de fatigue en fonction de la taille défaut est présentée pour différentes valeurs de m .

On observe sur ce diagramme, que l'approche permet naturellement de retrouver l'allure connue du diagramme de Kitagawa. L'asymptote pour les petites tailles de défaut est bien présente et coïncide avec la tenue en fatigue du lot poli P0. L'évolution pour les grandes tailles de défaut semble quant à elle linéaire et une augmentation de la valeur de m n'impacte pas les prédictions sans défaut. En revanche, augmenter la valeur de m et donc diminuer la dispersion du seuil d'amorçage augmente l'impact de la présence d'un défaut sur la tenue en fatigue prédite. La pente pour les grands défauts est indépendante du facteur de forme m . La Figure IV.14 permet également de confirmer que l'identification des paramètres m et σ_0 à partir du staircase du lot avec 1 défaut de diamètre 400 μm est correcte, car les prédictions sont très proches des résultats expérimentaux.

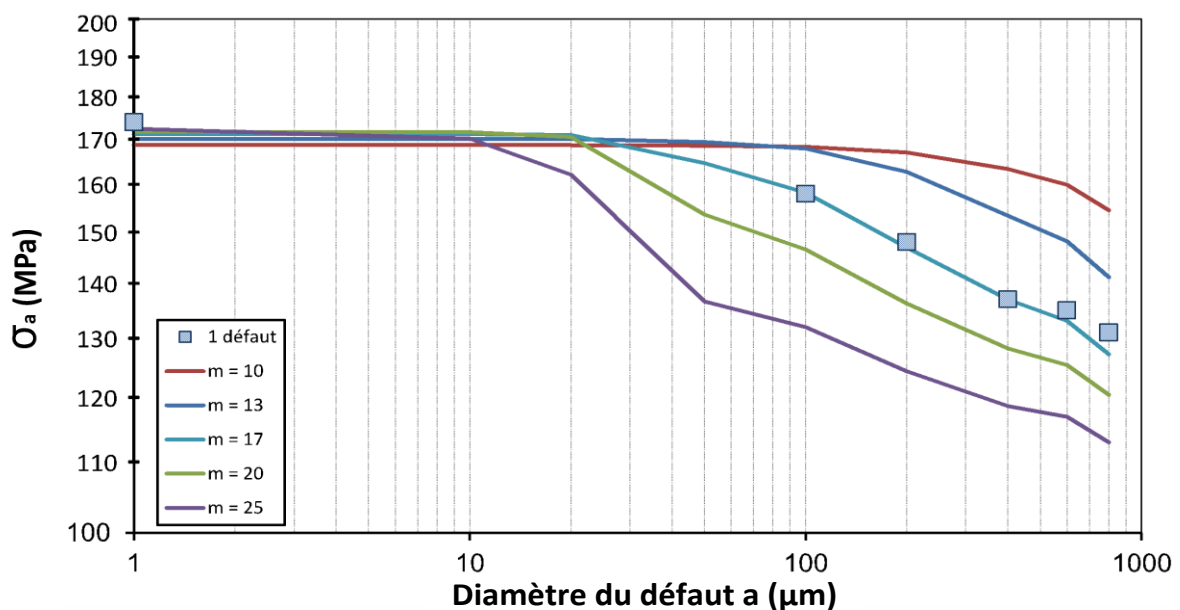


Figure IV.14: variation de la limite de fatigue prédite en fonction de facteur de forme m .

Sur la Figure IV.15, la valeur de m est fixée à 17 et la valeur du paramètre d'échelle σ_0 varie de 200 MPa à 270 MPa (Figure IV.15). Changer le paramètre d'échelle σ_0 et donc la tenue moyenne du seuil d'amorçage ne change pas l'allure générale du diagramme de Kitagawa, mais impose simplement une translation selon l'axe des ordonnées.

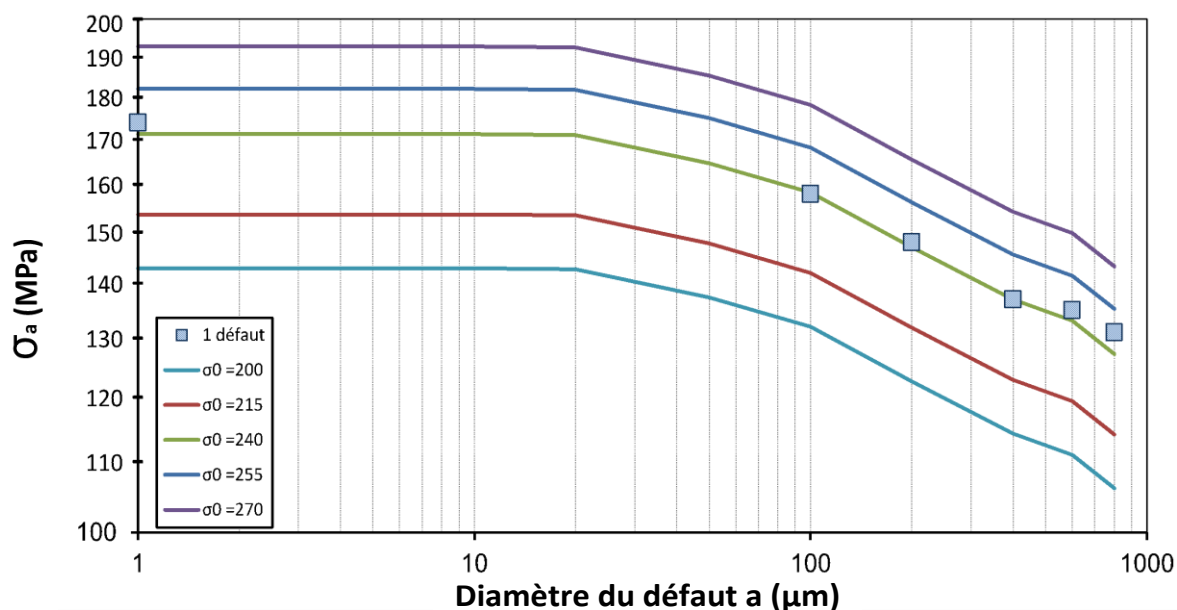


Figure IV.15: variation de la limite de fatigue prédite en fonction de facteur d'échelle σ_0 .

La Figure IV.16 illustre l'allure des prédictions pour différents couples $(m ; \sigma_0)$ qui coïncident tous avec le même point expérimental utilisé pour l'identification (1 défaut de $\varnothing 400 \mu\text{m}$). La Figure IV.16 permet de confirmer que le couple $(m = 17 ; \sigma_0 = 240 \text{ MPa})$ proposé lors de l'étape d'identification donne les prédictions les plus précises pour différentes tailles de défauts tout en permettant de retrouver la limite en fatigue de l'état de surface poli P0.

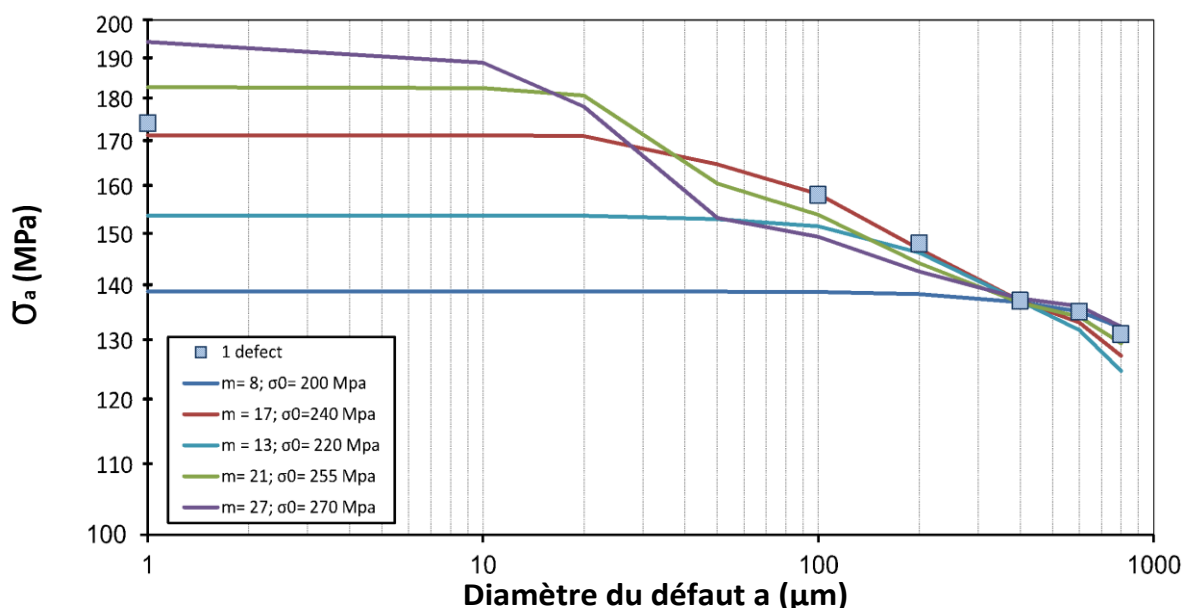


Figure IV.16: méthode surfacique : différentes prédictions du comportement en fatigue en fonction du choix du couple (m, σ_0) .

Précisons qu'il est également possible de prédire le diagramme de Kitagawa pour différentes probabilités de rupture P_F (Figure IV.17). Rappelons que seules la limite de fatigue et la dispersion associée issues du StairCase conduit sur le lot contenant un unique défaut de $\varnothing 400 \mu\text{m}$ ont été utilisées pour identifier les deux paramètres du modèle.

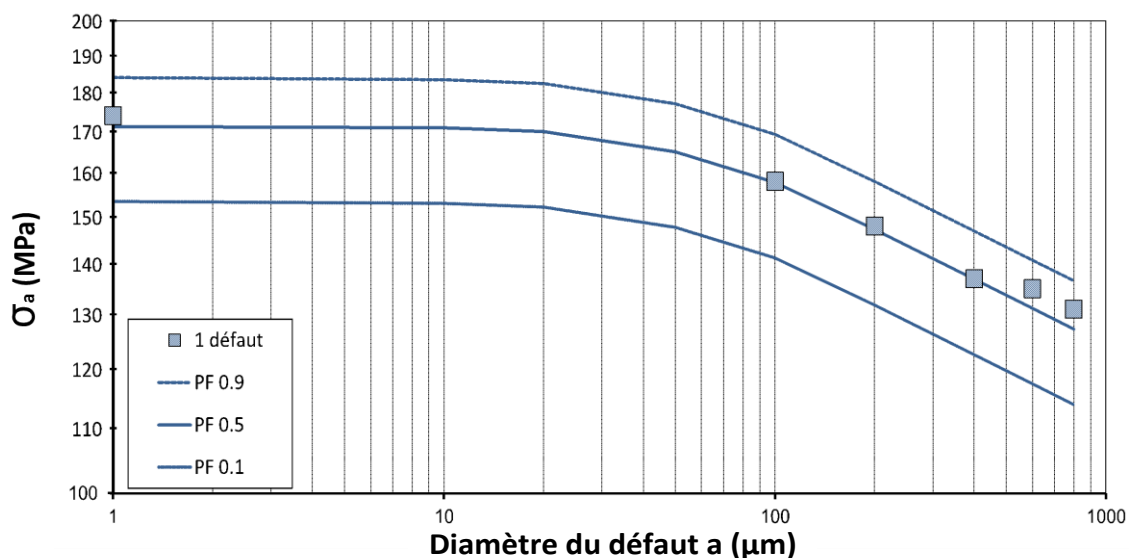


Figure IV.17: 1 défaut: comparaison entre les résultats expérimentaux et le modèle proposé pour différentes probabilités de rupture.

IV.3.5. Diagramme de Kitagawa pour plusieurs défauts

Le formalisme proposé basé sur le découpage de la surface en cellule permet, connaissant la valeur du facteur d'hétérogénéité de contraintes d'une cellule contenant un défaut, d'estimer la tenue en fatigue d'une éprouvette contenant plusieurs défauts via l'équation 56.

Les prédictions présentées sur la Figure IV.18 sont en accord avec les résultats expérimentaux. La baisse de la limite de fatigue avec l'augmentation de taille et le nombre de défauts (effet d'échelle) est prédite avec succès. La limite en fatigue sans défaut est également correctement prédite (Figure IV.18). Cependant, pour les défauts inférieurs à 100 μm, les prédictions sont très conservatives et en présence de 22 défauts de Ø60 μm l'erreur atteint environ 15 % (Figure IV.18). La limite de fatigue élevée trouvée expérimentalement à cette taille de défauts n'est pas bien décrite par l'approche surfacique.

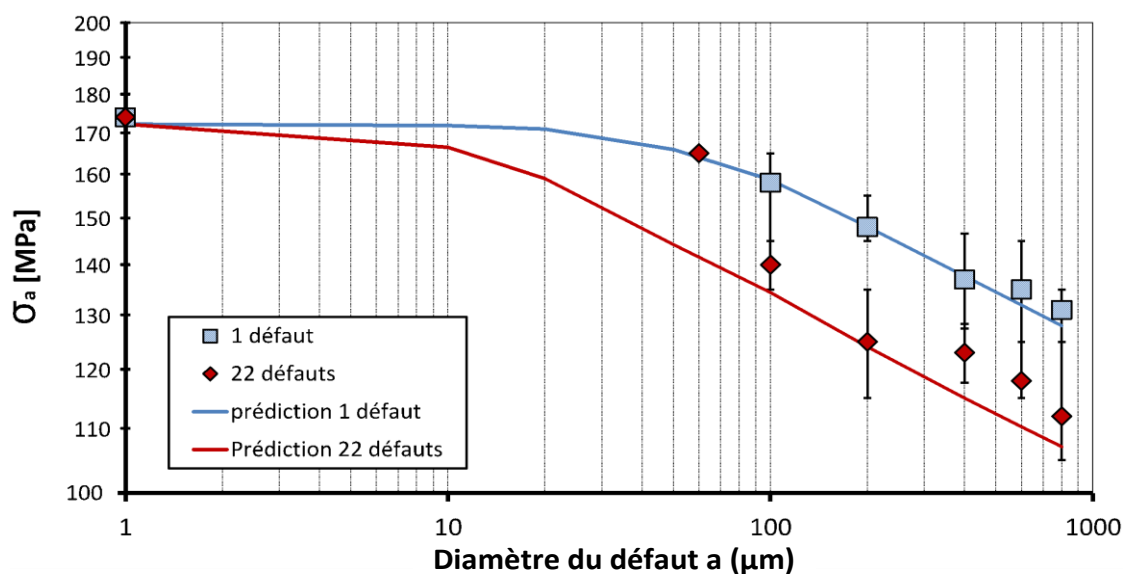


Figure IV.18: Diagramme de Kitagawa pour l'Al7050 : comparaison entre les prédictions et les résultats expérimentaux.

La Figure IV.19 compare les prédictions aux résultats expérimentaux obtenus dans le cas de 1, 22 et 44 défauts de diamètre 400 μm . Les prédictions montrent un bon accord avec les résultats expérimentaux avec moins de 8 % d'erreur pour le cas de 22 défauts et moins de 5 % pour le cas de 44 défauts. Les prédictions montrent également que la sensibilité de la limite en fatigue au nombre de défauts diminue avec l'augmentation du nombre de défauts et semble décrire une asymptote. Le modèle probabiliste prédit qu'au-dessus de la 30^{aine} de défauts, l'impact de l'augmentation du nombre de défauts sur la limite en fatigue n'est plus significatif.

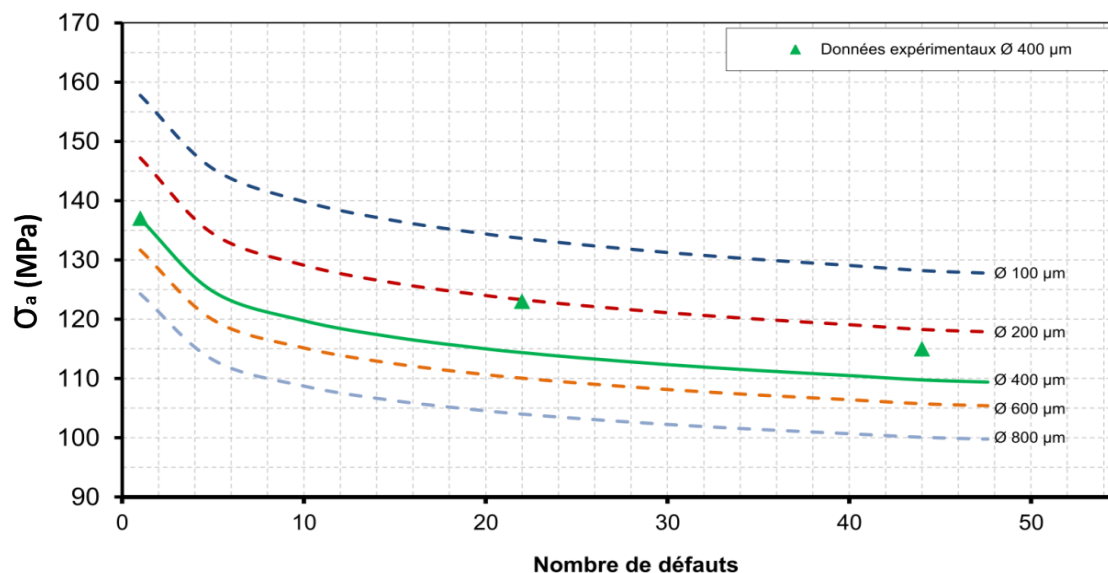


Figure IV.19: nombre de défauts: comparaison entre les résultats expérimentaux et les prédictions de l'approche surfacique.

En résumé, une bonne corrélation est obtenue entre les prédictions de l'approche probabiliste développée et les résultats des essais expérimentaux. Le modèle proposé permet de bien décrire l'évolution de la limite de fatigue en fonction de la taille et le nombre des défauts singuliers de forme hémisphérique. En revanche, la méthode surfacique présente la limitation de ne pas pouvoir prédire correctement le comportement en fatigue en présence de petits défauts. Les prédictions sont dans ce cas très conservatives en particulier dans le cas de 22 défauts de Ø60 μm . Ceci peut être dû au fait que l'approche surfacique ne considère que la contrainte en surface de l'échantillon. Dans la littérature, certaines études (Taylor, 1999) (Taylor, 2008)) considèrent la contrainte non pas au point le plus chaud, mais à une distance donnée ou de manière non locale comme valeur moyenne sur un volume donné. C'est un moyen simple de modéliser la réponse asymptotique de l'impact de petits défauts sur la tenue en fatigue également, appelé effet Kitagawa. Pour prendre en compte ce comportement, une approche non locale en volume est développée dans le paragraphe suivant.

IV.4. Approche probabiliste non locale pour la prise en compte de l'effet des défauts de surface sur la tenue en FGNC

IV.4.1. Démarche probabiliste en volume

L'approche volumique développée dans cette partie utilisera le même cadre probabiliste que l'approche surfacique. L'objectif de ce développement est de pallier les limitations de l'approche

surfaique notamment dans la description de la réponse asymptotique en présence de petits défauts.

Les observations conduites sur l'ensemble des faciès de ruptures des éprouvettes contenant des défauts ont montré que des particules intermétalliques étaient parfois localisées le long des défauts sur les 50 premiers micromètres en profondeur (Figure IV.20). Dans cette approche volumique, le champ de contrainte sur une profondeur $d^* = 50\mu m$ est donc considéré (Figure IV.21).

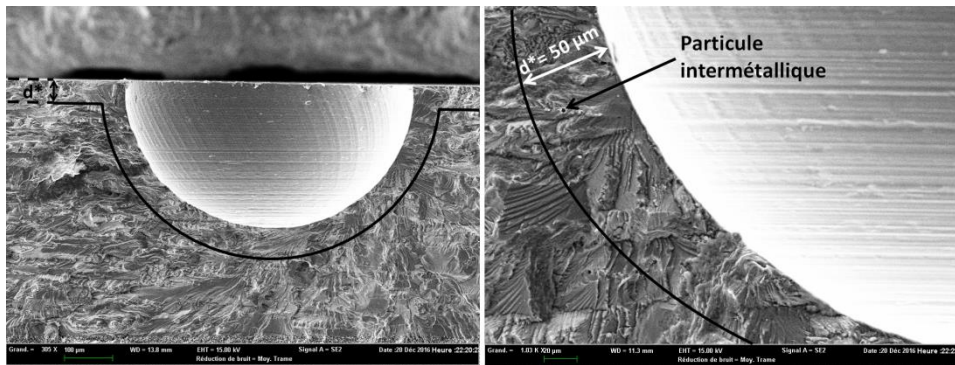


Figure IV.20: a) cas D600-1-4: Le site d'amorçage est compris dans les premiers 50 μm de la surface et b) vue plus proche, la valeur choisie de d^* est de l'ordre de grandeur de grains à l'amorçage.

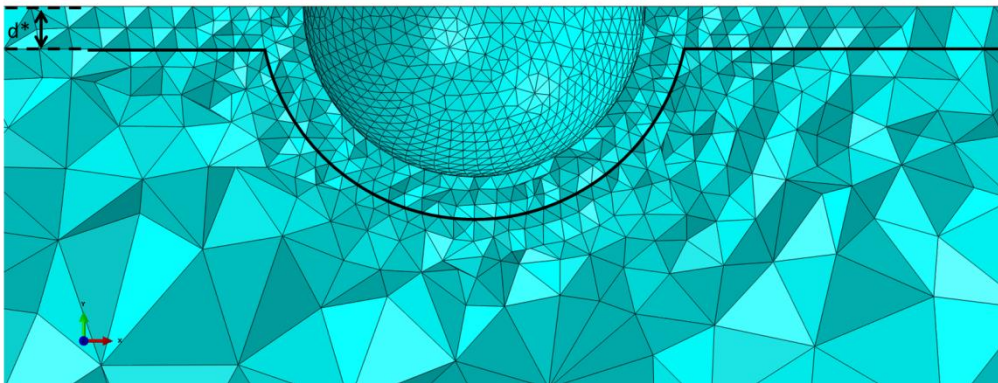


Figure IV.21: zone considérée dans l'approche volumique: défaut de $\varnothing 400\ \mu m$, $d^* = 50\ \mu m$.

Pour cette formulation, le facteur d'hétérogénéité de contraintes est exprimé via l'intégration du champ de contrainte sur l'ensemble du volume situé sur les 50 premiers micromètres et noté V_Ω :

$$H_{mv} = \frac{1}{V_\Omega} \int_{V_\Omega} \left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_{max}} \right)^m dS \quad (61)$$

Avec :

$$\sigma_{max} = \max_{V_\Omega}(\sigma_{eq}) \quad (62)$$

Comme pour la méthode surfaique, la limite de fatigue peut être obtenue via l'expression :

Chapitre IV : Modélisation du comportement en fatigue à grand nombre de cycles de L'Al7050 en présence des différents états de surface

$$\sigma_a = \frac{\sigma_0}{K_{tmax}} \left[\frac{V_0 \ln\left(\frac{1}{1-P_F}\right)}{V_\Omega H_{mv}} \right]^{1/m} \quad (63)$$

avec V_0 est un volume élémentaire (VE).

De la même manière que pour la méthode surfacique, le découpage en cellule du volume sollicité permet d'exprimer le facteur d'hétérogénéité de contraintes H_{mv} comme une combinaison des facteurs d'hétérogénéité de contraintes des différents types de cellules notées H_{mv_d} et H_{mv_p} :

$$H_{mv} = \frac{1}{V_\Omega} \left[nV_d H_{mv_d} + \frac{V_\Omega - nV_d}{K_{tmax}^m} H_{mv_p} \right] \quad (64)$$

avec H_{mv_d} le facteur d'hétérogénéité de contraintes dans une cellule volumique contenant un défaut :

$$H_{mv_d} = \frac{1}{V_d} \int_{V_d} \left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_{max_d}} \right)^m dV \quad (65)$$

avec σ_{max_d} : valeur maximale de la contrainte générée σ_{eq} dans la cellule volumique V_d .

H_{mv_p} : facteur d'hétérogénéité de contraintes dans une cellule volumique sans défaut :

$$H_{mv_p} = \frac{1}{V_p} \int_{V_p} \left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_{max_p}} \right)^m dV \quad (66)$$

avec σ_{max_p} la valeur maximale de la contrainte générée σ_{eq} dans la cellule volumique V_p .

IV.4.2. Identifications des paramètres du modèle et diagramme de Kitagawa pour un unique défaut

Le modèle volumique proposé possède 3 paramètres : m et σ_0 qui décrivent la distribution du seuil d'amorçage à l'échelle locale ainsi que le paramètre d^* qui définit la taille de la zone sur laquelle considérer le chargement.

De la même manière que pour la méthode surfacique, la tenue en fatigue du lot contenant 1 défaut de $\emptyset 400 \mu\text{m}$ est tout d'abord retenue pour identifier les paramètres du modèle. Notons que la variation de m impacte la pente du diagramme de Kitagawa et la variation de σ_0 définit son niveau (Figure IV.22). Pour cette étape d'identification, la tenue en fatigue du lot contenant 1 défaut de $\emptyset 400 \mu\text{m}$ n'est pas suffisante, car plusieurs couple $(m; \sigma_0)$ permettent de retrouver la limite de fatigue de ce lot (Figure IV.22). m a donc été identifié afin de décrire la pente du diagramme de Kitagawa et σ_0 afin de retrouver la limite en fatigue du lot possédant l'état de surface poli P0. La Figure IV.22 illustre le fait que parmi les différents couples $(m; \sigma_0)$ tracés, le couple $(m=22; \sigma_0=226 \text{ MPa})$ (Tableau IV-4) permet d'obtenir les meilleures prédictions en fatigue.

d^*	m	σ_0
50 μm	22	226 MPa

Tableau IV-4: paramètres de l'approche volumique

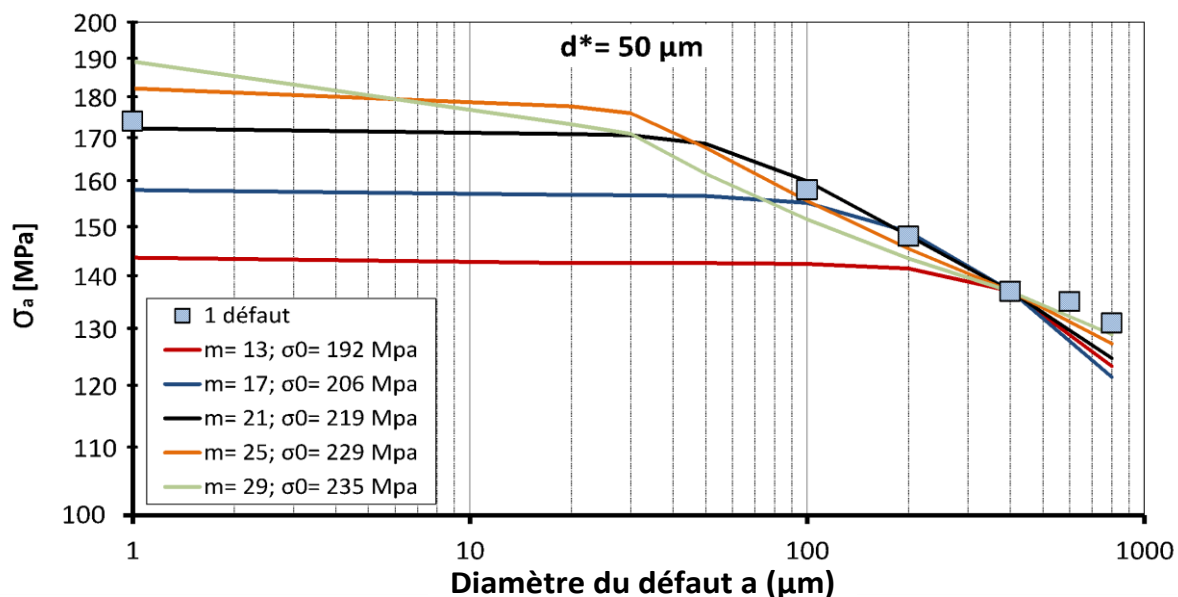


Figure IV.22: méthode volumique : différentes prédictions du comportement en fatigue en fonction du couple (m, σ_0) .

IV.4.3. Diagramme de Kitagawa pour plusieurs défauts

La Figure IV.23 montre que l'approche volumique permet de mieux décrire l'asymptote observée pour les faibles tailles de défaut (Figure IV.23). De plus, l'approche volumique fournit une meilleure description du diagramme de Kitagawa en présence de petits défauts et réduit l'erreur dans le cas du défaut de $\varnothing 60 \mu\text{m}$ à 9%.

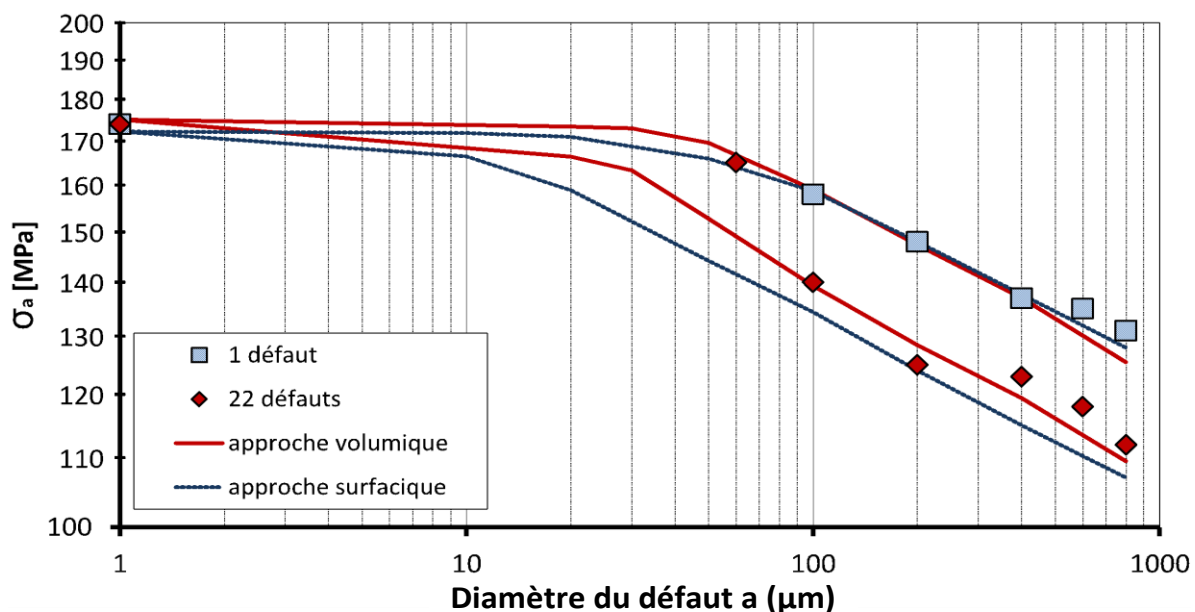


Figure IV.23: prédiction du comportement en fatigue avec la méthode surfacique et volumique ($m=22; \sigma_0=226 \text{ MPa}$).

La Figure IV.24 compare les prédictions de l'approche volumique aux résultats expérimentaux de la limite en fatigue en fonction du nombre de défauts introduits. Dans le cas d'1, 22 et 44 défauts de diamètre $400 \mu\text{m}$, les prédictions montrent un meilleur accord avec les résultats

expérimentaux que dans le cas de l'approche surfacique. L'erreur est de 3 % pour le cas de 22 défauts et moins de 1 % pour le cas de 44 défauts. Les prédictions retrouvent également l'allure asymptotique décrite par la diminution de la limite de fatigue en augmentant le nombre de défauts au-dessus de la 30^{aine} de défauts.

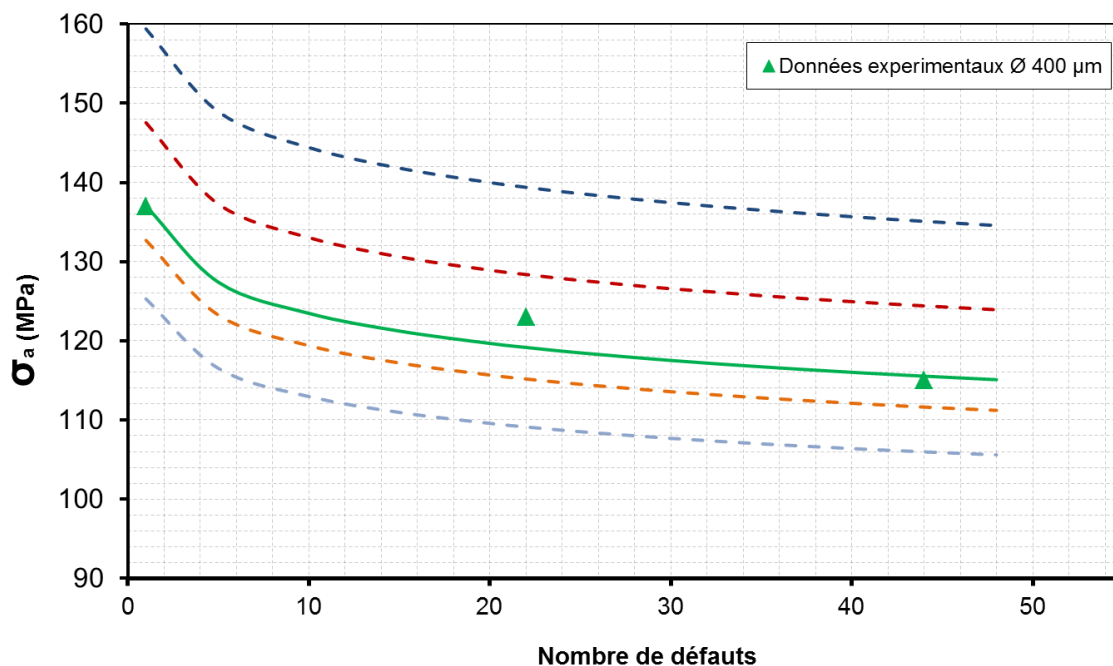


Figure IV.24: nombre de défauts: comparaison entre les résultats expérimentaux et les prédictions de l'approche volumique.

IV.4.4. Sensibilité de l'approche volumique à la taille du volume d'influence défini par d^*

Dans cette partie, la sensibilité des prédictions de l'approche volumique en fonction de la profondeur du volume d'influence d^* est discutée. L'identification expérimentale de ce paramètre peut être considérée comme subjective et une étude plus approfondie de son impact sur les prédictions obtenues est nécessaire.

Des calculs sont conduits en faisant varier d^* de 25 μm à 200 μm . Pour chacune de ces profondeurs, les couples $(m; \sigma_0)$ permettant de retrouver les résultats expérimentaux obtenus sans défaut et sur le lot 1 défaut de $\varnothing 400 \mu\text{m}$ sont identifiés. Comme le montre la Figure IV.25, les différentes prédictions obtenues pour différentes valeurs de d^* permettent de bien retrouver les résultats expérimentaux en fatigue. Il peut donc être conclu que le modèle volumique proposé est robuste et peu sensible au choix de la valeur de d^* variant sur une plage allant de 25 μm à 200 μm .

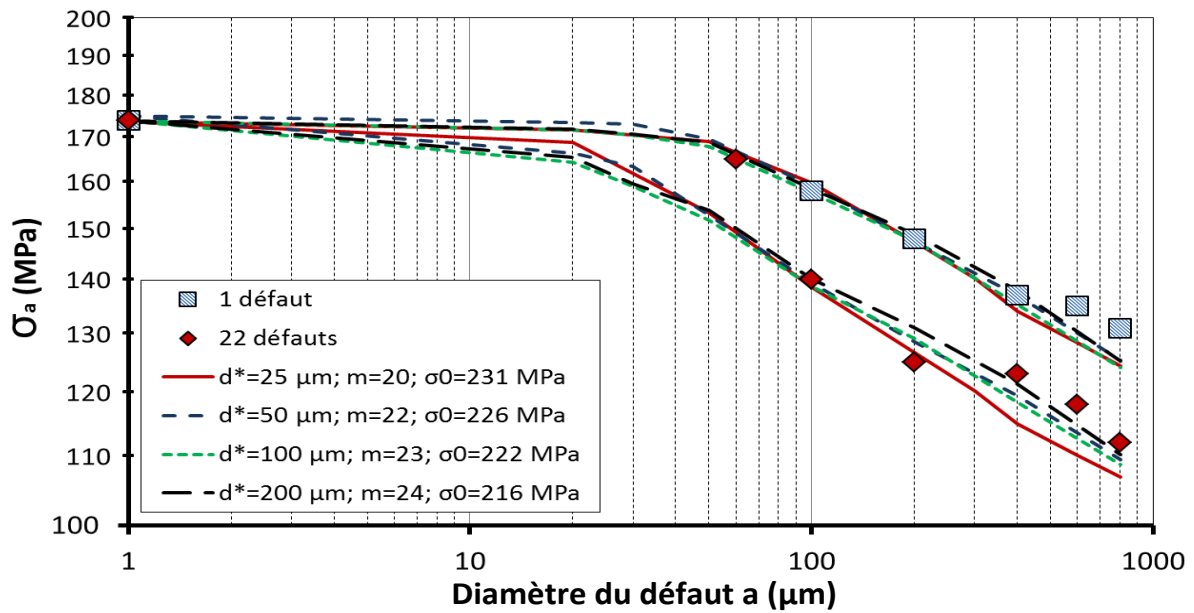


Figure IV.25: prédiction du comportement en fatigue avec la méthode volumique avec $d^* = 25, 50, 100$ et $200 \mu\text{m}$.

Les prédictions étant peu dépendantes de la profondeur du volume considéré, nous pouvons nous interroger sur la pertinence de ne considérer que les premiers dizaines de microns de la surface de l'échantillon. Pour répondre à cette question, des calculs ont été conduits en considérant l'ensemble du volume de l'éprouvette sollicitée. Dans ce cas, le volume considéré n'est plus limité par la profondeur d^* et le modèle ne possède plus que 2 paramètres. De la même manière que précédemment, les valeurs du couple ($m=38 ; \sigma_0=207 \text{ MPa}$) permettant de retrouver les résultats expérimentaux du lot 1 défaut de $\varnothing 400 \mu\text{m}$ sont identifiés. Si les prédictions en présence de défauts sont correctes, les prédictions sans défaut sont très éloignées des résultats expérimentaux (exemple du cas 1 défaut sur la Figure IV.26).

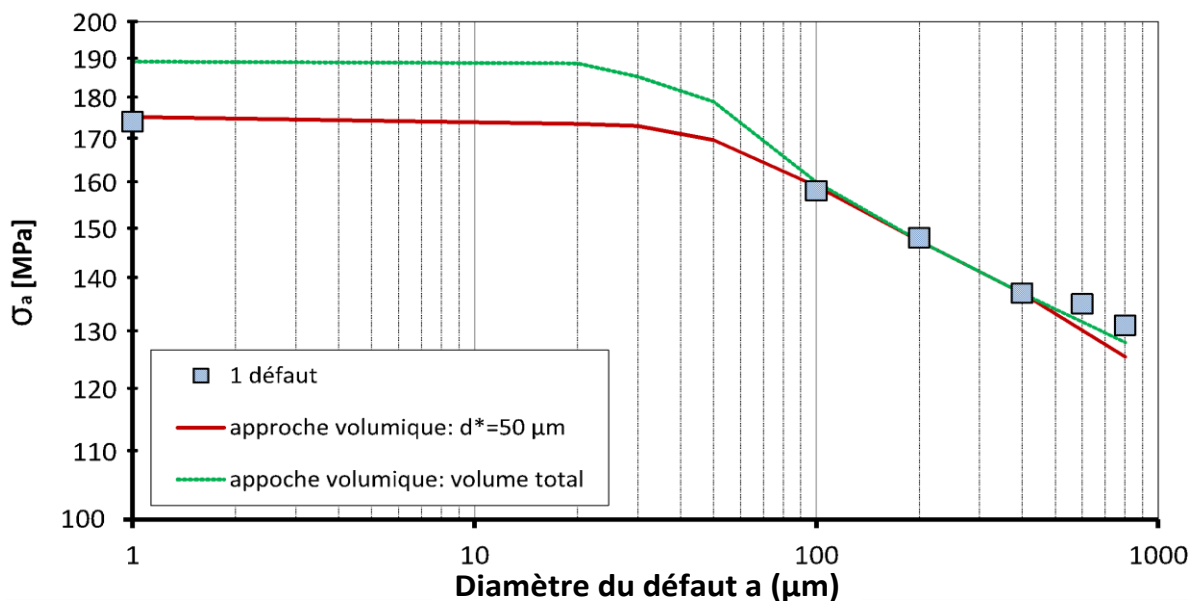


Figure IV.26: prédiction du comportement en fatigue avec la méthode volumique avec $d^* = 50 \mu\text{m}$ et le volume total de l'échantillon.

En conclusion, la méthode volumique avec un intervalle de d^* allant de 25 μm à 200 μm permet de bien modéliser le comportement en fatigue de l'Al7050 en présence de défauts hémisphériques. En revanche, si tout le volume de l'échantillon est considéré, le modèle présente des résultats non conservatifs pour les faibles tailles de défaut et pour l'état poli. L'efficacité de choisir un intervalle de d^* allant de 25 μm à 200 μm face au modèle qui considère l'ensemble du volume de l'éprouvette vient probablement du fait que les seuils d'amorçage ne sont probablement pas les mêmes en surface et à cœur.

Le modèle probabiliste dans ses deux approches surfacique et volumique est désormais mis en place, l'objectif du prochain paragraphe sera de l'appliquer aux états de surface générés par des opérations de fraisage.

IV.5. Application des approches développées aux états de surface usinés en bout

L'objectif de cette partie est de tester la prédictivité des deux approches surfacique et volumique développées sur les lots possédant des états de surface dans les configurations usinées ou poncées. Les paramètres des deux approches retenues seront ceux déterminés dans les paragraphes précédents à partir d'essais réalisés sur éprouvettes contenant des défauts hémisphériques (Tableau IV-3 et Tableau IV-4).

IV.5.1. Choix de la taille de maille

Afin de simplifier l'approche, comme pour les éprouvettes contenant des défauts hémisphériques, la surface de l'éprouvette est découpée en cellule. Ces cellules possèdent une largeur égale à celle de l'éprouvette et une longueur égale à la période du profil (Figure IV.27). La surface et le volume de la cellule sont notés respectivement S_u et V_u en fonction des approches utilisées.

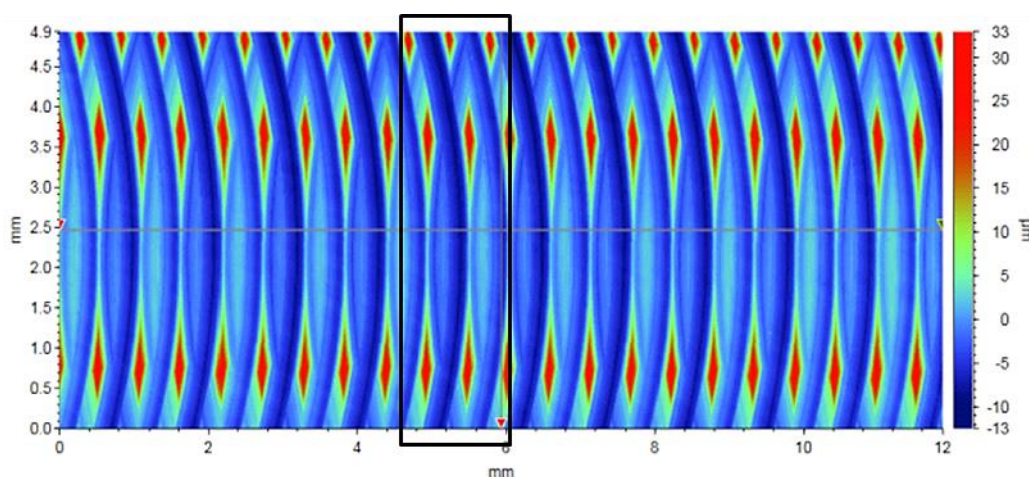


Figure IV.27: définition de la cellule S_u dans le cas d'un état de surface usiné.

La périodicité du profil permet d'exprimer le facteur d'hétérogénéité de contrainte de l'éprouvette entière comme le produit du facteur d'hétérogénéité d'une cellule par le nombre de cellules considérées.

$$H_{ms} = \frac{1}{S_{\Omega}} [nS_u H_{ms_u}] \quad (67)$$

$$H_{mv} = \frac{1}{V_{\Omega}} [nV_u H_{mv_u}] \quad (68)$$

Pour estimer la limite de fatigue des différents lots il est nécessaire de calculer les valeurs de la concentration de contrainte maximale $K_{t_{max}}$ et du facteur d’hétérogénéité de contraintes H_m généré par chaque état de surface. Pour cela, des simulations éléments finis intégrant le profil réel d’état de surface issu de scans réalisés au profilomètre ont été conduites.

La démarche suivie est représentée sur la Figure IV.28 et commence par la réalisation d’un scan au profilomètre de la géométrie de surface des éprouvettes. Après avoir vérifié la répétabilité des états de surface pour les différentes éprouvettes de chaque lot, une zone représentative de l’état de surface réel est sélectionnée. Le nuage de points récupéré de la zone d’intérêt est ensuite transformé en une géométrie volumique. Le volume généré est ensuite maillé à l’aide du logiciel GMSH. La taille de maille choisie en surface est celle donnée par le scan profilométrique et est égale à 1,9 μm . Les conditions limites sont les mêmes que pour les simulations réalisées sur éprouvettes contenant des défauts artificiels. Le code de calcul utilisé pour les simulations est un code interne au LAMPA, développé pour réaliser des simulations d’agrégats polycristallins. Plus d’informations concernant ce code de calcul sont disponibles dans l’article de (Robert & Mareau, 2015).

Une étape de post traitement permet ensuite d’extraire les champs de contrainte en surface ou en profondeur et d’appliquer le modèle probabiliste développé sur une zone de la taille de la cellule. Précisons qu’afin d’éviter les effets de bords, le calcul EF est réalisé sur une zone de taille plus importante que la taille de cellule.

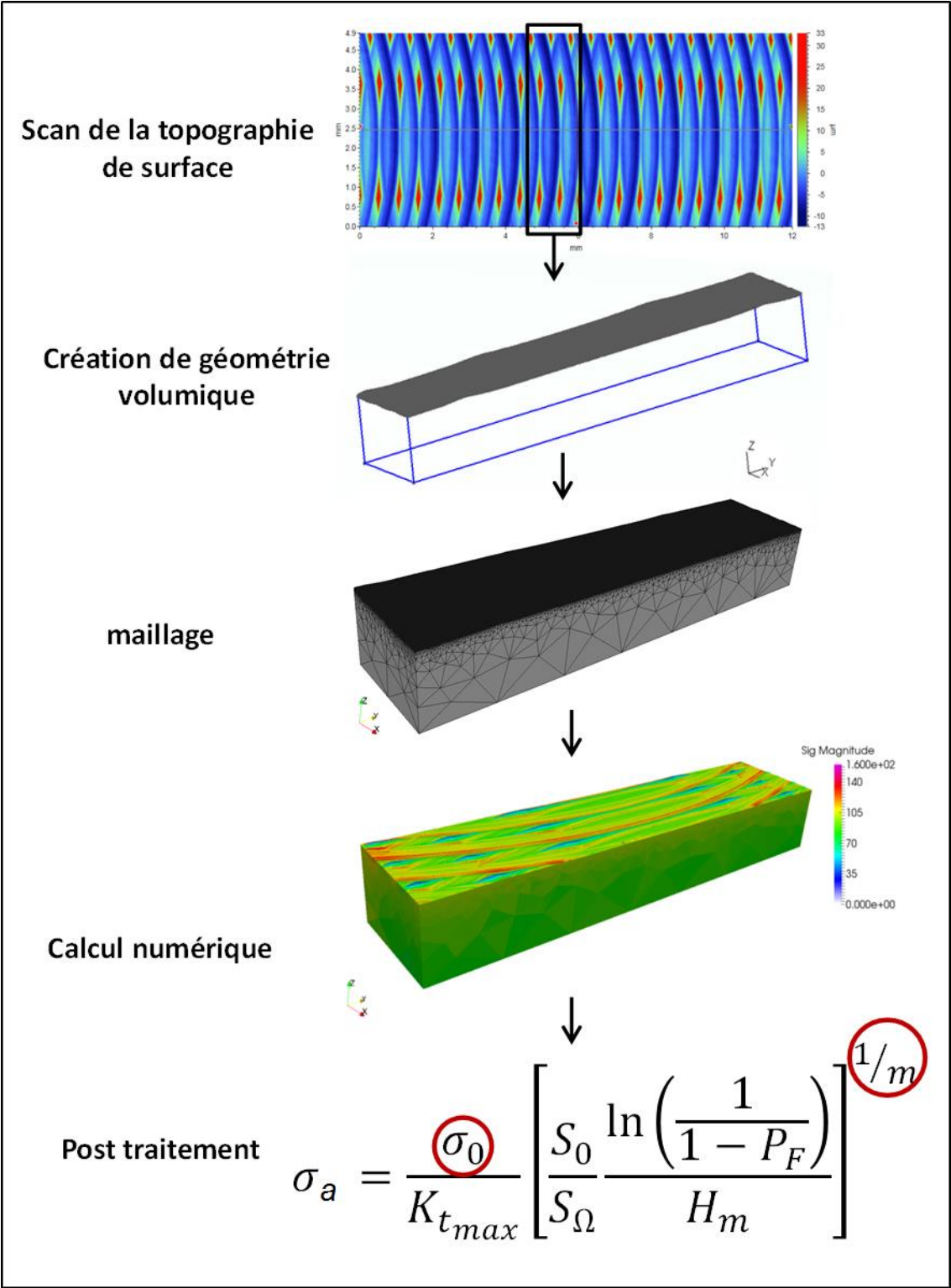


Figure IV.28: étapes suivies pour la simulation numérique.

IV.5.2.Filtrage des scans obtenus au profilomètre

Les scans ont tous été réalisés avec une taille de pixel et donc une résolution spatiale de 1,9 µm. Les données brutes issues du profilomètre ne sont pas directement exploitables. Des pixels sont parfois manquants, car leurs altitudes n’ont pas pu être déterminées. La méthode de mesure génère également localement des valeurs d’altitude aberrantes en certains points. Une première

étape de filtrage classiquement utilisée en profilométrie est appliquée pour résoudre ces problèmes de mesures. Cette étape détaillée en annexe B, est composée essentiellement d’étapes de filtrage des valeurs aberrantes et de restauration de pixels.

En plus de filtrage usuel, et en s’inspirant de la méthode utilisée par (Suraratchai, 2008) et par (Ås, 2006), un second filtre gaussien (Gaussian Regression Filter) est appliqué afin d’enlever les éventuelles singularités générées par le bruit de mesure. À l’échelle globale, le filtre gaussien utilisé ne change pas l’état de surface (Figure IV.29). En revanche, à l’échelle plus locale, le filtre permet d’adoucir les singularités de mesure.

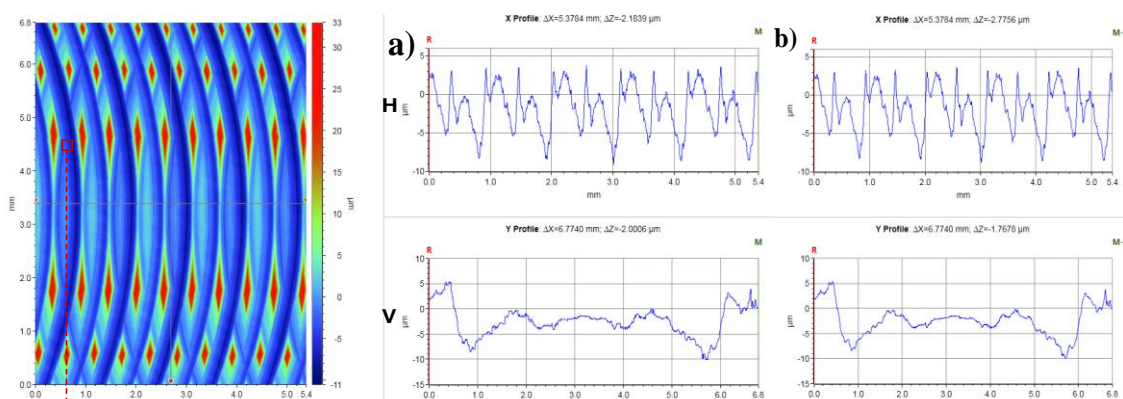


Figure : Profils a) avant et b) après filtrage. (Zone de 5.4mm X 6.8 mm)

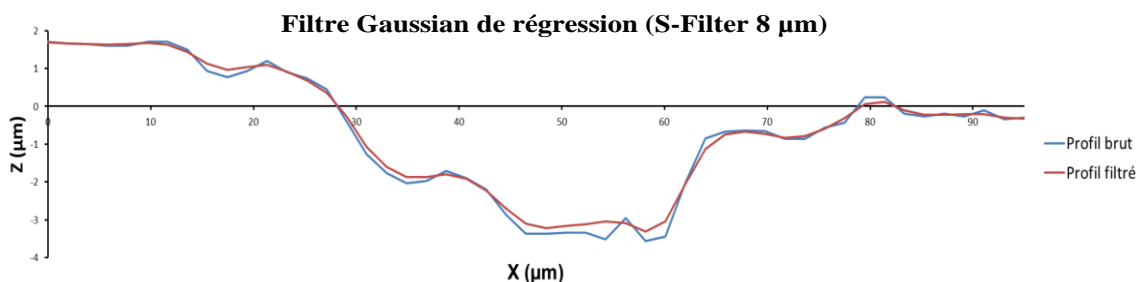
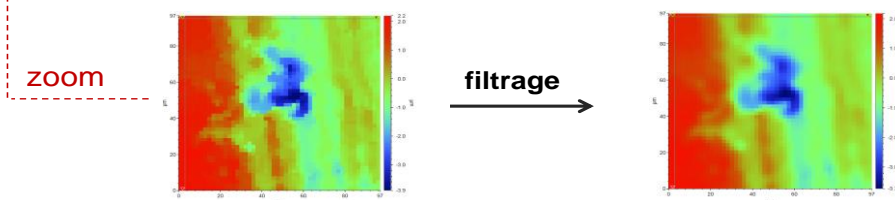


Figure IV.29: illustration de l’impact du filtre gaussien sur le profil brut.

La longueur de coupure optimale de ce filtre a été définie en cherchant à conserver un maximum d’information sur l’état de surface tout en éliminant les problèmes de discontinuité de maillage.

IV.5.3. Analyse du champ de contrainte en surface

Le calcul numérique est dans un premier temps réalisé pour l’état de surface U1.1. Pour cet état de surface, la comparaison des sites d’amorçage aux résultats expérimentaux n’était pas aisée vu le nombre important des stries d’usinage chevauchées et présentant de faible profondeur et largeur (Figure IV.30). Le calcul numérique montre une concentration de contrainte localisée au fond des stries d’usinage. La valeur de concentration de contrainte maximale pour cet état de surface est de l’ordre de 1,5.

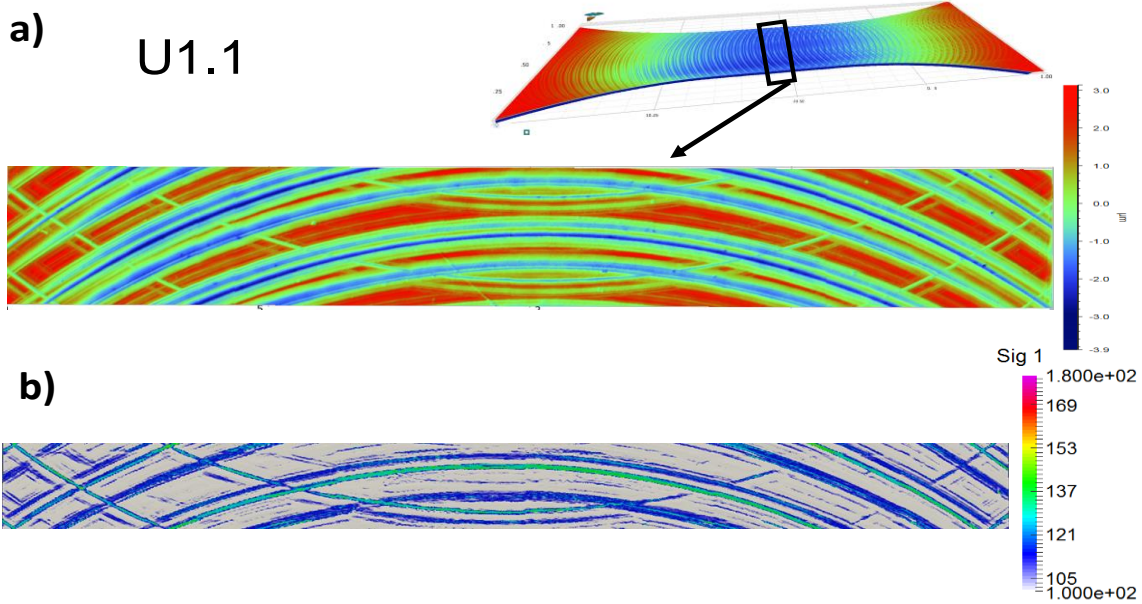


Figure IV.30 : état de surface U1.1 a)topologie de surface, b) distribution de la contraintes principale obtenue par calcul EF.

Sur la Figure IV.31 et la Figure IV.32, le champ de contrainte en surface obtenu par simulation numérique est comparé à la localisation des sites d'amorçages relevés sur les lots U4.2 et U5.5. On observe que pour ces 2 lots la contrainte principale est plus élevée au fond des stries et plus importante sur les lignes présentant des crêtes marquées (zones de forte rugosité). Ce résultat n'est en pas accord avec la localisation aléatoire de l'amorçage au fond de ces stries (Figure IV.31 et Figure IV.32) et justifie le choix d'une approche non locale de prédiction du comportement en fatigue.

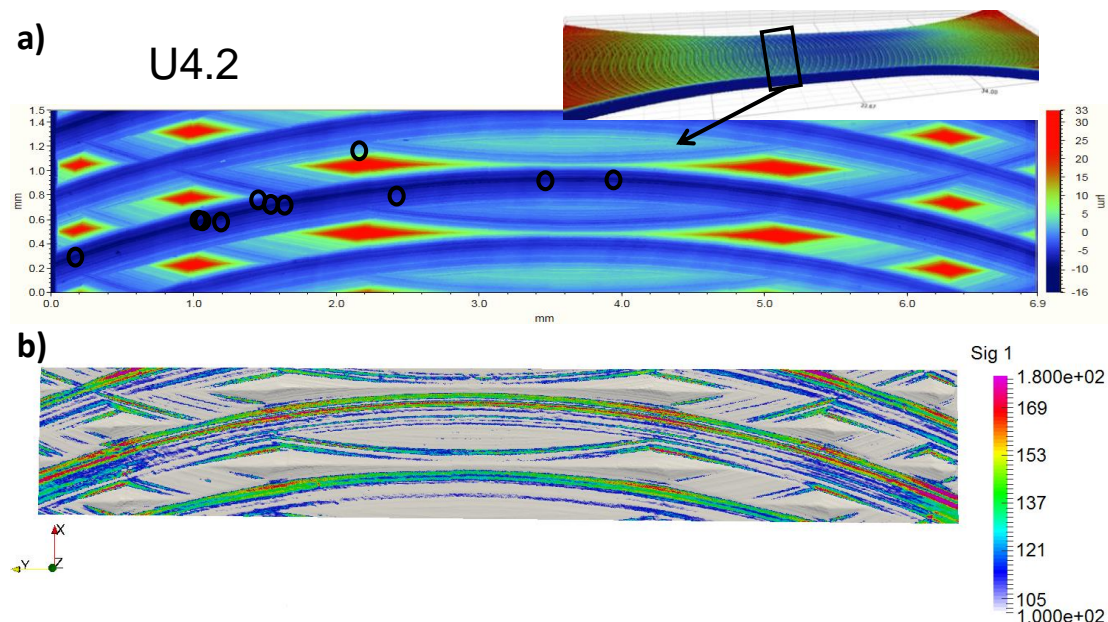


Figure IV.31: état de surface U4.2 : comparaison entre les a)résultats expérimentaux d'amorçage de fissures et b) distribution de contraintes obtenues par calcul EF.

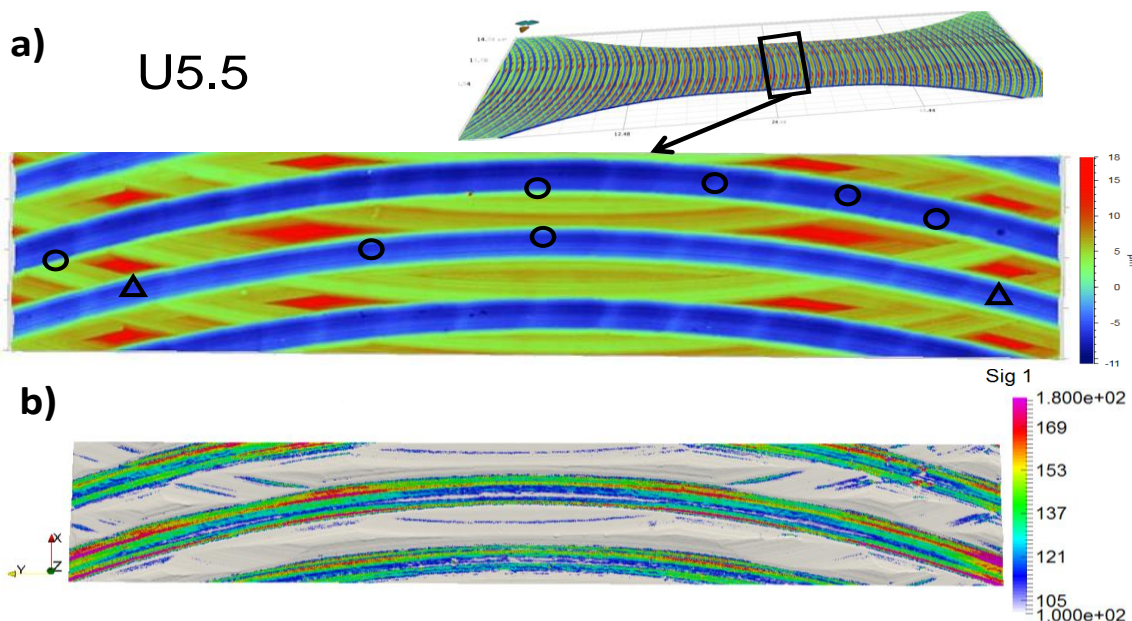


Figure IV.32: état de surface U5.5 : comparaison entre les a) résultats expérimentaux et b) calcul EF.

Des mesures individuelles du facteur de concentration de contrainte le long des stries d'usinage sont effectuées pour les deux états de surface U4.2 et U5.5. Pour les deux états de surface, les facteurs de concentration de contrainte sont proches et K_t varie entre 1,2 et 1,7 au niveau des stries d'usinage. En revanche, K_t atteint des valeurs de l'ordre de 1,8 dans des zones locales entre les crêtes les plus élevées (zones de forte rugosité). Précisons que la contrainte locale maximale atteint 254 MPa ce qui reste inférieur à limite d'élasticité du matériau de 428MPa (Cf tableau II-2). L'hypothèse d'un comportement élastique est donc bien vérifiée.

Malgré leurs coefficients de concentration de contraintes proches, les limites en fatigue des deux lots U4.2 et U5.5 sont éloignés, respectivement de 141 et 119 MPa. Ce résultat montre la limite de l'utilisation d'une approche locale et l'intérêt de prendre en compte l'ensemble du champ de contrainte sur la totalité de la surface du composant.

IV.5.4. Prédiction de la tenue en fatigue dans le cas des états de surfaces usinées et polies

Les prédictions obtenues via l'approche surfacique sont présentées dans un diagramme inspiré du diagramme de Kitagawa avec la tenue en fatigue en ordonnée et la hauteur moyenne arithmétique en surface S_a en abscisse. Les barres affectées aux points expérimentaux représentent selon l'ordonnée l'étendue de la limite de fatigue issue du StairCase et selon l'abscisse l'étendue de la rugosité S_a issue des mesures réalisées sur l'ensemble des éprouvettes du lot considéré.

Les prédictions obtenues pour différentes probabilités de rupture via la méthode surfacique suivent la même tendance globale que les résultats expérimentaux (Figure IV.33). Pour le lot U5.5 l'approche prédit à tort une meilleure tenue que pour le lot U4.2. Pour une probabilité de rupture $P_f = 0,5$, l'erreur estimée entre les résultats expérimentaux et les prédictions atteint 30% pour l'état U 5.5 contre moins de 3% pour les états de surface P0, U1.1 et 10% pour l'état de surface U4.2.

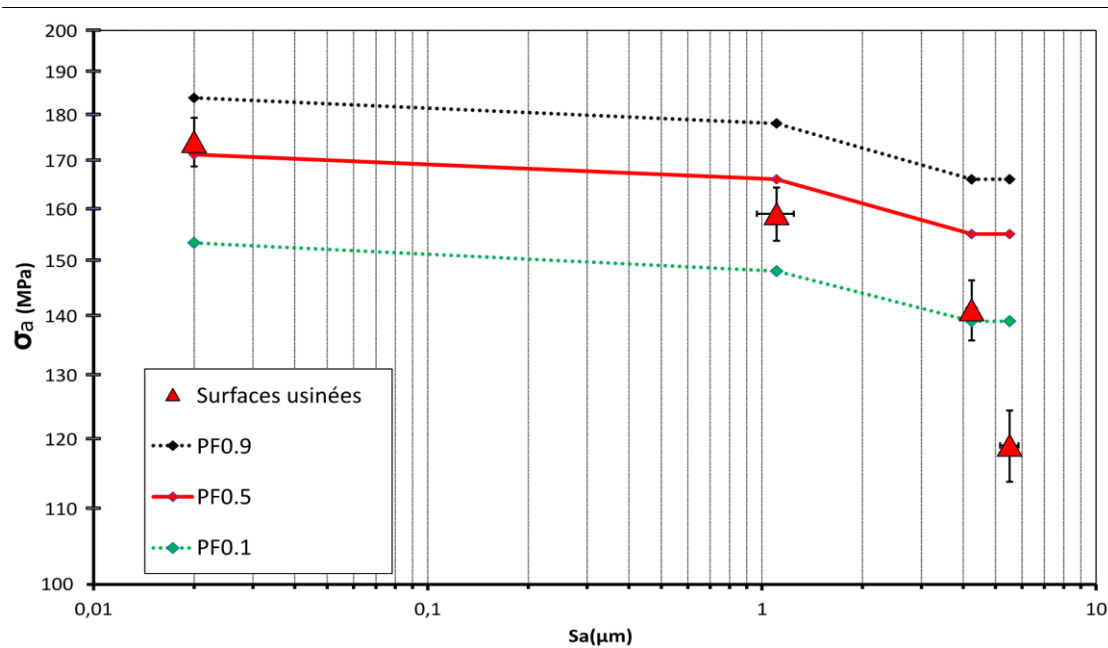


Figure IV.33: stries d'usinage: comparaison entre les prédictions de l'approche surfacique et les résultats expérimentaux.

L'approche volumique intégrant la distribution de contrainte dans un volume limité par une profondeur $d^* = 50 \mu\text{m}$ fournit quant à elle de meilleures prédictions. Cette approche en volume permet en particulier de prédire la faible limite de fatigue du lot U5.5 (Figure IV.34) que ne parvenait pas à prédire l'approche surfacique. La limite de fatigue prédite pour le lot U5.5 est en revanche toujours conservative avec une erreur de l'ordre de 9%.

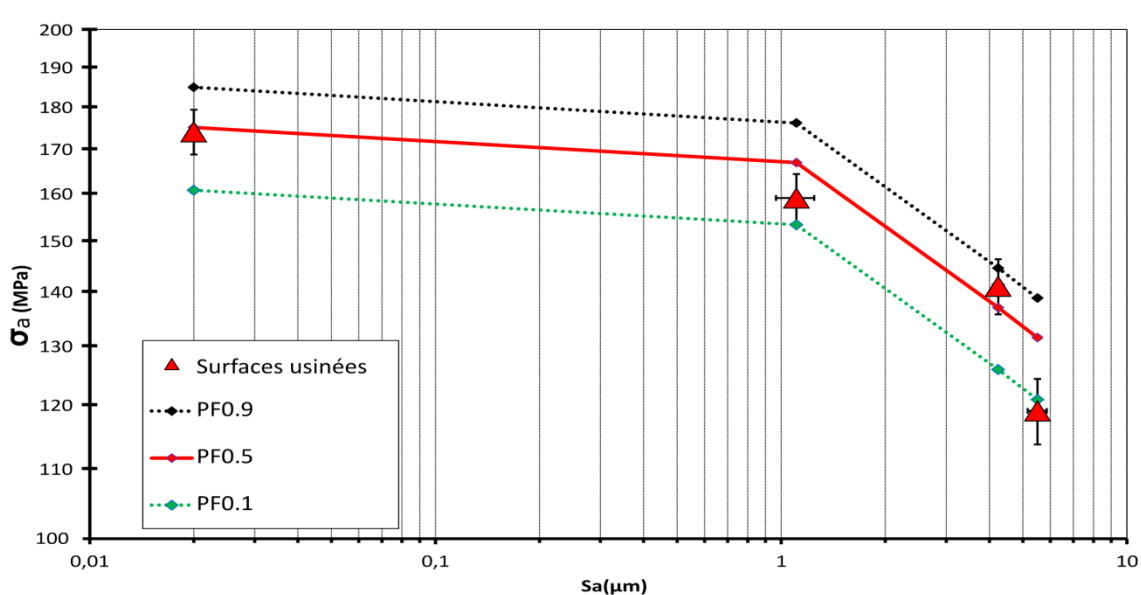


Figure IV.34: stries d'usinage: comparaison entre les prédictions de l'approche volumique et les résultats expérimentaux.

Comme le montre la Figure IV.34, les prédictions de l'approche volumique sont en bon accord avec les résultats expérimentaux. L'approche volumique a permis de s'affranchir des limitations de l'approche surfacique et de bien retrouver la baisse de la limite en fatigue observée sur le lot U5.5. La différence entre les prédictions des deux méthodes surfacique et volumique pour les

lots U4.2 et U5.5 peut être expliquée en analysant la taille de la zone ou du volume fortement sollicité. La zone fortement chargée où la contrainte principale maximale est supérieure de 20% à la contrainte nominale appliquée est proche pour les deux lots $S_{U5.5}[\sigma_I > 1,2\sigma_{I,nominale}] \approx 1,1 S_{U4.2}[\sigma_I > 1,2\sigma_{I,nominale}]$ et les limites de fatigue prédites en utilisant la méthode surfacique sont presque égales pour les deux lots étudiés. Le volume fortement chargé est le plus important pour le lot U5.5 par rapport au lot U4.2 $V_{U5.5}[\sigma_I > 1,2\sigma_{I,nominale}] \approx 1,3 V_{U4.2}[\sigma_I > 1,2\sigma_{I,nominale}]$ et la limite de fatigue prédite à l'aide de la méthode volumique est donc plus faible pour le lot U5.5.

Pour conclure, les approches développées en surface et en volume dont les paramètres ont été identifiés via des essais conduits sur des défauts artificiels parviennent à prédire la tenue en fatigue des lots P0, U1.1 et U4.2. Pour le lot U5.5 l'approche volumique s'avère plus efficace que l'approche surfacique.

IV.6. Limitations et perspectives

Malgré l'aptitude du modèle proposé à prédire la limite en fatigue des différents états de surfaces usinées et avec défauts hémisphériques, des limitations se manifestent dans le cas des états de surface anodisées (0.9-TSA et U5.4-TSA) et poncées (P3.8).

Concernant les éprouvettes anodisées, la couche anodique recouvre les piqûres de surface créées lors de l'étape de décapage. En revanche, la forme des piqûres persiste et est détectable par les moyens d'observation classiques et en particulier via les scans profilométrique tridimensionnels (Figure IV.35). Ces piqûres sont une source de concentration de contrainte et jouent un rôle primordial dans la définition de la durée de vie de l'éprouvette. Rappelons que l'étape de décapage + anodisation est appliquée pour les deux états de surfaces usinés U0.9-TSA et U5.4-TSA.

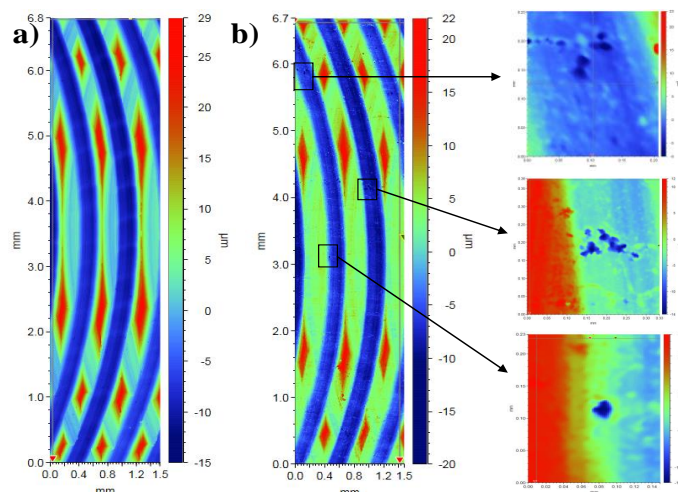


Figure IV.35: Image scan a) avant décapage (Ra4,9-7) et b) après décapage + anodisation (Ra4,9-TSA-7) avec zoom sur des piqûres locales.

Un calcul éléments finis est conduit sur chacun des états de surfaces anodisées et les critères probabilistes surfacique et volumique sont appliqués. Les deux approches prédisent des limites de fatigue proches et très faibles comparées aux résultats expérimentaux Tableau IV-5. La présence de piqûres augmente considérablement le facteur d'hétérogénéité de contrainte et de

concentration de contrainte (2,12 pour l'état de surface U0.9-TSA et 4.55 pour l'état U5.4-TSA) qui conduisent à des estimations faibles de la tenue en fatigue. La prise en compte uniquement de l'état de surface ne semble donc pas suffisante pour prédire la tenue en fatigue de composants anodisés. La couche anodique issue du TSA a probablement un impact positif sur la tenue en fatigue et il serait nécessaire de conduire davantage d'investigations pour le comprendre. Notons que le facteur de concentration de contrainte maximal atteint une valeur de 4,55 pour l'état U5.4-TSA. La valeur de contrainte principale atteint ainsi 596 MPa pour cet état de surface. Cette valeur de contrainte largement supérieure à la limite de rupture du matériau contredit l'hypothèse du comportement élastique qui n'est dans ce cas plus vérifiée.

État de surface	σ_a (MPa) (expérimentale)	σ_a (prédite) (MPa) méthode surfaccique	σ_a (prédite) (MPa) méthode volumique
U0.9-TSA	175	157	153
U5.4-TSA	135	87	86

Tableau IV-5: comparaison des limites de fatigue expérimentales et prédites pour les états de surfaces anodisées en TSA.

Concernant l'état de surface poncé du lot P3.8, les rayures de ponçage sont aléatoirement réparties et le profil de rugosité n'est pas périodique. Il est ainsi difficile de sélectionner une zone représentative de l'état de surface global. Dans une première approximation, une zone de longueur 7mm et de largeur 1,6 mm est utilisée pour effectuer le calcul EF. Les approches surfaccique et volumique sont ensuite appliquées. La Figure IV.36 présente un scan tridimensionnel de la zone simulée et la distribution de contrainte générée lors du calcul EF. La Figure IV.36 montre que la concentration de contrainte est localisée au niveau des rayures de ponçage. La géométrie vive des rayures concentre la contrainte de manière importante et le facteur de concentration de contrainte maximal atteint une valeur de 4. La valeur de contrainte principale pour cet état de surface atteint ainsi 628 MPa ce qui est de nouveau largement supérieur à la limite de rupture du matériau et l'hypothèse du comportement élastique n'est pas vérifiée.

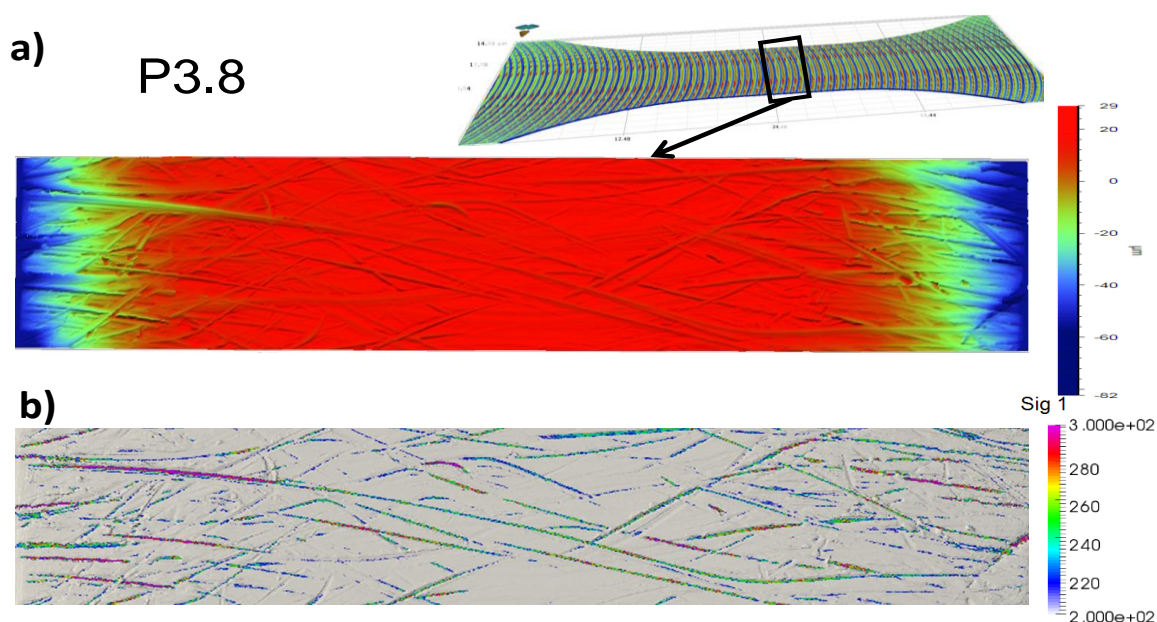


Figure IV.36 : état de surface P3.8 : a) scan de la zone simulée et b) résultat du calcul EF.

Le Tableau IV-6 montre que les limites de fatigue prédites sont très faibles comparées aux résultats expérimentaux (Tableau IV-6). L'utilisation d'une loi de comportement élastique surestime le champ de contrainte et les limites de fatigue prédites sont alors sous évaluées. L'utilisation d'une loi élasto-plastique serait un moyen simple de corriger ce problème.

État de surface	σ_a (MPa) (expérimentale)	σ_a (prédite) (MPa) méthode surfacique	σ_a (prédite) (MPa) méthode volumique
P3.8	157	90	85

Tableau IV-6: comparaison des limites de fatigue expérimentales et prédites pour l'état de surface P3.8.

Le modèle probabiliste proposé présente l'avantage d'intégrer naturellement l'effet d'échelle et d'être donc applicable à différentes tailles de structures. La limite en fatigue d'un composant usiné en fraisage en bout, avec les conditions industrielles « classiques » (état de surface U1.1), et de taille supérieure à celle de l'éprouvette testée peut être identifiée en prenant en compte le rapport de la surface sollicitée entre le composant et l'éprouvette (Figure IV.37). La Figure IV.37 illustre le fait qu'une augmentation de la taille de la structure génère une baisse de la tenue en fatigue.

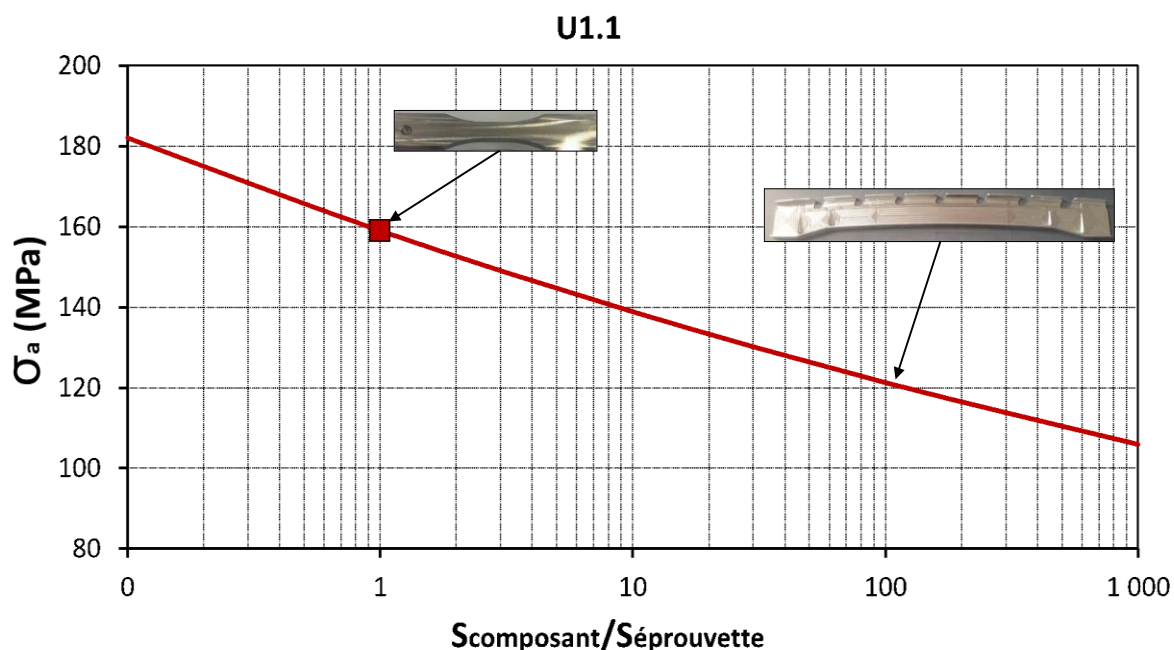


Figure IV.37: évolution de la limite de fatigue d'un composant usiné en fraisage (état U1.1) en fonction de sa surface sollicitée. Le point correspond à la limite expérimentale de fatigue sur éprouvettes de l'état U1.1.

Le même type de diagramme peut être obtenu dans le cas d'une structure possédant des défauts aléatoirement répartis. Le passage d'une éprouvette de référence possédant 1 unique défaut de $\varnothing 400 \mu\text{m}$ sur une surface de taille S à une structure possédant n défauts aléatoirement répartis sur une surface de taille $n \times S$ est également possible et illustré sur la Figure IV.38.

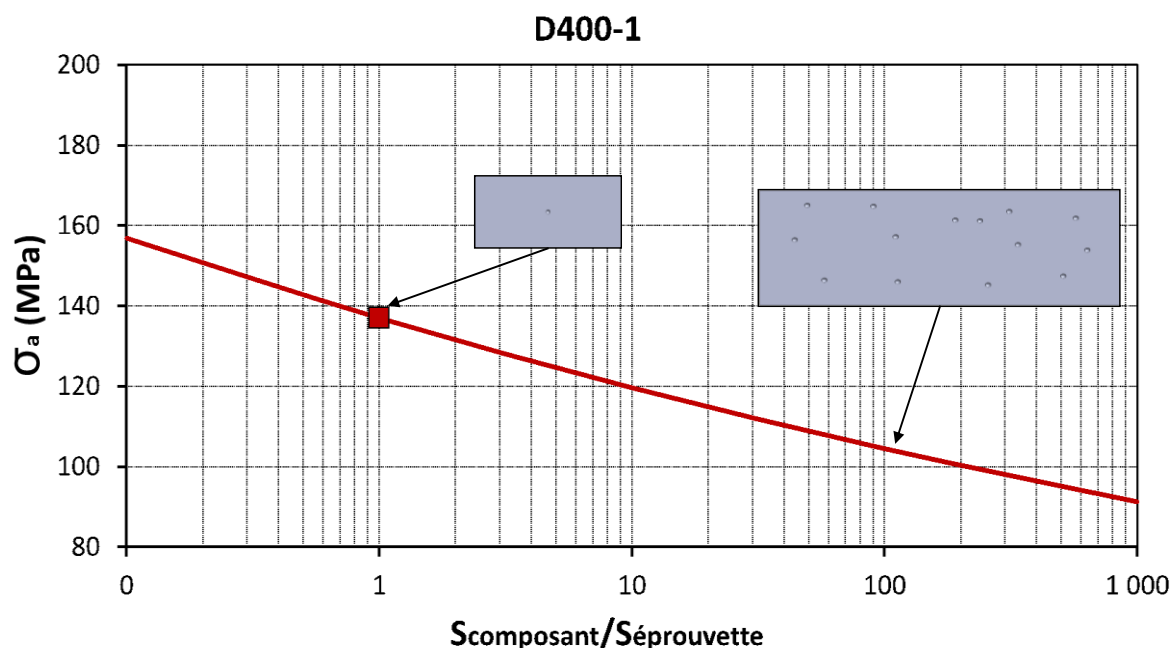


Figure IV.38: évolution de la limite de fatigue d'un composant, poli et présentant des défauts hémisphériques de $\varnothing 400\mu\text{m}$ répartis aléatoirement, en fonction de sa surface sollicitée. Le point correspond à la limite expérimentale de fatigue sur éprouvettes de l'état D400-1.

2-1- Conclusion

La première partie de ce chapitre a permis de montrer que parmi les paramètres d'état de surface usuels, la hauteur moyenne arithmétique S_a s'avère être la mieux adaptée pour caractériser l'effet de la topologie de surface sur le comportement en fatigue de nos lots usinés en bout avec et sans traitement. L'estimation de la concentration de contrainte générée par les stries d'usinage via des expressions analytiques basées sur le profil de rugosité 2D s'est quant à elle montrée difficilement applicable à nos états de surface.

Afin de prédire la tenue en fatigue des différents lots, un critère de tenue en fatigue probabiliste intégrant l'ensemble du champ de contrainte a été proposé. L'utilisation d'un critère d'amorçage en contrainte à l'échelle d'un SER ou VER, couplé à l'hypothèse du maillon le plus faible permet de prendre en compte efficacement à la fois l'effet de taille et du nombre de défauts sur la tenue en fatigue. Les effets de la taille et du nombre de défauts sont traités dans ce cadre de la même manière via l'augmentation de la taille de la zone sollicitée qu'ils génèrent. Considérer la probabilité d'amorçage sur les 50 premiers microns de la surface permet d'obtenir de meilleures prédictions qu'une approche purement surfacique notamment pour les défauts de petites tailles. Les diagrammes de Kitagawa prédits sont en accord avec l'ensemble des résultats obtenus sur éprouvettes possédant un ou plusieurs défauts artificiels.

Afin d'appliquer ce nouveau critère sur des états de surface réels, une chaîne numérique permettant de conduire des calculs éléments finis à partir de scan 3D réels a été développée. La résolution spatiale du scan de $1,9\mu\text{m}$ est dans ce cadre identique à la taille de maille utilisée pour le calcul éléments finis. Une attention particulière a également été portée au filtrage de la topologie initiale. Les prédictions obtenues sur les différents lots usinés sont en accord avec les résultats expérimentaux. La prise en compte du champ de contrainte sur les premiers microns de l'ensemble de l'éprouvette permet entre autre de retrouver les différences de tenue en fatigue

Chapitre IV : Modélisation du comportement en fatigue à grand nombre de cycles de L'Al7050 en présence des différents états de surface

des lots U4.2 et U5.5 pour lesquels les coefficients de concentration de contraintes maximales sont très proches. L'utilisation d'une loi de comportement élastique montre quant à elle ses limites pour les lots anodisés et poncés pour lesquels les singularités géométriques (piqûres de décapage et rayures de ponçage) génèrent des contraintes locales très élevées.

Conclusion et perspectives

L'étude présentée dans ce mémoire est consacrée à la tenue en fatigue des composants usinés par fraisage et plus précisément aux rôles de la topologie de surface issue, d'une part des procédés de d'usinage, et d'autre part du traitement de surface, sur la résistance en fatigue à grand nombre de cycles. Deux volets principaux ont été abordés. Le premier porte sur la caractérisation et la compréhension des mécanismes d'endommagement en fatigue de l'aluminium Al7050-T7451 en présence d'une large gamme de défauts de surface et pour un chargement de flexion plane. Le second concerne la construction d'un modèle de prédiction adapté aux différents états de surface usinés et utilisable dans le cadre du dimensionnement en fatigue de pièces mécaniques.

Le premier volet de l'étude, dédiée à la caractérisation expérimentale du comportement en fatigue suite à différentes opérations d'usinage et de traitement de surface, a permis de montrer que pour l'aluminium Al7050-T7451 étudié dans le domaine de l'endurance illimitée, la réponse recueillie dépend de la topographie de surface. La présence d'accidents géométriques induits par le procédé (stries d'usinage, rayures de ponçage, piqures de décapage) ainsi que de particules intermétalliques contrôle le comportement en fatigue. On a également observé que les contraintes résiduelles sont relativement modestes ce qui nous a conduit à en négliger les effets. Les mécanismes d'endommagement observés dépendent du nombre de cycles et de l'intensité de chargement. Les essais de fatigue réalisés sur les éprouvettes de différentes rugosités de surface ont montré qu'il est nécessaire de dégrader considérablement la rugosité pour avoir une baisse significative de la tenue en fatigue. Étonnamment, le lot présentant la limite d'endurance la plus basse n'est pas celui présentant la rugosité linéique R_a maximale. L'impact du traitement de surface d'anodisation sulfotartrique sur la tenue en fatigue a également été étudié. Ce type de traitement améliore la tenue en fatigue des éprouvettes testées de l'ordre de 15 MPa.

Vu la complexité des états de surface obtenus par fraisage en bout, des essais de fatigue sur des états de surface plus simples possédant des défauts artificiels hémisphériques ont été conduits. Pour les échantillons contenant des défauts artificiels, une baisse de la tenue en fatigue est observée quand on augmente la taille ou le nombre de défauts introduits. Pour le matériau étudié et dans les conditions de sollicitation investiguées, l'effet d'échelle observé est significatif et le passage d'un seul défaut à 22 défauts de même taille génère une diminution de la limite d'endurance de l'ordre de 20MPa et donc de plus de 15%.

Le second volet de l'étude s'attache au développement d'un critère en fatigue capable d'intégrer l'impact de l'état de surface sur la tenue en fatigue. Partant de l'hypothèse que la géométrie de la surface contrôle le comportement en fatigue, les prédictions de différents critères déterministes basées sur l'estimation de la concentration de contrainte via le profil 2D de l'état de surface ont été confrontées aux résultats expérimentaux. La présence d'état de surfaces complexes issus d'une opération de fraisage en bout rend l'utilisation de ces approches en 2D discutables. La faible prédictivité des estimations obtenues via ce type d'approche simplifiée montre l'importance de la prise en compte de la topologie de surface 3D. La rugosité de surface S_a est le paramètre possédant la meilleure corrélation avec les limites de fatigue expérimentales.

Afin de proposer un critère de dimensionnement en fatigue adapté à la prise en compte de défaut locaux et d'état de surfaces usinées en bout, une démarche basée sur la prise en compte

de la topologie de surface réelle a été développée. La surface de l'échantillon est dans un premier temps scannée par profilométrie 3D. Après filtrage un maillage basé sur la géométrie réelle est créé pour conduire un calcul éléments finis en élasticité. La comparaison du champ de contrainte à la position des lieux d'amorçage expérimentaux montre que l'amorçage n'est pas toujours localisée au point de plus forte concentration de contrainte mais dans une zone assez large où le champ de contrainte est maximal. La définition d'un seuil d'amorçage défini en contrainte à l'échelle locale couplée à l'hypothèse du maillon le plus faible permet de considérer la probabilité d'amorçage sur l'ensemble de la surface de l'échantillon. L'approche proposée est dans un premier temps identifiée et confrontée aux résultats obtenus à partir d'échantillons possédant des défauts artificiels. La prise en compte du champ de contrainte en extrême surface montre de moins bonnes prédictions que la prise en compte du champ de contrainte sur les 50 premiers micromètres de la pièce. La prise en compte de la probabilité d'amorçage sur une couche de 50 micromètres en surface est motivée par l'observation des faciès de rupture montrant la présence de particules intermétalliques parfois localisées en sous-couche. Les prédictions obtenues montrent que l'hypothèse du maillon le plus faible suffit à prédire à la fois l'impact du nombre et de la taille des défauts sur la tenue en fatigue de nos éprouvettes.

La qualité des prédictions du critère proposé pour les états de surface usinés montre l'importance de la prise en compte de l'effet d'échelle via la considération de la totalité du champ de contrainte de l'éprouvette. L'approche proposée permet en particulier de prédire la moins bonne tenue du lot U5.5 possédant pourtant un facteur de concentration de contrainte maximal en surface très proche du lot U4.2. L'utilisation d'un champ de contrainte élastique limite tout de même l'application de cette approche pour les lots anodisés et poncés pour lesquelles les singularités de surface génèrent des niveaux de contrainte dépassant la limite d'élasticité. Des calculs élasto-plastiques sont actuellement en cours pour obtenir des prédictions de champ de contraintes plus réalistes. Ces calculs étant assez lourds en temps de calculs, les prédictions ne peuvent pas encore être discutées.

Au cours de ce mémoire, l'impact des contraintes résiduelles sur le comportement en fatigue des composants usinés par fraisage en bout n'a pas été considéré. Rappelons que cette hypothèse n'est pas applicable pour certains états de surface notamment sur l'alliage 7XXX obtenus par fraisage en roulant (Brunet, 1991) ou pour les matériaux connus pour générer des valeurs élevées de contraintes résiduelles (TA6V (Moussaoui, 2013)). Pour généraliser l'approche proposée à des états de surface possédant des contraintes résiduelles il est possible d'utiliser un seuil d'amorçage multiaxial permettant de les intégrer comme le critère de Dang Van. Précisons que le problème ne serait dans ce cas pas si simple et que de nombreuses précautions devront être prises à la fois sur l'estimation des contraintes résiduelles à l'état stabilisé et la prise en compte de son gradient sur la tenue en fatigue (Gerin, 2016).

Ces travaux se sont inscrits dans le cadre du projet QUAUSI qui, en s'appuyant sur la collaboration entre différents partenaires industriels et laboratoires de recherche, avait pour but final d'améliorer la qualité d'usinage à grande vitesse et de minimiser les surcoûts de finition. L'un des objectifs de ce projet est de réaliser une chaîne numérique complète allant des conditions de coupe au calcul en fatigue pour les composants usinés. Connaissant les conditions de coupe utilisées, l'état de surface peut être numériquement générée et ensuite implémentée dans le modèle probabiliste proposé. L'impact des conditions de coupe sur le comportement en fatigue peut donc dans ce cadre directement être estimé. Le laboratoire LS2N de l'université de

Conclusions et perspectives

Nantes conduit actuellement des travaux permettant d'établir un lien entre l'analyse vibratoire des broches instrumentées et la présence de défauts de surface. Leurs résultats prometteurs montrent qu'il sera bientôt possible via le suivi en continue des broches de détecter et de caractériser la nature et la taille des défauts de surface générés. Ces outils d'analyse en continue couplés à l'approche de dimensionnement en fatigue proposée devraient à terme permettre de statuer en temps réels sur la nécessité ou non de reprendre en polissage une zone comportant un défaut.

Annexe A : Détails des mesures du paramètre de rugosité surfacique Sa pour les différents états de surface.

État de surface	Sa (μm)					
	U1.1	U4.2	U5.5	U0.9-TSA	U5.4-TSA	P3.8
Éprouvette						
1	1.45	4.34	4.86	0.927	5.23	3.76
2	0.96	4.24	5.20	0.851	5.21	3.71
3	0.92	4.27	4.74	0.958	5.14	4.22
4	1.00	4.27	5.18	0.954	5.38	3.86
5	1.58	3.69	5.01	0.949	5.07	3.71
6	0.97	4.28	5.45	0.735	5.03	3.6
7	0.97	4.27	6.96	0.919	5.08	4.03
8	0.93	4.16	5.37	1.042	6.69	3.81
9	0.93	4.32	6.71	0.887	5.41	
10	0.97	4.44	5.16		5.35	
Moyenne	1.1	4.2	5.46	0.93	5.36	3.85
Ecart type	0.24	0.2	0.76	0.08	0.5	0.2
Etendu	0.66	0.75	2.22	0.3	1.61	0.6

Annexe B : Traitement des scans profilométrique des états de surfaces.

Pour chaque état de surface issu de l'opération de fraisage, les zones utiles des éprouvettes ont été scannées par le profilomètre tridimensionnel Bruker Contour GTK0-X.

Malgré la bonne qualité des scans bruts des surfaces, il est nécessaire de passer par le traitement du profil afin d'enlever le bruit et de remplacer les pixels manquants (Figure B.1). Cette étape est primordiale au calcul EF et à la caractérisation des différents états de surface.

Pour tous les scans réalisés, un filtrage médian avec une fenêtre de taille 3 pixels \times 3 pixels a été appliqué. Ce type de filtrage permet d'enlever une partie importante du bruit de mesure. Ensuite, la suppression des pixels aberrants est réalisée par l'intermédiaire d'un masque de données (Mask Data). Finalement, une opération de remplissage des pixels vides avec restauration des arrêtes entre les pixels est effectué (data restore) (Figure B.1). La Figure B.1 présente un échantillon du scan de surface avant et après traitement.

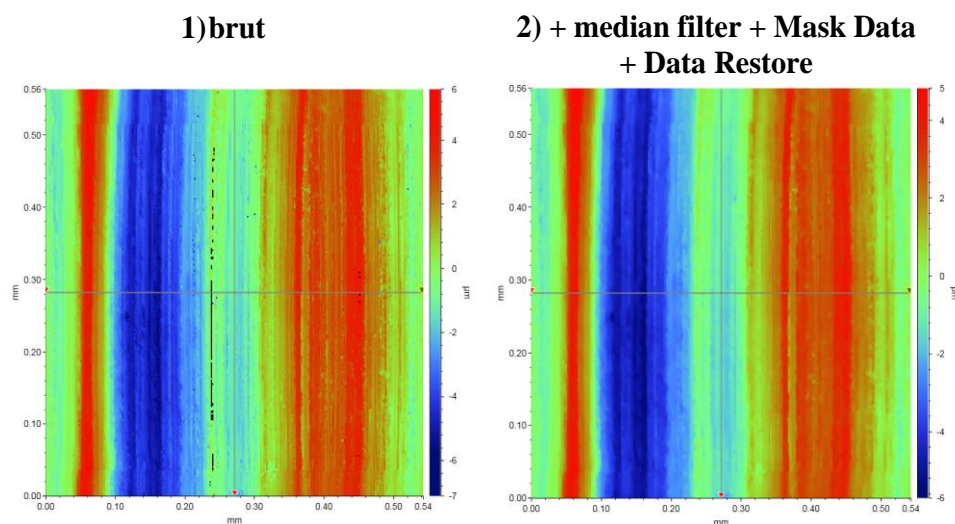
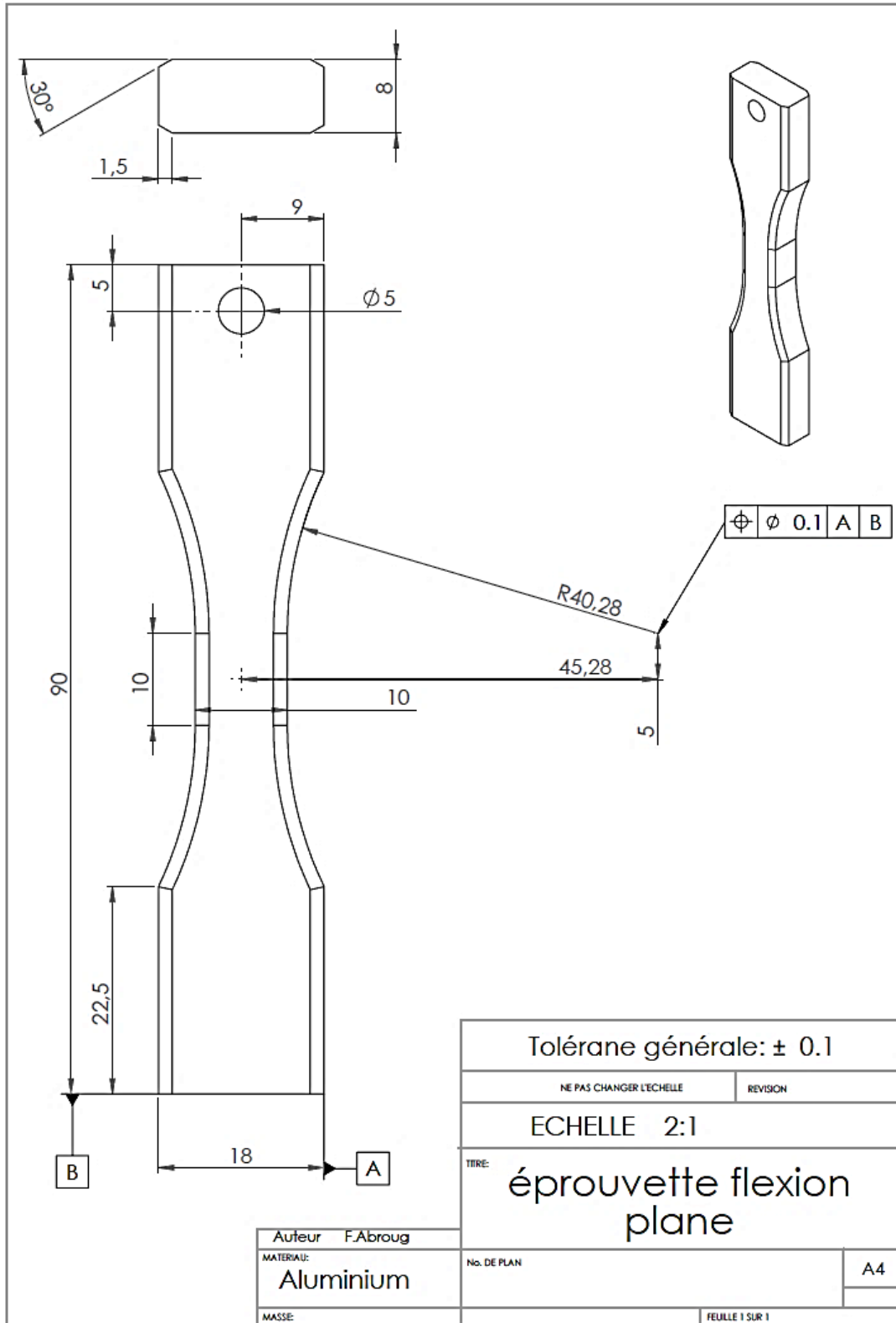


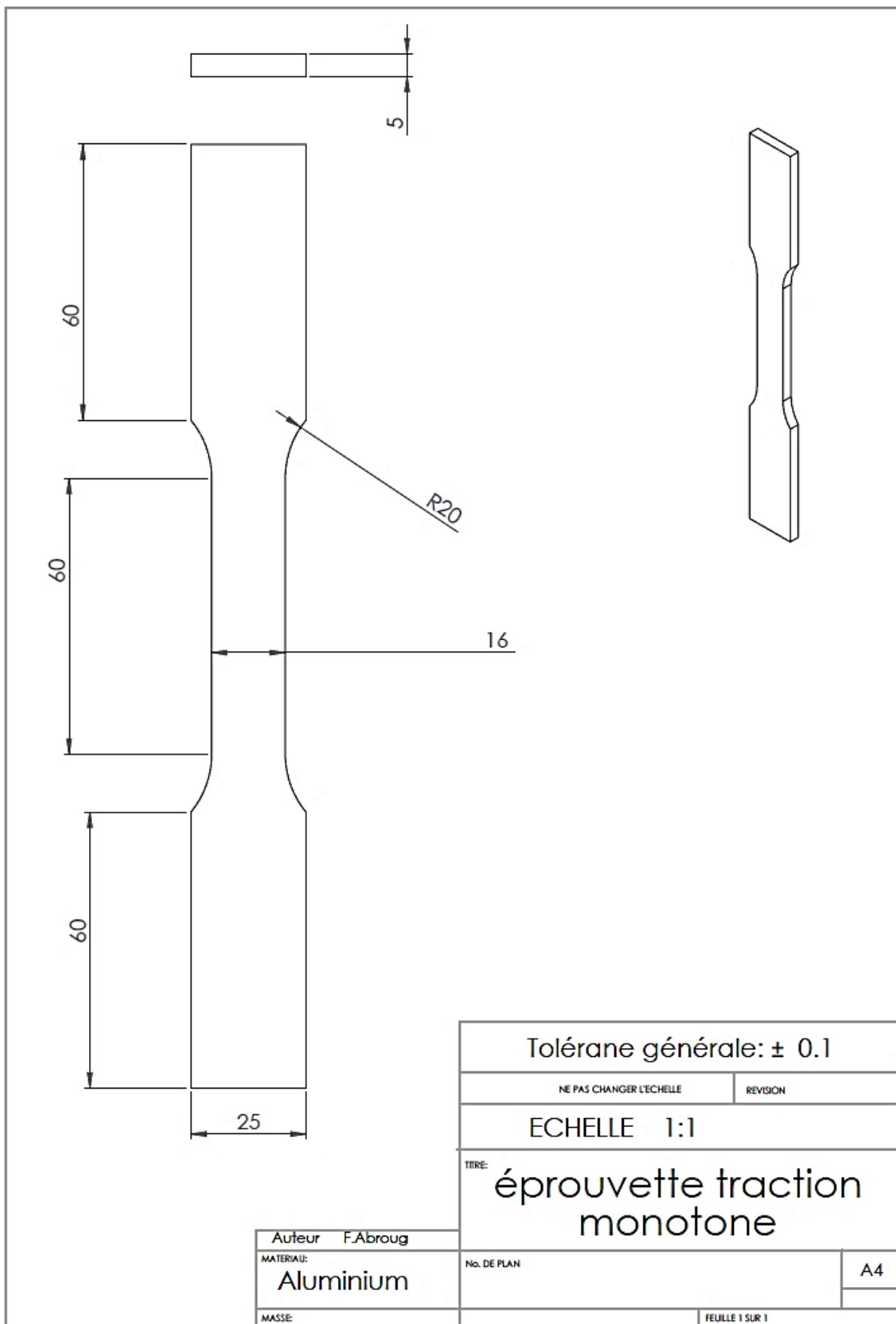
Figure B.1: traitement des scans profilométrique des états de surfaces.

Annexe C : Plan de définition des éprouvettes.

Plan de définition de l'éprouvette de fatigue en flexion plane



Plan de définition de l'éprouvette de traction monotone



Bibliographie

Agha, H. Y., 1996. *Tolérance aux défauts initiaux : Application à une fonte G.S. en fatigue*, Thèse de doctorat, Cachan: LMT-Cachan.

Alam, A., 1998. *Influence de gammes de tournage sur l'état de surface et la fatigue en endurance limitée d'un acier de construction*, rapport de thèse, Toulouse: Université Paul Sabatier de Toulouse.

Arisoy, Y. M. C. G. K. B. Ö. T., 2016. Investigations on microstructural changes in machining of Inconel 100 alloy using face turning experiments and 3D finite element simulations. *International Journal of Mechanical Sciences*, Volume 107, pp. 80-92.

Arola, D. W. C., 2002. Estimating the fatigue stress concentration factor of machined surfaces. *International Journal of Fatigue*, Volume 24, p. 923-930.

Ås, S. K., 2006. *Fatigue life prediction of an aluminium alloy automotive component using finite element analysis of surface topography*, These de Doctorat, s.l.: Norwegian University of Science and Technology.

Ayed, Y. R. C. G. G. A. A., 2016. Development of a numerical model for the understanding of the chip formation in high-pressure water-jet assisted machining. *Finite Elements in Analysis and Design*, Volume 108, pp. 1-8.

Bombardier, 2010. *Standard machining practices for metallic parts*. Baps, Brevet n° 188-001, Rev. B.

Brunet, S., 1991. *thèse de doctorat: Influence des contraintes résiduelles induites par usinage sur la tenue en fatigue des matériaux métalliques aéronautiques*, Paris, FRANCE: ENSAM Paris.

Campbell, C. B. L. B. W. I. R., 2006. Microstructural characterization of Al-7075-T651 chips and work pieces produced by high-speed machining. *Materials Science and Engineering*, Issue A 430, p. 15-26.

Cetim-Certec, 2013. *Comparaison OAS – OAST en termes de faïençage, corrosion, fatigue*. s.l.: Les rendez-vous technologiques « Les traitements de surface des alliages légers ».

Chantier, I., 2000. *Tolérance aux défauts initiaux et effets de surface : Dimensionnement à la fatigue de pièces de fonderie*, Thèse de doctorat, Cachan: LMT-Cachan.

Chaussumier, M. M. C. C. R. S. M., 2013. Fatigue life model for 7050 chromic anodized aluminium alloy. *Procedia Engineering*, Issue 66, p. 300 – 312.

Dang Van, K. P. I., 1999. Introduction to fatigue analysis in mechanical design by the multiscale approach. In: *High-Cycle Metal Fatigue in the Context of Mechanical Design*. Springer-Verlag, Volume CISM Courses and Lectures No. 392, p. 57-88.

Daoud, A., 2007. *Influence croisée de la rugosité et de l'anodisation chromique sur la tenue en fatigue de l'alliage 7010*, Rapport d'étude, Toulouse: ISAE-ENSICA.

Références bibliographiques

- Delahay, T. P.-L. T., 2006. Estimation of the fatigue strength distribution in high-cycle multiaxial fatigue taking into account the stress-strain gradient effect. *International Journal of Fatigue*, Volume 28, pp. 474-484.
- Dixon, W. & Mood, A., 1948. A Method for Obtaining and Analyzing Sensitivity Data. *J. Am. Stat. Assoc.*, Volume 43, pp. 109-126.
- Dowling, N. E., 2013. *Mechanical behaviour of materials*. 4e éd. Harlow, England: Pearson Education Limited.
- Earthman, T. P. a. S. J. C., 2008. Surface characterization of 7075-T73 aluminium exposed to anodizing pre-treatment solutions. *Journal of Materials Engineering and Performance*, Volume 17, pp. 674-681.
- Earthman, T. P. a. S. J. C., 2009. Corrosion of Type 7075-T73 Aluminum in a 10% HNO₃ + Fe₂(SO₄)₃ Deoxidizer Solution. *Journal of Materials Engineering and Performance*, Volume 18, pp. 196-204.
- El Haddad, M. H., Topper, T. H. & Smith, K. N., 1979. Prediction of non propagating cracks. *Engineering Fracture Mechanics*, 11(3), pp. 573-584.
- Flaceliere, L. M. F., 2004. Probabilistic approach in high-cycle multiaxial fatigue: volume and surface effects. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 27(12), pp. 1123-1135.
- Freudenthal, A., 1968. in: H. Liebowitz (Eds.), *Fracture*. Academic Press, Volume 2, pp. 591-619.
- Gerin, B., 2016. *Modélisation des effets de défauts et d'intégrité de surface sur la tenue en fatigue dans les composants forgés*. Angers: ENSAM.
- Griffiths, B., 2001. *Manufacturing Surface Technology : Surface integrity and Functional Performance*. London: Prenton Press.
- Grosskreutz, J. C. S. G. G., 1969. Critical mechanisms in the development of fatigue cracks in 2024-T4 aluminium.. *Fracture*, Chapman and Hall(Brighton), pp. 620-629.
- Guerchais, R. R. C. M. F. S. N., 2014. Micromechanical study of the loading path effect in high cycle fatigue. *International Journal of Fatigue*, Volume 59, pp. 64-75.
- Guillemot, N., 2010. *Prise en compte de l'intégrité de surface pour la prévision de la tenue en fatigue de pièces usinées en fraisage*, Rapport de thèse, Cachan: ENS de Cachan.
- Hild, F. R. S., 1991. Fatigue initiation in heterogeneous brittle materials. *Mechanics Research Communications*, 18(6), pp. 409-414.
- Inglis, C. E., 1913. Stresses in a plate due to the presence of cracks and sharp corners. *Engineering*, Volume 95, p. 415.
- Kalvoda, T. H. T. R., 2009. Impact of various ball cutter tool positions on the surface integrity of low carbon steel. *Materials & Design*, 30(9), pp. 3360-3366.

Références bibliographiques

- Kitagawa, H. T. S., 1976. Applicability of fracture mechanics to very small cracks. *Proceedings of the second International Conference on Mechanical Behaviour of Materials*, pp. 627-631.
- Leach, R. K., 2013. *Characterisation of areal surface texture*. Berlin: Springer.
- Lee, E. J. Y. a. K. S., 2012. S-N Fatigue Behavior of Anodized 7050-T7451 Produced in Different Electrolytes. *Metals & Materials Society and ASM International*, Volume 43, pp. 2002-2011.
- Lieurade, H. P. L. J., 1998. *Concentration de contraintes, Référence BM5040*, Saint-Denis: Techniques de l'ingénieur.
- Li, J. Z. Z. C. W. R. W. Z. X., 2007. Simulation study on function mechanism of some precipitates in localized corrosion of Al alloys. *Corrosion Science*, Volume 49, pp. 2436-2449.
- Limido, J., 2008. *Etude de l'effet de l'usinage grande vitesse sur la tenue en fatigue de pièces aéronautiques*, Toulouse: Université de Toulouse.
- Liu, C. R. B. M. M., 1976. The mechanical state of the sublayer of a surface generated by chip removal process, Part2: Cutting with a tool with a flank wear. *Transaction of ASME, J. Engng. Ind.*, Volume 4, pp. 1202-1208.
- Lu, J., 2003. *Fatigue des alliages ferreux - Facteurs d'influence, Ref BM5043*, Saint-Denis: Techniques de l'Ingénieur.
- Massonnet, C., 1955. *Le dimensionnement des pièces de machines. Contribution expérimentale à l'étude de l'effet de l'échelle et des entailles*, Liège: s.n.
- Maxwell, D. N. T., 1999. A rapid method for generation of a Haigh diagram for high cycle fatigue. *Fatigue and fracture mechanics*, Volume 29, pp. 626-641.
- Moore, H. F. M. D., 1943. Second progress report on the effect of the specimen on fatigue strength of three types of steels. *Proceedings, American Society Testing*, Volume 43, pp. 109-120.
- Moussaoui, K., 2013. *Influence de l'usinage sur la durée de vie en fatigue de pièces aéronautiques en alliage de titane*, Toulouse: Université Toulouse 3 Paul Sabatier.
- Murakami, Y., 2002. *Metal Fatigue: Effects of small defects and non-metallic inclusions*. s.l.:Elsevier, N° ISBN 0-08-044064-9.
- Neuber, H., 1961. *Theory of notch stresses*. s.l.:Office of Technical Services.
- Nizery, E., 2015. *Amorçage et propagation des fissures de fatigue dans les alliages d'aluminium 2050-T8 et 7050-T7451*. Lyon: INSA Lyon.
- Novovic, D. D. R. C. A. D. K. V. W. B. P., 2004. The effect of machined topography and integrity on fatigue life. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 44(2-3), pp. 125-134.
- Papadopoulos, I. P. V., 1996. Gradient-dependent multiaxial high-cycle fatigue criterion.. *Multiaxial Fatigue and Design, ESIS 21 (Edited by A. Pineau, G. Cailletaud and T.C. Lindley)*, London : Mechanical Engineering Publications, pp. 349-364.

Références bibliographiques

- Pessard, E. A. B. M. F. A. F. D. P., 2014. The effect of quenching and defects size on the HCF behaviour of Boron steel. *International Journal of Fatigue*, Issue 68, pp. 80-89.
- Pessard, E. B. D. M. F. K. I., 2013. A mechanistic approach to the Kitagawa–Takahashi diagram using a multiaxial probabilistic framework. *Engineering Fracture Mechanics*, Volume 109, p. 89–104.
- Pessard, E. M. F. B. D. M. A., 2012. A new approach to model the fatigue anisotropy due to non-metallic inclusions in forged steels. *International Journal of Fatigue*, Volume 41, p. 168–178.
- Peterson, R. E., 1974. *Stress concentration factors*, New-York: John Wiley and Sons.
- Pogoretskii, R. K. G., 1965. On the effect of specimen length on the cyclic strength of steel. *Zavodskaya Laboratoriya*, 31(12), pp. 1497-1501.
- Rao, B. S. Y. C., 2001. Analysis on high-speed face-milling of 7075-T6 aluminum using carbide and diamond cutters. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, Volume 41, p. 1763–1781.
- Rentsch, R. M. A. P. K. N. E., 2017. Modeling of micro- and nano-scale cutting. *Microfabrication and Precision Engineering*, pp. 1-25.
- Richard, S., 2011. *Fissuration par fatigue d'alliages d'aluminium au lithium de troisième génération*. thèse de doctorat éd. s.l.:ENSMA.
- Robert, C. & Mareau, C., 2015. A comparison between different numerical methods for the modeling of polycrystalline materials with an elastic–viscoplastic behavior. *Computational Materials Science*, pp. 134-144.
- Sauzay, M. E. P. S. A. F. E., 2010. Physically-based modeling of the cyclic macroscopic behaviour of metals. *Procedia Engineering*, Volume 2, p. 531–540.
- Shahzad, M., 2011. *Influence de la rugosité et des traitements l'anodisation sur la tenue en fatigue des alliages d'aluminium aéronautiques 2214 et 7050, rapport de thèse*, Toulouse: Université de Toulouse.
- Shahzad, M. C. M. C. R. M. C. A. F., 2010. Influence of surface treatments on fatigue life of Al 7010 alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, Issue 210, pp. 1821-1826.
- Souto-Label, A., 2014. *Rôle de l'intégrité de surface dans la tenue en fatigue d'un acier bainitique après fraisage de finition*, Cachan: ENS Cachan.
- Stucky, M., 2011. *Traitements thermiques des alliages d'aluminium - matériels et recommandations*, Paris: Techniques de l'ingénieur.
- Suraratchai, M. L. J. M. C. C. R., 2008. Modelling the influence of machined surface roughness on the fatigue life of aluminium alloy. *International Journal of Fatigue*, Volume 30, pp. 2119-2126.
- Suresh, S., 1998. *Fatigue of materials*. Cambridge, New York: Cambridge University Press.

Références bibliographiques

Tang, Z. L. Z. P. Y. W. Y. A. X., 2009. The influence of tool flank wear on residual stresses induced by milling aluminum alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 209, p. 4502–4508.

Taylor, D., 1999. Geometrical effects in fatigue : a unifying theoretical model. *International Journal of Fatigue*, 21(5), pp. 413-420.

Taylor, D., 2008. The theory of critical distances. *Engineering Fracture Mechanics*, 75(7), pp. 1696-1705.

Thieulot-Laure, E., Pommier, S. & Fréchet, S., 2007. A multiaxial fatigue failure criterion considering the effects of the defects. *International Journal of Fatigue*, Volume 29, pp. 1996-2004.

Valiorgue, F. R. J. H. H. G. P. B. J. M., 2012. 3D modeling of residual stresses induced in finish turning of an AISI304L stainless steel. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 53(1), pp. 77-90.

Vincent, M., Nadot-Martin, C., Nadot, Y. & Dragon, A., 2014. Fatigue from defect under multiaxial loading: Defect Stress Gradient (DSG) approach using ellipsoidal Equivalent Inclusion Method. *International Journal of Fatigue*, Volume 59, pp. 176-187.

Weibull, W., 1939. *A statistical theory of the strength of materials, Report 151*, Sweden: Roy. Swed. Inst. Eng. Res.

Weibull, W., 1951. A statistical distribution function of wide applicability. *ASME J Appl Mech*, Volume 18, pp. 293-297.

EFFET DE DÉFAUTS D'USINAGE SUR LA TENUE EN FATIGUE DE PIÈCES AÉRONAUTIQUES

RÉSUMÉ : Il a été prouvé dans plusieurs études de la littérature que la taille d'un composant affecte sa tenue en fatigue et cette tendance est plus prononcée dans le régime de fatigue à grand nombre de cycles. Plus précisément, une baisse de la limite de fatigue est observée et est souvent expliquée par l'augmentation, avec l'augmentation du volume sollicité, de la probabilité de trouver un défaut critique ou une zone plus faible dans le matériau. Le présent mémoire fait partie d'un projet de recherche français (QUAUSI) regroupant plusieurs partenaires industriels et académiques qui vise à contrôler la qualité d'usinage des composants structuraux d'avions. Un des défis consiste à définir un critère approprié d'acceptabilité de défauts pour la conception en FGNC. Le critère doit être capable de prendre en compte une large gamme de défauts de surface et de composants de tailles et de géométries différentes. L'objectif principal étant de mieux comprendre l'impact des états de surface périodiques (caractéristique du type d'usinage utilisé) sur la limite de fatigue, il a fallu d'abord vérifier si un effet de taille peut être observé quand un nombre croissant de défauts de surface simples sont introduits à la surface d'échantillons polis. Le matériau d'étude est l'alliage d'aluminium 7050 (Al Zn6CuMgZr). Une grande campagne d'essais de fatigue sous charge de flexion plane à $R=-1$ est effectuée sur des éprouvettes présentant des défauts hémisphériques, de différentes tailles et nombres, et des états de surface usinés. Les résultats des essais ont permis de caractériser à la fois l'effet Kitagawa et l'effet d'échelle sur la tenue fatigue. Une approche probabiliste basée sur le concept du maillon le plus faible associé à un critère d'amorçage de fissure de fatigue approprié est utilisée pour prendre en compte la répartition des contraintes et la taille du volume fortement sollicité. Les prédictions utilisant des simulations EF montrent un bon accord avec les résultats expérimentaux et illustrent l'importance de prendre en compte l'effet d'échelle lors de la conception de composants contenant différents types de défauts de surface ou de motifs de rugosité.

Mots-clés : Défaut de surface, fatigue à grand nombre de cycles, diagramme de Kitagawa-Takahashi, Le plus faible concept de lien, alliage AA7050

EFFECT OF MACHINING DEFECTS ON FATIGUE STRENGTH OF AIRCRAFT COMPONENTS

ABSTRACT: The size of a component has been proved in several studies of the literature to affect the fatigue strength and this trend is known to be more pronounced in the High Cycle Fatigue regime. More exactly a drop of the fatigue limit is observed and this evolution is very often explained by the probability to find a critical defect or a weakest zone in the material as the stressed volume rises. The present manuscript is part of a French research project gathering several industrial and academic partners that aims to control the machining quality of aircraft structural components. For one part of the project the challenge is to define a proper defect acceptability criterion for HCF design purpose. It must be able to account for a large range of surface defects and of component sizes and geometries. Even though the primary objective was to better understand the impact of periodic surface micro-geometry patterns (characteristic of the type of machining used) on the fatigue limit, we thought that it was first necessary to check if a size effect can be observed when an increasing number of artificial simplified surface defects are introduced at the surface of smooth specimens. The aeronautical material under investigation is a 7050 Aluminum alloy (Al Zn6CuMgZr). A large fatigue testing campaign under fully reversed plane bending loading is undertaken on specimens with artificial surface hemispherical defects. Defect number varies from 1 to 44 per specimen whereas their size ranges from 60 μm to 800 μm . Testing results allow the characterization of both Kitagawa effect and scale effect on the fatigue response. A probabilistic approach based on the weakest link concept together with a proper fatigue crack initiation criterion is used to account for the stress distribution and the size of the highly stressed volume. Predictions using FE simulations show a good agreement with experimental results and illustrate the importance of taking the scale effect into account while designing components containing different types of surface defects or roughness patterns.

Keywords : Surface defect, HCF, Kitagawa-Takahashi diagram, Weakest link concept, AA7050 alloy.