HAL
open science

Rôle de l'intégrité de surface dans la tenue en fatigue d'un acier bainitique après fraisage de finition

Aurélien Souto-Lebel

To cite this version:

Aurélien Souto-Lebel. Rôle de l'intégrité de surface dans la tenue en fatigue d'un acier bainitique après fraisage de finition. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. École normale supérieure de Cachan - ENS Cachan, 2014. Français. NNT : 2014DENS0028 . tel-01127151

HAL Id: tel-01127151

https://theses.hal.science/tel-01127151v1

Submitted on 7 Mar 2015

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.

ENSC-2014-N° 526

THÈSE DE DOCTORAT
DE L'ÉCOLE NORMALE SUPÉRIEURE DE CACHAN

Présentée par

Aurélien Souto-Lebel

pour obtenir le grade de

DOCTEUR DE L'ÉCOLE NORMALE SUPÉRIEURE DE CACHAN

Domaine

MÉCANIQUE – GÉNIE MÉCANIQUE – GÉNIE CIVIL

Sujet de la thèse

Rôle de l'intégrité de surface dans la tenue en fatigue d'un acier bainitique après fraisage de finition

Soutenue à Cachan le 15 juillet 2014 devant le jury composé de :

Gérard Poulachon	Professeur, Arts et Métiers ParisTech Cluny	Président
Daniel Dudzinski	Professeur, Université de Lorraine	Rapporteur
Franck Morel	Professeur, Arts et Métiers ParisTech Angers	Rapporteur
André Galtier	Ingénieur, Ascometal	Examinateur
Jean-Lou Lebrun	Maître de conférences, Directeur Recherche ESTP	Examinateur
Claire Lartigue	Professeur, Université Paris 11	Directeur de thèse
René Billardon	Professeur, Université Paris 6	Directeur de thèse

LMT-Cachan
ENS Cachan / CNRS / UPMC / PRES UniverSud Paris
61 avenue du Président Wilson, F-94235 Cachan cedex, France

Remerciements

Le doctorat est un travail de longue haleine, au bout duquel je n'aurais pu espérer aller sans recevoir aide, conseils et soutien. J'ai donc un grand nombre de remerciements à adresser. J'espère n'oublier personne.

Je dois tout d'abord remercier René Billardon, pour m'avoir fait confiance et donné l'opportunité de travailler sur un sujet passionnant, pour avoir partagé son savoir et ses nombreuses idées, et pour avoir su m'accompagner tant bien que mal jusqu'à la fin. Je remercie tout autant Claire Lartigue qui a bien voulu nous suivre dans ce projet, et surtout a su me motiver et m'encourager dans les moments les plus difficiles.

Je remercie également les membres du jury qui ont accepté de prendre connaissance de mes travaux de thèse et d'en apprécier la valeur : MM. Gérard Poulachon, André Galtier, Jean-Lou Lebrun, et bien sûr les deux rapporteurs MM. Daniel Dudzinski et Franck Morel qui ont fourni une critique particulièrement constructive de mon manuscrit.

J'ai eu la chance d'inscrire mes travaux dans la continuité de ceux de Nicolas Guillemot, après qu'il ait encadré mon stage de Master. Sa présence m'a permis de commencer ma thèse de la meilleure des manières. Il a été un très bon Chef et restera un excellent ami.

J'ai ensuite endossé à mon tour la casquette de chef, en encadrant les stages de Maxime Winter sur la mesure de température en usinage, puis de Bastien Guichard sur l'estimation des contraintes résiduelles par DRX. Ils ont l'un comme l'autre fait preuve d'une grande implication, et leurs travaux ont contribué à l'obtention de certains résultats importants de ma thèse.

Concernant les contraintes résiduelles et la Diffraction des Rayons X, je remercie également Jean-Lou Lebrun qui a eu la gentillesse de venir partager avec nous son expertise dans le domaine.

Mes trois années de thèse se sont déroulées au sein de l'UTR Multiphysique et Procédés du secteur Matériaux du LMT-Cachan, et dans l'équipe Geo3D du LURPA. Je remercie MM. Ahmed Benallal et Luc Mathieu pour m'avoir accueilli dans ces deux laboratoires, dont ils étaient alors les directeurs respectifs, mais aussi les personnels administratifs et en particulier Catherine Génin.

J'ai passé la plus grande partie du temps du côté du LMT. D'une part derrière un ordinateur, à batailler avec modèles et simulations. Je ne m'en serais pas sorti sans l'aide de Pierre Mella, Pierre Gaborit et Stéphane Roux. D'autre part à divers endroits du Centre

d'Essais : machines de traction, MEB, DRX, Astree, salle de physico-chimie. J'ai eu la chance de pouvoir compter sur les nombreux ingénieurs et techniciens du laboratoire : Patrick Aimedieu, Xavier Pinelli, "Boubou" Raka, et Jean-Pierre Bernard. J'ai également pu profiter lors de réunions de secteur ou d'équipe des conseils de Karine Lavernhe, Olivier Hubert, Rodrigue Desmorat, François Hild, Sylvie Pommier et Jean-Pierre Cordebois.

Lors de mes passages au LURPA, j'ai pu manipuler avec plaisir le centre d'usinage 5 axes MIKRON, ainsi que la station de mesure STIL. L'aide de Christophe Tournier, Sylvain Lavernhe, Yann Quinsat et Nicolas Audfray m'a pour cela été très précieuse.

J'ai également apprécié l'aide des techniciens du DGM, que ce soit au labo de fabrication (Dominique et Philippe) ou au labo matériaux (Francis).

En parallèle de la thèse, j'ai goûté aux joies de l'enseignement à l'IUT de Cachan. J'ai eu le plaisir d'y travailler avec Jean-Luc Ricart, Pauline Hamon, Matthieu Perin et Antoine Seguin.

J'ai aussi eu l'opportunité de m'éloigner de Cachan à quelques reprises. Tout d'abord pour un séjour à Hagondange chez Ascometal CREAS, à l'occasion du lancement des campagnes de fatigue. J'y ai parfaitement été accueilli par André Galtier, Rémi Munier, Fréderic Weber et Zameer Abdoul. Leur participation à mes travaux, avec la fourniture des matériaux et la réalisation des essais de fatigue, ainsi que leurs nombreux conseils, se sont avérés indispensables. J'ai également fait un passage au centre Arts et Métiers ParisTech d'Angers, où j'ai profité de l'accueil d'Etienne Pessard, ainsi que de son vif intérêt pour le sujet de mes travaux.

Les choses ne se passant pas toujours comme prévu, j'ai terminé mes travaux avec un forfait soir & week-ends, mes journées étant consacrées à ma nouvelle activité d'ingénieur au sein de la Division Moteurs Spatiaux de Snecma. J'ai eu la chance de profiter d'une certaine souplesse dans la gestion de mon emploi du temps, ainsi que des conseils éclairés de Loïc Debeugny, pour gérer au mieux la fin de thèse.

Puisque fin de thèse il y a eu, je dois également remercier ceux qui ont eu la gentillesse de passer quelques heures avec moi pour préparer ma soutenance : mes anciens collègues Benito, Gaboche, Pouki, Champa, Zouzou, Peter, François, Olivier, Jimbo et Virgile, et mes nouveaux collègues Alban, Schultzy, Jean-Marie, Robert, Seb, Nicolas, Manon, Louis et Alexis.

Au delà des aspects scientifiques et techniques, ces années de thèse ont représenté une tranche importante de ma vie, rendue agréable par la qualité des relations humaines qui en ont fait partie.

Je pense à mes très nombreux collègues et amis du LMT et du LURPA, avec qui j'ai partagé ou non la salle 211, les mezzanines, et les tabourets des bars. Merci en particulier à Peter et à Patrick "Frisou" Redwater.

Avant la thèse et au gré de mes allers-retours entre labos, j'ai également pu profiter du cadre enchanteur du DGM. Un grand merci à Christine et Danielle pour leur présence durant les huit dernières années, ainsi qu'à Panpan et ses successeurs.

J'ai eu la joie de pratiquer le rugby avec l'Aspique pendant 4 ans, dont 3 lors de la thèse. Cette aventure m'a permis de me défouler, de me changer les idées et de bien rigo-

ler, et surtout m'a donné certains de mes meilleurs souvenirs, et de mes meilleurs amis. Mille mercis à tous ceux que j'ai côtoyé à l'entraînement, sur le terrain, et au comptoir.

Enfin, j'ai une pensée pour mes parents et ma famille. Malgré les distances qui nous séparent, je crois en être arrivé où je suis grâce à une bonne impulsion de départ, et à leurs nombreux encouragements et conseils tout au long de mes études. Les savoir fiers de moi est un grand bonheur.

Et pour garder le meilleur pour la fin, mes derniers remerciements vont à Julie et Benoît, pour avoir partagé ma vie au bureau et en dehors. Les avoir eu, et les avoir encore, à mes côtés est une chance formidable.

Merci également à ceux qui liront ce travail.

Table des matières

Table des matières i

Table des figures v

Liste des tableaux ix

Liste des notations xi

Introduction 1
1 Définition de l'intégrité de surface 2
1.1 Microgéométrie 3
1.2 État mécanique 4
1.3 Microstructure 5
2 Contexte de l'étude 5
2.1 Aciers à microstructure bainitique 5
2.2 Fraisage de finition avec outil hémisphérique 8
2.3 Fatigue à grand nombre de cycles 10
3 Influence de l'usinage sur la tenue en fatigue 12
3.1 Rôle de l'état mécanique 12
3.2 Rôle de la microgéométrie 12
4 Organisation de l'étude 14

1 Caractérisation de l'intégrité de surface après fraisage de finition 15
1 Influence de l'usinage sur l'intégrité de surface 16
1.1 Effet sur la microgéométrie 16
1.2 Effet sur l'état mécanique 18
1.3 Effet sur la microstructure 20
1.4 Cas particulier du fraisage de finition d'un acier bainitique 20
1.4.1 Microgéométrie 20
1.4.2 État mécanique 21
1.4.3 Conclusion 21
2 Caractérisation de la microgéométrie après fraisage 24
2.1 Moyen de mesure 24
2.2 Caractérisation par des paramètres standards 25

2.3 Distribution de tailles de défauts 25
3 Caractérisation de l'état mécanique après fraisage 28
3.1 Mesure par Diffraction des Rayons X au LMT-Cachan 28
3.1.1 Principe de l'évaluation de contraintes par DRX 28
3.1.2 Présentation du système installé au LMT-Cachan 29
3.1.3 Vérification du système DRX 33
3.2 Contraintes résiduelles locales après usinage 34
3.3 Évolution de contraintes résiduelles au cours d'un essai mécanique 37
3.3.1 Préparation de l'essai 38
3.3.2 Suivi de l'essai 40
3.3.3 Résultats et analyse 42
4 Caractère anisotrope de l'intégrité de surface 44
4.1 Étude des défauts en fond de vallées 44
4.2 Direction d'usinage et microgéométrie 48
4.3 Contraintes résiduelles 50
5 Conclusion du premier chapitre 51

2 Étude expérimentale en fatigue à grand nombre de cycles 53
1 Mise en œuvre d'une campagne d'essais de fatigue 54
1.1 Réalisation des éprouvettes 54
1.1.1 Conditions d'usinage 54
1.1.2 Définition et rôle des séries d'éprouvettes 55
1.2 Machines d'essai et montages de flexion 4 points 56
2 Analyse des résultats de la campagne 58
2.1 Comparaison des courbes de Wöhler 59
2.1.1 Effet du polissage 59
2.1.2 Effet des contraintes résiduelles 60
2.1.3 Effet de la microgéométrie 61
2.1.4 Anisotropie 62
2.2 Fractographies au Microscope Électronique à Balayage 64
3 Corrélation avec les paramètres de rugosité 3D 66
3.1 Premières observations 66
3.2 Facteur de concentration de contrainte en fatigue 67
3.2.1 Approches usuelles 67
3.2.2 Expression en fonction des paramètres de rugosité . . . 69
4 Conclusion du chapitre 2 72

3 Prévision de l'état mécanique par une approche hybride 73
1 Approche hybride pour le fraisage de finition avec outil hémisphérique . . 74
1.1 Choix d'une approche hybride 74
1.2 Adaptation au cas du fraisage de finition 75
1.3 Détermination du chargement mécanique 76
2 Détermination du chargement thermique 78

2.1 État de l'art 79
2.1.1 Introduction 79
2.1.2 Méthodes analytiques et numériques 80
2.1.3 Mesure de température 80
2.2 Mesures de température par thermocouples en cours d'usinage . . 81
2.2.1 Matériel et conditions 81
2.2.2 Damier de thermocouples 82
2.2.3 Résultats préliminaires 83
2.3 Identification du flux thermique 84
2.4 Définition du chargement thermique pour l'approche hybride . . . 89
3 Application et validité de l'approche hybride 89
3.1 Propriétés matériau 89
3.2 Mise au point des simulations 90
3.2.1 Type d'éléments 90
3.2.2 Dimensions des modèles 92
3.2.3 Optimisation du maillage 92
3.3 Application au cas d'usinage de référence 96
3.3.1 Effet du flux thermique 96
3.3.2 Prévision de l'état mécanique local 97
3.4 Domaine de validité 98
3.4.1 Validité des différentes hypothèses 98
3.4.2 Application à plusieurs cas d'usinage 99
4 Conlusion du chapitre 3 102

4 Modélisation du comportement en fatigue 105
1 Introduction 106
1.1 Compétition entre deux mécanismes de rupture 107
1.2 Principe général de modélisation 108
2 Modèle d'endommagement à deux échelles 110
2.1 Principe du modèle 110
2.2 Description détaillée 110
2.2.1 À l'échelle mésoscopique : 111
2.2.2 Lois de localisation : 111
2.2.3 À l'échelle microscopique : 112
2.3 Identification des paramètres 113
2.4 Application aux éprouvettes de flexion 114
2.4.1 Identification sur éprouvettes polies 114
2.4.2 Prise en compte de la microgéométrie 116
2.4.3 Limites du modèle 117
3 Approche probabiliste du modèle à deux échelles 118
3.1 Principe et identification 118
3.2 Prise en compte de la microgéométrie 120
3.2.1 Par la mécanique de la rupture 120

3.2.2 Par un endommagement initial 121
3.2.3 Par une concentration de contrainte 121
3.3 Prise en compte des contraintes résiduelles 122
3.3.1 Relaxation des contraintes résiduelles 122
3.3.2 État mécanique introduit dans le modèle 123
3.3.3 Résultats 124
3.4 Introduction d'un seuil d'endommagement en plasticité 124
4 Conclusion du chapitre 4 127

Conclusion générale et perspectives 129

A Méthodes d'évaluation des contraintes résiduelles 133
1 Méthodes destructives 133
2 Méthodes non-destructives 134
3 Synthèse et conclusion 134

B Paramètres de rugosité linéiques et surfaciques 137
1 Principaux paramètres 2D (ISO 4287) 137
2 Paramètres surfaciques (ISO 25178) 137
2.1 Paramètres d'amplitude 138
2.2 Paramètres spatiaux 139
2.3 Paramètres hybrides 139
2.4 Paramètres fonctionnels 140

C Dessins de définition des éprouvettes pour essais mécaniques 141
1 Éprouvettes pour essai de flexion 4 points en fatigue 141
2 Éprouvettes pour essai de traction sur Astrée 142

D Traitement thermique d'atténuation des contraintes résiduelles 143

E Détermination du chargement mécanique pour l'approche hybride 145
1 Mesures d'efforts 145
2 Discrétisation de l'arête 147
3 Essais de coupe orthogonale 148
4 Calcul des coefficients spécifiques de coupe 148
5 Identification des coefficients spécifiques d'arête 149
6 Répartition des efforts élémentaires entre les zones de cisaillement 150
7 Calcul des pressions en Zone de Cisaillement Tertiaire 151

F Prise en compte d'une distribution de tailles de défauts dans un modèle de microfissuration 153

Bibliographie 155

Table des figures

1 Définition des trois ordres de défauts géométriques [Guillemot *et al.*, 2009] . . . 3
2 Définition des trois ordres de grandeur des contraintes résiduelles [Ceretti et Lodini, 1996] . . . 4
3 Micrographies du Metasco . . . 6
4 Comportement monotone en traction de l'acier 50CrMo4 avec sauts de vitesse . . . 7
5 Comportement cyclique du 50CrMo4 à différents paliers de déformation 7
6 Définition des conditions de coupe . . . 9
7 Outil hémisphérique utilisé en fraisage de finition . . . 9
8 Exemple de chargement cyclique en contrainte . . . 10
9 Représentation schématique d'une courbe de Wöhler . . . 11

1.1 Coupe schématique d'une surface usinée [Rech *et al.*, 2008] . . . 17
1.2 Profils de contraintes résiduelles en fonction de la nature du chargement [Rech *et al.*, 2008] . . . 19
1.3 Profils de contraintes résiduelles et largeurs de cordes pour les deux cas d'usinage étudiés [Guillemot, 2010] . . . 23
1.4 Topographies des surfaces générées pour les deux cas d'usinage étudiés [Guillemot, 2010] . . . 23
1.5 Observation optique d'une surface fraisée et conditions de coupe associées . . . 24
1.6 Mesure de la profondeur des défauts . . . 26
1.7 Distribution de tailles de défauts sur des profils mesurées perpendiculairement à la direction d'avance . . . 27
1.8 Influence des déformations sur la diffraction [Guillemot, 2010] . . . 28
1.9 Montage de mesure des contraintes résiduelles . . . 30
1.10 Évolution de l'angle 2Θ en fonction de $sin^2\Psi$ et approximation par une ellipse . . . 30
1.11 Angles caractéristiques et direction de mesure du système DRX . . . 32
1.12 Observation de la surface irradiée à l'aide d'une plaque fluorescente . . . 32
1.13 Conditions de coupe utilisées pour l'éprouvette de validation du système DRX . . . 33

1.14 Profils de contrainte normale et de cisaillement mesurés par DRX sur une même éprouvette au LMT-Cachan et au LAMPA 34
1.15 Distribution de contraintes résiduelles normales à une profondeur de 55 µm [Guillemot, 2010] 35
1.16 Déplacement de la tache en fonction du déplacement angulaire du goniomètre 36
1.17 Distribution de contraintes résiduelles normales et de cisaillement mesurées en sous-surface immédiate (≈ 5 µm) [Guichard, 2012] 37
1.18 Essai de référence : traction à rupture avec décharges 38
1.19 Installation du système de DRX dans la machine d'essais Astrée 39
1.20 Essai de traction avec paliers de mesure par DRX 42
1.21 Contrainte évaluée en fonction du niveau de déformation plastique 43
1.22 Largeur de corde en fonction du niveau de déformation plastique 43
1.23 Défaut orienté après usinage « doux » 45
1.24 Défaut sans orientation particulière après usinage « agressif » 46
1.25 Défaut orienté après usinage « agressif » 47
1.26 Surfaces mesurées selon la direction d'usinage (cas « agressif ») 49
1.27 Surfaces mesurées selon la direction d'usinage (cas « doux ») 49
1.28 Contraintes résiduelles selon la direction de mesure 51

2.1 Conditions de coupe pour la mesure de température en fraisage 55
2.2 Photographies des machines d'essais de fatigue utilisées dans le cadre de cette étude 57
2.3 Schéma et photographie du montage de flexion 4 points 57
2.4 Limites d'endurance moyennes calculées par le logiciel ESOPE 58
2.5 Courbe de Wöhler de la série C4 comparée à celles des séries usinées . . 59
2.6 Courbes de Wöhler des séries C1 et C2, C5 et C6 60
2.7 Courbes de Wöhler des séries C1 et C2, C5 et C6 61
2.8 Courbes de Wöhler des séries C1 et C5, C2 et C6, C3 et C7. Microgéométrie et contrainte résiduelle dans la direction du chargement de fatigue 63
2.9 Observation MEB d'un faciès de rupture (série C4) 64
2.10 Observation MEB d'un faciès de rupture avec amorçage au niveau de la surface 65
2.11 Observation MEB d'un faciès de rupture avec amorçage en sous-surface . 65
2.12 Limites d'endurance moyennes et écarts types des éprouvettes ayant subi un traitement thermique 66
2.13 Paramètres surfaciques des séries d'éprouvettes avec traitement thermique 68
2.14 Illustration de l'interprétation du paramètre S_{ku} [Novovic *et al.*, 2004] . . 70
2.15 Comparaison des limites de fatigue obtenues expérimentalement et à l'aide du facteur de concentration de contrainte en fatigue proposé 71

3.1 Passage d'une modélisation numérique complète à une approche hybride dans le cas de la coupe orthogonale [Valiorgue, 2008] 75
3.2 Schématisation du principe de l'approche hybride appliquée au cas du fraisage avec outil hémisphérique 76
3.3 Identification d'une position angulaire θ_2 de l'outil pour laquelle les efforts mesurés sont maximaux [Guillemot, 2010] 77
3.4 Détermination de la Zone Élémentaire 2D orientée suivant l'angle θ_2 [Guillemot, 2010] 77
3.5 Partage du flux de chaleur généré par la coupe 79
3.6 Conditions de coupe pour la mesure de température en fraisage 82
3.7 Implantation idéale des thermocouples 82
3.8 Implantation réelle des thermocouples 83
3.9 Conditions d'usinage en passe 19 83
3.10 Relevés d'efforts de coupe et de température 84
3.11 Modèle analytique 85
3.12 Élévations de température mesurée et prévue par le modèle 86
3.13 Identification de la température finale 87
3.14 Effet du choix de la température de référence 88
3.15 Effet de la quantité de chaleur par passage de dent 88
3.16 Principe de l'approche hybride 91
3.17 Effet de l'hypothèse déformations planes (PE) ou contraintes planes (PS) 93
3.18 Simulation mécanique préliminaire : effet de la taille du modèle 94
3.19 Simulation mécanique préliminaire : effet du maillage 95
3.20 Profils de contrainte résiduelle obtenus par l'approche hybride et par Diffraction de Rayons X 96
3.21 Profils de contrainte résiduelle simulés pour différentes valeurs du coefficient de partage α 97
3.22 Gradients de contraintes résiduelles en surface obtenu par DRX, et prévu par approche hybride avec recalage en abcisse et en contrainte moyenne . 98
3.23 Profils de contraintes résiduelles mesurés et simulés pour les cas d'usinage de référence et de validation 101

4.1 Estimations de la limite d'endurance à $R_\sigma = -1$ de l'acier 25MnCrSiVB6 poli ou usiné [Guillemot *et al.*, 2010, Pessard *et al.*, 2009] 108
4.2 Principe général de modélisation 109
4.3 Schéma du principe du modèle d'endommagement incrémental à deux échelles 111
4.4 Évolution du module d'Young au cours d'un essai de traction monotone à rupture [Souto-Lebel, 2010] 114
4.5 Représentation classique d'un diagramme de Haigh [**?**] 115
4.6 Identification des paramètres de fatigue du modèle à deux échelles sur la série d'éprouvettes polies (C4) 116

4.7 Courbes de fatigue obtenues avec prise en compte d'un facteur de concentration de contrainte en fatigue 117
4.8 Courbe de fatigue de la série d'éprouvettes polies (C4) obtenue par approche probabiliste 120
4.9 Courbes de fatigue obtenues avec prise en compte d'une concentration de contraintes 121
4.10 Profils de contraintes résiduelles mesurés avant et après relaxation par chargement cyclique [Guillemot, 2010], et profil introduit dans le modèle à deux échelles 122
4.11 État mécanique initial introduit dans le modèle (série C1) 123
4.12 Courbes de fatigue obtenues avec prise en compte de l'état mécanique local 124
4.13 Gradient de seuil d'endommagement en plasticité introduit dans le modèle 125
4.14 Courbes de fatigue obtenues avec introduction d'un seuil d'endommagement (contraintes résiduelles atténuées) 126
4.15 Courbes de fatigue obtenues avec introduction d'un seuil d'endommagement (contraintes résiduelles non atténuées) 126

A.1 Méthodes du trou et du trépan [Lebrun, 2009] 134
A.2 Domaines d'application des différentes techniques d'évaluation des contraintes résiduelles [Withers *et al.*, 2008] 135

B.1 Système de coordonnées d'une surface 3D mesurée [Guillemot, 2010] . . 138

C.1 Dessin de définition des éprouvettes de flexion 4 points 141
C.2 Dessin de définition de l'éprouvette de traction pour Astrée 142

D.1 Profils de contraintes résiduelles mesurés pour différentes températures de recuit [Guillemot, 2010] 144
D.2 Profils de largeur de corde mesurés pour différentes températures de recuit [Guillemot, 2010] 144

E.1 Définition de conditions de coupe en fraisage de finition 146
E.2 Efforts de coupe mesurés en cours d'usinage 146
E.3 Épaisseur de copeau h_c pour un angle θ_2 147
E.4 Géométrie associée à l'élément d'arête i 148
E.5 Efforts élémentaires le long de l'arête 149
E.6 Répartition des efforts élémentaires entre les zones de cisaillement secondaire et tertiaire 150
E.7 Mesure de la taille de la ZCT [Guillemot, 2010] 152
E.8 Répartition des pressions dans la Zone de Cisaillement Tertiaire 152

Liste des tableaux

1 Lien entre propriétés de surface et performances mécaniques [Griffiths, 2001] 2
2 Composition chimique (pourcentages massiques) de l'acier 50CrMo4 non-resulfuré 6
3 Composition chimique (pourcentages massiques) de l'acier Metasco MC (25MnCrSiVB6) 6

1.1 Récapitulatif de l'influence des conditions de coupe sur la microgéométrie [Guillemot, 2010] 20
1.2 Récapitulatif de l'influence des conditions de coupe sur les contraintes résiduelles [Guillemot, 2010] 21
1.3 Conditions de coupe des deux principaux cas d'usinage étudiés 22
1.4 Niveaux de déformation plastique visés et contraintes nominales correspondantes, identifiées à partir de l'essai de référence présenté en FIG.1.18 38
1.5 Paliers de mesure par DRX et états mécaniques correspondants lors d'un essai de traction avec décharges élastiques 41
1.6 Paramètres surfaciques selon le cas et la direction d'usinage 50

2.1 Caractéristiques des séries d'éprouvettes de fatigue 56
2.2 Limites d'endurance moyennes et écarts types calculés par le logiciel ESOPE 58
2.3 Synthèse des résultats obtenus avec le facteur de concentration de contrainte en fatigue proposé 71

3.1 Propriétés thermiques de l'acier 25MnCrSiVB6 81
3.2 Paramètres matériau de l'acier 25MnCrSiVB6 90
3.3 Conditions de coupe de référence et de validation de l'approche hybride . 101

4.1 Paramètres caractérisant le comportement élastoplastique de l'acier 50CrMo4 113
4.2 Limites de fatigue corrigées par un facteur de concentration de contrainte 116

Liste des notations

Fatigue à grand nombre de cycles :

$\Delta\sigma$	(MPa)	Amplitude de contrainte
σ_m	(MPa)	Contrainte moyenne
σ_{max}	(MPa)	Contrainte maximale
σ_{min}	(MPa)	Contrainte minimale
R_σ		Rapport de charge en contrainte
$\Delta\varepsilon$		Amplitude de déformation
ε_m		Déformation moyenne
ε_{max}		Déformation maximale
ε_{min}		Déformation minimale
R_ε		Rapport de charge en déformation

Conditions de coupe et paramètres liés au fraisage de finition :

V_c	(m/min)	Vitesse de coupe nominale
N	(tr/min)	Fréquence de rotation
V_f	(mm/min)	Vitesse d'avance
f_z	(mm/dent)	Avance par dent
a_p	(mm)	Profondeur de passe axiale
a_e	(mm)	Engagement radial
h_c	(µm)	Hauteur de crête programmée
D	(mm)	Diamètre de l'outil
β_f	(°)	Angle d'inclinaison de l'outil dans le plan contenant la direction d'avance

Paramètres matériau :

E	(GPa)	Module d'Young
ν		Coefficient de Poisson
$R_{e\ 0.2}$	(MPa)	Limite d'élasticité à 0.2 %
R_m	(MPa)	Résistance maximale

Contraintes résiduelles et diffraction de rayons X :

σ_{res}	(MPa)	Contraintes résiduelles
σ^{I}	(MPa)	Contraintes résiduelles du premier ordre (macro)
σ^{II}	(MPa)	Contraintes résiduelles du premier ordre (meso)
σ^{III}	(MPa)	Contraintes résiduelles du premier ordre (micro)
σ_{ij}	(MPa)	Composante du tenseur de contraintes mesurées
Φ	(°)	Angle de pivotement du goniomètre
Ψ	(°)	Angle d'inclinaison du goniomètre
Θ	(°)	Angle de diffraction
Θ_0	(°)	Angle d'incidence de référence
L_c	(°)	Largeur de corde du pic de diffraction

Approche hybride :

θ	(°)	Position angulaire de l'outil
θ_2	(°)	Angle pour lequel les efforts de coupe sont extremums
ZCP, ZCS, ZCT		Zones de cisaillement primaire, secondaire et tertiaire
ρ	(kg.m^{-3})	Masse volumique
C	(J.K^{-1}.kg^{-1})	Chaleur spécifique
λ	(W.m^{-1}.K^{-1})	Conductivité thermique
α	(K^{-1})	Coefficient de dilatation thermique
$\Delta\Theta$	(°C)	Élévation de température causée par une passe d'usinage
$\delta\Theta_i$	(°C)	Élévation de température causée par un passage de dent
Q_i	(J)	Quantité de chaleur fournie à la pièce par un passage de dent
T_{ref}	(°C)	Température de référence
Φ	(W)	Flux thermique reçu par la pièce au niveau de la surface finale
P_r, P_t	(MPa)	Pressions radiale et tangentielle appliquées à la pièce au niveau de l'arête de l'outil
U_y, U_z	(mm)	Déplacement de la surface finale de la pièce

Modèle de chargement mécanique en usinage :

R_0	(mm)	Rayon nominal de l'outil
i_0	(°)	Angle d'hélice nominal de l'outil
γ_n	(°)	Angle de coupe de l'outil
h_c	(mm)	Épaisseur de copeau nominale pour un angle θ
δz	(mm)	Hauteur d'un élément d'arête
R_{eff}	(mm)	Rayon effectif d'un élément d'arête
V_{eff}	(m/min)	Vitesse de coupe effective d'un élément d'arête
χ	(°)	Position angulaire d'un élément d'arête
δb	(mm)	Largeur de la section d'un élément d'arête
tn	(mm)	Épaisseur de la section d'un élément d'arête
δA	(mm^2)	Section d'un élément d'arête
i	(°)	Angle d'inclinaison
η	(°)	Angle d'évacuation du copeau
τ_s	(MPa)	Contrainte de cisaillement
Φ_n	(°)	Angle de cisaillement
β_n	(°)	Angle de friction en ZCS
F_x, F_y, F_z	(N)	Composantes de l'effort macroscopique outil/pièce dans le repère pièce
δF_x, δF_y, δF_z	(N)	Composantes de l'effort élémentaire dans le repère pièce
δF_r, δF_t, δF_a	(N)	Composantes de l'effort élémentaire dans le repère local sphérique
K_{rc}, K_{tc}, K_{ac}	(N/mm^2)	Coefficients spécifiques de coupe
K_{re}, K_{te}, K_{ae}	(N/mm^2)	Coefficients spécifiques d'arête
a	(mm)	Largeur de la zone de contact outil/pièce en ZCT
μ_{ZCS}, μ_{ZCT}		Coefficients de frottement en ZCS et ZCT
δP_r, δP_t, δP_a	(N)	Pressions élémentaires le repère local sphérique

Modèle d'endommagement à deux échelles :

P_F		Probabilité de rupture
N_F		Nombre de cycles à rupture
K_t		Coefficient de concentration de contrainte
K_f		Facteur de concentration de contrainte en fatigue
σ_f^∞	(MPa)	Limite de fatigue à $R = -1$
$\sigma_{\max}^\infty$	(MPa)	Limite de fatigue exprimée en contrainte maximale
$(\bullet)^\mu$		Grandeur propre à l'inclusion
ε		Tenseur de déformation
ε^e		Tenseur de déformation élastique
ε^p		Tenseur de déformation plastique
ε_0^p		Tenseur de déformation plastique initiale
p		Déformation plastique cumulée
σ_y	(MPa)	Limite d'élasticité
$\mathbf{X}$	(MPa)	Tenseur d'écrouissage cinématique
C_y	(MPa)	Paramètre d'écrouissage cinématique linéaire
Y		Taux de restitution d'énergie élastique
D		Endommagement
D_c		Endommagement critique
S	(MPa)	Paramètre de résistance à l'endommagement
s		Second paramètre d'endommagement
G	(MPa)	Module de cisaillement
b		Second paramètre de la loi de localisation d'Eshelby-Kröner
k		Paramètre de Drücker-Prager
p_D		Seuil d'endommagement en plasticité
w_D	(J)	Seuil d'endommagement en énergie stockée
σ_u	(MPa)	Contrainte ultime
V_{eff}	(mm^3)	Volume effectif
h	(mm)	Epaisseur d'une éprouvette de flexion
l	(mm)	Largeur d'une éprouvette de flexion
L_h	(mm)	Longueur entre appuis d'une éprouvette de flexion

Modèle d'endommagement à deux échelles :

a	(mm)	Taille de défaut
a_M	(mm)	Taille de défaut maximale
a_{th}	(mm)	Taille de défaut seuil
a_c	(mm)	Taille de défaut critique
f_0		Distribution initiale de tailles de défauts
f_N		Distribution de tailles de défauts au cycle N
α, β		Paramètres de la loi béta
K	(MPa)	Facteur d'intensité des contraintes
K_{th}		Facteur d'intensité des contraintes seuil
Y		Paramètre de géométrie
$g(R_\sigma)$		Paramètre de rapport de charge de Pellas
S_0, m		Paramètres de la loi de Weibull

Introduction

La tenue en fatigue des pièces mécaniques est au cœur de nombreux travaux scientifiques depuis plus d'un siècle, et la prévision de la durée de vie de ces pièces est devenue un enjeu majeur dans un grand nombre de secteurs industriels. La complexité des phénomènes mis en jeu dans les problématiques de fatigue laisse une place très importante à de nombreux facteurs, au delà des seules propriétés mécaniques des matériaux utilisés.

Parmi ces facteurs, les procédés d'élaboration (de bruts et de finition) semblent jouer un rôle significatif. En effet, ces procédés, parmi lesquels se trouve l'usinage, sont souvent associés à des sollicitations thermomécaniques importantes, susceptibles d'induire des propriétés hétérogènes au sein des matériaux.

L'altération de ces propriétés, généralement en surface et en sous-surface des pièces fabriquées, est désignée par le terme d'intégrité de surface, et peut affecter fortement le comportement des pièces mécaniques soumises à des chargements de fatigue. La caractérisation, la prévision et la prise en compte dans les calculs mécaniques de l'intégrité de surface sont donc des problématiques majeures dans le contexte de la fatigue.

Cette étude est dédiée à l'intégrité de surface générée par fraisage de finition avec outil hémisphérique d'aciers bainitiques, et au rôle que joue cette intégrité de surface dans la tenue en fatigue des pièces mécaniques obtenues par ce procédé.

Il convient de commencer cette introduction par la définition de la notion d'intégrité de surface, en prenant soin de préciser les aspects auxquels nous allons nous intéresser par la suite.

Les différentes propriétés qui constituent l'intégrité de surface jouent un rôle plus ou moins important selon le contexte étudié. Ce contexte sera donc explicité, en précisant quelques notions relatives aux aciers bainitiques, au fraisage de finition et à la fatigue à grand nombre nombre de cycles.

Une courte étude bibliographique ayant trait aux liens entre procédés de fabrication, intégrité de surface, et tenue en service des pièces mécaniques, justifiera l'intérêt de ces travaux.

Enfin, différents axes de réponse à cette problématique termineront cette introduction tout en donnant le plan de ce manuscrit.

1 Définition de l'intégrité de surface

[Field et Kahles, 1964] ont donné une première définition du concept d'intégrité de surface : « the inherent or enhanced condition of a surface produced in machining or other surface generation operation ».

Cette définition introduit l'idée d'un état lié au procédé d'obtention de la surface, et pouvant être altéré ou amélioré par celui-ci. Cette altération peut faire référence à différentes propriétés :

i) mécaniques : dureté, résistance à l'usure, à la fatigue, ...

ii) géométriques : état de surface

iii) physico-chimiques : tribologiques (frottement, adhésion, ...), résistance à la corrosion, ...

iv) visuelles : apparence, réflexion de la lumière, ...

Des définitions plus récentes, telles que celles de [Rech *et al.*, 2008] ou [Davim, 2010], insistent sur la relation entre les propriétés de la surface et ses performances en service.

Ce lien entre propriétés de la surface et performances, en particulier mécaniques, a été mis en évidence dans une étude de [Tonshoff et Brinksmeier, 1980] complétée par [Griffiths, 2001]. Leurs résultats sont résumés dans le TAB.1, qui ne distingue pas clairement propriétés (mécaniques) et état (mécanique ou microstructural).

	SURFACE PHYSICAL PROPERTIES						
FAILURE CAUSE	Yield Stress	Hardness	Strength	Fatigue	Residual Stress	Texture	Micro-Cracks
Plastic Deformation	●	●				☆	
Scuffing/adhesion		●					
Fracture/cracking	+	+	●		+		◗
Fatigue				●	◗	◗	●
Cavitation		◗					◗
Wear		●		☆	◗	+	☆
Diffusion						"	
Corrosion					◗	☆	●

Key:

● Strong influence
◗ Traceable influence
" Supposed influence
} Original 1980 Survey: (Tonshoff and Brinksmeier, 1980)

☆ Additional information (Griffiths, 1988)
+ Additional information (Griffiths, 2000)

TABLE 1: Lien entre propriétés de surface et performances mécaniques [Griffiths, 2001]

Dans le contexte de la tenue en fatigue à grand nombre de cycles des pièces usinées, l'intégrité de surface est caractérisée par la microgéométrie, l'état mécanique (déformation plastique et écrouissage, et contraintes résiduelles), et la microstructure.

Si le terme de « surface » est utilisé, il convient de noter que l'intégrité de surface fait référence à la fois aux propriétés de la surface elle-même et à celles du matériau en sous-surface. La surface est ainsi perçue comme une superposition de plusieurs couches, pouvant aller jusqu'à plusieurs centaines de micromètres de profondeur.

1.1 Microgéométrie

La géométrie réelle d'une pièce mécanique diffère de sa géométrie dite nominale, par l'existence inévitable de défauts induits par le procédé d'obtention. Pour des pièces usinées classiquement, on distingue différents ordres de grandeur dans la définition de ces défauts (voir FIG.1).

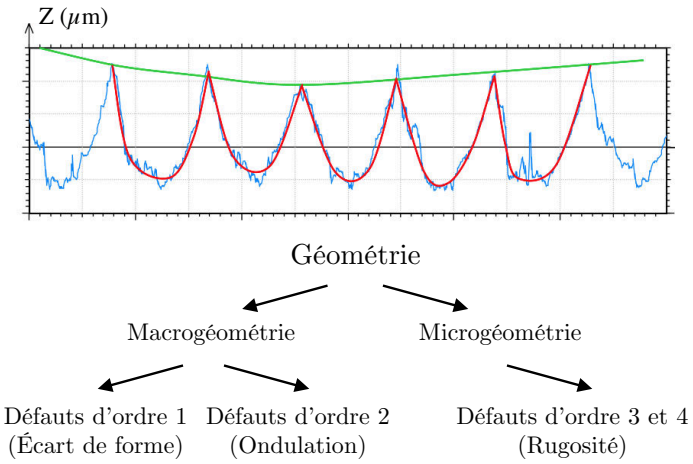


FIGURE 1: Définition des trois ordres de défauts géométriques [Guillemot *et al.*, 2009]

Le premier ordre concerne les défauts dits de forme, dont les causes en usinage peuvent être une mauvaise mise en position de la pièce, les défauts géométriques de la machine ou des déformations de l'outil ou de la pièce au cours du procédé. Les défauts de cet ordre n'engendrent a priori pas de concentration de contraintes, et ne sont donc pas considérés dans l'étude pour la fatigue.

Les défauts du deuxième ordre, ou d'ondulation, sont liés en usinage à la géométrie de l'outil et aux distances entre les passes de l'outil et entre les passages de dents. Ils peuvent dans certains cas être considérés comme responsables d'une légère concentration de contraintes à l'échelle du milieu continu macroscopique.

Enfin, les défauts des troisième et quatrième ordres, qui constituent la rugosité selon la norme [NF E 05-017, 1986], correspondent respectivement aux défauts réguliers (stries) et irréguliers (arrachements). Ce sont ces défauts de microgéométrie qui peuvent

modifier fortement les propriétés en fatigue en apparaissant comme des sites privilégiés d'amorçage de microfissures.

1.2 État mécanique

D'après la définition de [Mura, 1987], les contraintes résiduelles sont des « contraintes internes auto-équilibrées qui existent dans un corps qui n'est soumis à aucune force ou contrainte externe », et dont la température est uniforme. L'équilibre mécanique se traduit par la relation suivante :

$$\int_V \sigma_{res}\, dV = 0 \tag{1}$$

Issues d'un chargement thermomécanique antérieur, ces contraintes résiduelles peuvent influencer fortement les performances mécaniques, notamment en fatigue. Il convient de noter que, selon le matériau et le chargement de fatigue appliqué, ces contraintes peuvent évoluer au cours de ce chargement en service.

Une division des contraintes résiduelles en trois ordres de grandeur a été formalisée par [Macherauch et Kloss, 1986] (voir FIG.2).

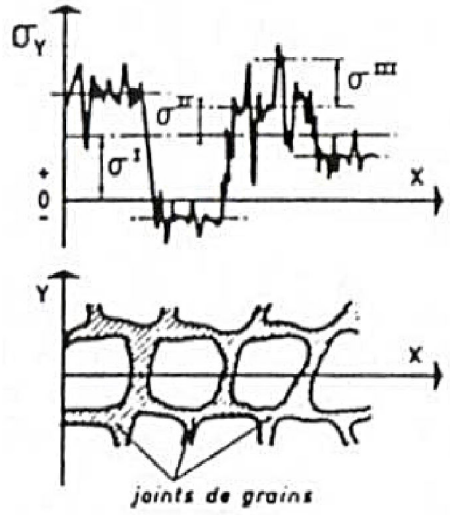


FIGURE 2: Définition des trois ordres de grandeur des contraintes résiduelles [Ceretti et Lodini, 1996]

Les contraintes résiduelles du premier ordre ou macro σ^I sont homogènes dans un grand domaine du matériau, contenant plusieurs grains. Elles correspondent donc au cadre de la mécanique du milieu continu macroscopique.

Les contraintes du deuxième ordre ou meso σ^{II} sont homogènes sur un petit domaine, correspondant à un grain ou une phase.

Enfin, les contraintes d'ordre trois ou micro σ^{III} existent à l'échelle de quelques distances interatomiques, et sont causées par des lacunes, substitutions, insertions et dislocations dans le réseau cristallin.

Il est difficile de séparer les contraintes des deuxième et troisième ordres, et les micro-contraintes sont donc souvent considérées comme correspondant à la somme de ces deux ordres.

Les méthodes courantes d'évaluation des contraintes résiduelles sont décrites en ANNEXE A.

L'état mécanique de la sous-surface inclut également les déformations plastiques induites par le chargement antérieur et les écrouissages plus ou moins complexes (isotrope, cinématique) associés à ces déformations.

1.3 Microstructure

La microstructure désigne l'organisation du matériau à différentes échelles d'observation : agencement cristallographique, distribution des phases, orientation et taille des grains.

Des déformations plastiques intenses, en général associées à un chargement thermique, peuvent altérer cette organisation, et aller jusqu'à induire des transformations de phase au sein du matériau en sous-surface [Braham Bouchnak, 2010, Mondelin, 2012].

2 Contexte de l'étude

L'intégrité d'une surface usinée est fortement dépendante du couple procédé-matériau. La nature du matériau utilisé, ainsi que les paramètres du procédé, déterminent les propriétés affectées et donc l'échelle d'étude qui convient.

De plus, la définition de l'intégrité de surface donnée précédemment insiste sur le fait que celle-ci doit être caractérisée en relation avec une fonction de service donnée.

L'objectif de ce paragraphe est donc de préciser le contexte de notre étude : quels matériaux ont été utilisés, quel procédé a été utilisé pour les mettre en forme, et enfin quelles propriétés mécaniques sont attendues.

2.1 Aciers à microstructure bainitique

Deux matériaux à la microstructure et au comportement proches –des aciers à haute résistance mécanique, produits par l'aciériste ASCOMETAL– ont été utilisés dans cette étude : les alliages 50CrMo4 et 25MnCrSiVB6 (ou Metasco MC). Leurs compositions chimiques respectives sont données dans les TAB.2 et 3.

L'acier 50CrMo4 a été utilisé pour les études expérimentales des CHAPITRES 1 et 2, qui concernent respectivement la caractérisation de l'intégrité de surface de pièces fraisées et l'étude expérimentale du comportement en fatigue de ces pièces.

C%	Cr%	Mo%	Si%	Mn%	P%	S%
0,46-0,54	0,90-1,20	0,15-0,30	0,40	0,50-0,80	0,025	0,035

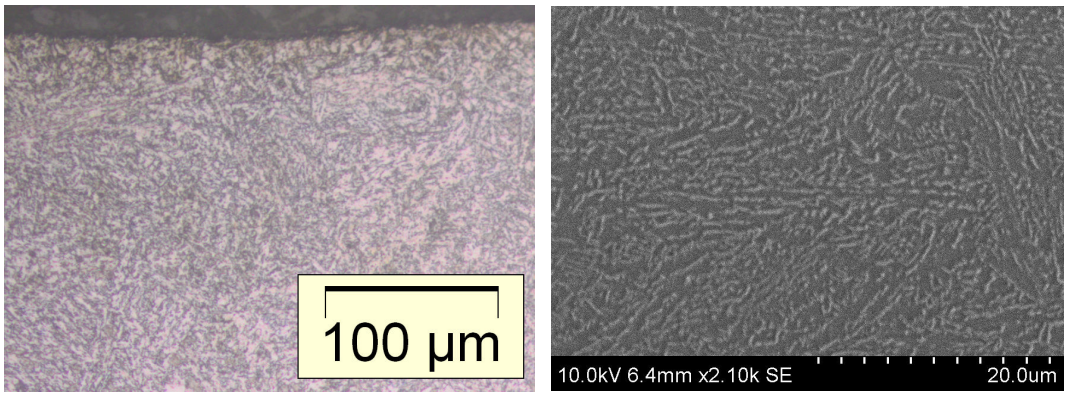
TABLE 2: Composition chimique (pourcentages massiques) de l'acier 50CrMo4 non-resulfuré

C%	Mn%	Si%	Cr%	S%	Mo%	V%	Ti%
0,255	1,30	0,9	0,8	0,075	0,075	0,185	0,025

TABLE 3: Composition chimique (pourcentages massiques) de l'acier Metasco MC (25MnCrSiVB6)

Le 25MnCrSIVB6 a été utilisé dans le CHAPITRE 3, qui traite de la prévision de l'état mécanique en sous-surface après usinage.

La microstructure des deux aciers après trempe est de type bainite supérieure (voir FIG.3). Dans la zone supérieure du domaine bainitique, la ferrite se forme en « lattes » et des plaquettes de carbure Fe3C (cémentite) précipitent entre ces lattes à peu près parallèlement à elles.



(a) Microscope optique (b) Microscope Électronique à Balayage

FIGURE 3: Micrographies du Metasco

Une précédente étude du Metasco [Pessard *et al.*, 2009] a montré que la mise en forme par forgeage provoque une anisotropie du comportement mécanique. Dans le cadre de cette étude, le matériau n'a été étudié que selon l'orientation longitudinale, c'est à dire avec des éprouvettes prélevées le long de la direction de laminage du matériau.

Des essais de traction monotone, dans la direction principale de l'acier 50CrMo4, donnent un module d'Young $E = 190$ GPa, une limite d'élasticité $R_e = 480$ MPa, et une résistance maximale $R_m = 1080$ MPa.

Des variations de la vitesse de déplacement (10^{-4}, 10^{-3} et 10^{-2} mm/s) au cours de l'essai ont permis de vérifier la faible viscosité du matériau (voir FIG.4).

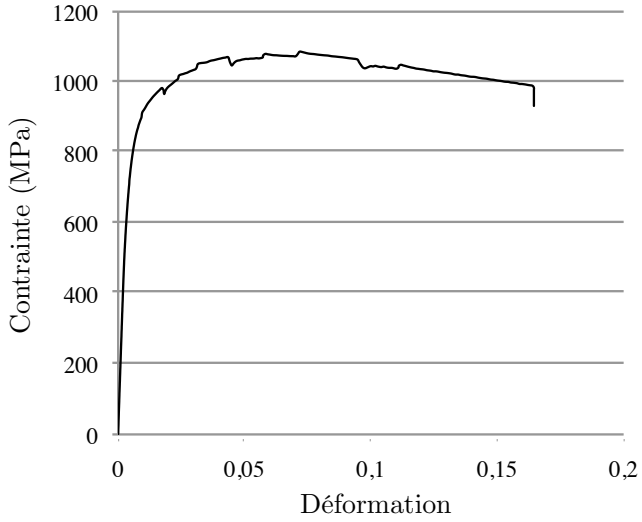


FIGURE 4: Comportement monotone en traction de l'acier 50CrMo4 avec sauts de vitesse

De plus, le comportement cyclique de l'acier a été étudié, pour différents paliers de déformation allant de 0,75% à 2% (voir FIG.5). Dix cycles ont été effectués à chaque palier. Cet essai met en évidence la prédominance d'un écrouissage cinématique, ainsi que la présence d'un écrouissage isotrope négatif. L'adoucissement cyclique ainsi induit s'explique par la stabilisation de la microstructure bainitique. Dans la perspective de l'étude du comportement en fatigue, ce sont les propriétés cycliques stabilisées qui doivent être prises en compte.

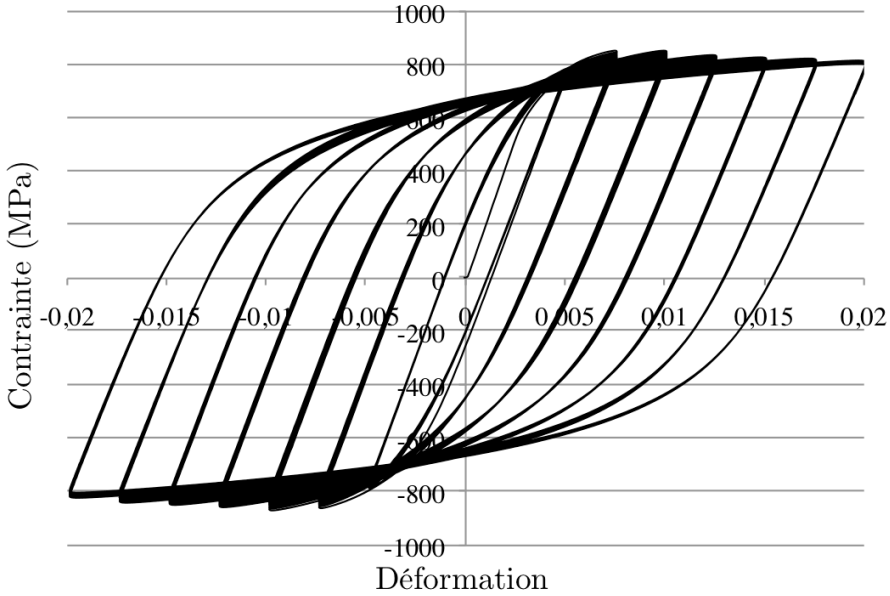


FIGURE 5: Comportement cyclique du 50CrMo4 à différents paliers de déformation

Des essais similaires ont été effectués pour l'acier Metasco, et les propriétés mécaniques présentant un intérêt pour l'étude seront données au CHAPITRE 3.

2.2 Fraisage de finition avec outil hémisphérique

Une définition de l'usinage à grande vitesse a été proposée par [Tournier, 2010] : « l'ensemble des opérations d'usinage dans les domaines de vitesses de coupe et/ou de fréquences de rotation élevées et supérieures aux vitesses considérées actuellement comme industriellement maîtrisées ». Les matériaux concernés sont variés : aciers, alliages d'aluminium et/ou de titane, inconel, composites.

Le fraisage est un procédé d'usinage, c'est à dire un procédé de fabrication par enlèvement de matière, faisant intervenir le mouvement de rotation d'un outil possédant une ou plusieurs arêtes de coupe, et son mouvement par rapport à la pièce. La matière est évacuée sous forme de copeaux. Contrairement au tournage ou au perçage, le mécanisme de coupe est discontinu.

Les fraises cylindriques, dites 2 tailles, ou disques, dites 3 tailles, sont généralement utilisées pour générer des surfaces planes avec des trajectoires relativement simples.

L'utilisation d'outils à extrémité hémisphérique permet de générer des surfaces de formes complexes. Ce procédé est utilisé en particulier dans les domaines de l'aéronautique et de l'automobile. Ces formes complexes peuvent être définies par des surfaces polynomiales paramétrées, éventuellement raccordées les unes aux autres. Les pièces concernées sont par exemple les aubes de turbine, les rouets de compresseur, mais aussi les moules et matrices de forge.

Le terme de finition désigne couramment la dernière phase d'une gamme d'usinage, qui peut éventuellement être suivie d'opérations de surfinition (polissage, rôdage), de traitements de surface (mise en compression mécanique, grenaillage, ...) ou thermochimiques (traitement anti-corrosion, ...).

Cette étude se place dans le cas où le fraisage de finition est l'étape ultime de fabrication de la pièce, ou en tout cas de génération des surfaces étudiées. La géométrie générée par usinage correspond donc à l'état final de la pièce.

Pour réaliser des formes complexes, la méthode la plus courante est d'effectuer des passes successives à l'aide d'un outil hémisphérique. Les logiciels de Fabrication Assistée par Ordinateur (FAO) permettent de calculer les trajectoires nécessaires à l'obtention d'une géométrie donnée.

Les paramètres de coupe, définis en FIG.6 sont choisis lors de cette étape de FAO.

En fraisage, les principaux paramètres sont :

- la vitesse de rotation de l'outil N, liée à la vitesse nominale de coupe V_c,
- l'avance par dent f_z, liée à la vitesse d'avance V_f,
- la profondeur de passe axiale a_p,
- le diamètre de l'outil D.

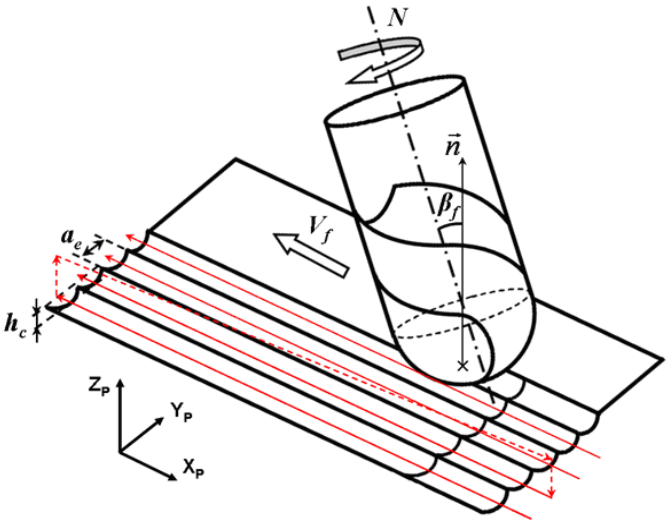


FIGURE 6: Définition des conditions de coupe

Le cas particulier du fraisage avec outil hémisphérique fait intervenir d'autres paramètres :

- l'engagement radial a_e, lié à la hauteur de crête programmée h_c,
- l'angle d'inclinaison β_f, correspondant à une rotation autour de l'axe Y_p,
- l'angle de basculement, correspondant à une rotation autour de l'axe X_p, et nul sur la figure.

Dans cette étude, toutes les surfaces obtenues par fraisage de finition ont été usinées sur le centre d'usinage à grande vitesse 5 axes MIKRON UCP710 du LURPA, utilisé en mode 3 axes positionnés. La lubrification est minimale.

L'outil utilisé (voir FIG.7) est un outil à extrémité hémisphérique en carbure de tungstène (WC) revêtu de TiAlN. Il possède quatre dents, dont deux dents d'ébauche. Son diamètre nominal est de 10 mm, son angle d'hélice de 30°.

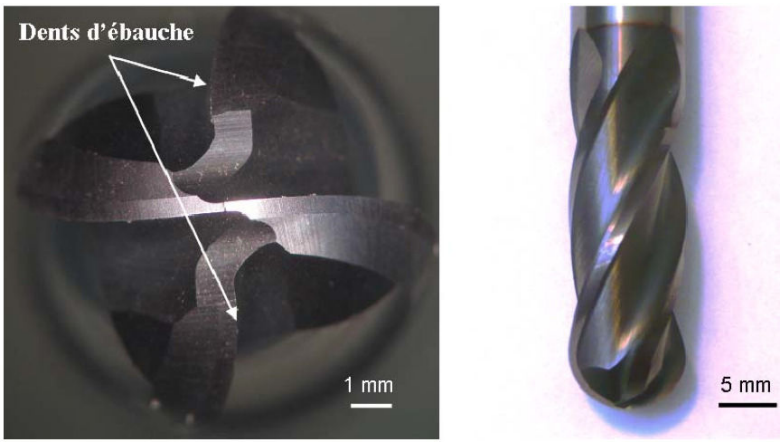


FIGURE 7: Outil hémisphérique utilisé en fraisage de finition

2.3 Fatigue à grand nombre de cycles

Lorsqu'elles sont en service après fabrication, la plupart des pièces mécaniques sont soumises à des sollicitations thermomécaniques de fatigue. Dans le cadre de cette étude, on ne s'intéresse qu'à des chargements purement mécaniques.

Les chargements cycliques appliqués en fatigue (voir par exemple la FIG.8) peuvent être caractérisés par :

- l'amplitude de contrainte $\Delta\sigma$ ou de déformation $\Delta\varepsilon$ et la valeur moyenne (sur un cycle) de contrainte σ_m ou de déformation ε_m,
- le rapport de contrainte (ou déformation) minimale à la contrainte (ou déformation) maximale $R_\sigma = \sigma_{min}/\sigma_{max}$ (ou R_ε).

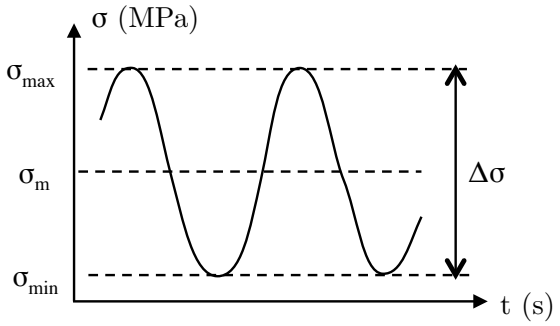


FIGURE 8: Exemple de chargement cyclique en contrainte

Le chargement est dit purement alterné lorsque $R_\sigma = -1$, répété en traction lorsque $R_\sigma = 0$, et ondulé en traction lorsque $0 < R_\sigma < 1$

Le mécanisme d'endommagement par fatigue des matériaux métalliques correspond à l'amorçage et à la propagation de microfissures jusqu'à création d'une fissure mésoscopique. On distingue la fatigue à grand nombre de cycles, ou élastique, et la fatigue à faible nombre de cycles, ou oligocyclique, qui correspond à des nombres de cycles inférieurs à 50000. En fatigue oligocyclique, les niveaux de contraintes appliqués sont supérieurs à la limite d'élasticité et engendrent donc des déformations plastiques.

En revanche, la fatigue à grand nombre de cycles se caractérise par des déformations quasi-élastiques. Pour des nombres de cycles allant jusqu'à environ 10^6 ou 10^7, il s'agit d'endurance limitée, avec une limite correspondant à un nombre de cycles à rupture. Au delà, le domaine de l'endurance illimitée est souvent caractérisé par une contrainte appelée limite d'endurance, en dessous de laquelle la durée de vie est infinie.

Dans tous les cas, le comportement en fatigue est classiquement représenté par une courbe de Wöhler ou S-N (Stress-Number of cycles), obtenue en traçant le nombre de cycles à rupture en fonction de la contrainte appliquée (voir FIG.9).

Parmi les très nombreux modèles utilisés pour représenter cette courbe, on peut citer :

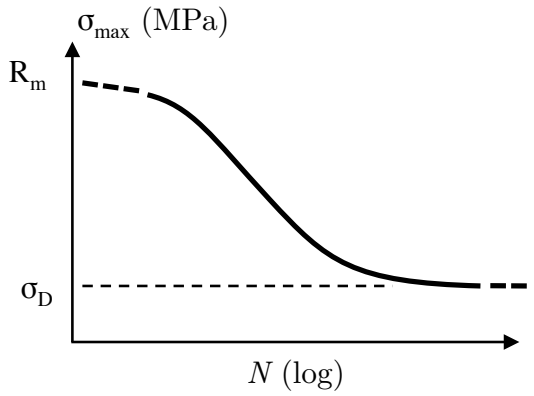


FIGURE 9: Représentation schématique d'une courbe de Wöhler

– modèle de Wöhler :

$$\log N = A\sigma + B \tag{2}$$

– modèle de Stromeyer :

$$\log N = A - B\log(\sigma - \sigma_D) \tag{3}$$

– modèle de Bastenaire :

$$N + B = \frac{A\exp[-C(\sigma - \sigma_D)]}{\sigma - \sigma_D} \tag{4}$$

Les deux derniers modèles, contrairement à celui de Wöhler, prennent en compte l'existence d'une limite d'endurance σ_D.

Cette courbe est généralement définie pour une probabilité de rupture de 50%, pour laquelle on retrouvera la moitié des points expérimentaux au dessus et la moitié en dessous. Les courbes à x % de probabilité de rupture peuvent être déduites de la courbe à 50% grâce à différentes considérations statistiques.

3 Influence de l'usinage sur la tenue en fatigue

L'usinage étant traditionnellement suivi d'opérations de finition, la communauté scientifique a longtemps privilégié l'étude de procédés tels que le polissage ([Tarasov *et al.*, 1958] pour l'acier, [Reed et Viens, 1960] pour le titane), ou plus récemment le tournage de précision et la rectification ([Abrão et Aspinwall, 1996, Hashimoto *et al.*, 2006]).

Cependant, une opération de polissage peut s'avérer source de défauts majeurs en fatigue sur certains alliages, par exemple de titane. D'autre part, la maîtrise accrue des procédés d'usinage, en particulier à grande vitesse permet désormais d'obtenir des pièces de macrogéométrie conforme, y compris avec des surfaces complexes, et donc de se passer de coûteuses opérations de finition. La relation entre l'usinage à grande vitesse et la tenue en fatigue a donc été le sujet de plusieurs études, par exemple [M'Saoubi *et al.*, 2008] ou [Astakhov, 2010].

Certaines études s'intéressent directement au lien entre les paramètres d'usinage et le comportement en fatigue. D'autres s'intéressent plus spécifiquement à l'effet de certains aspects de l'intégrité de surface sur la fatigue.

La plupart des études concernent le procédé de tournage, qui présente l'avantage d'être un mécanisme de coupe continu, et proche du cas de la coupe orthogonale. Ainsi, [Jeelani et Musial, 1984] observent l'influence de la vitesse et de l'angle de coupe sur la tenue en fatigue d'un alliage d'aluminium. Dans le cas du tournage d'un acier, [Sasahara, 2005] met en évidence l'influence de la géométrie de l'outil et de la vitesse d'avance, et conclut sur des conditions de coupe favorables à une meilleure durée de vie.

3.1 Rôle de l'état mécanique

Le résultat le plus connu est l'effet bénéfique des contraintes résiduelles compressives, qui ont tendance à refermer les fissures [Metcut, 1980, Griffiths, 2001, Withers, 2007].

Au delà de ce constat, le rôle de la profondeur affectée par ces contraintes est différent selon la nature du chargement considéré. Pour des applications de roulement par exemple, il est préférable que le pic de compression se trouve en sous-couche [Matsumoto *et al.*, 1999]. En flexion au contraire, ce pic doit se trouver au plus près de la peau [Denkena *et al.*, 2007].

Dans de nombreux cas, il est constaté que le rôle des contraintes résiduelles est prépondérant par rapport à celui de la microgéométrie [Javidi *et al.*, 2008].

3.2 Rôle de la microgéométrie

Bien que l'état mécanique semble jouer un rôle majeur, l'effet de la microgéométrie sur la tenue en fatigue peut également être significatif. C'est notamment le cas lorsque les contraintes résiduelles sont de faible amplitude [Novovic *et al.*, 2004].

De nombreuses études s'intéressent aux paramètres de rugosité standard R_a et R_t (définis dans l'ANNEXE B), qui sont couramment utilisés dans l'industrie pour spécifier un état de surface. L'effet le plus souvent constaté est une amélioration de la limite d'endurance après polissage, donc avec une diminution de la rugosité [Taylor et Clancy, 1991]. [Novovic *et al.*, 2004] expliquent qu'en l'absence de contraintes résiduelles, une chute significative de la limite d'endurance est observée pour des surfaces de rugosités supérieures à $R_a = 0,1$ µm. Ils précisent cependant que les paramètres R_t et R_z sont plus appropriés au contexte de la fatigue, car ils décrivent les défauts extrêmes de la surface.

Ces paramètres linéaires paraissent cependant insuffisants pour des surfaces anisotropes, rendant nécessaire l'utilisation des paramètres surfaciques. [Griffiths, 2001] montre par exemple que les paramètres spatiaux S_{td} et S_{al}, qui décrivent la texture de la surface, ont un effet important sur la tenue en fatigue.

Indépendamment de ces paramètres, [Lieurade, 2008] montre que pour des surfaces rectifiées, la limite d'endurance est systématiquement plus faible lorsque les stries sont perpendiculaires à la direction de sollicitation que lorsqu'elles sont parallèles. [Suraratchai *et al.*, 2008] obtient un résultat similaire avec un alliage d'aluminium usiné par un étau limeur. Leurs études montrent donc l'importance de la prise en compte de l'anisotropie des procédés et des surfaces qu'ils permettent de générer.

4 Organisation de l'étude

L'introduction de ce manuscrit a présenté la problématique de notre étude, qui est le rôle joué par le fraisage de finition dans le comportement en fatigue d'un acier. Nous avons vu que le lien entre fabrication et tenue en service est en grande partie expliqué par l'altération des propriétés du matériau au cours du procédé. Ces propriétés, dont les plus importantes sont de natures géométrique et mécanique, peuvent affecter significativement le comportement en fatigue. Les maîtriser, et avant tout les connaître, est donc nécessaire pour être capable de prévoir ce comportement.

L'enjeu scientifique auquel nous souhaitons contribuer est la mise en place d'une méthode de prévision du comportement en fatigue tenant compte des conditions d'usinage d'une pièce. Le rôle prépondérant de l'intégrité de surface nous a amené à organiser notre étude suivant quatre axes de travail. Les deux premiers consistent à s'intéresser expérimentalement aux effets respectifs du procédé de fraisage de finition sur l'intégrité de surface des aciers bainitiques, et de l'intégrité de surface sur la tenue en fatigue. Les deux axes d'étude suivants concernent la modélisation et la prévision, de l'intégrité de surface d'une part, et de la fatigue d'autre part.

Le premier chapitre est ainsi consacré à l'intégrité de surface après fraisage de finition. Une courte revue de résultats issus de la littérature permet de limiter le cadre de ces travaux. Une étude expérimentale est ensuite menée, afin de disposer des résultats de mesure nécessaires pour aborder la question de la caractérisation de l'intégrité de surface, et plus spécifiquement de l'anisotropie des propriétés mesurées. L'introduction de cette notion d'anisotropie permet de faire le lien avec le deuxième chapitre.

Le deuxième chapitre présente les résultats de plusieurs séries d'essais de fatigue, mettant en évidence le rôle joué par différents aspects de l'intégrité de surface, afin de mieux en comprendre les effets.

Le troisième chapitre traite de la prévision de l'intégrité de surface obtenue pour un matériau et un procédé connu. Afin de faire suite à de précédents résultats prometteurs sur le sujet, nous avons choisi de privilégier la prévision de l'état mécanique plutôt que celle de la microgéométrie. Pour cela, une approche dite hybride, combinant modélisation et résultats expérimentaux, est présentée. Cette approche a été consolidée et améliorée, en particulier en ce qui concerne l'identification du chargement thermique équivalent au procédé de fraisage de finition. La validité de l'approche proposée dans le contexte de cette étude est également étudiée.

Enfin, le quatrième et dernier chapitre traite de la prévision des performances en fatigue de pièces mécaniques. Une approche probabiliste du modèle d'endommagement à deux échelles est proposée. Cette modélisation est appliquée en tenant compte des résultats des chapitres précédents, et est comparée aux résultats de fatigue obtenus pour différents cas d'usinage.

Chapitre 1

Caractérisation de l'intégrité de surface après fraisage de finition

Sommaire

1 Influence de l'usinage sur l'intégrité de surface 16
1.1 Effet sur la microgéométrie 16
1.2 Effet sur l'état mécanique 18
1.3 Effet sur la microstructure 20
1.4 Cas particulier du fraisage de finition d'un acier bainitique 20
2 Caractérisation de la microgéométrie après fraisage 24
2.1 Moyen de mesure 24
2.2 Caractérisation par des paramètres standards 25
2.3 Distribution de tailles de défauts 25
3 Caractérisation de l'état mécanique après fraisage 28
3.1 Mesure par Diffraction des Rayons X au LMT-Cachan 28
3.2 Contraintes résiduelles locales après usinage 34
3.3 Évolution de contraintes résiduelles au cours d'un essai mécanique 37
4 Caractère anisotrope de l'intégrité de surface 44
4.1 Étude des défauts en fond de vallées 44
4.2 Direction d'usinage et microgéométrie 48
4.3 Contraintes résiduelles 50
5 Conclusion du premier chapitre 51

Dans ce premier chapitre, nous nous intéressons à la caractérisation, à partir de résultats de mesure, des différents aspects de l'intégrité de surface, avec en premier lieu une présentation du lien entre l'intégrité de surface et les procédés d'usinage à travers une étude des travaux existants.

Les paramètres utilisés classiquement pour caractériser la microgéométrie, et leur aptidude à discriminer ou prévoir les effets de différentes surfaces sur le comportement en fatigue, sont rappelés. Une autre méthode est également présentée, visant à tenir compte des défauts présentant un risque d'amorçage de fissure.

L'évaluation des contraintes résiduelles est également abordée. Le déroulement de cette étude ayant été marqué par l'installation d'un nouveau système de Diffraction des Rayons X au LMT-Cachan, celui-ci est présenté, de même que les travaux qu'il a permis de réaliser : des évaluations de contraintes localisées corrélées avec la microgéométrie propre au procédé de fraisage de finition, et un essai de traction avec mesure des contraintes *in situ* par DRX à différents niveaux de chargement.

Enfin, la dernière partie du chapitre s'intéresse à l'anisotropie des surfaces obtenues par fraisage de finition, et à comment se traduit cette anisotropie au niveau de l'intégrité de surface. De nouvelles mesures de la microgéométrie sont présentées, avec une attention particulière à leur caractère anisotrope.

1 Influence de l'usinage sur l'intégrité de surface

Les procédés de fabrication, de bruts comme de finition, sont associés à des sollicitations thermomécaniques souvent élevées, qui induisent des propriétés hétérogènes au sein des pièces.

Dans le cas des procédés d'usinage, seules la surface et la sous-surface des pièces sont affectées (voir FIG.1.1). L'état du matériau dans ces zones peut être comparé à son état dit standard, « normé » ou « vierge ». Cet état de référence peut être retrouvé à cœur, typiquement à partir d'une profondeur d'environ 500 micromètres pour des pièces usinées.

En milieu industriel, les critères utilisés pour déterminer les conditions de coupe incluent généralement le couple outil-matière, la rugosité standard et le diagramme brise-copeaux. D'autres aspects sont étudiés dans la littérature scientifique, notamment les propriétés microgéométriques, mécaniques et microstructurales.

1.1 Effet sur la microgéométrie

La microgéométrie d'une surface peut être caractérisée quantitativement par de nombreux paramètres linéiques ou surfaciques. La définition des paramètres couramment utilisés est donnée en ANNEXE B.

En fraisage de finition avec outil cylindrique, les paramètres étudiés qui ont une influence sur l'état microgéométrique sont l'avance par dent f_z et la vitesse de coupe V_c.

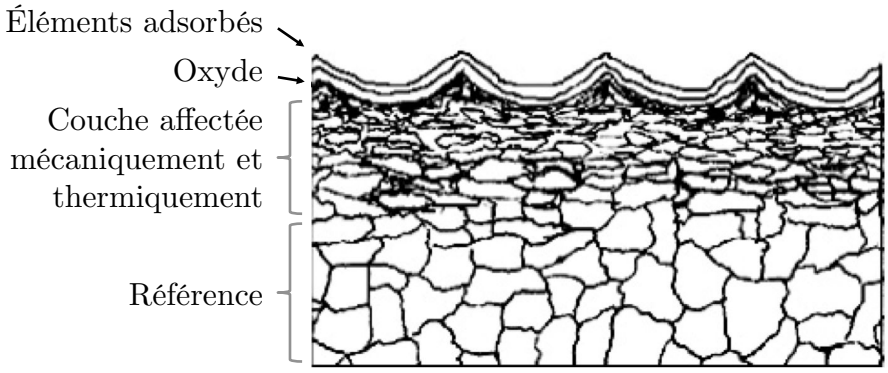


FIGURE 1.1: Coupe schématique d'une surface usinée [Rech *et al.*, 2008]

La plupart des auteurs constatent que le paramètre de rugosité R_a augmente significativement lorsque l'avance augmente, aussi bien pour des aciers [Bouzid Saï *et al.*, 2001] que pour des alliages de titane [Sun et Guo, 2009]. En revanche, l'effet de la vitesse de coupe semble dépendre du matériau et du mécanisme de coupe. Pour les aciers par exemple, [Bouzid Saï *et al.*, 2001] observe une diminution de la rugosité lorsque la vitesse de coupe augmente.

Dans le cas particulier des outils hémisphériques, le paramètre R_a est surtout représentatif des défauts du deuxième ordre liés à la hauteur de crête programmée h_c. Il est de ce fait peu sensible à l'avance et à la vitesse de coupe [Axinte et Dewes, 2002]. En revanche, le paramètre R_z, qui rend compte des défauts maximaux, varie sensiblement avec l'avance par dent [Limido, 2008].

Les paramètres R_a et R_z étant déterminés à partir d'une mesure de profil, ils ne sont pas suffisants pour caractériser une surface fraisée. Certains travaux comparent donc des mesures faites parallèlement et perpendiculairement à la direction d'avance [Ramos *et al.*, 2003, Sun et Guo, 2009]. Cette approche reste moins complète que l'utilisation des paramètres surfaciques définis dans la norme [NF EN ISO 25178-2, 2008].

Dans le cas de l'usinage de formes complexes, l'angle d'inclinaison de l'outil est un paramètre particulièrement influent, pris en compte dans de nombreuses études.

Ainsi, [Axinte et Dewes, 2002] observent une grande influence de l'angle d'inclinaison sur le paramètre de rugosité R_a. [Toh, 2004] montre que les surfaces usinées avec un angle d'inclinaison négatif sont de moins bonne qualité, car le fait que l'outil pousse la matière provoque des vibrations.

[Jung *et al.*, 2001] explique la formation d'une zone singulière lors du fraisage avec un angle d'inclinaison nul. [Quinsat, 2004] précise que cette zone n'existe que lorsque le point de l'outil dont la vitesse est nulle participe à la génération de la surface. Il privilégie l'utilisation de paramètres surfaciques, et montre que cette zone singulière est davantage mise en évidence par le paramètre S_z que par S_a.

Des approches de prévision de ces paramètres de coupe en fonction des conditions d'usinage, telles que [Quinsat *et al.*, 2011], sont également développées.

1.2 Effet sur l'état mécanique

Les sollicitations thermomécaniques complexes induites lors de la coupe provoquent l'apparition de contraintes résiduelles. Les hautes températures ont tendance à introduire des contraintes de traction, alors que les déformations plastiques dans les zones de cisaillement engendrent des contraintes de compression lors du retour élastique. L'évolution des contraintes et des déformations peut être représentée schématiquement en 1D pour un chargement mécanique pur (FIG.1.2(a)) ou pour un chargement thermique pur (FIG.1.2(b)). Dans la plupart des cas, les deux phénomènes coexistent et on retrouve des niveaux de contraintes résiduelles différents en surface et en sous-surface. Il est donc généralement nécessaire d'établir un profil de contraintes en fonction de la profondeur, et pas seulement en surface.

Par ailleurs, une élévation de température importante peut induire une relaxation partielle des contraintes due au comportement viscoplastique du matériau.

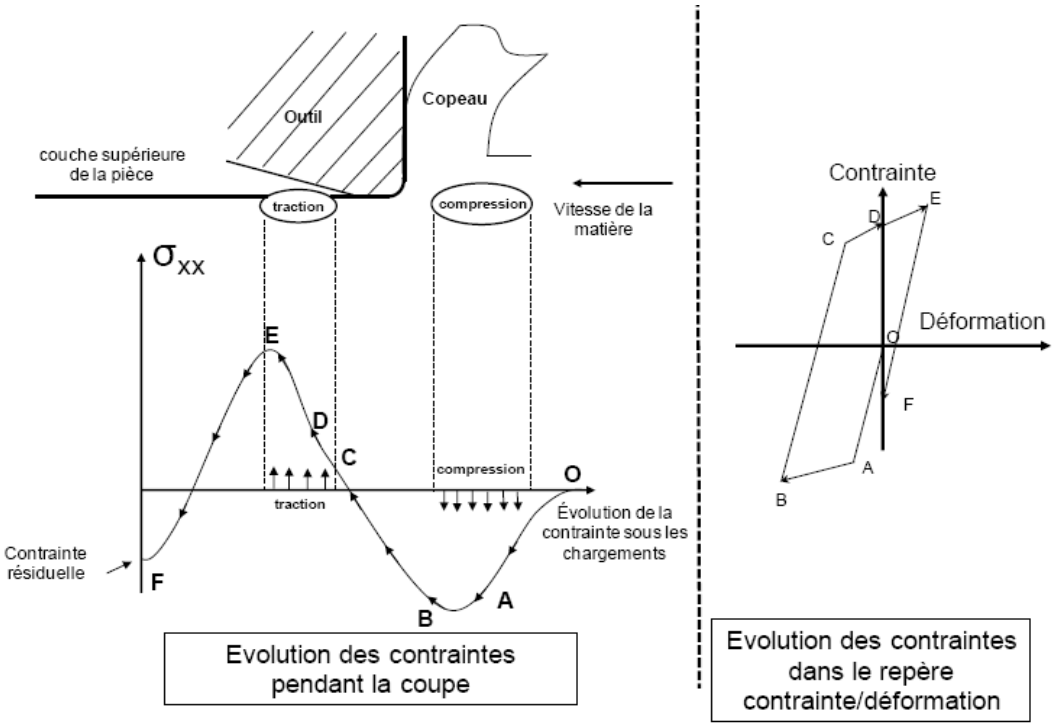
La formation des contraintes résiduelles est très sensible aux niveaux de sollicitations thermiques et mécaniques atteints au cours de la coupe. Ces sollicitations étant elles-même fortement dépendantes des conditions d'usinage, il existe un lien entre conditions d'usinage et contraintes résiduelles. En tournage, l'influence de la vitesse d'avance et du rayon de bec de l'outil est par exemple confirmée par [Javidi *et al.*, 2008].

En fraisage de finition, l'influence des paramètres de coupe sur les contraintes résiduelles est mise en évidence pour de nombreux matériaux : alliages de titane [Mantle et Aspinwall, 2001], Inconel [Dudzinski *et al.*, 2004, Aspinwall *et al.*, 2007], aciers à dureté élevée [Axinte et Dewes, 2002], ou encore aciers faiblement alliés [Kalvoda et Hwang, 2009].

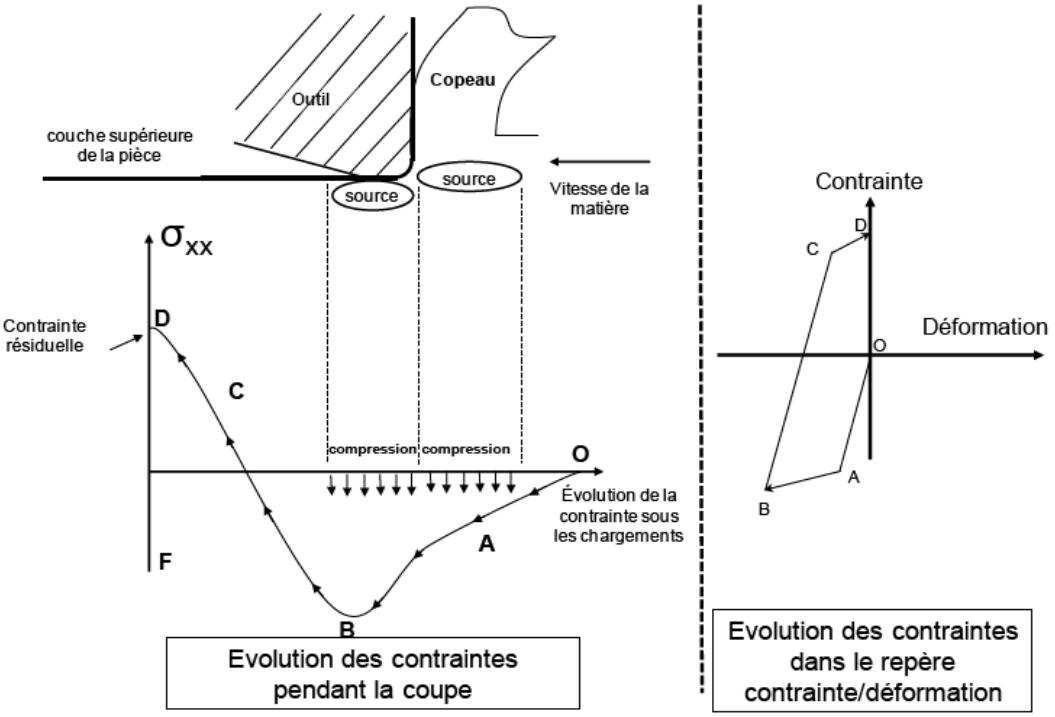
L'état mécanique ne se limite cependant pas aux contraintes résiduelles. La plupart des travaux étudient l'écrouissage grâce à des mesures de microdureté. Dans certains cas [Kalvoda et Hwang, 2009], une augmentation de la dureté maximale est constatée, coïncidant avec les contraintes résiduelles les plus compressives.

D'un matériau à l'autre, les effets d'un paramètre ne sont pas toujours les mêmes. L'angle d'inclinaison β_f fait cependant exception, car toutes ces études témoignent de contraintes résiduelles plus compressives et d'un écrouissage maximal pour un angle proche de 0° (outil normal à la surface).

En réalité, l'écrouissage des matériaux métalliques est un phénomène extrêmement complexe généralement modélisé par deux variables (isotrope et cinématique). Cette description de l'écrouissage est peu abordée dans la littérature liée à l'intégrité de surface induite par usinage.



(a) Chargement purement mécanique



(b) Chargement purement thermique

FIGURE 1.2: Profils de contraintes résiduelles en fonction de la nature du chargement [Rech *et al.*, 2008]

1.3 Effet sur la microstructure

Le phénomène de couche blanche est dû à une transformation de phase des aciers à haute limite d'élasticité lors de leur usinage avec des conditions de coupe sévères. Il est largement commenté dans la littérature dans le cas du tournage, cf par exemple [Tönshoff *et al.*, 2000, Barry et Byrne, 2002, Poulachon *et al.*, 2005, Braham Bouchnak, 2010].

Cependant, les études spécifiques au fraisage de finition citées plus haut ne font état d'aucun changement de phase. Les sollicitations thermiques propres au fraisage de finition ne semblent pas suffisantes pour provoquer une telle modification de la microstructure.

1.4 Cas particulier du fraisage de finition d'un acier bainitique

Les paragraphes précédents ont permis d'aborder le thème de la caractérisation de l'intégrité de surface des pièces usinées, de manière générale tout d'abord, puis en ciblant le contexte défini en introduction.

Les travaux de [Guillemot, 2010] s'inscrivent directement dans ce contexte, qui est celui des aciers 50CrMo4 et 25MnCrSiVB6 et du fraisage de finition avec outil hémisphérique. Il a notamment réalisé une étude expérimentale de l'effet sur l'intégrité de surface d'un certain nombre de conditions de coupe (V_c, f_z, h_c, β_f). Cette section en rappelle et commente les principaux résultats.

1.4.1 Microgéométrie

L'étude de N. Guillemot met en évidence un fort effet de la vitesse d'avance (pour des valeurs élevées) et de l'angle d'inclinaison (pour la plage $[-3^\circ\,;+3^\circ]$) sur l'endommagement de la surface, qui se traduit par la présence de zones singulières et d'arrachements. Ces résultats sont regroupés dans le TAB.1.1.

		Microgéométrie 3D			Efforts de coupe		
		Amplitude	µ-entailles	K_t estimé	F_x	F_y	F_z
V_c (m/min)	200 à 300	$\approx$	$\approx$	$\approx$			
f_z (mm)	0,05 à 0,2	$\nearrow$	$\nearrow$	$\nearrow$			
h_c (µm)	5 à 20	$\nearrow$	Indéfini	Indéfini			
β_f (°)	-45 à -10	$\nearrow$	$\nearrow$	$\nearrow$	$\nearrow$	$\nearrow$	$\nearrow$
β_f (°)	-10 à -3	$\nearrow$	$\nearrow$	$\nearrow$	Maxi	$\nearrow$	Maxi
β_f (°)	-3 à 3	Maxi	Maxi	Maxi	$\searrow$	Maxi	$\searrow$
β_f (°)	3 à 45	$\searrow$	$\searrow$	$\searrow$	$\searrow$	$\searrow$	$\searrow$

TABLE 1.1: Récapitulatif de l'influence des conditions de coupe sur la microgéométrie [Guillemot, 2010]

Pour discriminer les surfaces ainsi produites, les paramètres de Birmingham les plus pertinents semblent être S_z, S_{sk} et S_{vi}. Ce sont en effet les paramètres qui présentent un

extremum pour $\beta_f = -3°$, angle pour lequel on observe le plus d'arrachements de matière. Par ailleurs, il est intéressant de noter que l'évolution de ces paramètres est corrélée à celle des efforts de coupe [Guillemot *et al.*, 2013].

1.4.2 État mécanique

N. Guillemot constate un effet de l'avance, de la hauteur de crête programmée et de l'angle d'inclinaison sur les contraintes résiduelles. Il observe de plus une corrélation avec les efforts de coupe mesurés. Un récapitulatif de ces résultats est donné dans le TAB.1.2.

		Contraintes résiduelles			Efforts de coupe		
		Nature	Amplitude	Profondeur affectée (µm)	F_x	F_y	F_z
V_c (m/min)	200 à 300	Traction en surface Compression en sous-surface	≈	↗			
f_z (mm)	0,05 à 0,2	TS CSS	↗ de 0 MPa pour 0,05	↗			
h_c (µm)	5 à 20	↗	Indéfini	Indéfini			
β_f (°) $h_c = 20$ µm	−10	TS et CSS	++	200	Maxi		Maxi
	−3	TS et CSS	+	120			
	0	TS et TSS	−	70		Maxi	
	45	TS et ≈ 0	−	20			
β_f (°) $h_c = 5$ µm	−10	TS et TSS	++	50			
	−3	CS et CSS	++++	200	Maxi		Maxi
	0	CS et CSS	−	70		Maxi	
	45	TS et TSS	−	50			

TABLE 1.2: Récapitulatif de l'influence des conditions de coupe sur les contraintes résiduelles [Guillemot, 2010]

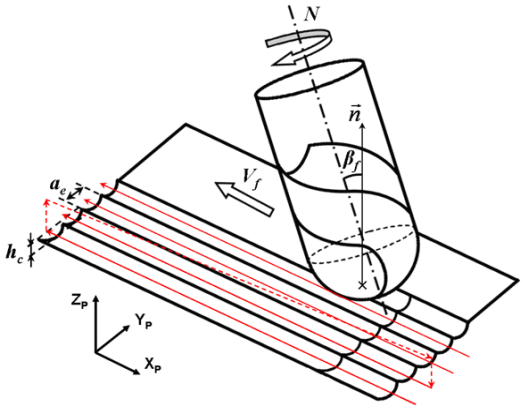
1.4.3 Conclusion

La présente étude a été volontairement orientée dans le prolongement des travaux de [Guillemot, 2010], et se place donc dans le même contexte (aciers bainitiques, fraisage de finition, fatigue). Ainsi, les résultats précédents peuvent être considérés comme acquis.

Ces résultats permettent en particulier d'isoler un ensemble de conditions d'usinage qui génère une surface très endommagée et de fortes contraintes résiduelles. Cet usinage non standard avec un angle d'inclinaison β_f proche de zéro sera le principal cas d'étude par la suite.

Il sera comparé avec un autre cas très différent, avec les mêmes conditions de coupe à l'exception de la valeur de l'angle d'inclinaison plus classique qui conduit à une micro-géométrie peu endommagée et des contraintes résiduelles faibles.

Les conditions de coupe correspondant à ces deux cas d'usinage, que l'on peut qualifier d'« agressif » et de « doux », sont données dans le TAB.1.3.



V_C	300 m/min	V_C	300 m/min
f_Z	0,4 mm	f_Z	0,4 mm
a_p	0,5 mm	a_p	0,5 mm
h_C	5 µm	h_C	5 µm
a_e	0,45 mm	a_e	0,45 mm
β_f	$-3°$	β_f	$+45°$
D	10 mm	D	10 mm
	Usinage « agressif »		Usinage « doux »

TABLE 1.3: Conditions de coupe des deux principaux cas d'usinage étudiés

Les profils de contraintes résiduelles et de largeurs de corde, mesurées perpendiculairement à la direction d'avance (composante la plus importante), sont données pour ces deux cas particuliers en FIG.1.3.

De même, les topographies des surfaces générées dans les deux cas sont données en FIG.1.4. Ces topographies ont été obtenues par une méthode de mesure optique décrite au paragraphe suivant.

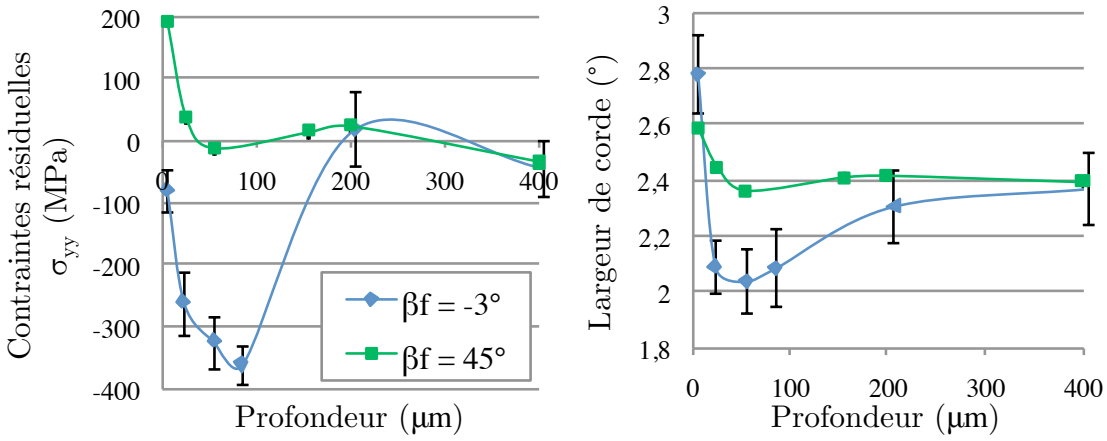
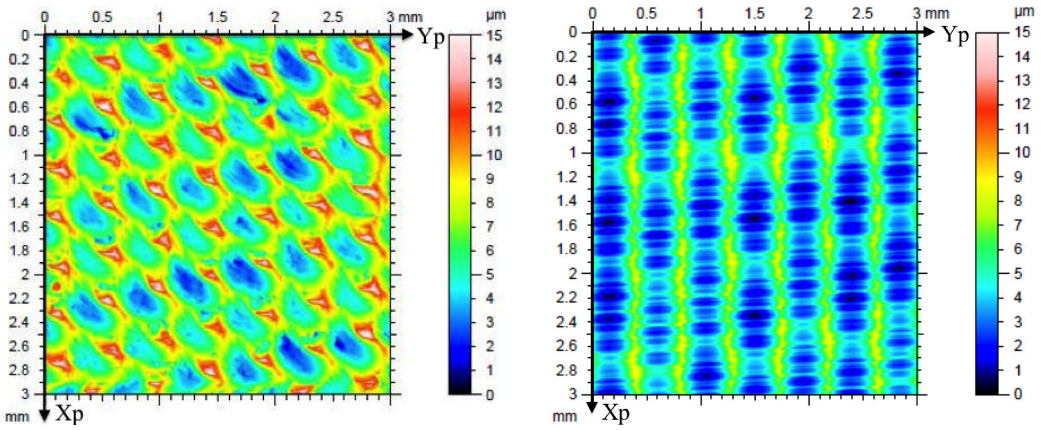


FIGURE 1.3: Profils de contraintes résiduelles et largeurs de cordes pour les deux cas d'usinage étudiés [Guillemot, 2010]



(a) Usinage « agressif » (b) Usinage « doux »

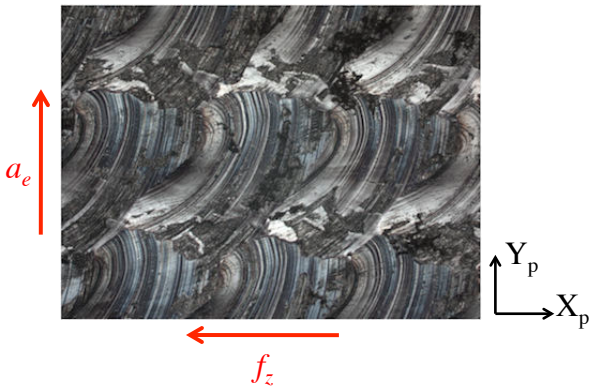
FIGURE 1.4: Topographies des surfaces générées pour les deux cas d'usinage étudiés [Guillemot, 2010]

2 Caractérisation de la microgéométrie après fraisage

Cette section s'appuie sur les topographies mesurées pour les deux cas de fraisage introduits précédemment, et donne des éléments de réponse à la question suivante : comment caractériser cette microgéométrie pour mettre en évidence son effet sur la tenue en fatigue ?

Les surfaces générées par le procédé présentent une rugosité régulière, induite par le balayage de la forme hémisphérique de l'outil. Cette rugosité est formée de crêtes et de vallées, parallèles à la vitesse d'avance, et répétées périodiquement perpendiculairement à cette avance. La distance entre deux crêtes est égale à l'engagement radial a_e, et la hauteur théorique des crêtes h_c dépend de l'engagement radial et du diamètre de l'outil D. Ces caractéristiques ont été schématisées en INTRODUCTION sur la FIG.6, qui est rappelée à la page précédente.

Une observation au microscope optique (voir FIG.1.5) de la surface (cas d'usinage « agressif ») met en évidence une autre périodicité, dans la direction d'avance de l'outil, correspondant aux passages successifs des dents. La distance entre les singularités ainsi formées est égale à f_z.



V_c	300 m/min
f_z	0,4 mm
a_p	0,5 mm
h_c	5 µm
a_e	0,45 mm
β_f	$-3°$
D	10 mm

FIGURE 1.5: Observation optique d'une surface fraisée et conditions de coupe associées

En dehors des ces caractéristiques périodiques, la surface usinée possède un caractère partiellement aléatoire, avec la présence par exemple d'arrachements au fond des creux. Une analyse plus fine des surfaces nécessite de passer par des mesures de topographies, comme celles présentées par la suite.

2.1 Moyen de mesure

Toutes les mesures présentées ont été effectuées sur la station de micro-mesure 3D STIL avec capteur chromatique confocal du LURPA. Ce type de station permet de balayer la surface avec un capteur qui mesure en chaque point l'altitude Z, avec une résolution de 0,01 µm. Le pas minimal de déplacement dans les deux directions X et Y est de 0,1 µm. La fréquence d'acquisition maximale des points est de 300 Hz.

Les mesures doivent faire l'objet d'un compromis entre les dimensions de la surface balayée, la valeur du pas de déplacement, la fréquence d'acquisition et la durée de la mesure. À titre d'exemple, il faut environ 45 minutes pour balayer une zone de 3×3 mm^2 avec une fréquence de 300 Hz et un pas de déplacement de 3 µm.

Les topographies 3D relevées sont traitées avec le logiciel MountainsMap Topography XT 4, qui propose différents traitement numériques des surfaces mesurées, et permet en particulier de calculer les paramètres d'état de surface linéaires et surfaciques.

2.2 Caractérisation par des paramètres standards

Le moyen de caractérisation classiquement privilégié pour la microgéométrie 3D est l'utilisation des 14 paramètres dits de Birmingham [NF EN ISO 25178-2, 2008], proposés par Dong, Sullivan et Stout, et inspirés des paramètres de rugosité utilisés couramment en 2D.

Quatre catégories de paramètres sont définies : d'amplitude [Dong *et al.*, 1992], fonctionnels [Dong *et al.*, 1994a], spatiaux et hybrides [Dong *et al.*, 1994b]. Leurs définitions sont données à titre indicatif dans l'ANNEXE B.

Parmi ces paramètres, [Guillemot, 2010] retient les plus pertinents en ce qui concerne la fatigue :

- les paramètres d'amplitude S_q (hauteur moyenne quadratique), S_z (hauteur maximale), ainsi que S_{sk} et S_{ku} (respectivement facteurs d'asymétrie et d'aplatissement de la distribution des hauteurs),
- le paramètre spatial S_{tr} (rapport d'aspect de la texture),
- le paramètre fonctionnel S_{vi} (indice de rétention de fluide des creux),
- les paramètres hybrides S_{dr} et S_{dq} (respectivement la surface développée et la pente moyenne quadratique de la surface).

Bien que certains paramètres standard soient liés aux propriétés en fatigue, une corrélation directe est difficile à établir. Nous tenterons au CHAPITRE 2 de mettre en relation ces paramètres avec les limites d'endurance obtenues expérimentalement.

2.3 Distribution de tailles de défauts

Une autre méthode de caractérisation consiste à considérer les défauts géométriques comme des entailles en surface, de profondeur et d'acuité jugées assez importantes pour permettre d'analyser leur nocivité dans le cadre de la mécanique élastique linéaire de la rupture. Cette approche est particulièrement intéressante en l'absence d'une relation établie entre les paramètres standard et la tenue en fatigue.

Ce type d'approche permet de calculer la probabilité de rupture d'un volume élémentaire possédant un défaut de taille (profondeur) connue à partir d'un comptage des tailles de défauts d'une surface. La modélisation correspondante, qui sera détaillée au

CHAPITRE 4, a déjà été testée dans le cadre du fraisage de finition [Guillemot, 2010, Souto-Lebel *et al.*, 2011].

Cette approche semble pertinente dans le cas de surfaces particulièrement dégradées par l'usinage (conditions « agressives ») et possédant de nombreux défauts de taille supérieure au micromètre.

Pour des surfaces plus régulières, possédant des défauts de tailles à peine supérieures au micromètre, elle ne parait pas suffisante.

Le comptage des tailles de défauts s'effectue sur des profils mesurés parallèlement à la direction de chargement. Les entailles situées au niveau des crêtes ne sont pas considérées comme influentes sur la fatigue, et ne sont donc pas prises en compte.

La FIG. 1.6 illustre la méthode utilisée pour relever les tailles de défauts sur une surface fraisée. Elle met en évidence la non-prise en compte de défauts situés au niveau des crêtes, qui ne jouent aucun rôle mécaniquement. Le choix des défauts non pertinents, et celui des pics entre lesquels est relevée la profondeur du défaut, laissent une part de subjectivité et d'arbitraire à cette méthode.

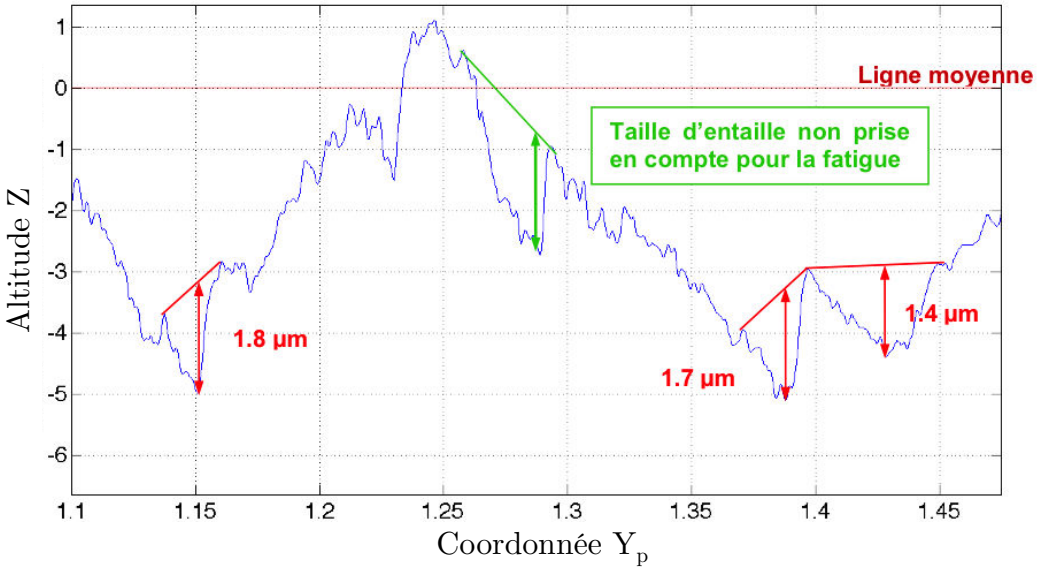


FIGURE 1.6: Mesure de la profondeur des défauts

La FIG. 1.7 montre une distribution de profondeurs relevées de cette manière pour 146 défauts.

Cette caractérisation par comptage présente deux avantages majeurs par rapport aux paramètres standard. D'une part, elle rend compte directement des tailles de défauts les plus importants, qui sont les plus nocifs vis-à-vis de la tenue mécanique ; et d'autre part, l'utilisation d'une distribution des tailles est particulièrement pertinente pour aller vers un modèle de fatigue probabiliste.

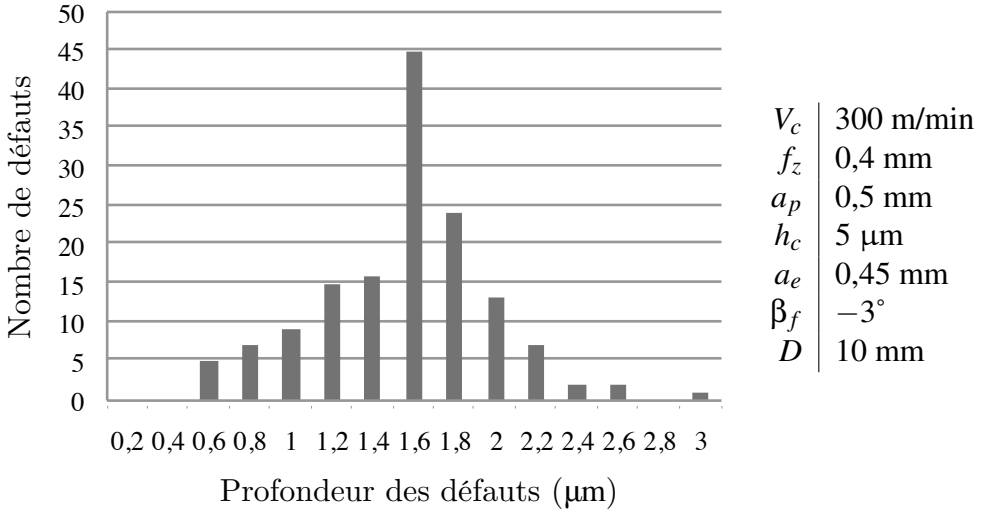


FIGURE 1.7: Distribution de tailles de défauts sur des profils mesurées perpendiculairement à la direction d'avance

Cependant, sa mise en œuvre présente un certain nombre de difficulés :
- seule la profondeur des entailles est prise en compte, à l'exclusion de leur largeur et du rayon de fond d'entaille,
- les défauts observables dépendent de la position à laquelle est effectuée la mesure d'un profil, et seront donc nettement différents pour des profils mesurés en fond de vallée ou sur des crêtes par exemple,
- le choix des entailles à prendre en compte, et la façon de « mesurer » leur profondeur, dépend de la personne effectuant le comptage,
- le comptage est long et fastidieux.

L'automatisation de cette méthode sur la base de critères précis présente donc une importante piste d'amélioration. Pour ce faire, une approche basée sur la méthode des motifs a été envisagée, après écrêtage et filtrage de l'ondulation, mais n'a pu être mise en œuvre dans le cadre de ces travaux.

3 Caractérisation de l'état mécanique après fraisage

Quelques rappels sur les différentes techniques expérimentales utilisées pour évaluer les contraintes résiduelles sont donnés en ANNEXE A, avec des arguments justifiant la partinence de la méthode par Diffraction des Rayons X dans le contexte de notre étude.

3.1 Mesure par Diffraction des Rayons X au LMT-Cachan

3.1.1 Principe de l'évaluation de contraintes par DRX

La méthode par diffraction des rayons X, bien que relativement compliquée à mettre en œuvre, est une des plus efficaces.

Elle est basée sur la loi de Bragg, qui est vérifiée lors de la diffraction d'un faisceau RX tombant avec une incidence Θ sur une famille de plans cristallins de distance interréticulaire d, avec n l'ordre de la diffraction et λ la longueur d'onde du faisceau :

$$2d\sin\Theta = n\cdot\lambda \tag{1.1}$$

La direction 2Θ (0 étant la direction du faisceau incident) est caractérisée par un pic d'intensité des rayons diffractés. Cet angle de diffraction dépend de la distance entre plans cristallins, et varie donc en fonction des déformations de la matière (voir FIG.1.8).

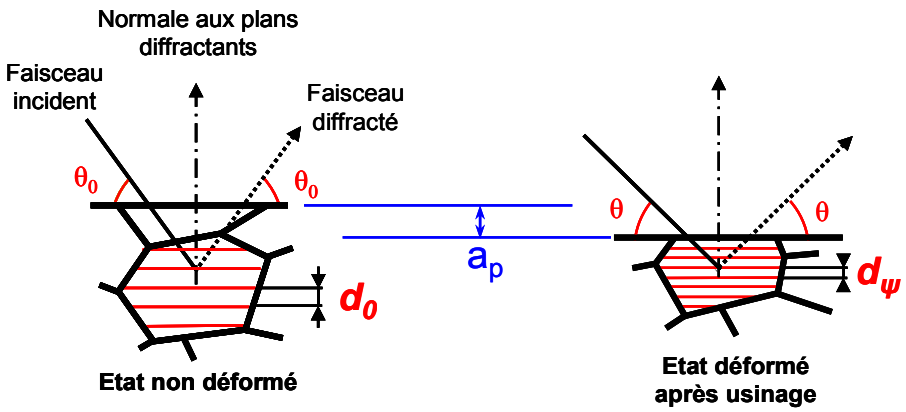


FIGURE 1.8: Influence des déformations sur la diffraction [Guillemot, 2010]

En appliquant la loi de Bragg à l'état initial et à l'état déformé, il est possible d'écrire la relation suivante :

$$\varepsilon = \frac{d_\Psi - d_0}{d_0} = \frac{\sin\Theta_0}{\sin\Theta} - 1 \tag{1.2}$$

Dans un montage de DRX tel que celui utilisé au LMT, l'orientation relative entre l'échantillon étudié et le système de mesure est généralement caractérisée par des angles de pivotement Φ et d'inclinaison Ψ. Le premier correspond à la position angulaire de l'éprouvette, et le second à l'incidence du collimateur (voir FIG.1.9).

Pour un couple (Φ, Ψ) donné, des rayons X sont émis, puis diffractés et réfléchis par la matière. Un récepteur permet de mesurer l'intensité sur une plage de valeurs de l'angle Θ. Un pic d'intensité est observé, centré sur une valeur particulière de l'angle Θ. En pratique, c'est l'angle 2Θ qui est utilisé.

En répétant la procédure dans une position Φ donnée et pour différentes valeurs de l'angle Ψ, cet angle 2Θ est mesuré à plusieurs reprises. Le dépouillement classique de ces mesures consiste à placer les points ainsi obtenus dans un diagramme 2Θ vs $\sin^2\Psi$ (FIG.1.10), qui permet de déterminer une ellipse. Cette ellipse est ensuite utilisée pour déterminer les composantes voulues du tenseur des déformations et, moyennant certaines hypothèses, le tenseur des contraintes résiduelles.

L'ellipse ainsi identifiée correspond à l'équation suivante :

$$\varepsilon(\Phi,\Psi) = \frac{1+\nu}{E}\left(\sigma_{X_\Phi X_\Phi} - \sigma_{Z_\Phi Z_\Phi}\right)\sin^2\Psi + \frac{1+\nu}{E}\sigma_{Z_\Phi Z_\Phi} - \frac{\nu}{E}\mathrm{Tr}(\sigma) + \frac{1+\nu}{E}\sigma_{X_\Phi Z_\Phi}\sin^2\Psi \tag{1.3}$$

où E et ν représentent respectivement le module d'Young et le coefficient de Poisson du matériau.

La composante $\sigma_{Z_\Phi Z_\Phi}$, qui est normale à la surface, est supposée nulle.

Ainsi, en supposant qu'un angle $\Phi = 0^\circ$ correspond à la direction x de l'éprouvette, l'équation précédente devient :

$$\varepsilon(\Psi) = \frac{1+\nu}{E}\sigma_{xx}\sin^2\Psi - \frac{\nu}{E}\mathrm{Tr}(\sigma) + \frac{1+\nu}{E}\sigma_{xz}\sin^2\Psi \tag{1.4}$$

Les composantes σ_{xx} et σ_{xz} peuvent ainsi être déterminées à partir des mesures effectuées pour plusieurs valeurs de l'angle Ψ.

Une autre série de mesures avec un angle $\Phi = 90^\circ$ permet de calculer les composantes σ_{yy} et σ_{yz}. Enfin, la composante σ_{yz} peut être obtenue en complétant les mesures par une série à 45°.

Les contraintes ainsi évaluées dans les aciers correspondent à l'état mécanique à environ 5 µm sous la surface. Le seul moyen d'évaluer les contraintes résiduelles plus en profondeur est donc d'enlever une certaine épaisseur de matière. Ceci est fait par polissage électrochimique sur une zone d'environ 1,5 cm de diamètre, afin de ne pas générer d'autres déformations. L'épaisseur ainsi enlevée est vérifiée au comparateur.

3.1.2 Présentation du système installé au LMT-Cachan

Le système de Diffraction de Rayons X, fourni par la société Inel, s'apparente à un goniomètre équipé d'une source de rayons X et d'un détecteur. La source de rayons X est alimentée en haute tension (30 kV, 30 mA). Elle est constituée d'une ampoule qui projette des électrons à grande vitesse sur une cible en chrome (pour une mesure sur de l'acier),

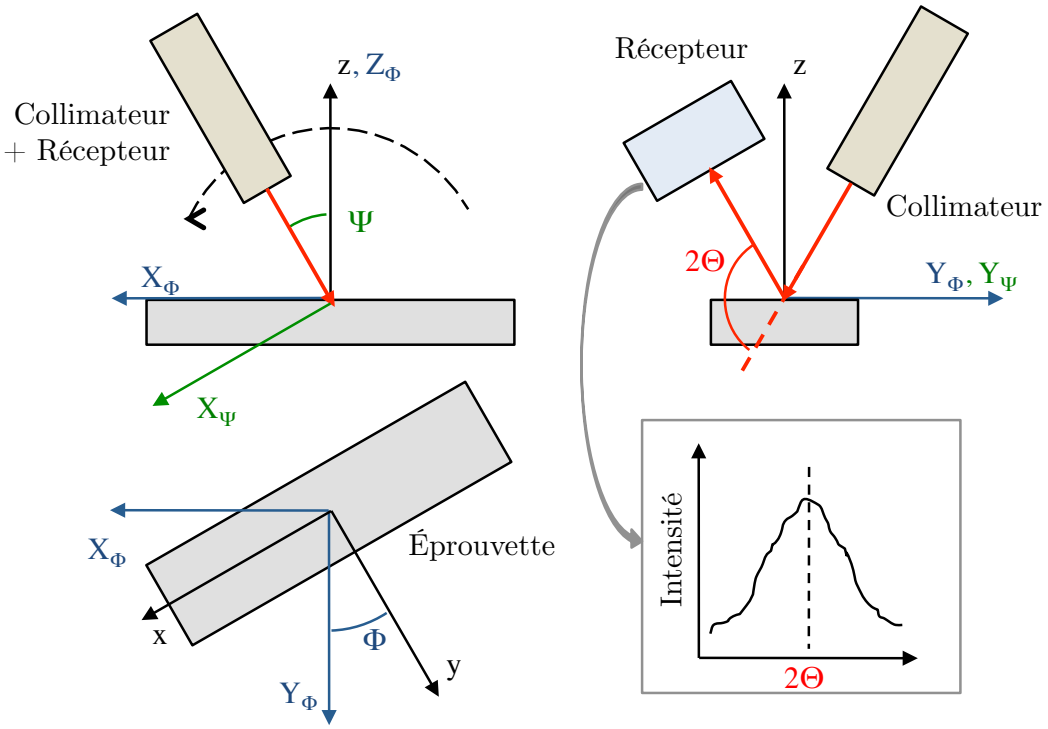


FIGURE 1.9: Montage de mesure des contraintes résiduelles

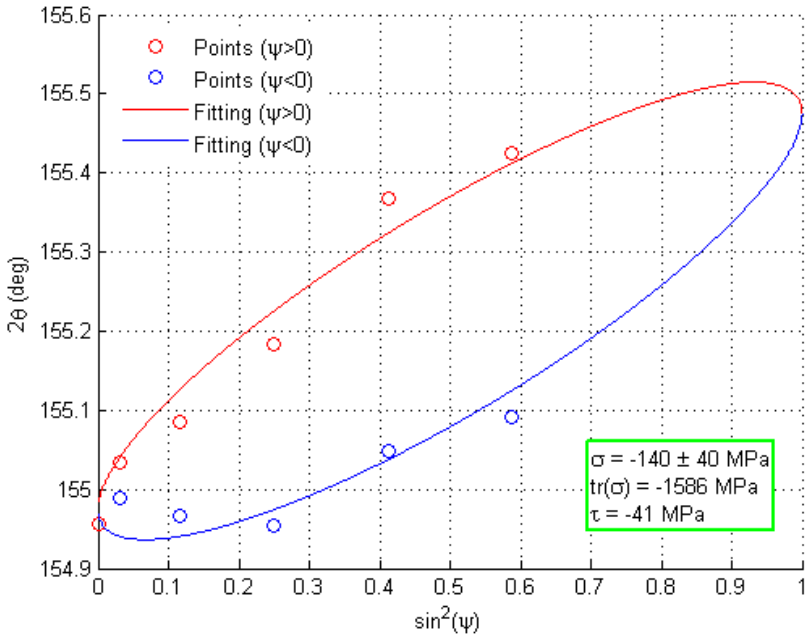


FIGURE 1.10: Évolution de l'angle 2Θ en fonction de $sin^2\Psi$ et approximation par une ellipse

régulée en température par un circuit d'eau filtrée. Un collimateur concentre les rayons X émis en une tache circulaire.

Le faisceau réfléchi est mesuré par un détecteur linéaire de type Backgammon, dont la plage de mesure est de $\pm 5^\circ$, centrée autour de l'angle d'incidence de référence Θ_0. Cet angle est réglé manuellement sur une valeur correspondant au pic de diffraction pour un matériau libre de contraintes résiduelles (en pratique, une poudre est utilisée).

La FIG.1.11 définit les angles de rotation du goniomètre Φ et Ψ, ainsi que l'angle de référence Θ_0.

Les rotations du berceau par rapport à l'embase (angle Φ) et du support par rapport au berceau (angle Ψ) sont motorisées.

La première permet de fixer la direction de mesure des contraintes dans le plan horizontal (par exemple σ_{xx} ou σ_{yy}). Cette direction de mesure peut également être réglée à l'aide d'un plateau tournant sur lequel est posée l'éprouvette, notamment pour éviter des risques de collision avec le bâti actuellement utilisé.

La rotation d'angle Ψ est utilisée pour tracer la courbe 2Θ vs $\sin^2\Psi$ (voir FIG.1.10).

Lors d'une séquence de mesure, il est nécessaire de s'assurer que le volume irradié par les rayons X corresponde au centre géométrique du goniomètre. Il faut en particulier vérifier que l'axe de la rotation Ψ du support soit contenu dans le plan de la surface de l'éprouvette, ce qui peut nécessiter un réglage de la position verticale de celle-ci.

La surface irradiée, normalement invisible, est rendue visible grâce à une plaque fluorescente d'épaisseur connue (voir FIG.1.12), et observée avec un appareil photo. La position verticale de l'éprouvette est alors ajustée à l'aide d'une platine micrométrique, de telle sorte que les déplacements en fonction de la rotation Ψ de la tache laissée par le faisceau sur la plaque soient les plus limités possibles. Après un tel réglage, les déplacements encore observés, liés aux défauts géométriques du goniomètre, sont de l'ordre de 100 μm.

De la même manière, lorsque le plateau tournant de l'éprouvette est utilisé pour effectuer la rotation d'angle Φ, il faut s'assurer que l'axe de rotation de ce plateau passe par la surface irradiée. La position du plateau et de l'éprouvette dans le plan horizontal est donc ajustée de manière similaire.

L'acquisition des pics de diffraction (intensité reçue vs 2Θ) est faite directement pendant la mesure à l'aide du logiciel fourni par Inel.

Le traitement de ces données (identification de la position angulaire du pic, tracé du diagramme 2Θ vs $\sin^2\Psi$ et approximation par une ellipse) est effectué à l'aide de programmes développés au LMT-Cachan sous Matlab.

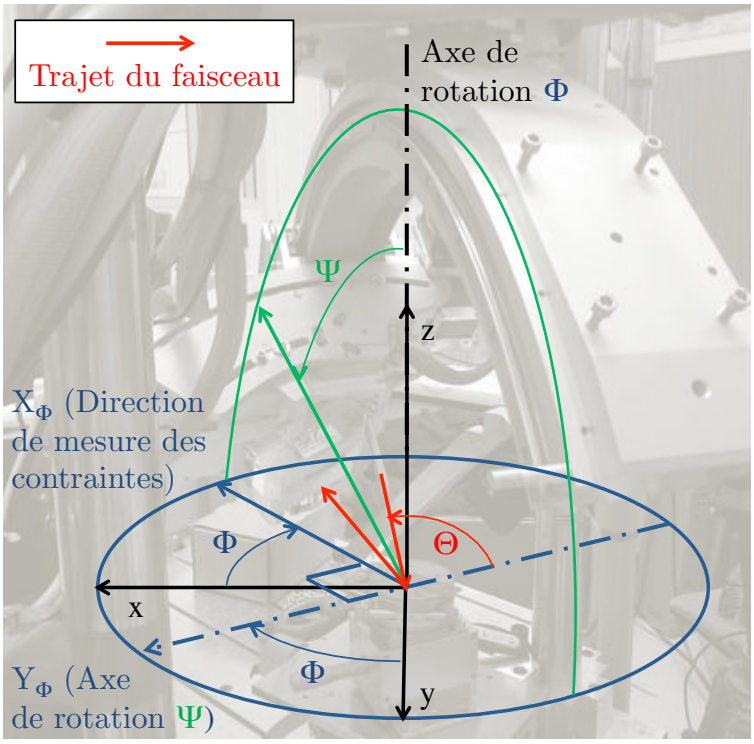


FIGURE 1.11: Angles caractéristiques et direction de mesure du système DRX

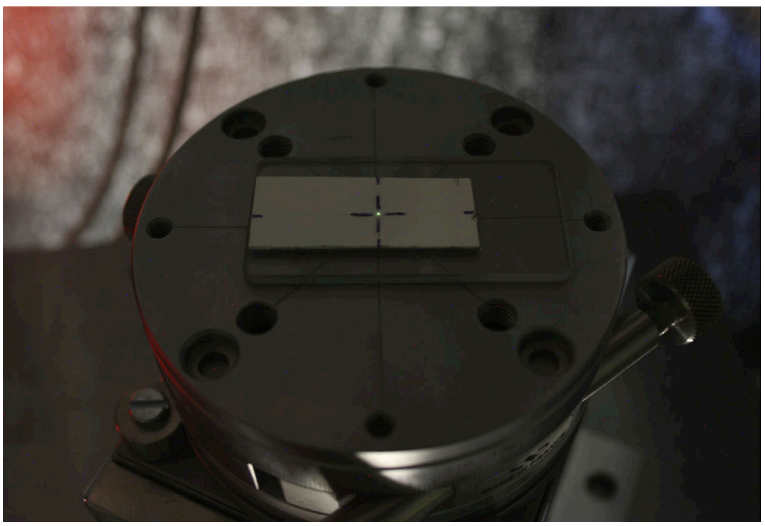
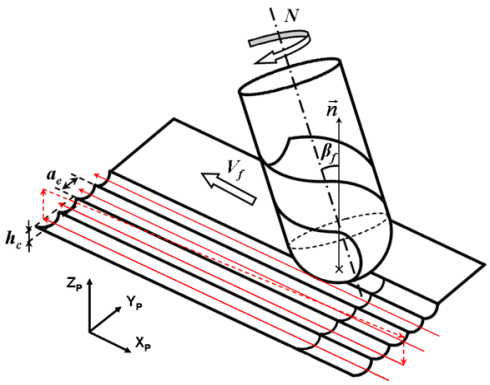


FIGURE 1.12: Observation de la surface irradiée à l'aide d'une plaque fluorescente

3.1.3 Vérification du système DRX

Afin de valider la cohérence des mesures de contraintes effectuées avec le système installé et réglé au LMT-Cachan, des mesures ont été effectuées sur une éprouvette test, ayant déjà fait l'objet de mesures de contraintes par DRX au Laboratoire Arts et Métiers ParisTech d'Angers (LAMPA). Cette éprouvette présente une surface obtenue par fraisage de finition, avec les conditions de coupe données en FIG.1.13. Plusieurs zones de la surface ont été polies électrochimiquement, à différentes profondeurs. Il est ainsi possible de reproduire les mesures précédemment faites à ces profondeurs, et donc de comparer tout un profil de contraintes.



V_c	300 m/min
f_z	0,4 mm
a_p	0,5 mm
h_c	5 µm
a_e	0,45 mm
β_f	$-3°$
D	10 mm

FIGURE 1.13: Conditions de coupe utilisées pour l'éprouvette de validation du système DRX

Les réglages et les programmes de dépouillement précédemment décrits ont été utilisés avec le système du LMT-Cachan. La source est réglée sur 30 kV et 30 mA, et l'émetteur est équipé d'un collimateur de diamètre 2 mm. Le système du LAMPA utilisait 20 kV et 4 mA, avec un collimateur de diamètre 1 mm.

Les contraintes ont été mesurées perpendiculairement à la direction d'avance, suivant Y_p, direction pour laquelle elles sont maximales.

Les profils de contrainte normale σ_{YY} et de cisaillement σ_{YZ} obtenus avec les deux systèmes sont présentés en FIG.1.14.

Les deux profils de contrainte σ_{YY} sont très similaires. On note cependant des différences significatives entre certains points, en sous-surface immédiate d'une part ($\approx$ 20 µm), et plus à cœur d'autre part (au delà de 150 µm).

Plusieurs raisons peuvent expliquer ces différences : compensation ou non du réglage en hauteur de l'éprouvette en fonction de l'épaisseur enlevée par polissage élecrochimique, détérioration de l'éprouvette entre les deux séries de mesure, réglage de l'angle de référence Θ_0.

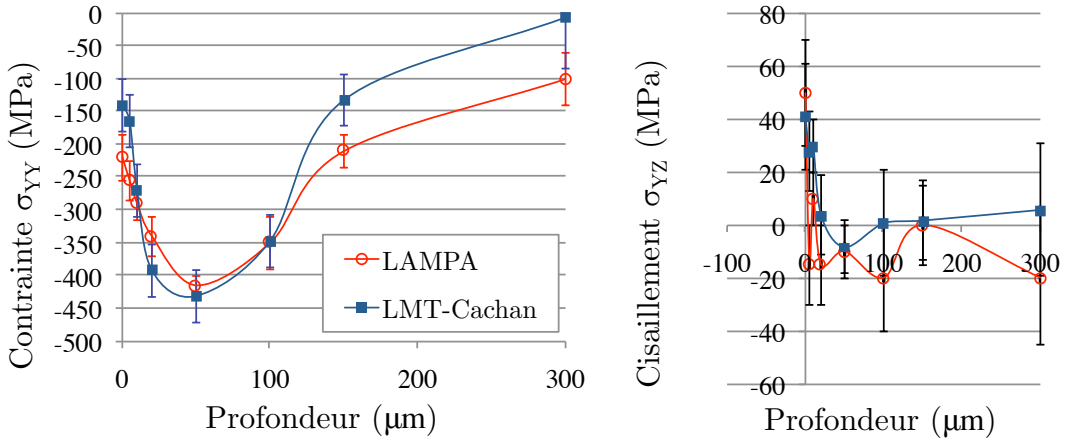


FIGURE 1.14: Profils de contrainte normale et de cisaillement mesurés par DRX sur une même éprouvette au LMT-Cachan et au LAMPA

Les profils de cisaillement sont beaucoup plus différenciés. Cependant, celui obtenu au LAMPA semble très erratique (en particulier dans les 20 premiers µm), et parait donc moins réaliste que celui du LMT-Cachan.

Malgré ces éléments, et principalement parce que le profil de contrainte normale parait très satisfaisant, les réglages et outils de dépouillement présentés précédemment sont considérés validés.

3.2 Contraintes résiduelles locales après usinage

Le phénomène de coupe en fraisage de finition avec outil hémisphérique est particulièrement complexe, d'une part parce que la coupe est discontinue, et d'autre part parce que les sollicitations mécaniques ne sont pas constantes le long de l'arête. Il est donc peu vraisemblable que les propriétés mécaniques en sous-surface soient homogènes. Tout comme la topographie, ces propriétés doivent logiquement suivre une périodicité correspondant aux conditions de coupe : l'avance par dent f_z dans la direction d'avance de l'outil, et l'engagement radial a_e dans la direction perpendiculaire.

La plupart des résultats de mesure publiés dans la littérature ont été acquis avec des diamètres de faisceau trop importants pour permettre de mettre en évidence ces phénomènes.

Dans les conditions usuelles, la tache de diffraction mesure plusieurs centaines de micromètres. La valeur de contrainte obtenue représente approximativement une moyenne dans le volume situé sous cette tache. Il n'est donc pas possible dans ces conditions de mettre en évidence une périodicité correspondant à l'engagement radial a_e, celui-ci étant de l'ordre de 450 µm.

Des mesures localisées de contraintes résiduelles ont été proposées et effectuées par [Guillemot, 2010] en diminuant la taille du faisceau grâce à un masque. La variation des

contraintes résiduelles en fonction de la position est clairement identifiée, mais la périodicité n'est pas évidente (FIG.1.15).

De plus, la répétabilité en position de la zone ciblée par les rayons X au cours d'une mesure n'a pas été vérifiée. Enfin, les mesures ont été effectuées après polissage électrochimique, à une profondeur d'environ 55 µm, qui correspond à un extremum de la contrainte σ_{XX} (voir par exemple FIG.1.14). Cependant, il y a une atténuation du gradient en profondeur, celui-ci étant *a priori* maximal en sous-surface immédiate.

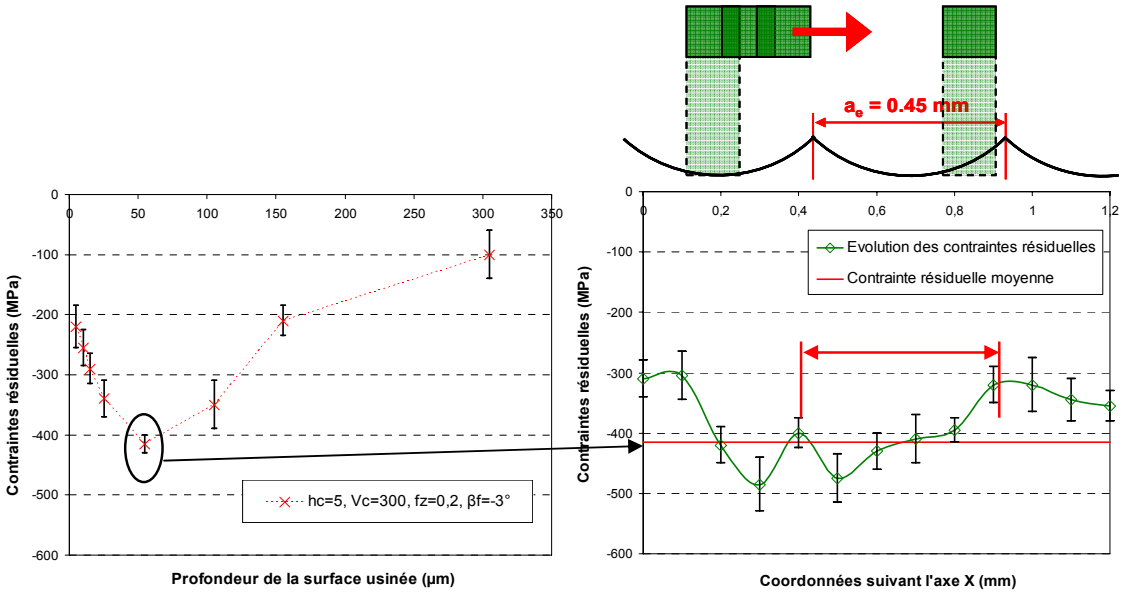


FIGURE 1.15: Distribution de contraintes résiduelles normales à une profondeur de 55 µm [Guillemot, 2010]

Des mesures similaires ont donc été reproduites dans le cadre du stage de Master de [Guichard, 2012] en utilisant le système de Diffraction de Rayons X du LMT-Cachan et un collimateur de diamètre nominal 100 µm positionné sur le trajet du faisceau. Ce dispositif permet de réduire la taille de la zone de diffraction, mais augmente largement le temps d'acquisition. La tache ainsi obtenue, observée à l'aide d'un écran fluorescent, est plus grande que le collimateur, en raison d'une légère divergence du faisceau.

La principale difficulté dans ces conditions est de s'assurer que la tache de diffraction ne se déplace pas entre les différentes positions angulaires du système. En effet, les défauts géométriques du goniomètre font que le collimateur ne vise pas exactement le même point pour différentes positions angulaires.

La tache a été observée à l'aide d'un écran fluorescent, et photographiée pour chaque position angulaire du goniomètre. Le déplacement de la tache a ainsi pu être tracé en fonction de l'angle Ψ (voir FIG.1.16). Les variations sont de l'ordre de plusieurs dizaines

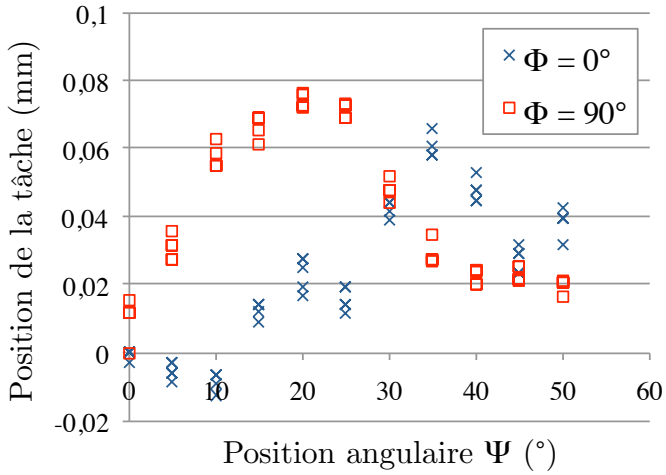


FIGURE 1.16: Déplacement de la tache en fonction du déplacement angulaire du goniomètre

de micromètres. La répétabilité de la position de la tache pour un angle donné, en revanche est très bonne, avec des déplacements inférieurs à 10 µm.

Ces déplacements n'ont pas d'influence pour des mesures sans collimateur, car leur ordre de grandeur est inférieur à la taille de la tache de diffraction. En revanche, pour observer une zone dont le diamètre est de l'ordre de 100 µm, il est nécessaire de les corriger, ce qui est possible grâce à la répétabilité démontrée ci-dessus.

Pour les mesures effectuées, la position de la tache a donc été systématiquement corrigée en déplaçant l'éprouvette à l'aide d'une platine micrométrique.

Les mesures ont été effectuées avant polissage électrochimique, donc en immédiate sous-surface, pour une dizaine de positions, distantes de 0,1 mm. Pour réduire la durée de la mesure, une seule direction de mesure est utilisée, celle qui est perpendiculaire à la direction d'usinage, et donc aux crêtes. Elle correspond à la composante σ_{YY}, qui est supposée être la plus élevée. Le cisaillement σ_{YZ} est également obtenu.

Les résultats sont présentés sur la FIG.1.17. La microgéométrie mesurée sur 1 mm est donnée à titre indicatif, mais le profil présenté ne correspond pas à l'endroit exact de la mesure de contraintes résiduelles.

Les profils de contrainte normale et surtout de cisaillement mesurés confirment l'existence d'une périodicité correspondant à l'engagement radial. Étant donné la dimension de la tache de diffraction ($>$ 100 µm) comparée à celle de la périodicité (450 µm), agissant comme une sorte de moyenne glissante, on peut penser que le gradient « réel » est encore plus prononcé que celui obtenu par la mesure.

Ces résultats sont particulièrement importants. La taille des zones étudiées par DRX est généralement trop importante pour observer des variations de contraintes liées aux

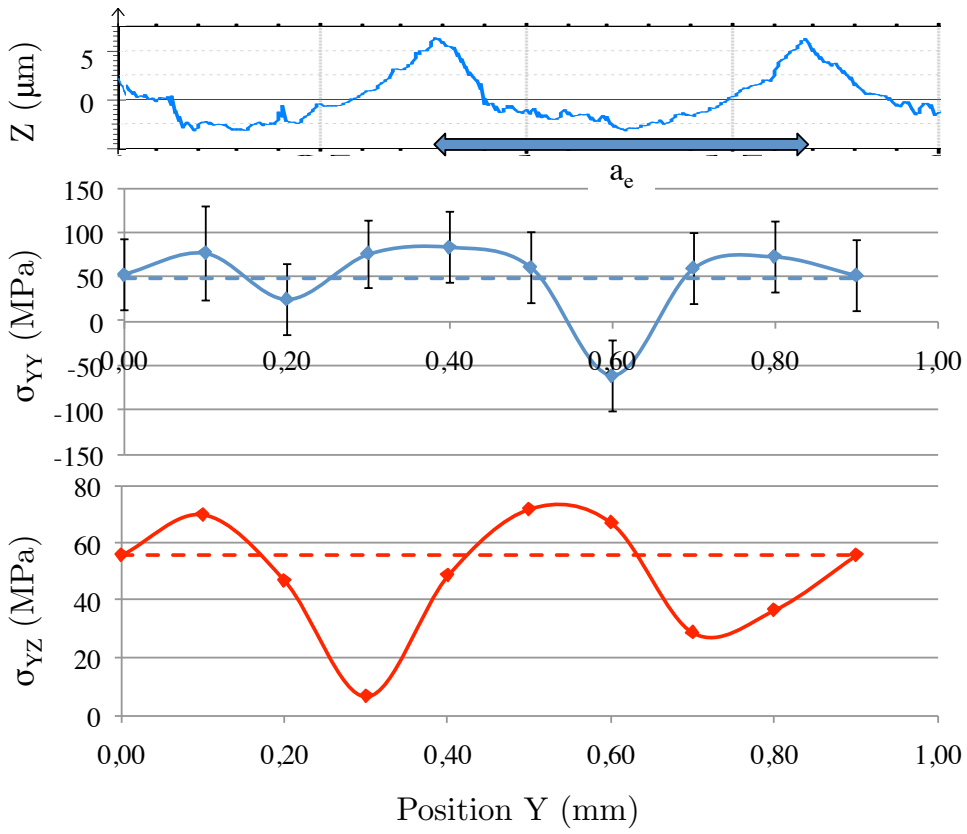


FIGURE 1.17: Distribution de contraintes résiduelles normales et de cisaillement mesurées en sous-surface immédiate (≈ 5 µm) [Guichard, 2012]

paramètres du procédé de fraisage de finition. Avec le système DRX installé au LMT-Cachan, équipé d'un collimateur de 100 µm, et en prêtant une attention particulière à la localisation de la tache de diffraction, un gradient de contraintes normale et de cisaillement a pu être mis en évidence.

3.3 Évolution de contraintes résiduelles au cours d'un essai mécanique

Le système de Diffraction de Rayons X présenté plus tôt dans ce chapitre peut être utilisé dans différents contextes : de manière classique, sur un banc d'essai dédié, ou *in situ* une fois installé dans la machine d'essais multiaxiale Astrée. Avec cette deuxième option, le système DRX est fixé au mors supérieur de la machine, et l'échantillon à un ou plusieurs des quatre mors horizontaux. Cette configuration permet donc de réaliser des mesures de contraintes en surface au cours d'un essai mécanique, éventuellement biaxial.

Les essais présentés ci-après ont été réalisés avec un double objectif : effectuer une première mise en œuvre de cette méthode et mieux comprendre le comportement du matériau objet de cette étude.

3.3.1 Préparation de l'essai

L'essai effectué est un essai de traction piloté en effort, si possible jusqu'à rupture. Des décharges avec retour élastique sont effectués à différents niveaux de déformation plastique. L'essai est plusieurs fois interrompu, toujours dans le domaine élastique et à niveaux de chargement fixe, pour procéder à la mesure des contraintes.

L'utilisation d'Astrée requiert de programmer à l'avance l'essai. Les valeurs des efforts pour lesquels ont lieu les décharges doivent donc être connues. Un essai de traction à rupture avec décharges est donc utilisé comme référence (voir FIG.1.18).

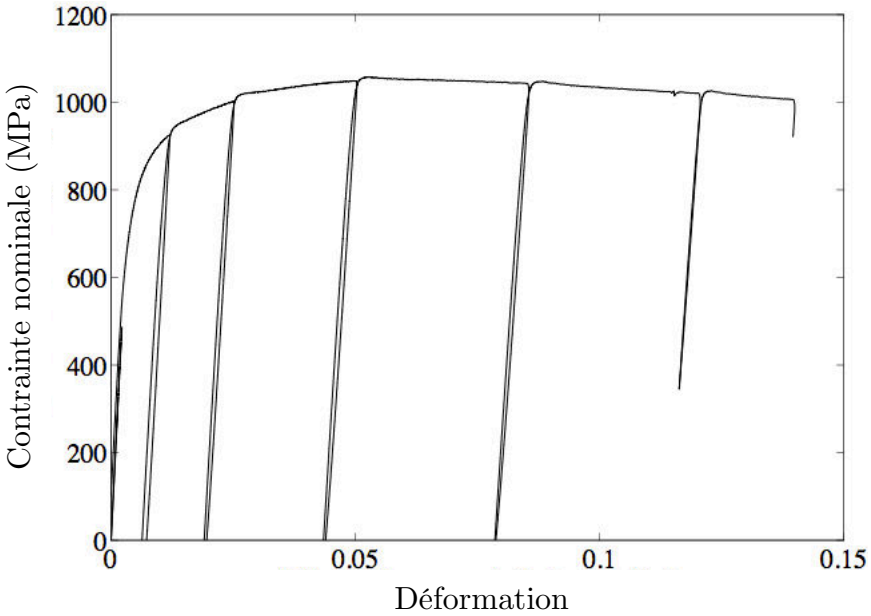


FIGURE 1.18: Essai de référence : traction à rupture avec décharges

À partir de la courbe contrainte-déplacement obtenue lors de cet essai de référence, des niveaux de contrainte de chargement sont identifiés, supposés correspondre à des niveaux de déformation plastique donnés (voir TAB.1.4).

Déformation plastique (%)	0	0,1	0,2	0,4	0,8	1,6	3,2	6,4
Contrainte (MPa)	0	750	820	880	940	980	1030	1060

TABLE 1.4: Niveaux de déformation plastique visés et contraintes nominales correspondantes, identifiées à partir de l'essai de référence présenté en FIG.1.18

Le dessin de définition de l'éprouvette uniaxiale utilisée est donné en ANNEXE C.

Un parallélépipède brut est prélevé dans un lopin de 50CrMo4, la direction principale coïncidant avec la direction de forgeage. L'éprouvette est ensuite obtenue par usinage, et les surfaces de la zone utile sont polies à la main.

Les dimensions de la zone utile sont mesurées avant l'essai : $5,06 \times 20,18$ mm^2, soit $102,11$ mm^2.

Une jauge de déformation est fixée sur la surface inférieure de l'éprouvette.

Afin de contrôler le chargement imposé à l'éprouvette tout au long de l'essai, il est nécessaire que toutes les étapes de celui-ci soient programmées à l'avance.

L'essai se fait à vitesse de déplacement imposée égale à environ 10^{-4} mm/s, soit une vitesse de déformation d'environ 10^{-5} s^{-1}. Il faut ainsi environ 15 secondes pour aller de 0 à 300 MPa.

La FIG.1.19 montre une photographie du montage, sur laquelle on retrouve :
- l'éprouvette, fixée entre les mors AB2 et CD2
- l'embase du système DRX, fixée au mors vertical supérieur,
- son berceau, pouvant pivoter d'un angle Φ par rapport à l'embase autour d'un axe vertical,
- le support de la source de rayons X et du détecteur, pouvant pivoter d'un angle Ψ par rapport au berceau, dans le plan de celui-ci.

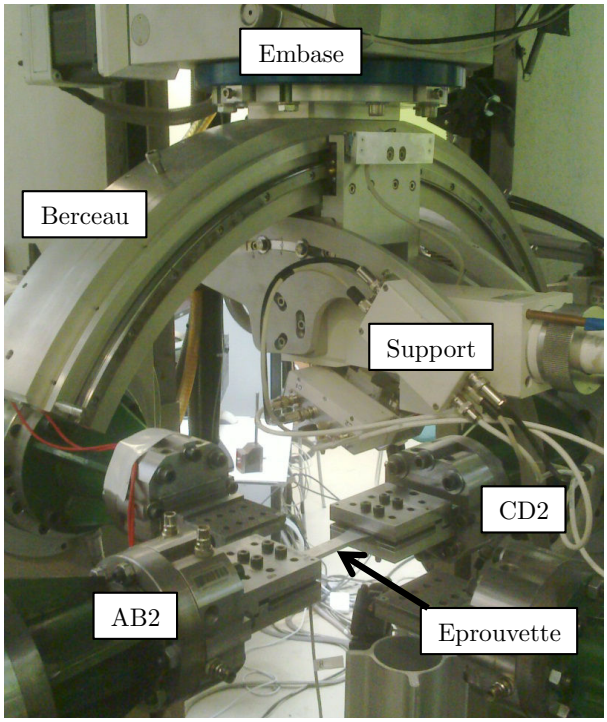


FIGURE 1.19: Installation du système de DRX dans la machine d'essais Astrée

Lorsque le goniomètre est fixé en $\Phi = 0°$, la DRX se déplace vers AB2 pour des valeurs de Ψ négatives, et vers CD2 pour des valeurs de Ψ positives. Le système permet alors l'évaluation de la contrainte dans la direction principale de l'éprouvette.

L'utilisation du système DRX à l'intérieur de la machine d'essais ajoute quelques difficultés expérimentales :

- Tout comme pour un essai classique, il est nécessaire de régler correctement le système en orientation (alignement avec la direction de l'éprouvette) et en hauteur (correspondance entre le point visé et le centre géométrique du goniomètre). À la différence de l'utilisation normale, la hauteur et l'orientation sont réglées à l'aide du vérin supérieur de la machine, auquel est fixé le système DRX.
- Afin d'éviter des collisions entre les câbles DRX et le bâti de la machine, l'angle Ψ est limité à une plage de valeurs comprises entre -30° et $+45^\circ$. Les valeurs négatives doivent être obtenues en pivotant l'angle Φ de 180°. Ainsi, la position $(\Phi, \Psi) = (180^\circ, 15^\circ)$ correspond à $(\Phi, \Psi) = (0^\circ, -15^\circ)$.
- Les postes de pilotage de la machine et de la DRX étant séparés, il est nécessaire d'être en permanence au moins deux opérateurs. Ceci permet également d'assurer la surveillance de l'espace de travail limité par des barrières infrarouges.

3.3.2 Suivi de l'essai

Le déplacement suivant l'angle Φ est commandé par l'opérateur, afin d'éviter qu'un câble ne soit endommagé. Des mesures sont effectuées pour 0° et 180°, afin d'atteindre des angles Ψ négatifs.

Le déplacement suivant l'angle Ψ est automatisé. Il y a une mesure pour chacune des valeurs suivantes (en degrés) : $\{0, 5, 10, 15, 25, 35, 45\}$.

On effectue une mesure pour 7 angles Ψ différents, pour $\Phi = 0^\circ$ et $\Phi = 180^\circ$. Chaque mesure durant environ cinquante secondes, il faut, en prenant en compte les temps de rotation de l'appareil, un peu plus d'un quart d'heure pour obtenir la valeur d'une des composantes principales du tenseur de contraintes.

Six paliers de déformation plastique ont été atteints (en %) : 0, $0,04$, $0,07$, $0,22$, $1,29$, $2,08$. Pour chaque palier, on effectue une mesure de contrainte à trois niveaux de chargement, lors de la décharge : à 600, 300 et 0 MPa.

Pour le palier correspondant à $1,29\%$, la contrainte est mesurée pour des chargements de 750, 600, 450, 300, 150 et 0 MPa lors de la décharge, et 300 et 600 MPa lors de la recharge.

Une mesure de contrainte a ainsi été réalisée pour chacun des 22 états de chargement donnés en FIG.1.20 et précisés dans le TAB.1.5. L'essai a duré environ sept heures.

Mesure DRX	Déformation plastique (%)	Contrainte nominale (MPa)	Remarque
1	0	0	
2	0	300	
	0,04	750	Début décharge
3	0,04	600	
4	0,04	300	
5	0,04	0	
	0,07	820	Début décharge
6	0,07	600	
7	0,07	300	
8	0,07	0	
	0,22	880	Début décharge
9	0,22	600	
10	0,22	300	
11	0,22	0	
	1,29	940	Début décharge
12	1,29	750	
13	1,29	600	
14	1,29	450	
15	1,29	300	
16	1,29	150	
17	1,29	0	
18	1,29	300	
19	1,29	600	
	2,08	980	Début décharge
20	2,08	600	
21	2,08	300	
22	2,08	0	

TABLE 1.5: Paliers de mesure par DRX et états mécaniques correspondants lors d'un essai de traction avec décharges élastiques

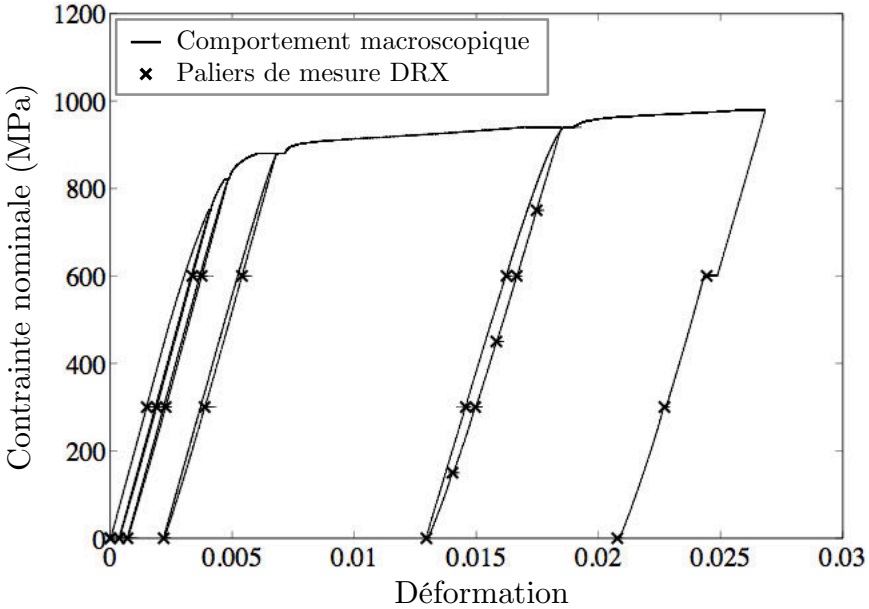


FIGURE 1.20: Essai de traction avec paliers de mesure par DRX

3.3.3 Résultats et analyse

La FIG.1.21 donne la contrainte évaluée en surface par DRX (plus précisément la composante principale correspondant à la direction de chargement), en fonction de la déformation plastique. Les mesures effectuées pour un chargement de 0 MPa correspondent à la contrainte résiduelle, l'éprouvette étant quasiment libre de contraintes extérieures.

Pour une même déformation plastique, on retrouve logiquement un décalage égal à la contrainte de chargement. On remarque que la contrainte résiduelle évolue rapidement au cours de la plastification. Elle devient quasiment nulle pour environ $0,5\%$ de déformation plastique.

L'étude de cet « effacement » de la contrainte résiduelle lors d'un chargement élasto-plastique mériterait d'être approfondie en considérant entre autres le profil de contraintes résiduelles en sous-surface.

En plus des contraintes, la largeur de corde des pics de diffraction a été considérée. La FIG.1.22 donne la largeur moyenne pour chaque palier de mesure par DRX.

La largeur de corde est connue pour être représentative de l'écrouissage du matériau. La courbe obtenue montre l'existence d'une phase de « déconsolidation » jusqu'à environ $0,3\%$ de déformation plastique, suivie logiquement par un nouvel écrouissage. On observe en fait une redistribution des dislocations, due au fait que l'écrouissage dans ce matériau est principalement cinématique. L'orientation principale des dislocations après usinage est différente de celle induite par le chargement lors de l'essai de traction.

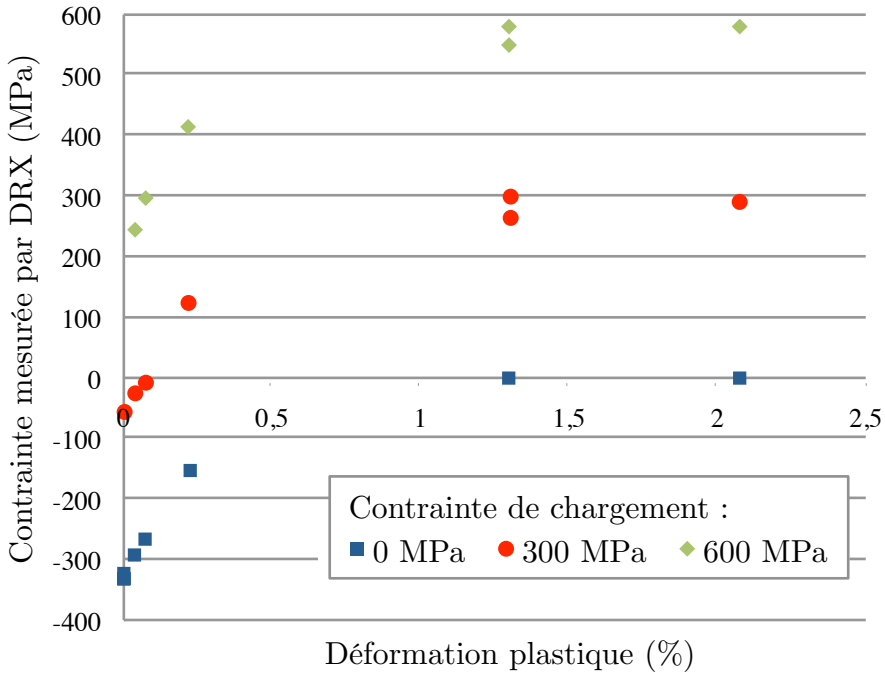


FIGURE 1.21: Contrainte évaluée en fonction du niveau de déformation plastique

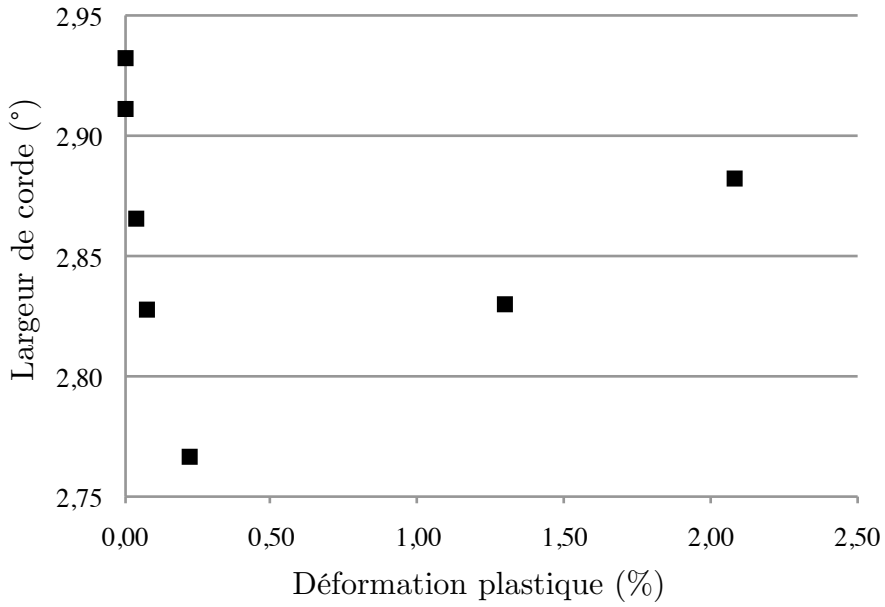


FIGURE 1.22: Largeur de corde en fonction du niveau de déformation plastique

4 Caractère anisotrope de l'intégrité de surface

Les différentes mesures et observations dont il a été question jusque ici ont permis de percevoir un certain caractère anisotrope des différentes propriétés étudiées, microgéométriques comme mécaniques.

Dans cette section, un intérêt particulier est accordé à cette notion d'anisotropie, qui permettra de faire le lien avec le deuxième chapitre.

4.1 Étude des défauts en fond de vallées

Les paragraphes précédents décrivent l'existence de défauts, ou entailles, laissées par le passage de l'outil. Afin de mieux connaître la nature de ces défauts, en particulier leur éventuelle orientation, et de présager de leur effet sur le comportement mécanique, des mesures surfaciques en fond de vallées ont été effectuées.

Des profils passant par ces défauts ont également été relevés dans les deux directions principales.

Ces observations ont été faites pour les deux cas d'usinage étudiés. Le cas d'usinage « doux » produit une surface relativement régulière. De ce fait, les défauts observables au fond des vallées sont des stries laissées par le passage de l'outil, quasiment perpendiculairement aux vallées (voir FIG.1.23(a)).

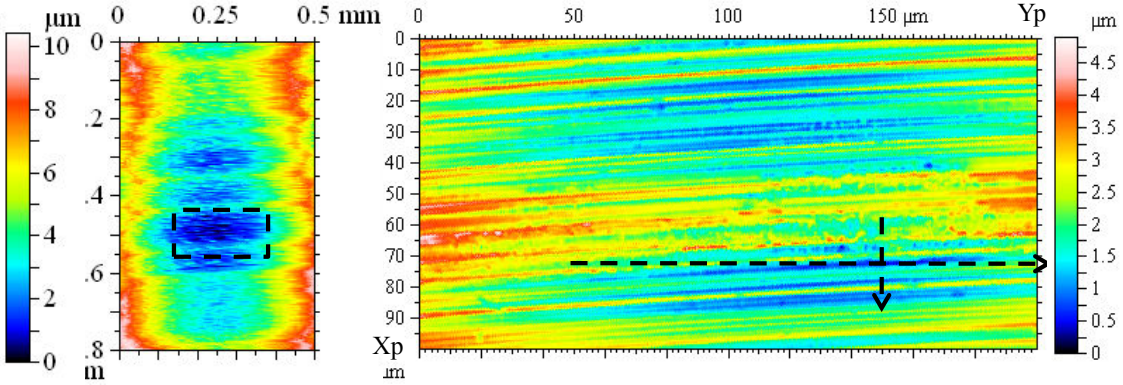
Cette orientation permet de penser que ces stries, si elles jouent un rôle en fatigue, seront plus nocives pour une sollicitation dans la direction d'avance (X_p).

Les profils relevés, passant par le point le plus profond d'une des stries, permettent de s'en assurer. Le profil relevé dans la direction X_p (FIG.1.23(b)) met en évidence une entaille d'environ 2 µm de profondeur, pour 0,5 µm dans la direction Y_p (FIG.1.23(c)).

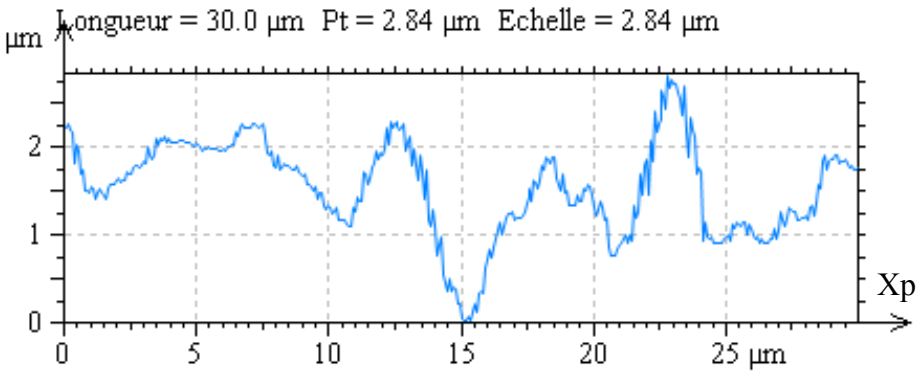
Dans l'autre cas d'usinage, qualifié d'« agressif », le mécanisme de coupe est dégradé, donnant lieu à une surface moins régulière. On relève ainsi des défauts de deux natures en fond de vallée :

- des défauts sans orientation particulière, tels que celui illustré par la FIG.1.24(a),
- des défauts orientés d'un angle proche de 45° par rapport à la direction d'avance (FIG.1.25(a)).

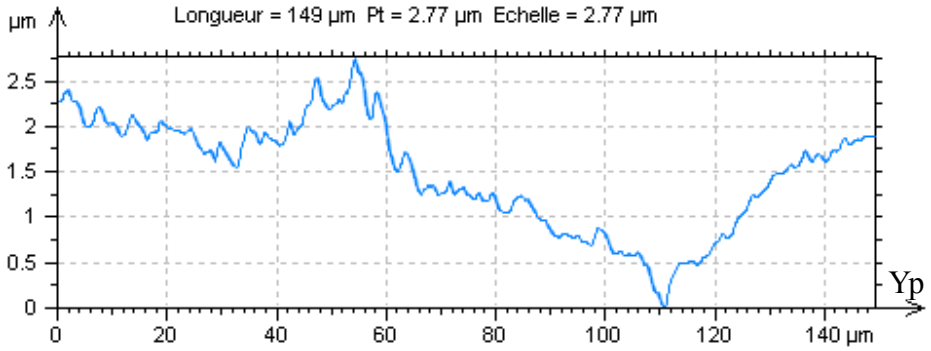
De même que pour le cas précédent, des profils ont été relevés selon les deux directions principales des échantillons. Ces profils mettent en évidence que les défauts du premier type, non-orientés, sont très significativement plus profonds que les autres (de 2 à 4 µm, selon la façon de les mesurer).



(a) « Zoom » sur le défaut

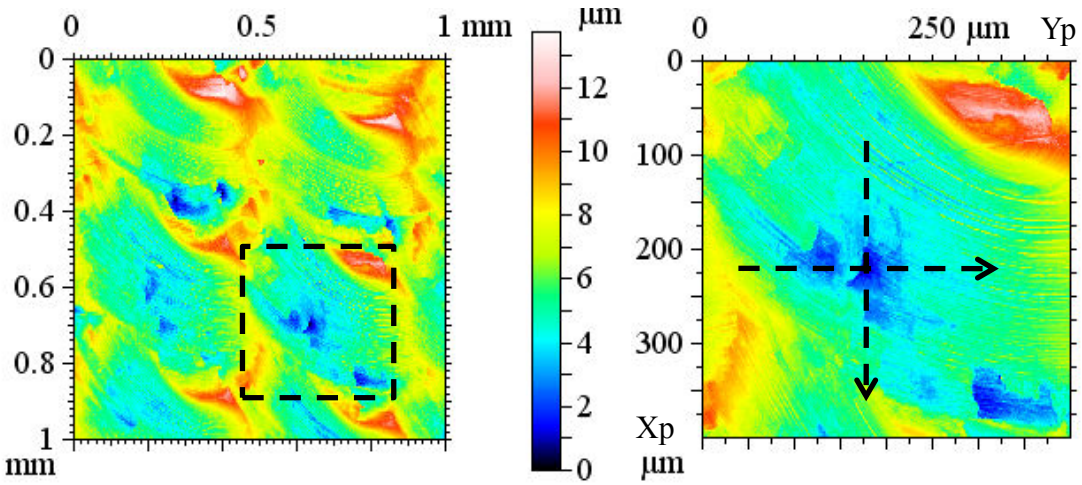


(b) Profil dans la direction X_p

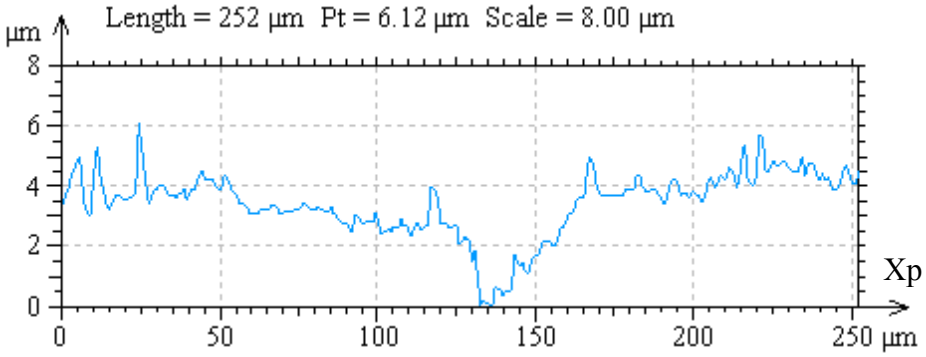


(c) Profil dans la direction Y_p

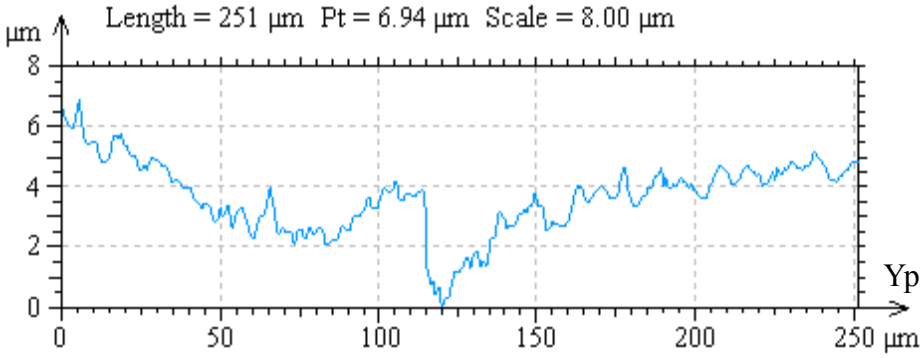
FIGURE 1.23: Défaut orienté après usinage « doux »



(a) « Zoom » sur le défaut

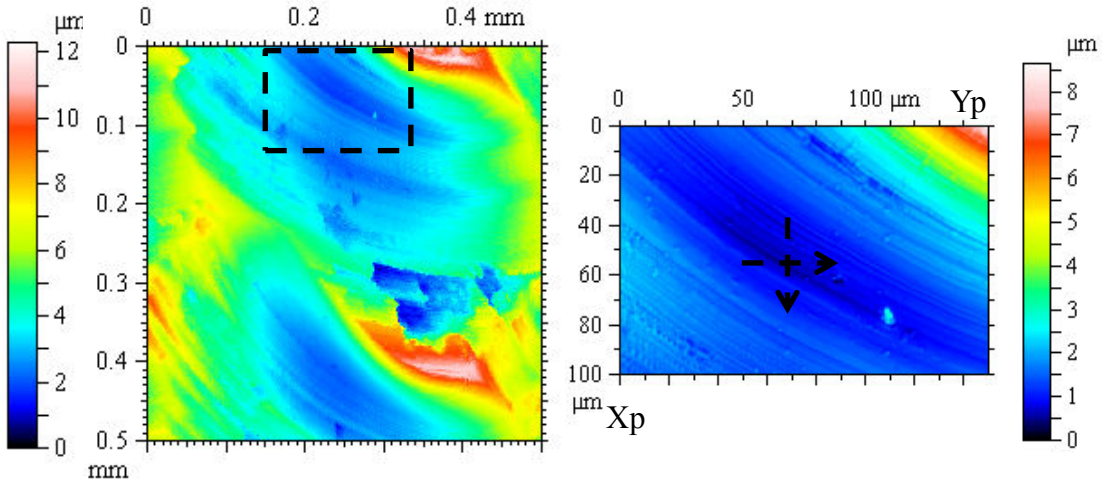


(b) Profil dans la direction X_p

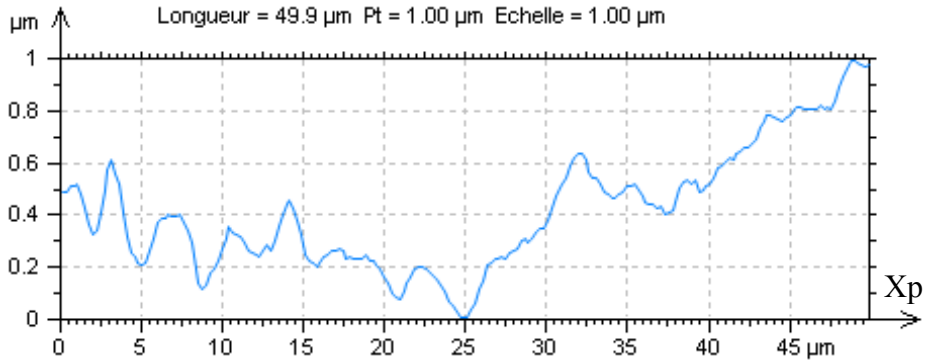


(c) Profil dans la direction Y_p

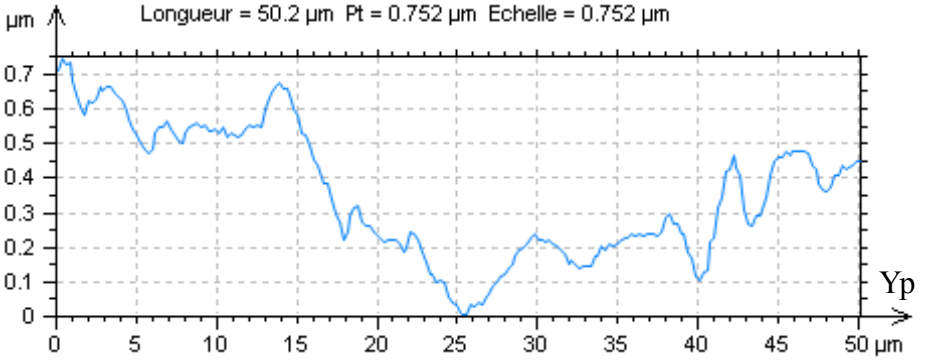
FIGURE 1.24: Défaut sans orientation particulière après usinage « agressif »



(a) « Zoom » sur le défaut



(b) Profil dans la direction X_p



(c) Profil dans la direction Y_p

FIGURE 1.25: Défaut orienté après usinage « agressif »

4.2 Direction d'usinage et microgéométrie

Les essais réalisés lors des travaux de thèse de [Guillemot, 2010] proposaient de comparer les propriétés en fatigue d'éprouvettes de flexion obtenues dans les cas d'usinage « agressif » et « doux ». La direction d'usinage était la même pour toutes ces éprouvettes, à savoir perpendiculaire à la direction des contraintes principales dans les éprouvettes, dans le but de maximiser l'effet de concentration des contraintes dû aux crêtes et vallées.

Afin de compléter cette campagne, nous avons choisi de tester des surfaces usinées dans une direction différente, parallèle à la direction principale de l'éprouvette, afin de mettre en évidence un effet du caractère anisotrope de l'intégrité de surface.

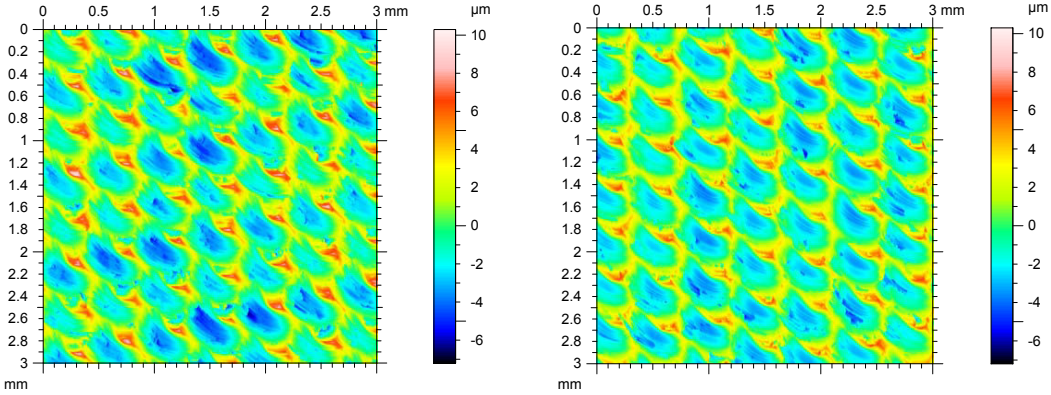
Les FIG.1.26 et 1.27 montrent les relevés 3D obtenus selon les cas d'usinage (« agressif » ou « doux ») et selon la direction d'avance (perpendiculaire ou parallèle à la direction principale des éprouvettes). Les relevés ont été tournés à 90° dans le deuxième cas afin de faciliter la comparaison. Les conditions de mesure sont les suivantes : zone mesurée de 3×3 mm^2, pas de déplacement de 3 µm, fréquence d'acquisition de 300 Hz.

En toute rigueur, moyennant une rotation de 90°, la direction d'usinage ne devrait pas avoir d'effet majeur sur la microgéométrie, et on s'attend à obtenir des surfaces quasiment identiques à conditions de coupe égales. Cependant, les surfaces obtenues pour un même cas d'usinage présentent des aspects légèrement différents, en particulier pour le cas d'usinage « doux ».

Il y a plusieurs explications à ce phénomène :
- La synchronisation des passes n'est pas contrôlée, et les creux successifs dans une vallée ne sont pas alignés avec ceux des vallées adjacentes.
- Les séries d'usinage sens transverse ont toutes été effectuées à la suite dans un premier temps, et les séries sens longitudinal également dans un second temps. Bien que l'outil utilisé n'ait pas servi entre les séries, une légère usure a pu commencer à apparaitre.
- Enfin, et c'est probablement la principale explication, l'outil a été démonté et remonté entre les séries d'usinage sens transverse et sens longitudinal. La longueur d'engagement de l'outil dans le porte-outil n'étant pas contrôlée, une flexion plus ou moins importante de l'outil est permise. Ceci est cohérent avec le fait que la différence est plus marquée dans le cas d'usinage « doux », pour lequel l'outil, incliné à 45°, est le plus susceptible de fléchir.

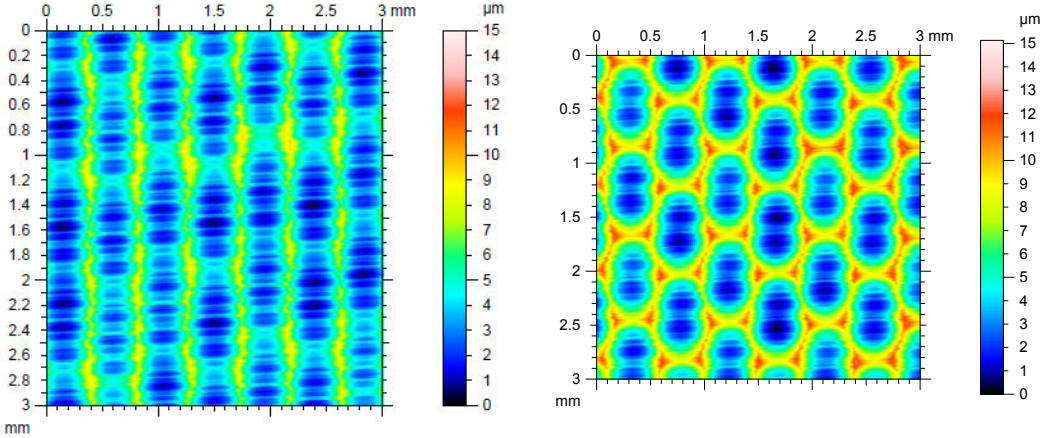
En conclusion, outre les conditions d'usinage usuelles définies lors de la phase de Fabrication Assistée par Ordinateur, quelques paramètres « cachés » peuvent affecter légèrement les surfaces usinées : la synchronisation des passes (qui n'est pas systématiquement contrôlée en FAO), l'usure même légère de l'outil, et la longueur sortante de l'outil.

Les paramètres surfaciques standard correspondant à ces relevés 3D ont été déterminés, et sont donnés dans le TAB.1.6. Dans le CHAPITRE 2, ces paramètres seront comparés aux résultats de la campagne de fatigue.



(a) Sens transverse [Guillemot, 2010] (b) Sens longitudinal

FIGURE 1.26: Surfaces mesurées selon la direction d'usinage (cas « agressif »)



(a) Sens transverse [Guillemot, 2010] (b) Sens longitudinal

FIGURE 1.27: Surfaces mesurées selon la direction d'usinage (cas « doux »)

	« agressif »		« doux »	
	transverse	longitudinal	transverse	longitudinal
S_q (µm)	1,70	2,03	1,82	2,38
S_z (µm)	10,42	9,79	7,72	10,87
S_{sk}	0,79	0,58	0,19	0,33
S_{ku}	3,45	2,55	2,26	2,31
S_{tr}	0,17	0,62	0,21	0,51
S_{vi}	0,069	0,048	0,083	0,066
S_{dq} (µm/µm)	0,28	0,43	0,34	0,74

TABLE 1.6: Paramètres surfaciques selon le cas et la direction d'usinage

Bien qu'il aurait été idéal de travailler avec des surfaces parfaitement identiques à l'orientation près, il nous semble pertinent de comparer les résultats des éprouvettes selon leur direction d'usinage. En effet, l'allure des surfaces, en particulier si on compare les deux cas d'usinage, reste proche ; de plus, les différences observées nous semblent relever d'une dispersion propre au procédé, et dépendre de paramètres qui ne sont pas forcément contrôlés en production dans un contexte industriel.

4.3 Contraintes résiduelles

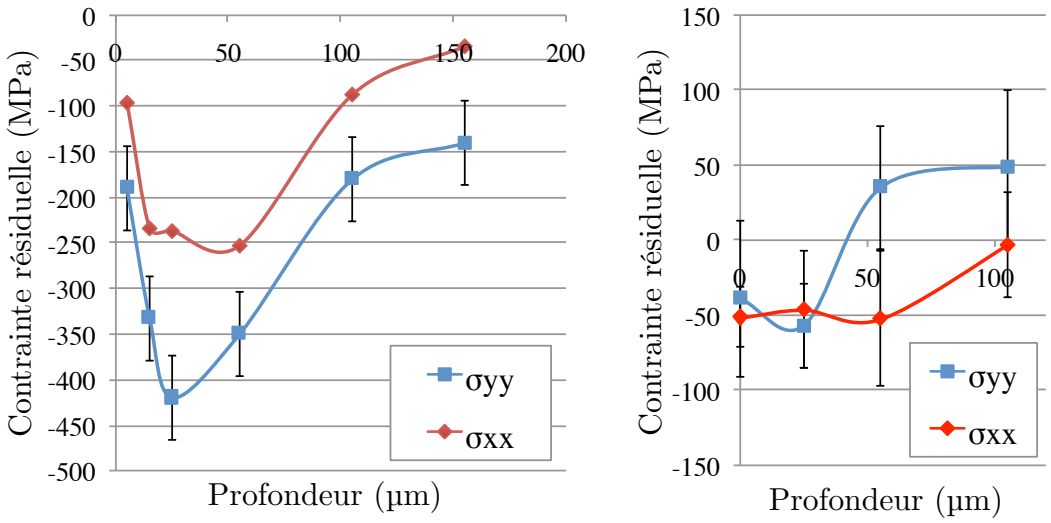
L'anisotropie du tenseur de contraintes résiduelles a été évaluée en comparant les profils de contrainte résiduelle mesurés parallèlement et perpendiculairement à la direction d'usinage. L'étude des résultats d'une campagne de mesures faite sur l'acier 25MnCrSiVB6 dans le cadre des travaux de [Guillemot, 2010] et pour une vingtaine de cas d'usinage nous permet d'identifier deux familles :

- Des profils dont les contraintes, même extrémales, restent faibles (inférieures en valeur absolue à une centaine de MPa), et pour lesquels aucune différence sensible n'est observée selon la direction de mesure.
- Des profils dont les contraintes, selon la profondeur, peuvent dépasser la centaine de MPa pour en atteindre plusieurs centaines, en compression ou en traction, et sur lesquels une nette différence est visible entre les profils mesurés parallèlement et perpendiculairement à la direction d'avance. Dans ces cas-là, le profil mesuré perpendiculairement est décalé en compression par rapport à celui mesuré parallèlement, avec des facteurs allant jusqu'à 2 entre les deux.

Ces deux cas sont illustrés par les figures 1.28(a) et 1.28(b).

Dans les cas où les contraintes résiduelles atteignent des niveaux suffisamment importants (en traction ou en compression), il faut donc noter que leur influence peut être plus ou moins importante selon la direction de chargement.

Il a été question plus tôt dans ce chapitre de la largeur de corde, qui peut être reliée à l'écrouissage. Pour un point de mesure donné, elle est constante quelle que soit la direction de mesure.



(a) Contraintes résiduelles élevées (b) Contraintes résiduelles faibles

FIGURE 1.28: Contraintes résiduelles selon la direction de mesure

Ceci laisse d'ailleurs penser qu'elle est représentative de l'écrouissage isotrope, usuellement caractérisé par un scalaire, plus que de l'écrouissage cinématique, caractérisé par un tenseur.

5 Conclusion du premier chapitre

Dans ce premier chapitre, nous avons cherché à caractériser l'intégrité de surface des pièces usinées. En premier lieu, quelques résultats issus de la littérature, et notamment d'une précédente thèse menée au LMT-Cachan et au LURPA, ont été présentés. Ces résultats ont permis de limiter les contours de notre étude expérimentale.

La caractérisation microgéométrique des surfaces, à partir de topographies obtenues par machine à mesurer et capteur optique, a été abordée. Deux méthodes de caractérisation sont ainsi envisagées pour la suite de l'étude :

- Une première avec les paramètres standard de rugosité surfacique, que nous avons calculés sur différentes éprouvettes qui seront testées en fatigue (CHAPITRE 2). De nouvelles éprouvettes fabriquées avec une direction d'usinage différente ont ainsi été caractérisées, et permettront de compléter les résultats précédents.
- Une seconde méthode moins courante consistant à compter directement les profondeurs d'entailles observées sur un profil de rugosité 2D relevé dans la direction de chargement, afin d'utiliser la distribution de profondeurs obtenue en entrée d'un modèle probabiliste basé sur la mécanique de la rupture (CHAPITRE 4).

Nous nous sommes ensuite intéressés à l'évaluation des contraintes résiduelles par Diffraction des Rayons X. Cette partie des travaux de thèse a été menée avec un double

objectif : participer à la mise en place d'un nouveau moyen au LMT-Cachan, et obtenir de nouveaux résultats.

Le premier objectif a été atteint avec la reproduction de résultats existants sur banc de mesure d'une part, et avec la réussite de mesures DRX à différentes étapes d'un essai de traction d'autre part. Bien que cela ne présente pas d'intérêt majeur relativement au contexte de la fatigue, pour lequel les déformations plastiques sont faibles voir nulles, il est intéressant d'avoir pu observer l'évolution des contraintes résiduelles en fonction de la plasticité.

Enfin, le second objectif est également rempli avec la mesure d'un gradient de contraintes résiduelles à une échelle proche de celle caractérisant la microgéométrie. Ces mesures confortent des résultats précédents, avec une meilleure maîtrise de la méthodologie employée.

En vue de la campagne d'essais de fatigue qui est présentée au chapitre suivant, le caractère anisotrope des différentes propriétés de l'intégrité de surface a été considéré.

En ce qui concerne la microgéométrie, une attention particulière a été apportée à l'observation des défauts en fond de vallées. Selon les cas d'usinage considérés, la profondeur et l'orientation de ceux-ci varie, ce qui laisse présager un effet différent de la direction dans lesquelles les surfaces seront sollicitées.

De plus, le contrôle de la micro-géométrie d'éprouvettes nouvellement usinées a permis de mettre en évidence que même avec des conditions d'usinage fixées, le procédé n'est pas parfaitement répétable, et laissait la place à de sensibles différences.

Pour finir, quelques profils de contraintes résiduelles ont été présentées, montrant un écart entre les deux composantes principales du tenseur. Cet écart est susceptible de faire varier l'effet des contraintes résiduelles selon la direction de chargement.

Chapitre 2

Étude expérimentale en fatigue à grand nombre de cycles

Sommaire

1 Mise en œuvre d'une campagne d'essais de fatigue 54

1.1 Réalisation des éprouvettes 54

1.2 Machines d'essai et montages de flexion 4 points 56

2 Analyse des résultats de la campagne 58

2.1 Comparaison des courbes de Wöhler 59

2.2 Fractographies au Microscope Électronique à Balayage 64

3 Corrélation avec les paramètres de rugosité 3D 66

3.1 Premières observations 66

3.2 Facteur de concentration de contrainte en fatigue 67

4 Conclusion du chapitre 2 72

L'objectif de ce deuxième chapitre est de mettre en évidence expérimentalement l'effet du fraisage de finition sur le comportement en fatigue, et plus spécifiquement de discriminer les effets des différents aspects de l'intégrité de surface (contraintes résiduelles, microgéométrie), ainsi que l'anisotropie éventuelle des phénomènes mis en jeu.

Une campagne d'essais de fatigue a été initiée en ce sens par [Guillemot, 2010] avec l'étude de quatre séries d'éprouvettes, dont la réalisation mettait en jeu différents paramètres (conditions de coupe, traitement thermique). Cette campagne a été complétée dans le cadre de notre étude par trois nouvelles séries, réalisées dans des conditions comparables afin de permettre la comparaison de tous les cas étudiés.

1 Mise en œuvre d'une campagne d'essais de fatigue

Les essais réalisés dans cette campagne sont de type flexion 4 points, avec un rapport de charge $R_\sigma = 0,1$. Ce type de chargement a été choisi afin de maximiser l'effet de la surface.

Pour chaque série d'éprouvettes (au minimum douze par série), la limite de fatigue à 2.10^6 cycles est tout d'abord déterminée suivant la méthode de l'escalier (*Staircase*) avec un minimum de 7 éprouvettes. Les éprouvettes restantes sont ensuite testées à des niveaux de contraintes plus élevés.

1.1 Réalisation des éprouvettes

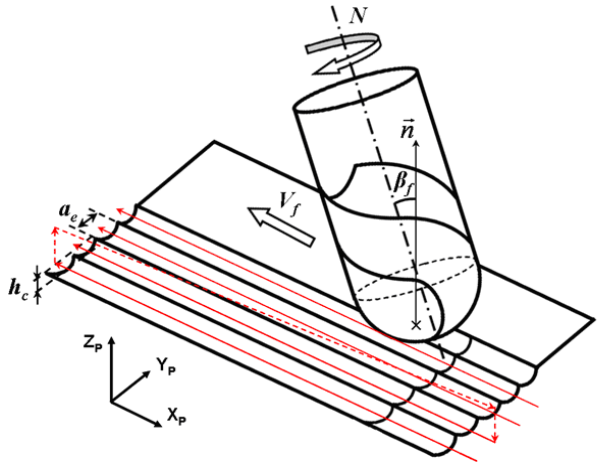
La section des éprouvettes possède deux biseaux, afin d'éviter des effets de bord. La surface utile, soumise à la contrainte maximale, est générée par fraisage de finition avec outil hémisphérique. Les autres surfaces sont obtenues par surfaçage et polies. Le dessin de définition des éprouvettes est donné en ANNEXE C.

Le matériau utilisé pour toutes les éprouvettes de fatigue est l'acier à microstructure bainitique 50CrMo4 (voir INTRODUCTION, partie 2.1). La direction de prélèvement des éprouvettes correspond à la direction de laminage du matériau.

1.1.1 Conditions d'usinage

La finition de la surface utile des éprouvettes est effectuée par un procédé de fraisage 3 axes, décrit précédemment (voir INTRODUCTION, partie 2.2). La surface utile des éprouvettes de fatigue a été usinée en suivant une stratégie « plans parallèles » en allers simples, avec la direction d'avance V_f choisie soit parallèle soit perpendiculaire à la direction principale de l'éprouvette. Une profondeur de passe axiale $a_p = 0,5$ mm est utilisée afin de se placer dans le contexte du fraisage de finition.

Les conditions de coupe utilisées sont celles qui ont été retenues suite aux essais de [Guillemot, 2010] (voir CHAPITRE 1, partie 1.4.3). Elles sont rappelées sur la FIG.2.1.



V_C	300 m/min
f_Z	0,4 mm
a_p	0,5 mm
h_C	5 µm
a_e	0,45 mm
β_f	-3° ou $+45^\circ$

FIGURE 2.1: Conditions de coupe pour la mesure de température en fraisage

Ces conditions de coupe sont identiques pour toutes les séries d'éprouvettes, à l'exception de l'angle d'inclinaison β_f, pour lequel deux valeurs sont utilisées :

- -3° : cas « agressif », correspondant à une microgéométrie dégradée et à des contraintes résiduelles élevées,
- $+45^\circ$: cas « doux », correspondant à une bonne microgéométrie et à des contraintes résiduelles faibles.

1.1.2 Définition et rôle des séries d'éprouvettes

Les travaux de [Guillemot, 2010] cherchent à discriminer l'effet d'une microgéométrie dégradée d'une part, et de contraintes résiduelles fortes d'autre part. Trois séries d'éprouvettes usinées ont été utilisées :

- C1 : les éprouvettes sont réalisées avec les conditions d'usinage correspondant aux contraintes résiduelles les plus compressives, et à une microgéométrie dégradée (c'est à dire les paramètres donnés en FIG.2.1, et $\beta_f = -3^\circ$).
- C2 : les éprouvettes sont usinées exactement dans les mêmes conditions que pour la série C1. Cependant, elles subissent un traitement thermique de relaxation des contraintes résiduelles après usinage. Ce traitement thermique est présenté en ANNEXE D.
- C3 : les éprouvettes sont réalisées avec les conditions d'usinage correspondant à de faibles contraintes résiduelles et à une « bonne » microgéométrie (c'est à dire les paramètres donnés en FIG.2.1, et $\beta_f = +45^\circ$). De même que pour la série C2, un traitement thermique de détensionnement est effectué.

De plus, une quatrième série (C4), constituée d'éprouvettes ayant subi un traitement thermique, et dont la surface utile a été polie, sert de référence.

Pour compléter les résultats précédemment obtenus avec les quatre séries, trois séries sont étudiées (C5, C6 et C7). Afin de pouvoir comparer les résultats des anciennes et des nouvelles séries, les mêmes conditions de coupe et le même traitement thermique sont

utilisés. Ces nouvelles éprouvettes se différencient uniquement par la direction d'avance choisie parallèle à la direction principale de l'éprouvette. Ainsi, les séries C5, C6 et C7 correspondent respectivement aux séries C1, C2 et C3.

La série C4 étant obtenue par polissage, la direction d'avance n'intervient pas dans ses propriétés. Cette série sert à nouveau de référence.

Les paramètres de chacun des cas sont résumés dans le TAB.2.1.

	C1	C2	C3	C4	C5	C6	C7
Procédé	Fraisage			Polissage	Fraisage		
Direction d'avance / longueur éprouvette	Perpendiculaire			n.a.	Parallèle		
Angle d'inclinaison β_f	$-3°$		$+45°$	n.a.	$-3°$		$+45°$
Traitement thermique	Non	Oui	Oui	Oui	Non	Oui	Oui

TABLE 2.1: Caractéristiques des séries d'éprouvettes de fatigue

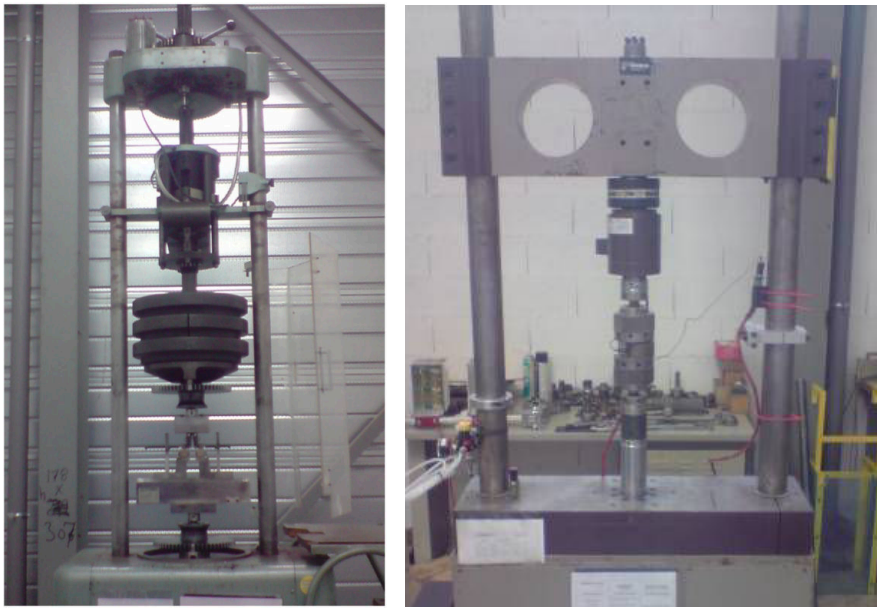
La comparaison des résultats en fatigue pour ces 7 séries d'éprouvettes doit permettre de mettre en évidence :

- l'utilité éventuelle d'un polissage par rapport à l'utilisation de surfaces brutes de fraisage, avec ou sans traitement thermique (série C4 comparée aux 6 autres),
- l'effet de contraintes résiduelles fortes, pour une microgéométrie donnée, grâce au traitement thermique (séries C1 et C2 d'une part, C5 et C6 d'autre part),
- l'effet de la microgéométrie pour de faibles contraintes résiduelles, grâce à deux angles d'inclinaison et au traitement thermique (séries C2 et C3 d'une part, C6 et C7 d'autre part),
- l'anisotropie de l'effet du fraisage sur le comportement en fatigue, avec l'utilisation de deux directions d'avance (séries C1 et C5, C2 et C6, C3 et C7).

1.2 Machines d'essai et montages de flexion 4 points

Les essais ont tous été réalisés au Centre de Recherche et d'Études des Aciers Spéciaux (CREAS) d'Ascometal. Les éprouvettes considérées dans les travaux de [Guillemot, 2010] (C1 à C4) avaient été testées sur une machine électromécanique de type vibrophore (voir FIG.2.2(a)), à une fréquence de 55 Hz.

Le vibrophore n'étant plus opérationnel pour cette étude, une machine hydraulique MTS 50 kN (voir FIG.2.2(b)) a été choisie pour les nouvelles séries d'éprouvettes (C5 à C7), après vérification de son bon fonctionnement. Un nouveau montage, aux dimensions identiques à l'ancien a été utilisé. Les essais ont été effectués à une fréquence de 30 Hz, correspondant au maximum de la machine. Un schéma et une photographie du nouveau montage sont donnés en FIG.2.3.



(a) Vibrophore (séries C1 à C4) (b) MTS 50 kN (séries C5 à C7)

FIGURE 2.2: Photographies des machines d'essais de fatigue utilisées dans le cadre de cette étude

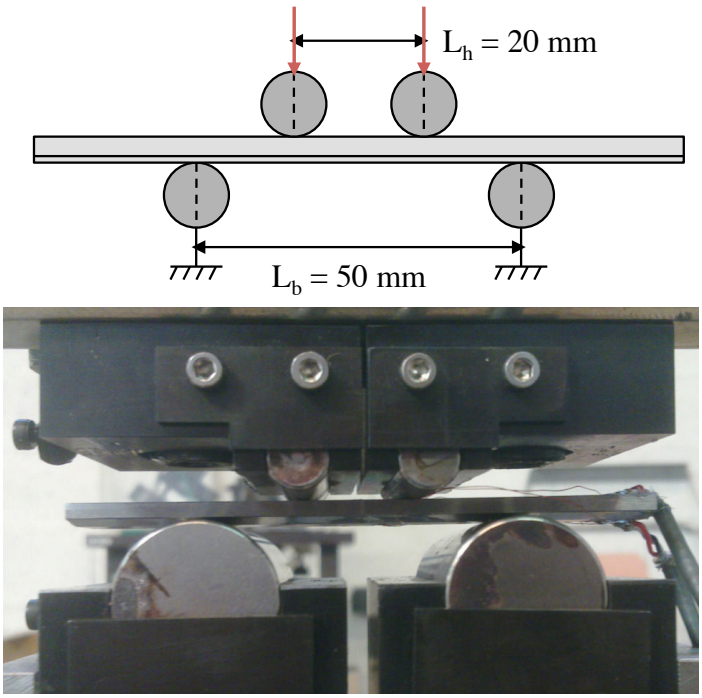


FIGURE 2.3: Schéma et photographie du montage de flexion 4 points

2 Analyse des résultats de la campagne

Les résultats des essais de fatigue ont été traités avec le logiciel industriel ESOPE. Le TAB.2.2 donne les limites d'endurance moyennes $\Sigma^{\infty}_{\max}$ et les écarts types associés, identifiés à 2.10^6 cycles. Plusieurs méthodes sont comparées : l'évaluation par un *staircase* (escalier) à 7 éprouvettes d'une part, et l'identification des deux modèles suivants d'autre part :

Modèle de Stromeyer :

$$N = A/(\sigma_{max} - E) \tag{2.1}$$

Modèle de Wöhler :

$$\log N = A \cdot \sigma_{max} + B \tag{2.2}$$

Méthode de calcul		C1	C2	C3	C4	C5	C6	C7
Staircase	$\Sigma^{\infty}_{\max}$ (MPa)	695	633	675	755	730	735	715
	écart type	28	51	12	11	13,6	44,6	25,7
Stromeyer	$\Sigma^{\infty}_{\max}$ (MPa)	663	634	681	753	685	714	670
	écart type	92	109	85	37	137	134	101
Wöhler	$\Sigma^{\infty}_{\max}$ (MPa)	657	605	635	656	644	694	656
	écart type	76	86	52	60	99	113	91

TABLE 2.2: Limites d'endurance moyennes et écarts types calculés par le logiciel ESOPE

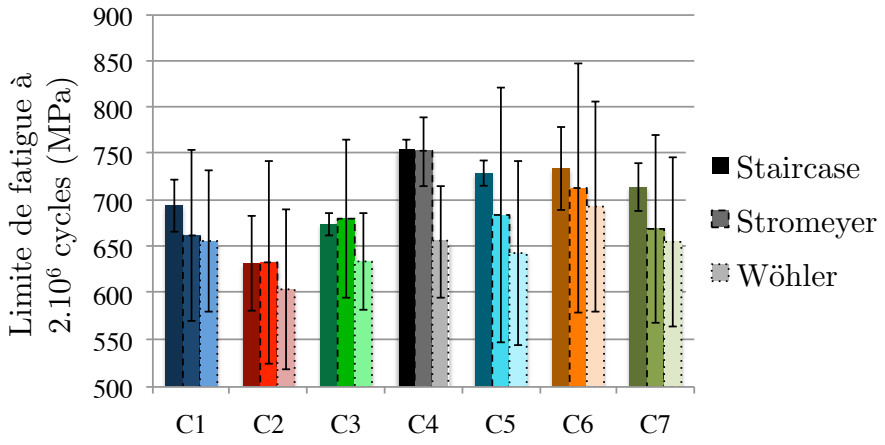


FIGURE 2.4: Limites d'endurance moyennes calculées par le logiciel ESOPE

2.1 Comparaison des courbes de Wöhler

Afin d'analyser les différents effets du procédé de fraisage de finition et de l'intégrité de surface sur ces résultats en fatigue, les courbes de Wöhler des sept séries d'éprouvettes sont présentées séparément.

2.1.1 Effet du polissage

La FIG.2.5 met en évidence la différence entre le comportement des éprouvettes polies (série C4) et celui des éprouvettes usinées, qu'elles aient ou non subi un traitement thermique.

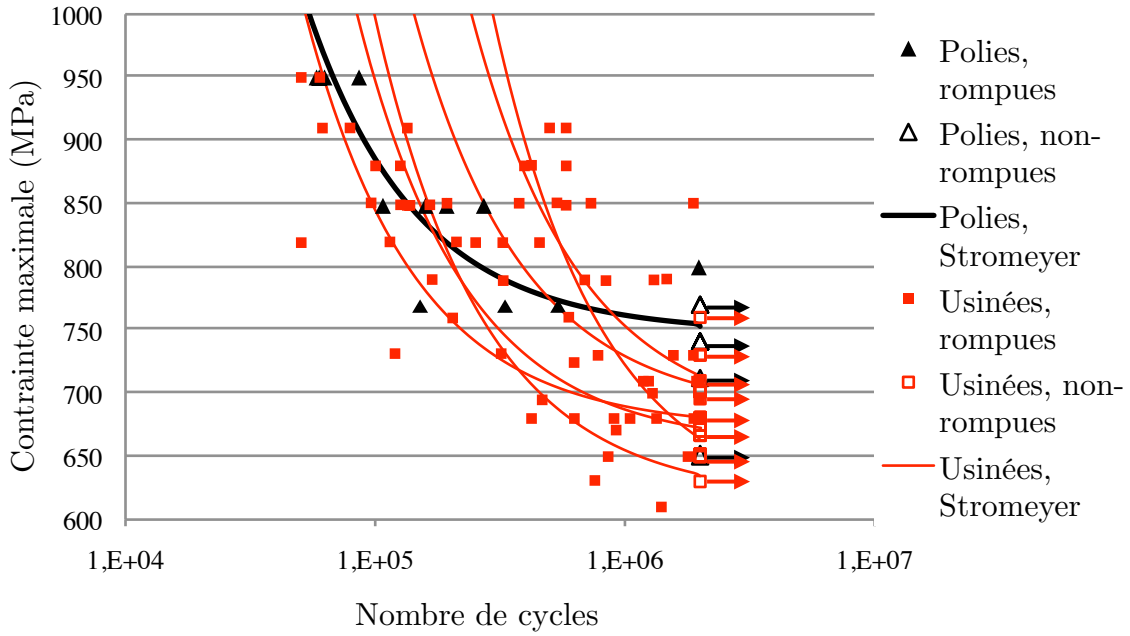


FIGURE 2.5: Courbe de Wöhler de la série C4 comparée à celles des séries usinées

La première observation est que la limite de fatigue (à 2 millions de cycles) des éprouvettes polies est plus élevée que celles de toutes les séries usinées. Dans les cas d'usinage considérés, il semble donc impossible d'atteindre les performances en endurance des éprouvettes polies.

En pratique, cela signifie que sur des pièces dimensionnées pour atteindre une durée de vie quasi-illimitée, le recours à une surfinition par polissage permet d'accepter des contraintes maximales plus élevées, et donc par exemple d'alléger une structure.

La deuxième observation, plus surprenante, est que pour de plus hauts niveaux de contrainte, les durées de vie des éprouvettes usinées ont tendance à être supérieures à celle de la série C4. Selon le niveau de chargement, l'effet du polissage sur les performances n'est donc pas forcément bénéfique.

Ainsi, si le dimensionnement d'une structure n'impose pas de rester sous la limite d'endurance, il est très intéressant de constater que les zones les plus sollicitées peuvent atteindre des durées de vie plus élevées sans recourir à un polissage, et éventuellement en utilisant un choix de conditions de coupe optimal.

2.1.2 Effet des contraintes résiduelles

La FIG.2.6 compare les courbes de Wöhler des séries C1 et C2 d'une part, et C5 et C6 d'autre part. Ces éprouvettes ont été usinées avec les mêmes conditions de coupe, perpendiculairement (C1 et C2) ou parallèlement (C5 et C6) à la direction principale de l'éprouvette. Les séries C2 et C6 ont été soumises au traitement thermique, et possèdent donc des contraintes résiduelles fortement atténuées.

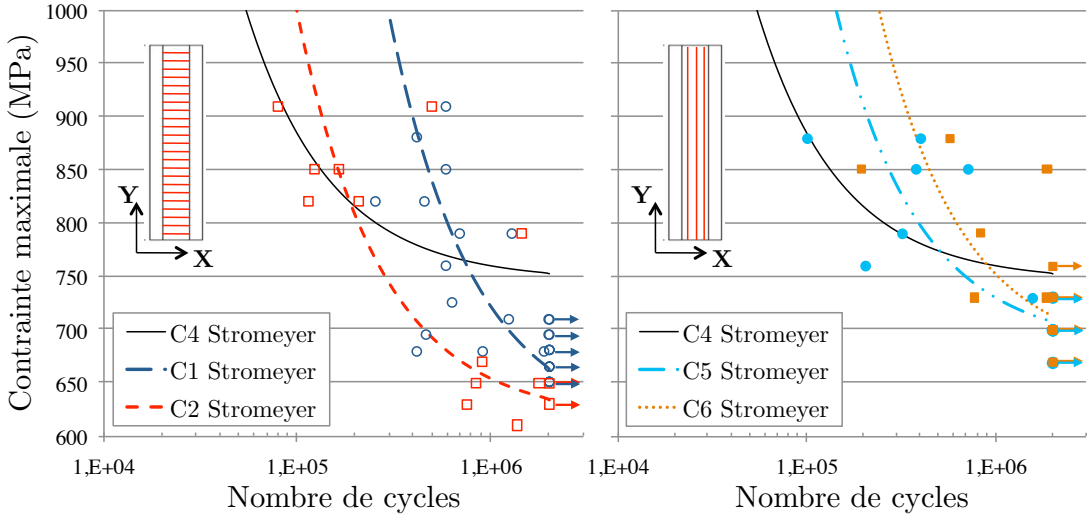


FIGURE 2.6: Courbes de Wöhler des séries C1 et C2, C5 et C6

Il y a une différence significative entre les séries C1 et C2, aussi bien pour leurs limites d'endurance à 2.10^6 cycles (entre 30 et 60 MPa selon le modèle utilisé, voir TAB.2.2) que pour leurs durées de vie à hauts niveaux de contrainte.

Les contraintes résiduelles en sous-surface (jusqu'à environ 100 µm de profondeur) des éprouvettes C1 sont fortement compressives (jusqu'à 350MPa pour la composante principale correspondant à la direction de chargement, voir CHAPITRE 1, FIG.1.3). L'effet bénéfique des contraintes résiduelles de compression sur les propriétés en fatigue, couramment constaté dans la littérature, est donc retrouvé.

Les résultats des séries C5 et C6 donnent un résultat contraire, mais avec une différence moins marquée (entre 5 et 50 MPa selon le modèle). L'allure des courbes du modèle de Stromeyer laisse même penser qu'à des nombres de cycles plus élevés, cette tendance pourrait s'inverser.

Il est à noter que pour ces deux séries, la composante la plus élevée du tenseur de contraintes résiduelles n'est pas orientée dans le même sens que le chargement ; la composante correspondant à la direction du chargement est elle environ deux fois plus faible (voir CHAPITRE 1, FIG.1.28). L'effet bénéfique des contraintes résiduelles de compression induites par usinage est donc anisotrope.

2.1.3 Effet de la microgéométrie

La FIG.2.7 compare les courbes de Wöhler des séries C2 et C3 d'une part, et C6 et C7 d'autre part. Ces éprouvettes ont été usinées avec les mêmes conditions de coupe, perpendiculairement (C2 et C3) ou parallèlement (C6 et C7) à la direction principale de l'éprouvette. Toutes ces séries ont été soumises au traitement thermique, et possèdent donc des contraintes résiduelles fortement atténuées, permettant de faire l'hypothèse que seule leur microgéométrie affecte significativement le comportement en fatigue. L'angle d'inclinaison β_f utilisé est soit de $-3°$, pour C2 et C6, soit de $+45°$, pour C3 et C7.

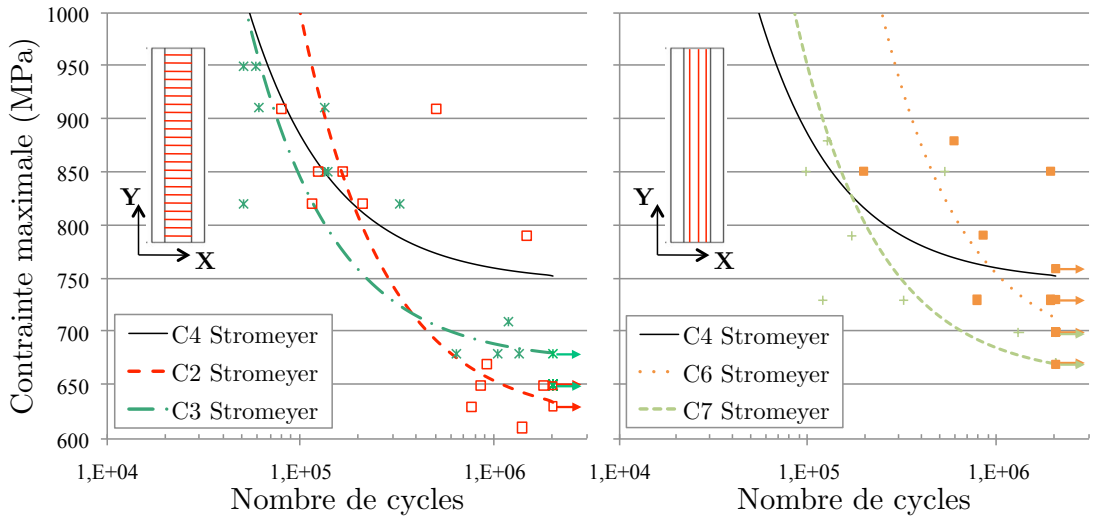


FIGURE 2.7: Courbes de Wöhler des séries C1 et C2, C5 et C6

Il existe une différence significative entre C2 et C3 pour la limite d'endurance à 2.10^6 cycles (entre 30 et 50 MPa selon le modèle utilisé), correspondant au résultat attendu que la microgéométrie la plus dégradée affecte le plus négativement la limite de fatigue.

Cependant, cette différence s'atténue à hauts niveaux de contrainte et tend même à s'inverser. Il est probable que les contraintes résiduelles, bien qu'atténuées par traitement thermique, gardent un léger effet bénéfique pour les éprouvettes C2.

Les résultats des séries C6 et C7 donnent un résultat inverse en ce qui concerne les limites de fatigue, avec une différence légèrement plus faible (entre 20 et 45 MPa selon le modèle). Ceci est cohérent avec le fait que les entailles de fond de vallées des séries

C3 et C7, qui sont nettement perpendiculaires à la direction d'usinage, se retrouvent ici orientées plus défavorablement que les entailles en biais des séries C2/C5.

2.1.4 Anisotropie

L'évaluation de l'intégrité de surface effectuée après fraisage de finition montre une forte anisotropie des propriétés mesurées. C'est tout d'abord le cas des contraintes résiduelles dont la composante principale mesurée perpendiculairement à la direction d'usinage est environ deux fois plus élevée que celle mesurée parallèlement.

Il en va de même pour la microgéométrie, avec en premier lieu des vallées et des crêtes parallèles à la direction d'usinage, et des arrachements pouvant être de biais (outil à $-3°$) ou perpendiculaires (outil à $+45°$).

En testant deux directions d'avance, à 90° l'une de l'autre, les composantes mécaniques et microgéométriques se retrouvent donc alignées différemment avec la direction principale de l'éprouvette, donc avec la direction de chargement. Leur effet, qu'il soit positif ou néfaste, est donc plus ou moins important.

Les courbes de Wöhler sont cette fois-ci comparées deux à deux pour mettre en évidence l'effet de la direction d'usinage.

La FIG.2.8 compare ainsi les séries :

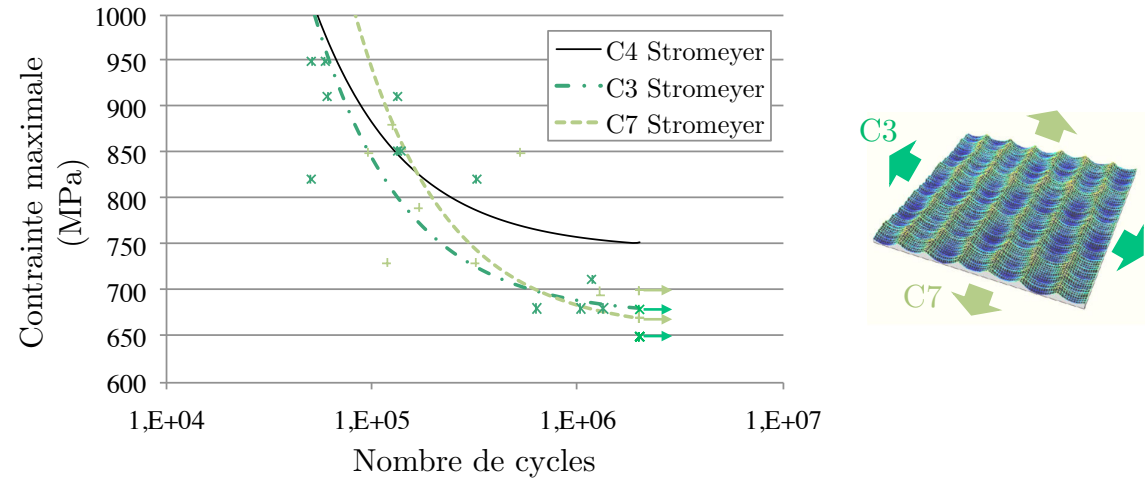
- C3 et C7 (2.8(a)), correspondant à une « bonne » microgéométrie et à des contraintes résiduelles atténuées par traitement thermique,
- C2 et C6 (2.8(b)), correspondant à une « mauvaise » microgéométrie et à des contraintes résiduelles atténuées par traitement thermique,
- C1 et C5 (2.8(c)), correspondant à une « mauvaise » microgéométrie et à des contraintes résiduelles importantes.

L'effet de la direction est différent dans chaque cas, et montre bien la complexité des mécanismes mis en jeu.

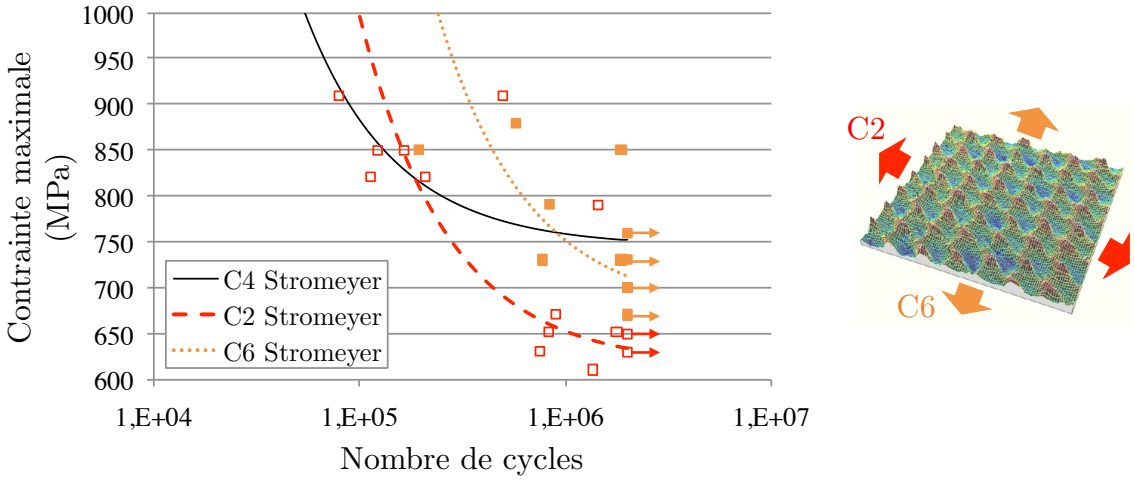
Les séries C3 et C7 de la FIG.2.8(a) mettent en évidence l'effet d'une microgéométrie plus lisse en présence de faibles contraintes résiduelles. Le comportement en fatigue est quasi-identique. En réalité, il est probable qu'il y ait compétition entre l'effet des vallées (C3) et celui des arrachements (C7), négatif dans les deux cas par rapport au cas des éprouvettes polies.

Les séries C2 et C6 de la FIG.2.8(b) mettent en évidence l'effet d'une microgéométrie dégradée en présence de faibles contraintes résiduelles. Pour ce cas d'usinage, les défauts en fond de vallées sont globalement orientés en biais quelle que soit la direction de chargement ; ils ne justifient donc pas les comportements très différenciés des deux séries. La différence peut en revanche s'expliquer par l'effet pénalisant des vallées lorsqu'elles sont orientées perpendiculairement au chargement (cas C2).

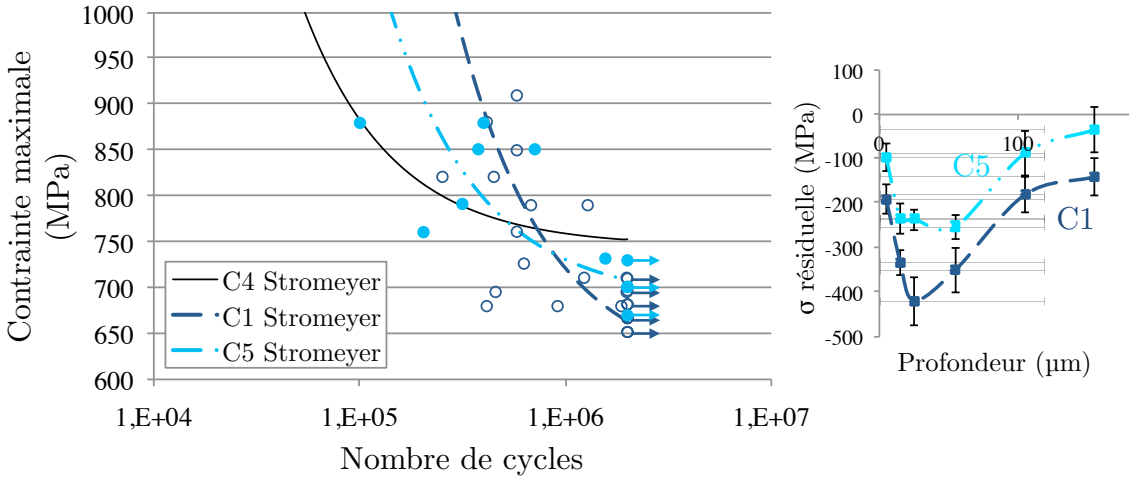
Les séries C1 et C5 de la FIG.2.8(c) mettent en évidence l'effet des contraintes résiduelles, en présence d'une microgéométrie dégradée. L'effet bénéfique des contraintes



(a) $\beta_f = 45^\circ$ et traitement thermique



(b) $\beta_f = -3^\circ$ et traitement thermique



(c) $\beta_f = -3^\circ$

FIGURE 2.8: Courbes de Wöhler des séries C1 et C5, C2 et C6, C3 et C7. Microgéométrie et contrainte résiduelle dans la direction du chargement de fatigue

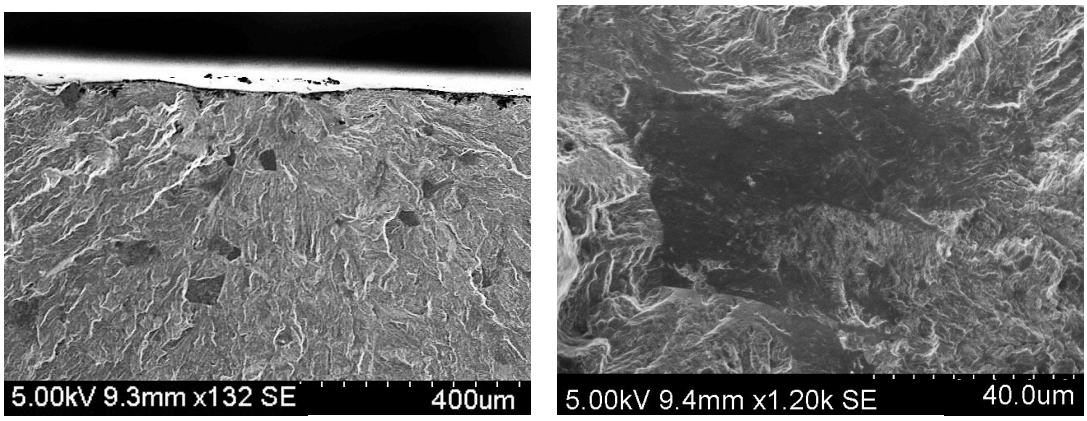
compressives, orientées le plus favorablement pour les éprouvettes C1, est clairement mis en évidence par la différence entre les limites de fatigue. Cet effet n'apparait pas directement à hauts niveaux de contraintes, mais il faut garder à l'esprit que l'orientation de la microgéométrie joue également un rôle, comme le rappelle la FIG.2.8(b) au dessus.

2.2 Fractographies au Microscope Électronique à Balayage

Les faciès de rupture des éprouvettes rompues en fatigue ont été observés au Microscope Électronique à Balayage. L'objectif est d'identifier les mécanismes mis en jeu dans l'endommagement des aciers bainitiques, et l'effet de l'intégrité de surface sur ces mécanismes, afin d'orienter les choix de modélisation du comportement en fatigue.

La microstructure bainitique très fine du matériau rend la fractographie délicate, même en utilisant un MEB. Il a donc été difficile de tirer des conclusions claires et systématiques.

Le mécanisme d'amorçage prédominant sur les éprouvettes polies du groupe C4 s'avère être la rupture par clivage de paquets de bainite défavorablement orientés par rapport à la contrainte principale maximale, ce dont témoigne la présence de nombreuses facettes de pseudo-clivage (voir FIG.2.9).



(a) Faciès de rupture (b) Facette de pseudo-clivage

FIGURE 2.9: Observation MEB d'un faciès de rupture (série C4)

Pour les éprouvettes usinées, ces facettes de pseudo-clivage sont moins nombreuses, en particulier au niveau des zones d'amorçage situées en surface ou en sous-surface.

Certaines éprouvettes présentent clairement un amorçage en surface, qui peut être mis en relation avec les défauts microgéométriques de la surface (FIG.2.10).

D'autres éprouvettes ont une zone d'amorçage située jusqu'à quelques centaines de micromètres de profondeur (FIG.2.11).

Dans la plupart des cas, il est cependant difficile de conclure sur la nature exacte des mécanismes d'amorçage.

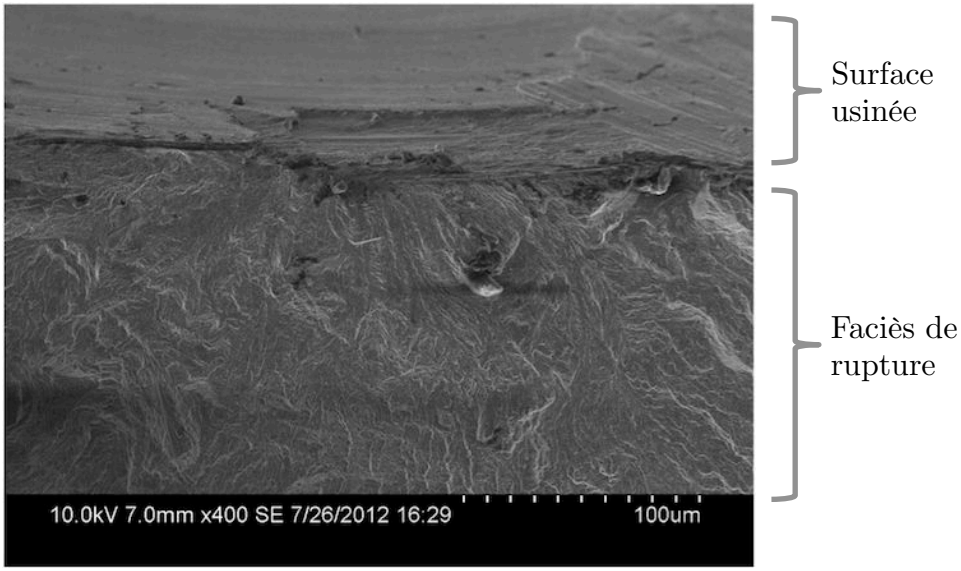


FIGURE 2.10: Observation MEB d'un faciès de rupture avec amorçage au niveau de la surface

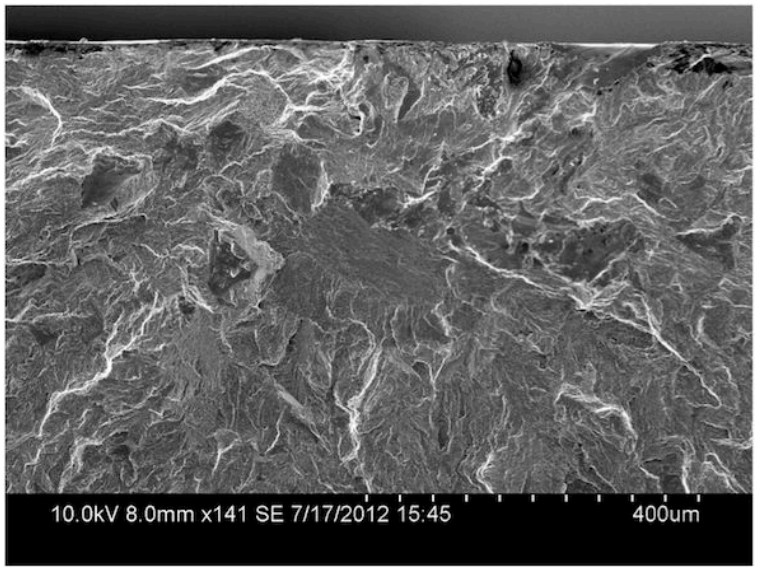


FIGURE 2.11: Observation MEB d'un faciès de rupture avec amorçage en sous-surface

3 Corrélation avec les paramètres de rugosité 3D

Parmi les sept séries d'éprouvettes testées en fatigue, cinq ont été soumises à un traitement thermique de relaxation des contraintes résiduelles (voir ANNEXE D). Il est ainsi possible de considérer que le rôle joué par la microgéométrie est prépondérant pour ces éprouvettes, et donc de tenter de mettre en évidence une relation entre la limite de fatigue et les paramètres de rugosité.

La série C4 est celle des éprouvettes polies. Les séries C2 et C3, C6 et C7, sont celles obtenues par fraisage de finition avec des angles d'inclinaison de -3° et 45°, usinées dans la largeur de l'éprouvette d'une part, et dans sa longueur d'autre part.

3.1 Premières observations

La FIG.2.12 rappelle les limites de fatigue à 2.10^6 cycles évaluées précédemment pour ces cinq séries, par les méthodes du Staircase et de Stromeyer. Elles ont été ordonnées dans l'ordre décroissant des limites de fatigue. La FIG.2.12(b) donne les écarts types correspondants.

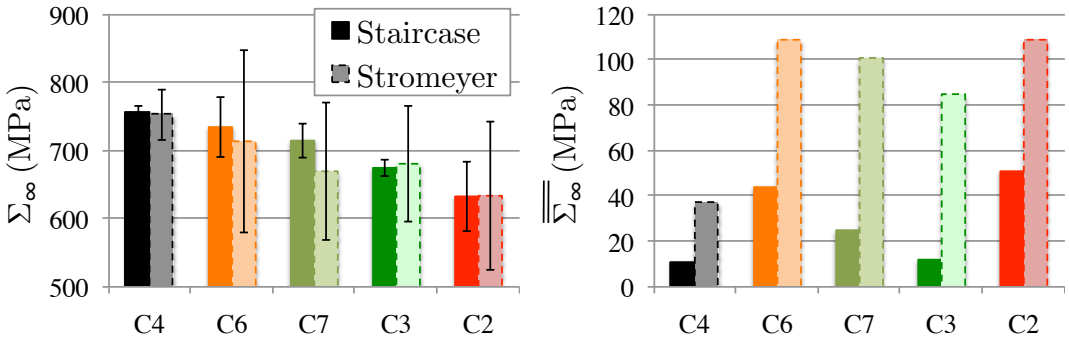


FIGURE 2.12: Limites d'endurance moyennes et écarts types des éprouvettes ayant subi un traitement thermique

Dans le chapitre précédent, les paramètres de Birmingham, définis par la norme [NF EN ISO 25178-2, 2008], ont été introduits. Ces paramètres permettent une caractérisation systématique de la microgéométrie des surfaces. Huit d'entre eux nous semblent pouvoir être représentatifs des défauts ayant un effet sur la tenue en fatigue.

Les mesures de microgéométrie présentées au CHAPITRE 1 ont montré que des surfaces usinées dans des conditions *a priori* identiques, et d'aspects très proches, pouvaient mener à valeurs différentes de ces paramètres. C'est le cas des séries C2 et C6 d'une part, C3 et C7 d'autre part.

Pour les cinq séries d'éprouvettes considérées, les surfaces polies ou usinées ont été mesurées dans des conditions identiques. Les huit paramètres retenus ont été calculés à

partir de ces mesures. Ils sont donnés sur les FIG.2.13. Les séries suivent le même ordre que sur la FIG.2.12.

Plusieurs observations peuvent être faites.

Tout d'abord, il y a un écart très significatif entre les surfaces polies et usinées au niveau de certains paramètres (Sz, Sq, Sdr et Sdq). Cet écart ne se retrouve pas en terme de limites de fatigue, puisque celle de la série C4 reste sensiblement proche des quatre autres.

Même en considérant uniquement les quatre séries d'éprouvettes usinées, aucun de ces paramètres ne parait être directement lié aux limites de fatigue, ce qui semble donc confirmer l'absence de corrélation directe avec la fatigue.

En revanche, trois paramètres ont tendance à suivre la même évolution que la limite de fatigue. Il s'agit du facteur d'aplatissement de la distribution de hauteurs Sku, à part un écart au niveau de la série C2, de l'indice de rétention des fluides de creux Svi, à l'exception de la série C4 et dans une moindre mesure la série C2, et du facteur d'asymétrie de la distribution des hauteurs Ssk, à l'exception des séries C4 et C2.

En ce qui concerne les écart types, les observations sont un peu différentes. Il y une différence beaucoup plus significative entre l'écart type de la série C4 et les autres. Il est notamment possible qu'il y ait une corrélation entre la dispersion et le paramètre Sz.

Par la suite, nous allons voir qu'une combinaison de ces paramètres permet de définir un facteur de concentration de contrainte en fatigue, permettant de faire le lien entre ces résultats de mesure et les limites de fatigue obtenues expérimentalement.

3.2 Facteur de concentration de contrainte en fatigue

3.2.1 Approches usuelles

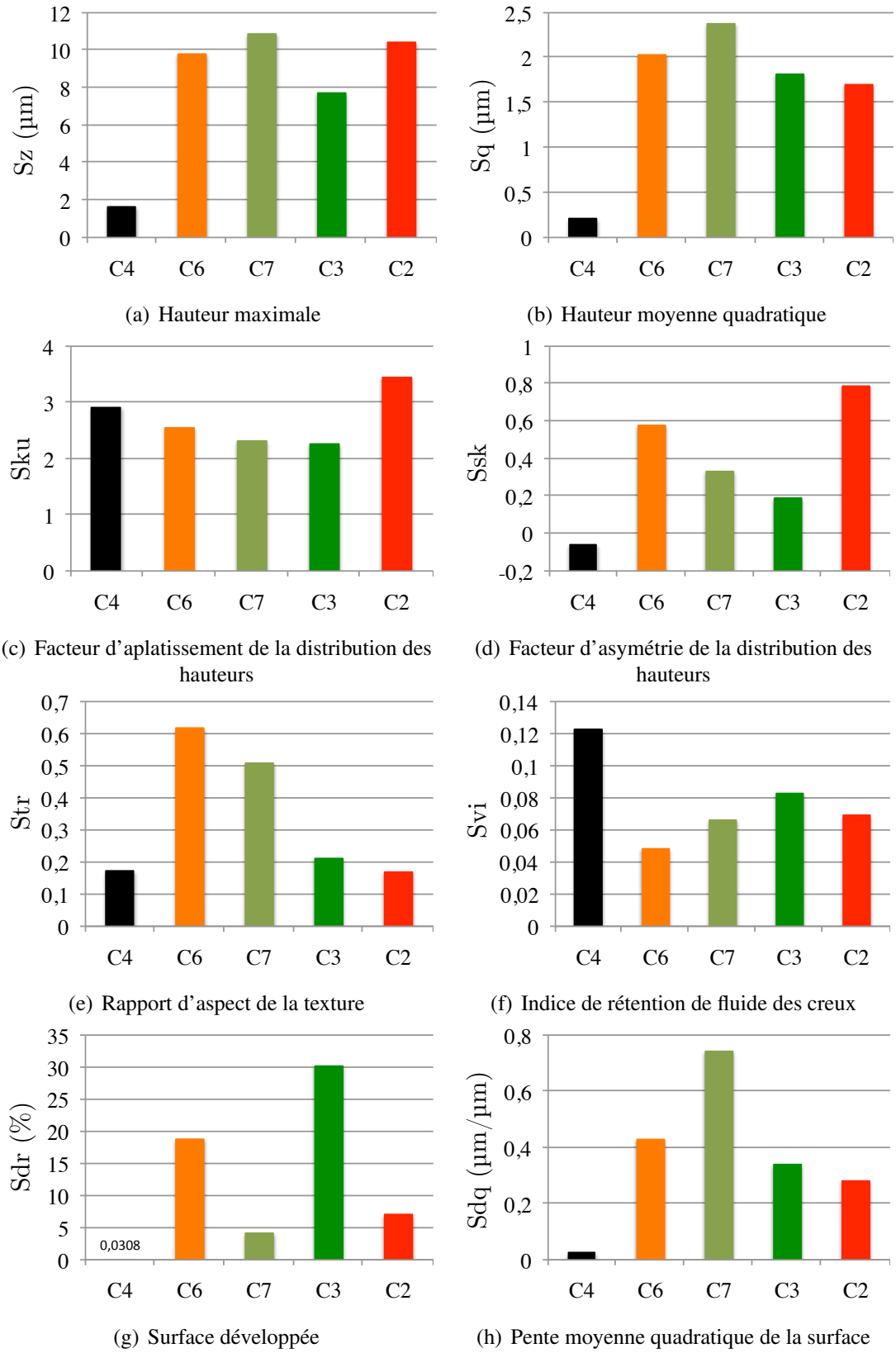
En fatigue, la durée de vie σ_f^∞ d'une éprouvette usinée peut être reliée à celle d'une éprouvette polie — supposée sans défauts — par un facteur de concentration de contrainte en fatigue :

$$K_f = \frac{\sigma_f^\infty(\text{ép. polie})}{\sigma_f^\infty(\text{ép. usinée})} \tag{2.3}$$

Les travaux de [Peterson, 1974] proposent de relier ce facteur de concentration de contrainte en fatigue K_f au coefficient de concentration de contrainte K_t par les relations suivantes :

$$K_f = 1 + q(K_t - 1) \tag{2.4}$$

avec q le paramètre de sensibilité d'entaille défini par :



(a) Hauteur maximale

(b) Hauteur moyenne quadratique

(c) Facteur d'aplatissement de la distribution des hauteurs

(d) Facteur d'asymétrie de la distribution des hauteurs

(e) Rapport d'aspect de la texture

(f) Indice de rétention de fluide des creux

(g) Surface développée

(h) Pente moyenne quadratique de la surface

FIGURE 2.13: Paramètres surfaciques des séries d'éprouvettes avec traitement thermique

$$q = \frac{1}{1+\gamma/\overline{\rho}} \tag{2.5}$$

où γ désigne une constante matériau, pouvant être déterminée par l'expression empirique suivante [Arola et Williams, 2002] :

$$\gamma = 0,025 \times \left(\frac{2070}{R_m}\right)^{1,8} \text{ pour } R_m > 550 \text{ MPa} \tag{2.6}$$

Le coefficient de contrainte K_t est défini comme le rapport entre la contrainte « réelle » au voisinage du défaut et la contrainte nominale :

$$K_t = \frac{\sigma_{\text{réelle}}}{\sigma_{\text{nominale}}} \tag{2.7}$$

Les travaux de [Arola et Williams, 2002], basés sur ceux de [Neuber, 1961] et [Peterson, 1974], proposent d'estimer ce coefficient de contrainte à partir des paramètres de rugosité standard, du rayon de fond d'entaille moyen $\overline{\rho}$ et d'un coefficient de type de chargement n (1 pour le cisaillement, 2 pour la traction) :

$$K_t = 1 + n\,\frac{R_a}{\overline{\rho}}\,\frac{R_t}{R_z} \tag{2.8}$$

L'utilisation de paramètres uniquement 2D parait cependant limitée dans le contexte du fraisage de finition, et s'est montrée peu satisfaisante dans les travaux de [Guillemot, 2010].

3.2.2 Expression en fonction des paramètres de rugosité surfacique

Les résultats du CHAPITRE 2 ont montré que les paramètres de rugosité surfaciques calculés pour les différentes séries d'éprouvettes ne pouvaient être directement corrélés à la limite de fatigue.

Cependant, il reste possible d'envisager de définir un facteur de concentration de contrainte calculé en fonction de ces paramètres.

Pour cela, deux paramètres paraissent significatifs :

- Tout d'abord, l'indice de rétention de fluide de creux S_{vi} représente le volume de vide –donc d'une certaine manière la quantité de défauts– en fond de vallées, c'est à dire là où ces défauts sont nocifs d'un point de vue mécanique.
- le facteur d'aplatissement de la courbe de distribution des hauteurs S_{ku}, dont une valeur élevée tend à indiquer que les hauteurs extrêmes (pics et entailles) sont « pointus ». Cet effet est illustré par la FIG.2.14. Ainsi, l'utilisation de ce paramètre tendrait à remplacer le rôle joué par le rayon de fond d'entaille moyen dans la formule de Peterson.

FIGURE 2.14: Illustration de l'interprétation du paramètre S_{ku} [Novovic *et al.*, 2004]

Les définitions de ces deux paramètres sont rappelées :

$$S_{ku} \approx \frac{1}{MN \cdot {S_q}^4} \sum_{i=1}^{M} \sum_{j=1}^{N} z^4(x_i, y_j) \tag{2.9}$$

$$S_{vi} = \frac{1}{S_q} \frac{V_v(h_{0,8})}{(M-1)(N-1)\Delta x \Delta y} \tag{2.10}$$

Le paramètre S_{vi} est inversement proportionnel au paramètre S_q, ce qui explique sa valeur particulièrement élevée pour la série d'éprouvettes polies (voir FIG.2.13(f)). Afin de ne prendre en compte que le volume de vide, il est proposé de multiplier l'indice S_{vi} par S_q, et de le diviser par une taille de défaut considérée critique a_c, commune à toutes les séries d'éprouvettes.

Cette taille de défaut critique a_c est identifiée afin d'obtenir une bonne corrélation entre les limites de fatigues obtenues expérimentalement et calculées à l'aide du coefficient K_f proposé.

La formule ainsi proposée est :

$$K_f = 1 + S_{vi} \cdot S_{ku} \cdot \frac{S_q}{a_c} \tag{2.11}$$

Contrairement aux approches courantes, les éprouvettes polies n'ont pas été considérées comme parfaitement lisses, et une valeur de K_f différente de 1 leur est donc associée. Une limite de fatigue théorique, correspondant à une surface parfaitement lisse, est ainsi déterminée en appliquant la définition donnée en formule 2.3 :

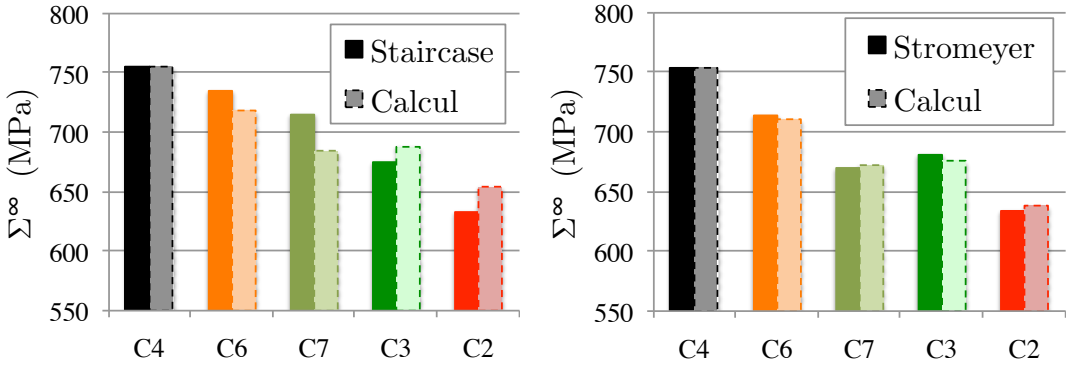
$$\sigma_{\max}^{\infty}(\text{ép. lisse}) = K_f(\text{ép. polie}) \cdot \sigma_{\max}^{\infty}(\text{ép. polie}) \tag{2.12}$$

Les limites de fatigue des séries d'éprouvettes usinées sont ensuite calculées à partir de la même définition :

$$\sigma_{\max}^{\infty}(\text{ép. usinée}) = \frac{\sigma_{\max}^{\infty}(\text{ép. lisse})}{K_f(\text{ép. usinée})} \tag{2.13}$$

La FIG.2.15 présente les résultats ainsi obtenus, en identifiant le paramètre a_c par recalage, soit à partir des valeurs données par la méthode Staircase (FIG.2.15(a)), soit de

celles données par le modèle de Stromeyer (FIG.2.15(b)). Dans les deux cas, la valeur identifiée est du même ordre que les tailles de défauts qui ont été relevées au CHAPITRE 1 (voir FIG.1.7).



(a) Identification à partir des résultats en Staircase ($a_c = 2$ µm)

(b) Identification à partir des résultats du modèle de Stromeyer ($a_c = 1,7$ µm)

FIGURE 2.15: Comparaison des limites de fatigue obtenues expérimentalement et à l'aide du facteur de concentration de contrainte en fatigue proposé

L'ensemble des résultats est présenté dans les TAB.2.3.

	(b) Staircase, $a_c = 2$ µm			(c) Stromeyer, $a_c = 1,7$ µm		
Série	σ^{∞}_{max} (Staircase)	K_f	σ^{∞}_{max} (calcul)	σ^{∞}_{max} (Stromeyer)	K_f	σ^{∞}_{max} (calcul)
Lisse	*794*	*1*		*799*	*1*	
C4 (polies)	755	1,05	755	753	1,06	753
C6	735	1,11	718	714	1,13	711
C7	715	1,16	685	670	1,19	672
C3	675	1,16	688	681	1,18	676
C2	633	1,22	654	634	1,26	638

TABLE 2.3: Synthèse des résultats obtenus avec le facteur de concentration de contrainte en fatigue proposé

4 Conclusion du chapitre 2

La démarche d'étude de l'effet de l'intégrité de surface sur les propriétés en fatigue décrite dans ce chapitre permet de réutiliser les résultats de la campagne de [Guillemot, 2010], en les complétant par une nouvelle campagne d'essais. Les principales caractéristiques de cette double campagne sont : l'utilisation d'une série d'éprouvettes polies comme cas de référence, l'étude de deux cas d'usinage menant à des états de surface et contraintes résiduelles de natures différentes, le recours à un traitement thermique pour isoler le rôle de la microgéométrie, et enfin la comparaison de séries obtenues avec deux directions d'usinages différentes pour mettre en évidence un éventuel rôle de l'anisotropie.

En plus d'explorer le caractère anisotrope de l'intégrité de surface et ses effets sur la fatigue, l'introduction de trois nouvelles séries dans la campagne d'origine permet de renforcer ou non les conclusions précédentes et d'étudier plus en profondeur la corrélation entre les paramètres standard de rugosité et la limite de fatigue.

En particulier, ces résultats montrent clairement une compétition entre différents effets de l'intégrité de surface : entre celui des contraintes résiduelles et celui de la microgéométrie d'une part, mais également entre les différentes caractéristiques microgéométriques des surfaces (vallées, arrachements), et leur orientation.

Des observations des faciès de rupture ont été effectuées au Microscope Électronique à Balayage. Elles mettent en évidence un mécanisme d'amorçage « naturel » par pseudo-clivage, et permettent de constater un amorçage en surface, mais pas systématiquement.

Les paramètres de rugosité surfacique des éprouvettes ayant subi un traitement thermique ont été comparés. Cette comparaison montre qu'il est difficile d'établir une corrélation directe entre un de ces paramètres et la limite de fatigue. En particulier, les paramètres Sq et Sz, qui sont les plus couramment considérés, ne semblent pas du tout permettre d'expliquer la différence entre éprouvettes polies et usinées.

Afin d'aller plus loin sur ce sujet, une définition originale du facteur de concentration de contrainte en fatigue, calculé à partir de ces paramètres surfaciques a été proposé. Celui-ci permet de retrouver très précisément les limites de fatigue des différentes séries, sans faire appel à d'autres propriétés du matériau (R_m, ...), contrairement à d'autres propositions faites dans la littérature [Arola et Williams, 2002].

Ces différentes conclusions vont nous permettre d'orienter notre approche de modélisation du comportement en fatigue des éprouvettes usinées, qui sera présentée au CHAPITRE 4.

Chapitre 3

Prévision de l'état mécanique par une approche hybride

Sommaire

1 Approche hybride pour le fraisage de finition avec outil hémisphérique 74

1.1 Choix d'une approche hybride 74

1.2 Adaptation au cas du fraisage de finition 75

1.3 Détermination du chargement mécanique 76

2 Détermination du chargement thermique 78

2.1 État de l'art 79

2.2 Mesures de température par thermocouples en cours d'usinage . . . 81

2.3 Identification du flux thermique 84

2.4 Définition du chargement thermique pour l'approche hybride 89

3 Application et validité de l'approche hybride 89

3.1 Propriétés matériau 89

3.2 Mise au point des simulations 90

3.3 Application au cas d'usinage de référence 96

3.4 Domaine de validité 98

4 Conlusion du chapitre 3 102

Les deux premiers chapitres de ce mémoire sont dédiés à l'étude expérimentale des liens existant entre procédé, intégrité de surface et fatigue. Dans ce troisième chapitre, l'objectif est de développer une méthode de prévision des contraintes résiduelles après fraisage de finition 3 axes.

L'approche retenue est de type hybride, dans le sens où elle combine des simulations (analytiques et numériques), et des résultats expérimentaux. Elle consiste à simuler l'effet des sollicitations thermomécaniques reçues par la surface finie, après avoir identifié des chargements dits « équivalents » à partir de mesures en cours d'usinage.

Les principaux apports, dans ce domaine, des travaux réalisés dans le cadre de cette étude concernent, d'une part, l'identification du chargement thermique et, d'autre part, l'application de l'approche hybride au cas du fraisage avec outil hémisphérique, alors que cette approche a été initialement développée pour simuler les opérations de tournage.

Nous proposons une méthode de mesure de température par thermocouples, adaptée au procédé de fraisage de finition étudié et permettant l'identification du flux thermique reçu par la pièce.

La mise au point des simulations constituant l'approche hybride est ensuite détaillée, avec la présentation d'une application à un cas d'usinage de référence. Enfin, la validité de l'approche pour d'autres cas est discutée.

1 Approche hybride pour le fraisage de finition avec outil hémisphérique

1.1 Choix d'une approche hybride

Le chapitre précédent a permis de mettre en évidence le rôle de l'état mécanique dans le comportement en fatigue. La prévision de ce comportement implique de connaître l'état mécanique. Il est possible de préjuger des propriétés d'une surface obtenue dans des conditions déjà testées au préalable. Cependant, pour anticiper l'effet d'un nouveau choix de paramètres ou pour obtenir intentionnellement certaines propriétés mécaniques, une approche prédictive est nécessaire. Ces approches prédictives sont de trois sortes : analytiques, numériques et hybrides (ou mixtes).

Un des premiers exemples d'approche analytique est celui d'[Oxley, 1989], qui complète le modèle de [Merchant, 1945] pour la coupe orthogonale avec la prise en compte de la zone de cisaillement secondaire. Ce modèle reste très simple, avec un matériau supposé rigide plastique, et sans prise en compte dans le comportement mécanique de la chaleur générée par cisaillement.

Parmi les travaux plus récents, [Ulutan *et al.*, 2007] proposent de prendre en compte la chaleur générée dans les zones de cisaillement primaire et secondaire. Le comportement mécanique du matériau est alors modélisé par une loi élasto-visco-plastique à écrouissage isotrope.

Ces méthodes, purement analytiques, offrent des temps de calcul très courts, de l'ordre de quelques secondes. Cependant, elles ne représentent qu'une description très simplifiée des phénomènes physiques.

Les approches numériques sont de plus en plus répandues, mais restent souvent limitées à la coupe orthogonale : [Outeiro *et al.*, 2006], [El-Wardany *et al.*, 2000], [Shet et Deng, 2003], [Nasr *et al.*, 2007]. Ces travaux donnent des résultats très proches de l'expérimental pour des cas 2D. Cependant, le passage à des modèles 3D et donc au fraisage 3 axes rend la modélisation plus difficile et conduit à des temps de calcul plus longs. Les principaux inconvénients des approches numériques sont le temps de calcul très élevé, l'incertitude sur la loi de comportement du matériau, ainsi que la sensibilité des résultats aux variations des coefficients de friction [Valiorgue *et al.*, 2007].

Afin de pallier les inconvénients des méthodes précédentes, [Valiorgue *et al.*, 2007] propose une approche mixte, qui conduit à des profils de contraintes résiduelles proches de ceux déterminés par diffraction des rayons X, pour différentes conditions de coupe en tournage. Pour cela, le modèle numérique complet est simplifié par l'utilisation de chargements thermomécaniques imposés directement sur la surface finale, sans que le mécanisme d'enlèvement de matière lui-même ne soit modélisé (voir FIG.3.1). Les chargements sont identifiés en combinant modèles analytiques et résultats expérimentaux.

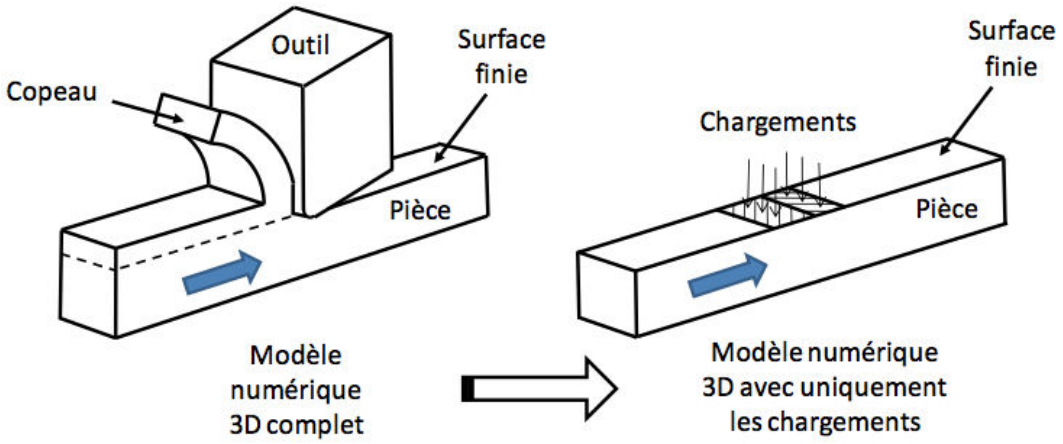


FIGURE 3.1: Passage d'une modélisation numérique complète à une approche hybride dans le cas de la coupe orthogonale [Valiorgue, 2008]

C'est ce type d'approche qui a été retenu pour le cas de fraisage traité dans notre étude. La FIG.3.2 en donne une description plus détaillée.

1.2 Adaptation au cas du fraisage de finition

L'approche hybride proposée par [Valiorgue *et al.*, 2007] pour la prévision des contraintes résiduelles a été et reste essentiellement mise en œuvre dans le cas du tour-

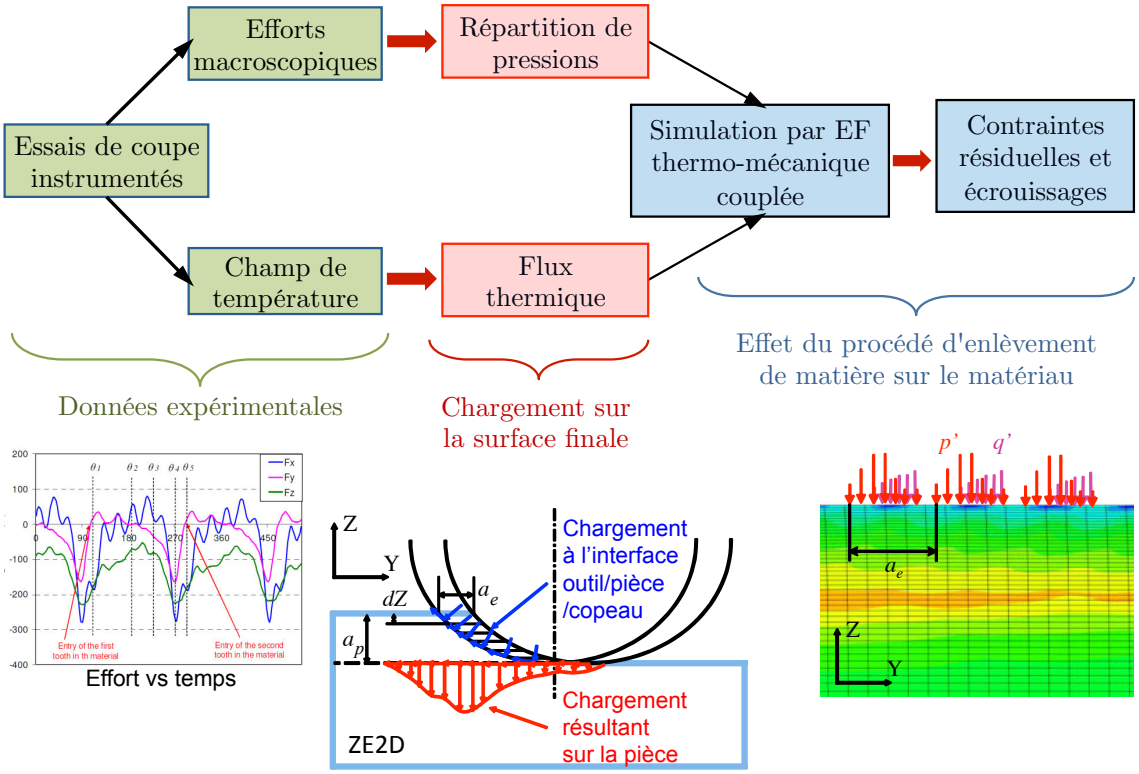


FIGURE 3.2: Schématisation du principe de l'approche hybride appliquée au cas du fraisage avec outil hémisphérique

nage. Dans ses travaux de thèse, [Guillemot, 2010] a proposé d'en appliquer le principe au cas du fraisage 3 axes.

Le contexte du fraisage apporte plusieurs difficultés majeures : la géométrie à trois dimensions du problème, ainsi que l'oblicité et la discontinuité du mécanisme de coupe.

La principale hypothèse faite par [Guillemot, 2010] est la limitation de la zone modélisée à une « Zone élémentaire 2D ». Ceci est rendu possible par le fait que pour les conditions de coupe étudiées, les composantes de l'effort outil/pièce mesurées en cours d'usinage atteignent un maximum pour une même position angulaire de l'outil θ_2 (voir FIG.3.3).

Pour les conditions de coupe avec lesquelles le modèle a été mis au point, cet angle θ_2 est proche de 180°, et la zone élémentaire est donc située dans un plan quasiment orthogonal à la vitesse d'avance de l'outil (voir FIG.3.4).

1.3 Détermination du chargement mécanique

La mise en œuvre de l'approche hybride nécessite de connaître les sollicitations mécaniques appliquées à la pièce usinée, sous la forme d'une répartition de pressions au niveau de l'arête de coupe. Les données d'entrée sont les efforts de coupe mesurés, complétés

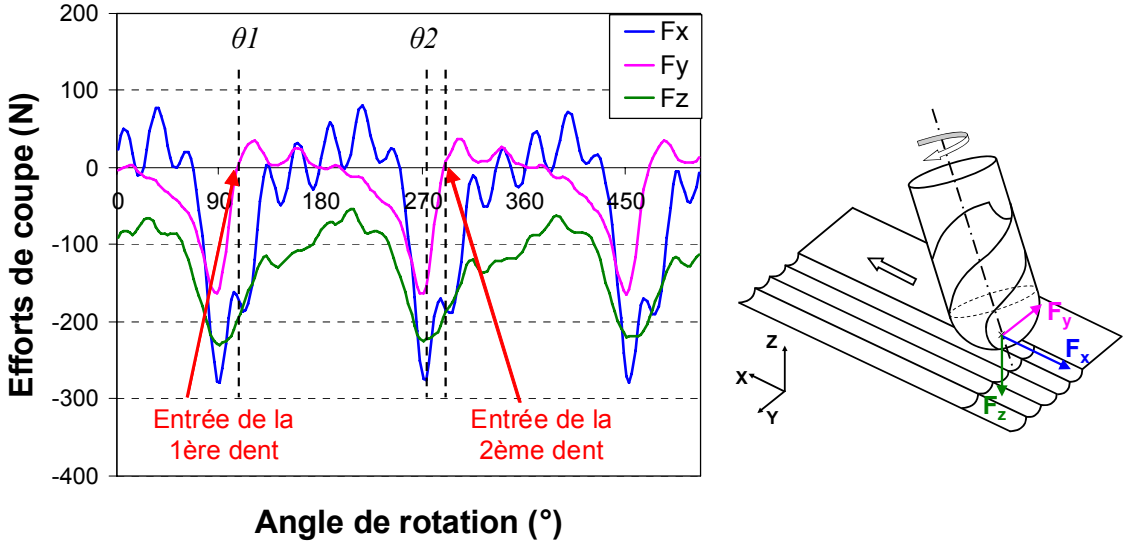


FIGURE 3.3: Identification d'une position angulaire θ_2 de l'outil pour laquelle les efforts mesurés sont maximaux [Guillemot, 2010]

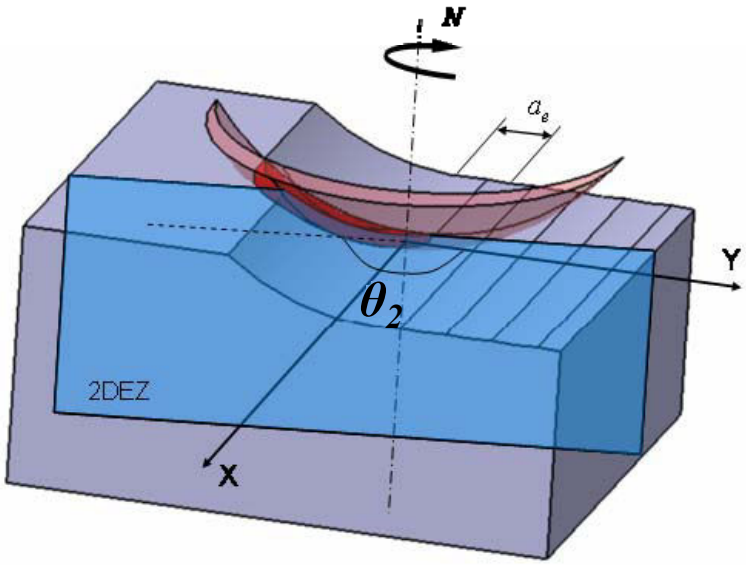


FIGURE 3.4: Détermination de la Zone Élémentaire 2D orientée suivant l'angle θ_2 [Guillemot, 2010]

par les paramètres d'usinage –y compris la géométrie de l'outil– et des données issues d'essais de coupe orthogonale et oblique.

Le chargement est déterminé de manière analytique, notamment à partir des travaux de [Armarego et Whitfield, 1985] et [Lee et Altintaş, 1996]. D'autres méthodes, comme par exemple celle de [Bissey *et al.*, 2005], sont tout à fait envisageables.

À l'exception de quelques corrections et améliorations mineures, cette méthode est identique à celle présentée par [Guillemot *et al.*, 2011a]. Elle n'est donc pas présentée dans ce chapitre, mais en ANNEXE E.

Il convient cependant de noter que dans le cadre de ce travail, un outil numérique a été développé dans l'environnement MATLAB, afin de permettre une mise en œuvre facile et fiable de cette méthode quelles que soient les valeurs des paramètres de coupe.

2 Détermination du chargement thermique

Bien que le rôle du chargement mécanique soit en général prépondérant, l'aspect thermique du procédé d'usinage a également des effets importants.

Tout d'abord, la température dans la pièce peut affecter le comportement thermo-mécanique [Johnson et Cook, 1983], ainsi que les coefficients de friction entre l'outil et la pièce [Oxley et Hastings, 1976].

De plus, les hautes températures générées par le procédé ont tendance à introduire des contraintes de traction [Rech *et al.*, 2008], contrairement aux seules déformations plastiques.

Enfin, une température importante en surface est susceptible de favoriser l'apparition de défauts [Battaglia *et al.*, 2005]. Ces deux derniers effets étant particulièrement influents sur le comportement en fatigue d'une pièce usinée, il est important de connaître les températures atteintes par la pièce lors du fraisage.

Cependant, la détermination du chargement thermique par des méthodes expérimentales présente plus de difficultés que la mesure des chargements mécaniques.

L'enjeu principal est de connaître l'énergie thermique totale reçue par la pièce, qui influe fortement sur le niveau et l'allure des contraintes résiduelles en fonction de la profondeur. Le phénomène étant périodique, il s'agit de déterminer la quantité de chaleur reçue à chaque passage de dent.

Il peut également être nécessaire d'identifier la distribution surfacique de cette énergie, susceptible de déterminer l'allure des contraintes résiduelles locales à de faibles profondeurs.

L'objectif général de cette étude étant la prévision de l'intégrité de surface de la pièce après usinage, on ne cherche pas à étudier les flux thermiques dissipés dans le copeau ou dans l'outil. Pour cette raison, un modèle analytique approché, basé sur des mesures de températures dans la pièce, est privilégié.

2.1 État de l'art

2.1.1 Introduction

Lors de la coupe du matériau, une quantité importante de chaleur est générée. On peut considérer que la quasi-totalité de l'énergie fournie est convertie en chaleur [Takeuchi *et al.*, 1982, Schmidt *et al.*, 1944]. Cette chaleur est partagée entre les trois zones de cisaillement (voir FIGURE 3.5).

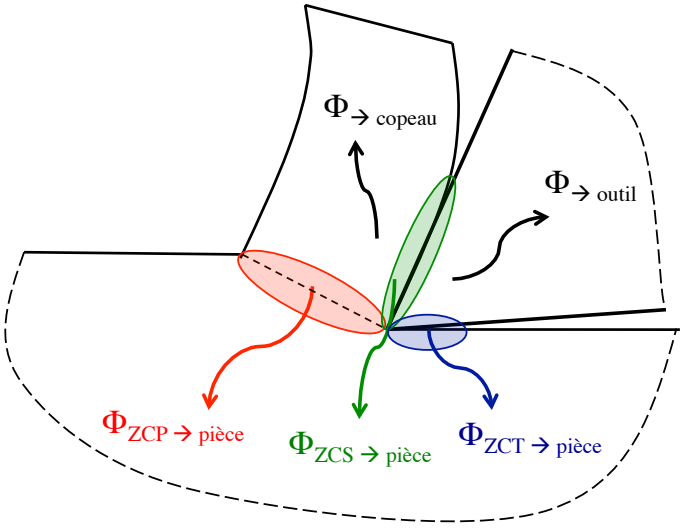


FIGURE 3.5: Partage du flux de chaleur généré par la coupe

Le flux de chaleur généré en zone de cisaillement secondaire, c'est à dire à l'interface outil-copeau, est évacué principalement par le copeau. La chaleur dissipée dans la pièce vient donc des zones de cisaillement primaire et secondaire. Cependant, pour des vitesses de coupe élevées, le flux de chaleur généré dans la zone de cisaillement primaire n'influence pas significativement la température dans la pièce [Battaglia *et al.*, 2005]. Ainsi, c'est principalement la chaleur dissipée à l'interface outil-pièce qui affecte la température de la surface usinée.

[Battaglia *et al.*, 2005] regroupent les méthodes pour déterminer la température de la surface usinée suivant trois approches :

- par calcul en utilisant un modèle thermomécanique, avec une approche analytique ou numérique,
- par mesure en cours d'usinage, proche de la zone de frottement outi-/pièce [Hirao, 1989], bien qu'il soit difficile de mesurer autre chose qu'une température moyenne.
- par estimation du flux de chaleur à partir de mesures de températures à différents endroits, ce qui nécessite l'emploi d'un modèle de transfert de chaleur.

2.1.2 Méthodes analytiques et numériques

La plupart des modèles analytiques sont basés sur l'analyse de la partition de l'énergie de [Blok, 1937] ou sur le modèle de source de chaleur mobile de [Jaeger, 1942].

De manière générale, ces modèles sont pertinents pour des procédés de coupe continus - en particulier la coupe orthogonale-, mais beaucoup moins pour des procédés discontinus comme le fraisage.

D'autre part, les approches numériques visant à simuler le mécanisme de coupe sont de plus en plus étudiées. Bien que la montée en puissance des moyens informatiques permette de nombreuses avancées dans ce domaine, la modélisation du comportement mécanique du matériau usiné pose de nombreuses difficultés : grandes déformations, taux de déformation élevés, sensibilité à la température, frottements outil/pièce, critère de séparation/rupture.

2.1.3 Mesure de température

Les techniques de mesure de température les plus répandues utilisent des thermocouples ou la thermographie (pyromètres/caméras infrarouges), mais on peut également citer les techniques métallographiques et l'utilisation de poudres à point de fusion constant. Plusieurs comparaisons de ces techniques existent dans la littérature [O'Sullivan et Cotterell, 2001, Komanduri et Hou, 2001, Sutter *et al.*, 2003, Potdar et Zehnder, 2003], mais sont rendues difficiles par la complexité des mécanismes d'usinage.

Les thermocouples peuvent être insérés au niveau de l'outil ou de la pièce. Il s'agit généralement dans le premier cas d'outils à plaquette : le ou les thermocouples sont alors insérés dans des trous faits dans les plaquettes.

L'utilisation de thermocouples noyés dans la pièce peut être mise en œuvre aussi bien en tournage [Battaglia *et al.*, 2005] qu'en fraisage [Brandão *et al.*, 2008].

Une troisième possibilité consiste à se servir du couple outil-pièce comme d'un thermocouple, avec une jonction chaude à l'interface [Stephenson, 1993]. De nombreuses difficultés de mise en œuvre existent : la pièce et l'outil doivent être conducteurs, l'usage de lubrifiant est impossible, et l'apparition d'une arête rapportée peut fausser les mesures. Ces difficultés sont encore plus importantes en usinage à grande vitesse.

Les méthodes de thermographie permettent de connaître la température en surface d'un corps en mesurant l'énergie thermique qu'il émet par radiation. Cette mesure peut se faire sur un point (pyromètre infrarouge), ou sur une surface (caméra infrarouge). Les mesures par caméra infrarouge présentent un intérêt majeur : elles permettent d'obtenir directement le champ de température à la surface de la pièce. Par rapport aux mesures par thermocouples, la mise en place est relativement simple, se fait sans contact direct, et les temps de réponse sont plus faibles.

Ces méthodes ont été utilisées, en coupe orthogonale [Darwish et Davies, 1989, Young, 1996], en tournage [Yourong *et al.*, 1998, Müller et Renz, 2003], et en fraisage [Ming *et al.*, 2003, Guillemot *et al.*, 2011b].

Cependant, plusieurs inconvénients et difficultés existent :

- L'exactitude des températures mesurées dépend de la bonne connaissance de l'émissivité de la surface, or celle-ci dépend du matériau, de la longueur d'onde, et de la température. Une alternative possible est d'utiliser un revêtement d'émissivité connue [O'Sullivan et Cotterell, 2001].
- Les températures sont observées sur une surface libre, donc avec des transferts de chaleur différents du comportement à cœur.
- Un compromis doit être trouvé entre la fréquence d'acquisition et la taille de la fenêtre de mesure. Cette fenêtre doit être très bien placée par rapport au passage de l'outil, afin d'obtenir suffisamment d'images exploitables. En effet beaucoup d'images sont parasitées par le passage de copeaux.

2.2 Mesures de température par thermocouples en cours d'usinage

Pour rester cohérents avec les principes de l'approche hybride, nous avons choisi de déterminer le chargement thermique en fraisage de finition à partir de résultats expérimentaux.

De plus, les différents inconvénients évoqués concernant les mesures par thermographie nous conduisent à essayer des mesures par thermocouples noyés dans la pièce. L'outil utilisé, une fraise monobloc, rend difficile l'utilisation de thermocouples outil ; ceux-ci n'auraient de toute façon que peu d'intérêt, puisque on s'intéresse au flux thermique reçu par la pièce. Cependant, la mesure de température par thermocouples est relativement compliquée à mettre en œuvre.

2.2.1 Matériel et conditions

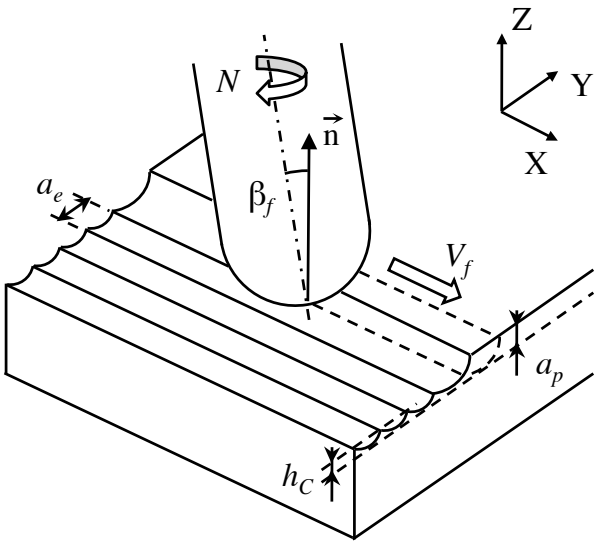
Ces essais ont été réalisés sur l'acier à microstructure bainitique 25MnCrSiVB6, présenté en INTRODUCTION. Ses propriétés physiques (masse volumique, chaleur spécifique, conductivité thermique et dilatation thermique) sont données dans le TAB.3.1.

ρ	C	λ	α
($kg.m^{-3}$)	($J.K^{-1}.kg^{-1}$)	($W.m^{-1}.K^{-1}$)	(K^{-1})
7800	440	47	12.10^{-6}

TABLE 3.1: Propriétés thermiques de l'acier 25MnCrSiVB6

L'usinage est réalisé dans des conditions identiques au fraisage des éprouvettes de fatigue des séries C1, C2, C5 et C6 (cas d'usinage « agressif », voir CHAPITRES 1 et 2).

Les conditions de coupe correspondantes sont rappelées sur la FIGURE 3.6.



V_c	300 m/min
f_z	0,4 mm
a_p	0,5 mm
h_c	5 µm
a_e	0,45 mm
β_f	$-3°$

FIGURE 3.6: Conditions de coupe pour la mesure de température en fraisage

Des thermocouples de type K, gainés et de diamètre 1 mm, ont été insérés dans des trous percés sous la pièce. De la pâte thermique a été utilisée pour améliorer l'interface entre les thermocouples et la pièce. Les trous ont été disposés suivant un damier (voir FIGURE 3.7 et 3.8), dont les dimensions ont été déterminées en fonction des conditions de coupe (avance par dent et profondeur de passe radiale).

Enfin, la pièce a été fixée sur une platine de mesure d'efforts Kistler. Ceci permet d'une part de mesurer les efforts de coupe, et d'autre part de repérer précisément l'instant d'entrée en matière de l'outil.

2.2.2 Damier de thermocouples

L'utilisation d'un damier de thermocouples permet de disposer de plusieurs points de mesure répartis sous la surface usinée, afin de pouvoir éventuellement identifier la distribution spatiale du flux thermique. L'aire affectée par le passage d'une dent étant d'environ 2×2 mm^2 pour les conditions de coupe utilisées, l'espacement idéal entre les points de mesure est d'environ $0,7$ mm (voir FIGURE 3.7).

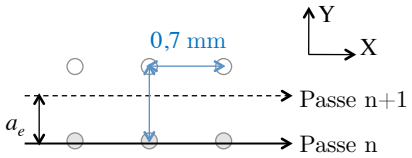


FIGURE 3.7: Implantation idéale des thermocouples

Les thermocouples étant de diamètre 1 mm, cette répartition est physiquement impossible. Pour pallier ce problème, les thermocouples sont séparés d'une distance égale

à 0,7 mm, plus un nombre de fois entier l'avance par dent f_z (voir FIGURE 3.8). Ils sont implantés à une profondeur de 1 mm sous la surface finale.

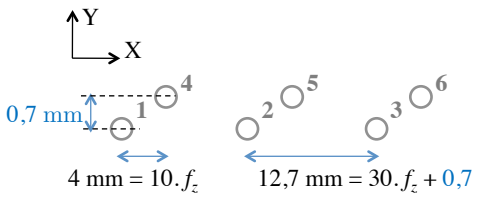


FIGURE 3.8: Implantation réelle des thermocouples

2.2.3 Résultats préliminaires

On s'intéresse à la passe numérotée 19, pour laquelle les thermocouples 1, 2 et 3 sont situés directement sous le volume de matière enlevé (voir FIG.3.9).

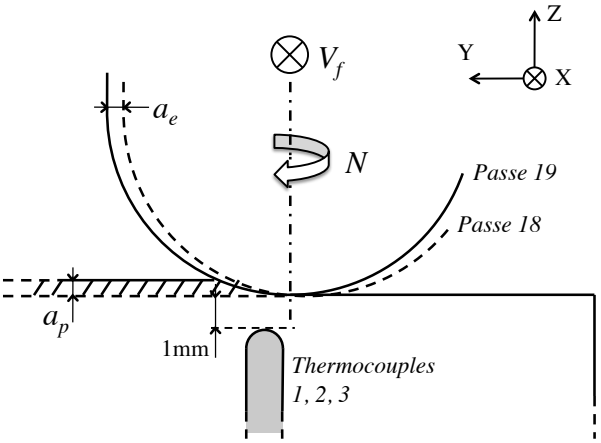
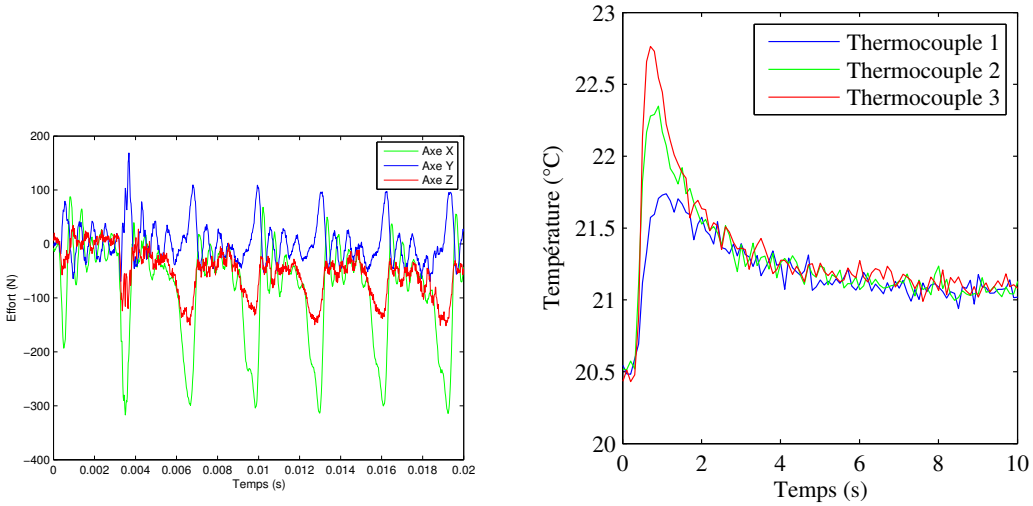


FIGURE 3.9: Conditions d'usinage en passe 19

La FIGURE 3.10(a) présente le relevé des composantes de l'effort de coupe au cours des premiers passages de dents. Ces mesures permettent de déterminer l'instant d'entrée en matière de l'outil, afin de recaler en temps les mesures de température (voir FIG.3.10(b))

Ces courbes de température permettent quelques observations :

- des différences importantes en terme de température maximale atteinte d'un thermocouple à l'autre,
- une très probable sous-estimation de la température maximale atteinte dans la matière,
- un retard plus que significatif.



(a) Efforts de coupe (b) Températures

FIGURE 3.10: Relevés d'efforts de coupe et de température

Il apparait très difficile d'exploiter directement ces mesures à cause des propriétés différentes, et inconnues, de l'interface entre la pièce et chacun des thermocouples. Cependant, grâce à un modèle analytique simple, les données fournies par les thermocouples, et plus précisément les courbes de refroidissement, ont pu être exploitées pour évaluer le flux thermique reçu par la pièce.

2.3 Identification du flux thermique

Le modèle analytique utilisé est celui de source de chaleur ponctuelle instantanée [Carslaw et Jaeger, 1959]. Ce modèle n'est absolument pas valide pour ce qui est de la température instantanée à l'interface outil/pièce. Deux hypothèses doivent être vérifiées pour qu'il le soit : considérer un point suffisamment loin de la surface (de plus de f_z), et une échelle de temps supérieure à l'intervalle entre deux passages de dents (3 millisecondes).

L'objectif principal est l'identification de la quantité totale d'énergie dissipée sous forme de chaleur et reçue par la pièce à chaque passage de dent, et éventuellement l'estimation de la distribution spatiale de ce flux de chaleur.

Le modèle de Carslaw et Jaeger exprime, dans un milieu infini, l'évolution au cours du temps de la température d'un point situé à une distance R d'une source de chaleur ponctuelle et instantanée Q_{pt} :

$$\Theta = \frac{Q_{pt}}{\rho C} \frac{e^{-R^2/4Dt}}{8\,(\pi D t)^{3/2}} \tag{3.1}$$

avec ρ et C la masse volumique et la chaleur spécifique massique du matériau, et $D = \lambda/\rho C$ son coefficient de diffusivité thermique.

Dans un massif semi-infini, en négligeant la convection et le rayonnement, cette expression devient :

$$\Theta = \frac{Q_{pt}}{\rho C} \frac{e^{-R^2/4Dt}}{4\,(\pi D t)^{3/2}} \tag{3.2}$$

On peut ensuite s'intéresser à un passage de dent localisé en un point de coordonnées $x = y = z = 0$, et correspondant à une quantité de chaleur Q. Ce passage de dent génère en un point situé à une distance ${R_0}^2 = {X_0}^2 + {Y_0}^2 + {Z_0}^2$, une élévation de température égale à :

$$\delta\Theta_i = \frac{Q}{\rho C} \frac{e^{-{R_0}^2/4Dt}}{4\,(\pi D t)^{3/2}} \tag{3.3}$$

En considérant que deux passages de dent successifs sont séparés par la distance f_z et la durée t_z, on peut donner l'instant de passage de la dent i :

$$t_i = i \cdot t_z \tag{3.4}$$

ainsi que la distance du point considéré par rapport à la source i :

$${R_i}^2 = (X_0 + i \cdot f_z)^2 + Y_0^2 + Z_0^2 \tag{3.5}$$

L'élévation de température pour une passe d'usinage, c'est à dire plusieurs passages de dents successifs, peut alors s'exprimer comme la somme des élévations de plusieurs passages de dents (voir FIG.3.11) :

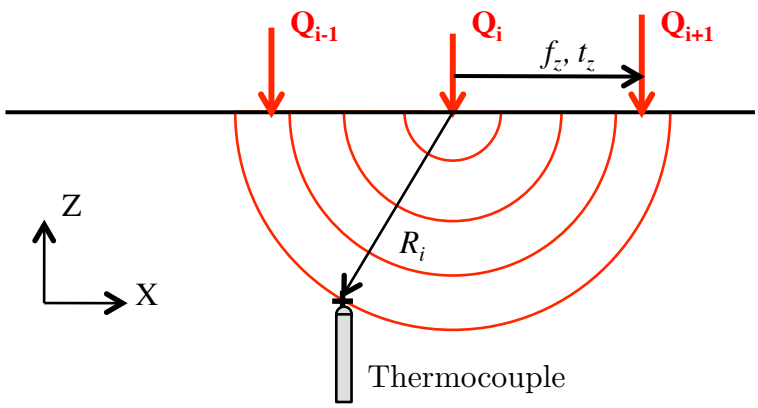


FIGURE 3.11: Modèle analytique

$$\Delta\Theta = \sum_i \delta\Theta_i = \sum_i \left[\frac{Q}{\rho C} \frac{e^{-R_i^2/4Dt_i}}{4\,(\pi D t_i)^{3/2}} \right] = \frac{Q}{\rho C} \sum_i \left[\frac{e^{-R_i^2/4Dt_i}}{4\,(\pi D t_i)^{3/2}} \right] \tag{3.6}$$

En première hypothèse, la valeur utilisée pour la quantité de chaleur reçue lors d'un passage de dent est de $Q = 0,055J$, ce qui correspond à l'hypothèse que le flux thermique reçu par la pièce est de l'ordre de 10% de la puissance mécanique générée par la coupe. Ceci correspond également à la valeur identifiée par [Guillemot *et al.*, 2011b] avec des mesures par caméra infra-rouge.

L'évolution de température au cours d'une passe d'usinage peut être estimée par ce modèle pour n'importe quel point de la pièce, en particulier ceux correspondant aux positions des thermocouples. La FIG.3.12 compare la température mesurée par un thermocouple et celle estimée par le modèle au même point. La mesure est décalée en température de $20,05^{\circ}C$, c'est-à-dire la température ambiante mesurée avant usinage. L'instant $t = 0$ correspond à l'entrée en matière de l'outil.

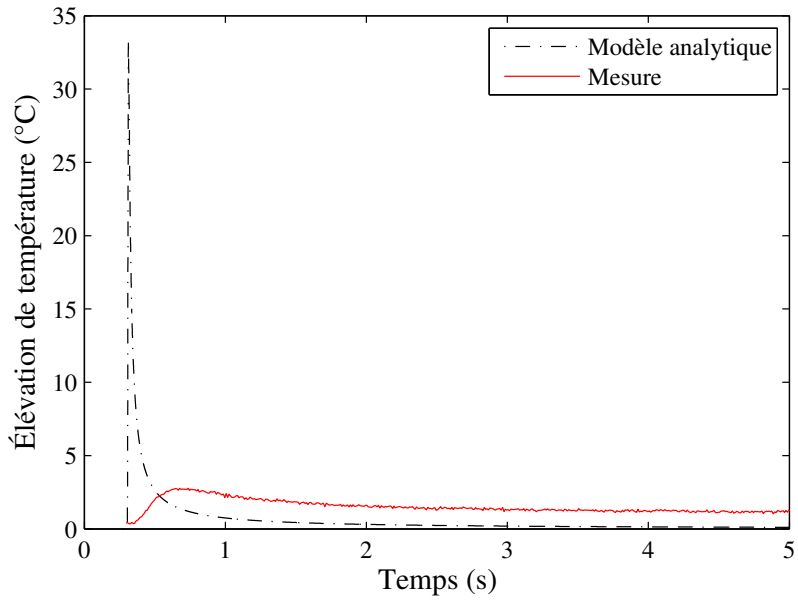


FIGURE 3.12: Élévations de température mesurée et prévue par le modèle

L'élévation maximale calculée est beaucoup plus importante que celle mesurée lors de l'essai. De plus, ce pic apparait beaucoup plus tard sur les relevés expérimentaux. Il y a donc un écrêtage et un retard entre la température dans la pièce et celle relevée par le thermocouple, dus à l'interface entre les deux.

En supposant que cette interface agit comme un filtre passe-bas, les courbes calculées et mesurées doivent être comparables au bout d'un certain temps. Ceci est fait en étudiant le modèle à l'échelle log :

$$\log(\Delta\Theta) = \log\left(\sum_i \delta\Theta_i\right) = \log\left(\frac{Q_i}{\rho C}\right) + \log\left(\sum_i \frac{e^{-R_i^2/4Dt_i}}{4(\pi D t_i)^{3/2}}\right) \tag{3.7}$$

Or, lorsque $t_i \gg R_i$:

$$\frac{e^{-R_i^2/4Dt_i}}{4\left(\pi D t_i\right)^{3/2}} \rightarrow \frac{1}{4}\left(\pi D t_i\right)^{-3/2} \tag{3.8}$$

Les courbes modèle et mesure doivent donc suivre une tendance en $t^{-3/2}$. Pour cela, l'élévation de température mesurée doit subir un recalage en température. En effet, la pièce usinée n'étant pas un solide semi-infini, sa température moyenne tend vers une température « finale » (sur l'intervalle de temps considéré) légèrement supérieure à la température initiale.

Cette température finale est identifiée en traçant l'évolution de la température à la puissance en fonction de $t^{-3/2}$, afin de mettre en évidence un domaine temporel pour lequel la température suit cette tendance (voir FIG.3.13(a)). Dans ce domaine, la température tend vers la température finale recherchée, (ici $21,06^{\circ}C$, voir FIG.3.13(b)), utilisée ensuite pour recaler les mesures et les comparer avec le modèle analytique.

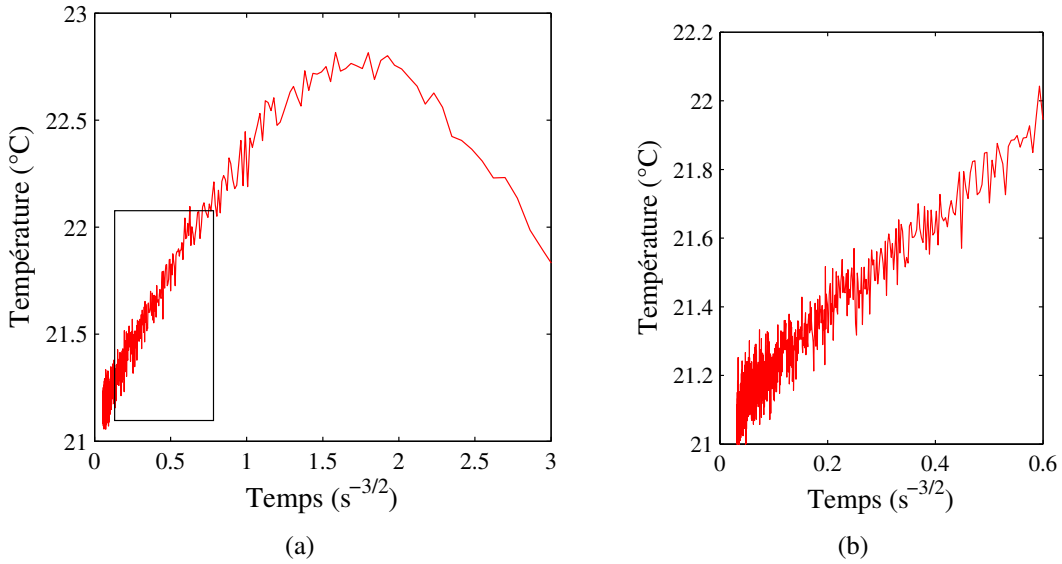


FIGURE 3.13: Identification de la température finale

L'importance de ce recalage est illustré par la FIG.3.14. La courbe en trait continu correspond au tracé de la température mesurée et recalée par rapport à la température initiale, alors que la courbe en pointillés est recalée par rapport à la température finale.

Malgré cet ajustement, le refroidissement prévu par le modèle ne coïncide pas avec celui qui est mesuré par les thermocouples, ce qui montre que la valeur choisie pour la source de chaleur n'est pas la bonne. La FIG.3.15 permet d'identifier la quantité d'énergie correspondant aux mesures de température. Celle-ci est environ deux fois supérieure à la valeur initialement choisie, soit une quantité de chaleur reçue par la pièce $Q_i = 0,11J$ par passage de dent.

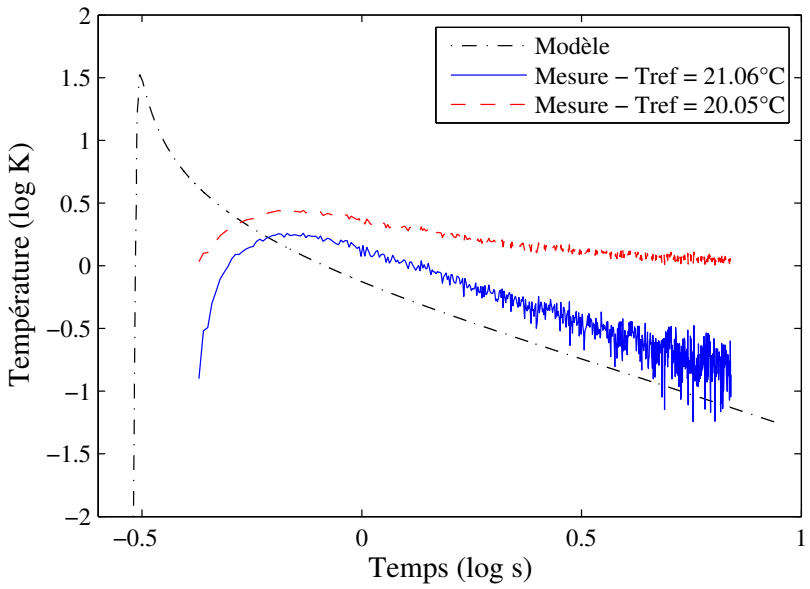


FIGURE 3.14: Effet du choix de la température de référence

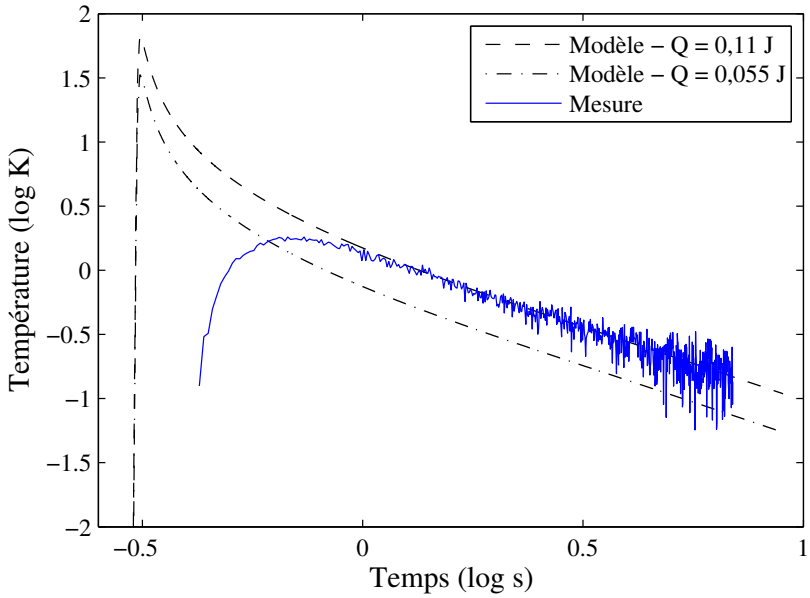


FIGURE 3.15: Effet de la quantité de chaleur par passage de dent

Cette valeur correspond à un coefficient de partage (fraction de la puissance mécanique générée par le processus de coupe et transformée en chaleur reçue par la pièce) d'environ 20%, significativement supérieur à la valeur de 10% mentionnée généralement dans la littérature.

Cependant, les travaux de [Richardson *et al.*, 2006] estiment que ce coefficient peut varier entre 3 et 18 %. Les conditions utilisées ici, en particulier l'angle d'inclinaison de l'outil de -3° qui implique une zone à vitesse de coupe effective nulle, rendent ce résultat réaliste.

2.4 Définition du chargement thermique pour l'approche hybride

La quantité totale de chaleur reçue par la pièce étant connue, il reste à déterminer comment ce chargement est appliqué dans la simulation numérique : surface affectée, distribution du flux et durée de chargement.

Dans un premier temps, nous ferons l'hypothèse d'un flux uniforme sur la surface située immédiatement sous l'arête de coupe (soit une bande d'environ $2 \times 0,35$ mm^2). La durée du chargement est choisie égale à 1 ms, ce qui correspond approximativement à la durée du pic observé sur les mesures d'efforts de coupe.

3 Application et validité de l'approche hybride

Le cas de référence qui a été traité jusqu'ici est le cas d'usinage dit « agressif » défini au CHAPITRE 1 et qui induit les contraintes résiduelles les plus élevées. C'est dans ces conditions d'usinage qu'ont été effectués les essais avec thermocouples présentés précédemment. La plupart des hypothèses sont donc basées sur des résultats expérimentaux et observations correspondant à ce cas d'usinage.

Dans un premier temps, nous allons détailler l'application de l'approche hybride à la prévision des contraintes résiduelles pour ce cas d'usinage de référence. Nous présenterons ensuite des résultats d'application à des conditions d'usinage plus ou moins proches, et discuterons du domaine de validité de l'approche hybride ainsi mise en œuvre.

3.1 Propriétés matériau

Le comportement élasto-plastique est modélisé par deux écrouissages cinématiques non-linéaires, dont les paramètres à température ambiante ont été identifiés à partir de l'essai cyclique présenté en INTRODUCTION.

L'effet de la température sur ces paramètres a été estimé à partir d'essais réalisés sur un acier martensitique à hautes résistances mécaniques [Roux, 2007].

L'ensemble des paramètres matériau utilisés est donné dans le TAB.3.2.

(a) Comportement thermique

ρ (kg.m^{-3})	C (J.K^{-1}.kg^{-1})	λ (W.m^{-1}.K^{-1})	α (K^{-1})
7800	440	47	12.10^{-6}

(b) Comportement élasto-plastique

	E (GPa)	σ_y (MPa)	C_1 (MPa)	γ_1	C_2 (MPa)	γ_2
à 20°C	195	565	157 000	250	7 500	0,1
à 200°C	175	510	100 000	250	7 500	0,1

TABLE 3.2: Paramètres matériau de l'acier 25MnCrSiVB6

3.2 Mise au point des simulations

Une fois les chargements thermomécaniques équivalents déterminés à partir de résultats expérimentaux, ceux-ci doivent être appliqués à la surface finale dans un modèle éléments finis. Cette modélisation est effectuée avec le logiciel Abaqus 6.11.

La simulation principale consiste à appliquer un déplacement à la surface de la pièce finie, et à répéter ce chargement plusieurs fois en le décalant pour obtenir l'effet de plusieurs passes successives.

Deux simulations préliminaires sont nécessaires :

1. une simulation thermique, effectuée sur le modèle numérique complet, visant à déterminer l'évolution du champ de température dans la pièce au cours du temps,
2. une simulation mécanique correspondant à une seule passe d'usinage, et dans laquelle des pressions sont appliquées le long de l'arête de coupe, afin de calculer le déplacement de la surface finale.

Le lien entre ces simulations est schématisé dans la FIG.3.16.

Dans le cadre de sa thèse, [Guillemot, 2010] avait montré la faisabilité de cette approche. Cependant, plusieurs corrections et améliorations ont été effectuées au cours de ce travail, en particulier au niveau du type d'éléments utilisé, de la taille des modèles, et du maillage.

3.2.1 Type d'éléments

Le milieu étant continu dans la direction orthogonale au plan modélisé, l'hypothèse de déformations planes est jugée plus proche de la réalité que l'hypothèse de contraintes planes, et donc des éléments de type CPE8R (éléments en déformation plane biquadratiques à 8 noeuds, à intégration réduite) sont utilisés, au lieu de CPS8R (éléments en contrainte plane biquadratiques à 8 noeuds, à intégration réduite) précédemment.

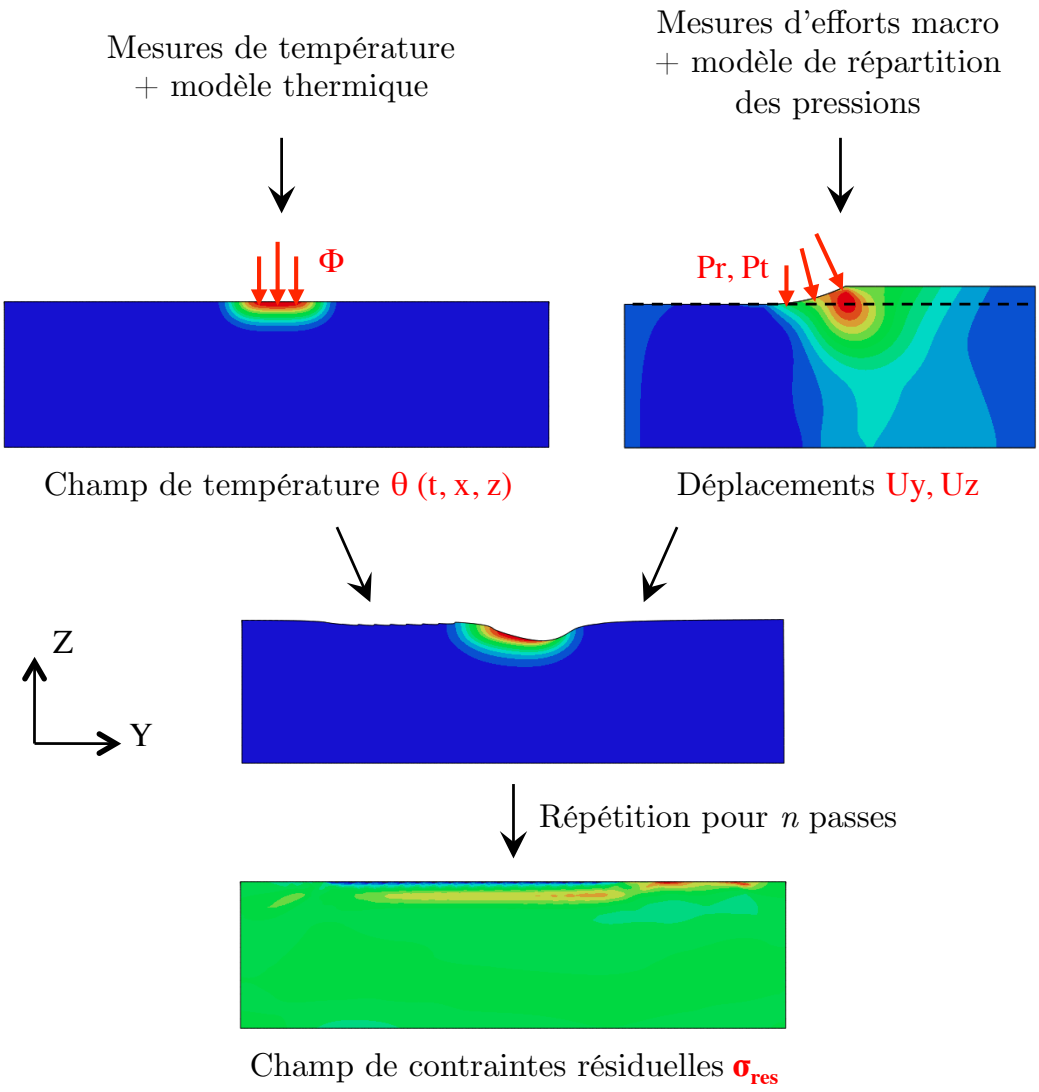


FIGURE 3.16: Principe de l'approche hybride

L'effet de ce choix sur le déplacement de la surface finale est illustré par la FIG.3.17(a), pour des éléments en déformations planes (PE) ou en contraintes planes (PS).

Il convient cependant de noter que cette différence significative au niveau des déplacements n'a que peu d'influence sur le résultat final (voir FIG.3.17(b)). Il est même troublant que la simulation en contraintes planes permette de prévoir une diminution des contraintes en proche sous-surface, cohérente avec les résultats expérimentaux, ce que ne permet pas la simulation en déformations planes.

3.2.2 Dimensions des modèles

La simulation mécanique préliminaire permet de déterminer le déplacement de la surface finale en appliquant une pression au niveau de l'arête de coupe.

Des modèles de différentes tailles ont été testés afin d'éviter que les conditions limites n'affectent le comportement du matériau à proximité de l'arête.

La FIG.3.18 met en évidence un effet de la taille du modèle sur l'amplitude des déplacements calculés. Ce déplacement étant utilisé comme chargement dans la simulation finale, ceci peut avoir une incidence sur les contraintes résiduelles calculées. Le modèle 2 a donc été utilisé. Pour rester cohérent avec les conditions expérimentales, la hauteur de celui-ci est de 4 mm, ce qui correspond à l'épaisseur des éprouvettes de fatigue.

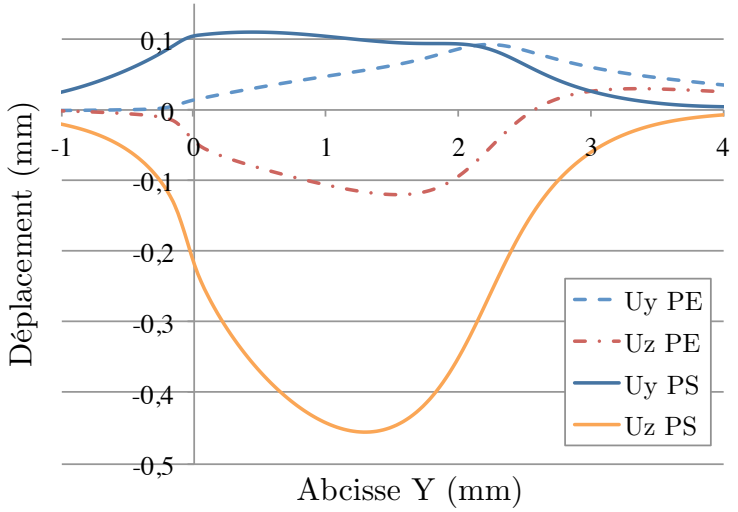
La taille du modèle utilisé pour la simulation finale a été choisi de la même manière, avec en particulier une hauteur de 4 mm.

3.2.3 Optimisation du maillage

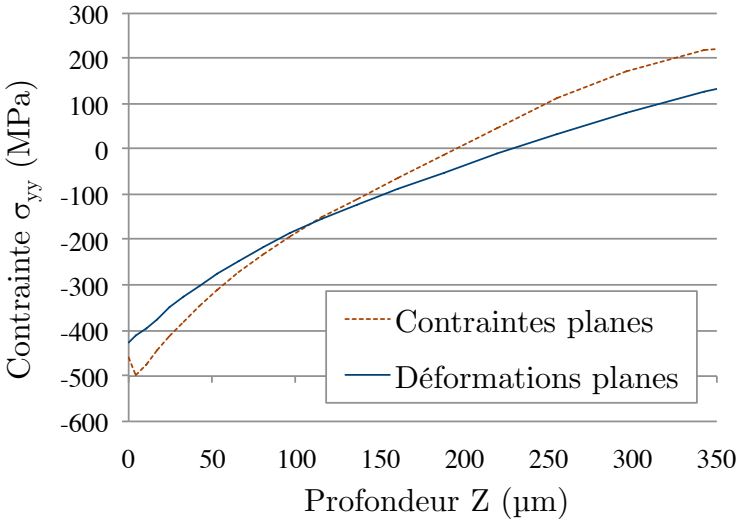
Le maillage généré automatiquement par Abaqus (voir FIG.3.19(a)) présente un inconvénient particulier : les éléments au niveau de la surface finale ne sont pas disposés de manière régulière, et les déplacements qui y sont relevés ne peuvent être directement utilisés pour la simulation finale.

Un maillage alternatif (voir FIG.3.19(b)) a donc été effectué, en séparant le modèle en deux zones, correspondant à la pièce finale et à la matière destinée à être enlevée par usinage. Ceci permet d'imposer au niveau de l'interface entre ces deux zones une répartition des éléments correspondant au maillage de la surface finale.

La FIG.3.19(c) montre que le déplacement de la surface finale calculé lors de cette simulation est très peu affecté par ce choix de maillage.



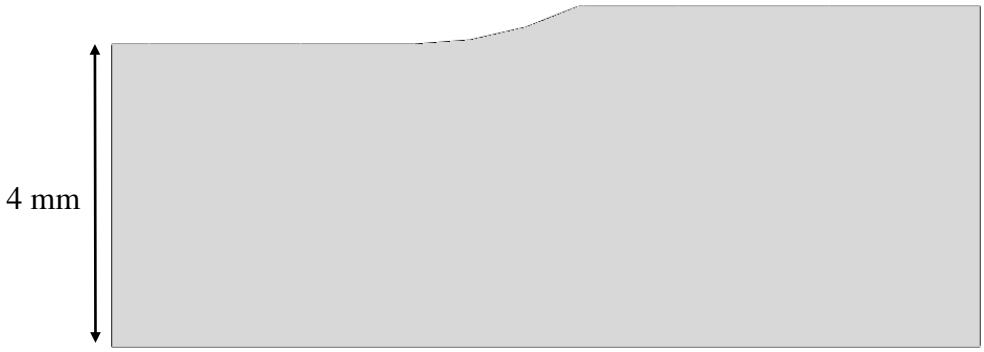
(a) Déplacement de la surface finale



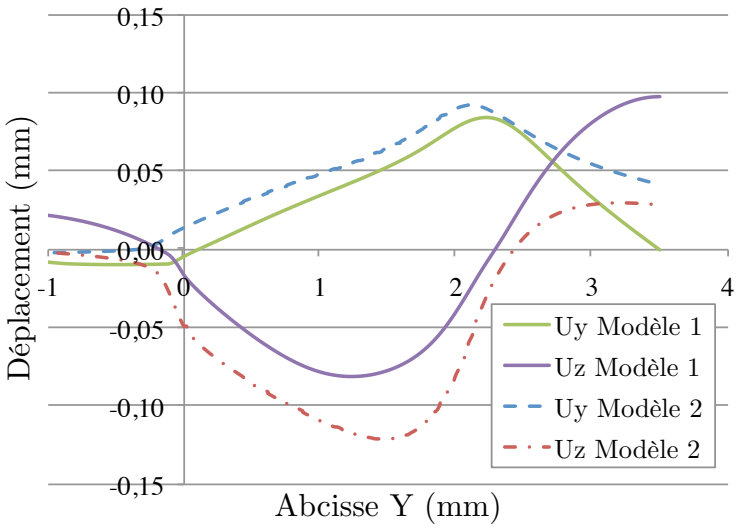
(b) Profil de contraintes résiduelles

FIGURE 3.17: Effet de l'hypothèse déformations planes (PE) ou contraintes planes (PS)

(a) Modèle 1

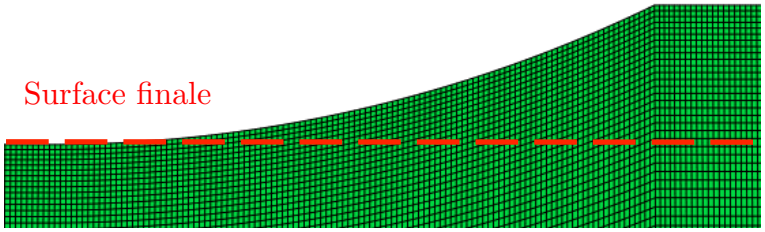


(b) Modèle 2

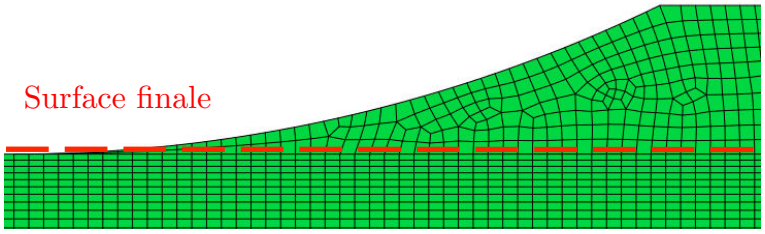


(c) Déplacement de la surface finale

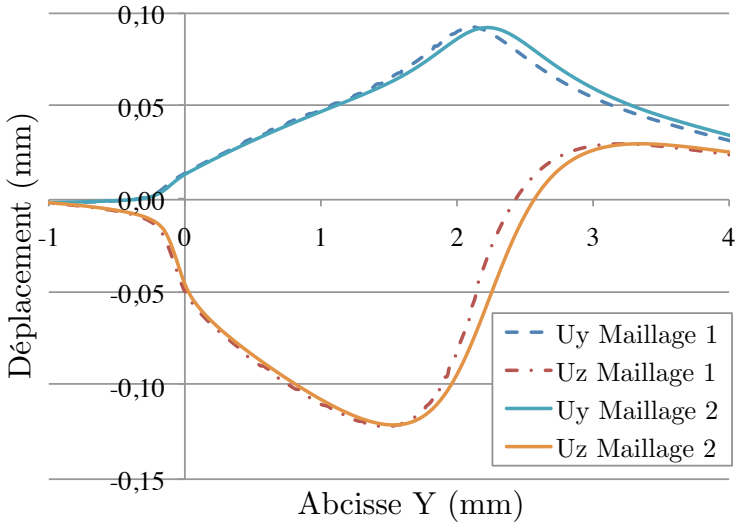
FIGURE 3.18: Simulation mécanique préliminaire : effet de la taille du modèle



(a) Maillage par défaut (1)



(b) Maillage optimisé (2)



(c) Déplacement de la surface finale

FIGURE 3.19: Simulation mécanique préliminaire : effet du maillage

3.3 Application au cas d'usinage de référence

L'approche hybride a dans un premier temps été appliquée au cas d'usinage qualifié d'« agressif », dans le sens où il génère une microgéométrie particulièrement dégradée, et des contraintes résiduelles élevées. Ce cas a été défini au CHAPITRE 1, et correspond aux séries d'éprouvettes C1 et C5 de la campagne de fatigue du CHAPITRE 2.

Les essais d'usinage instrumentés par thermocouples ayant permis l'identification du flux thermique, ont été réalisés dans ces mêmes conditions d'usinage. Elles ont été rappelées en FIG.3.6.

Le profil de contraintes résiduelles simulé par l'approche hybride est présenté en FIG.3.20. La composante présentée est la composante σ_{yy}, qui est perpendiculaire à la direction d'usinage, et la plus importante. Un profil de contrainte obtenu par DRX, pour les mêmes conditions d'usinage, est également présenté.

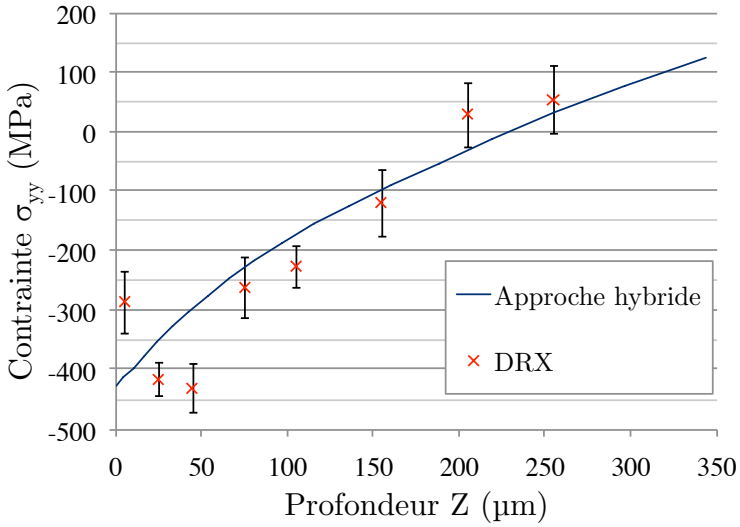


FIGURE 3.20: Profils de contrainte résiduelle obtenus par l'approche hybride et par Diffraction de Rayons X

Globalement, l'allure du profil et le niveau de contraintes sont très proches des résultats expérimentaux, ce qui permet de valider l'approche hybride dans les conditions étudiées. Il convient tout de même de noter que la contrainte en sous-surface immédiate, légèrement en traction par rapport au reste du profil, n'apparait pas sur le profil simulé.

3.3.1 Effet du flux thermique

Au début de ce chapitre, nous avons présenté une méthode d'identification du chargement thermique appliqué à la pièce, à partir de mesures de température par des thermocouples situés dans la pièce, sous la surface usinée.

Cette méthode a permis de déterminer que le flux thermique reçu par la pièce, dans les conditions d'usinage testées, correspond à un coefficient de partage d'environ 0,2, c'est à

dire que 20 % de la puissance mécanique générée par le mécanisme de coupe est évacuée dans la pièce sous forme de chaleur.

Des simulations complémentaires ont été effectuées afin de mettre en évidence la sensibilité de l'approche à ce paramètre (voir FIG.3.21). Ces simulations correspondent à des coefficients de partage de 0, 10, 40, 60 et 100%.

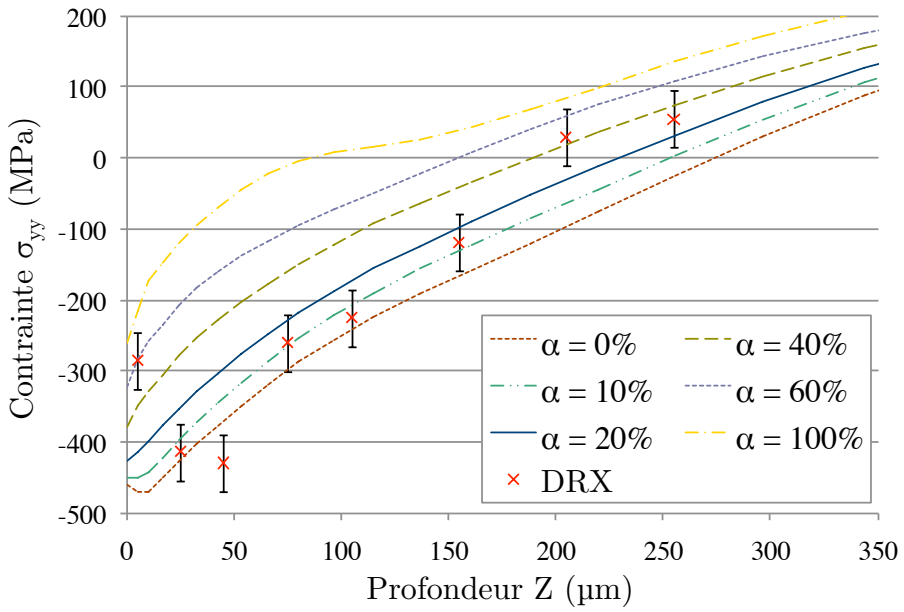


FIGURE 3.21: Profils de contrainte résiduelle simulés pour différentes valeurs du coefficient de partage α

Il est intéressant de noter que pour des valeurs situées autour de 20%, les profils de contraintes résiduelles simulés restent sensiblement proches des résultats expérimentaux. Le modèle est donc relativement peu sensible à ce coefficient de partage tant qu'il reste dans une plage de valeurs réalistes.

3.3.2 Prévision de l'état mécanique local

L'approche hybride permet de calculer l'état de contraintes résiduelles en chaque point de la zone élémentaire 2D, et donc d'obtenir facilement la répartition de ces contraintes suivant la direction Y.

La FIG.3.22 compare les gradients obtenus par DRX d'une part (voir CHAPITRE 1, paragraphe 3.2), et par l'approche hybride d'autre part. Ce dernier est recalé en contrainte moyenne (le profil simulé étant trop en compression à cette profondeur). De plus, la position suivant Y n'étant pas connue pour le gradient mesuré, les deux courbes sont recalées de façon à faire coïncider les pics et les creux.

On retrouve logiquement la périodicité correspondant à l'engagement radial a_e. L'amplitude de variation min-max, de l'ordre de 150 MPa, semble également conforme aux résultats expérimentaux.

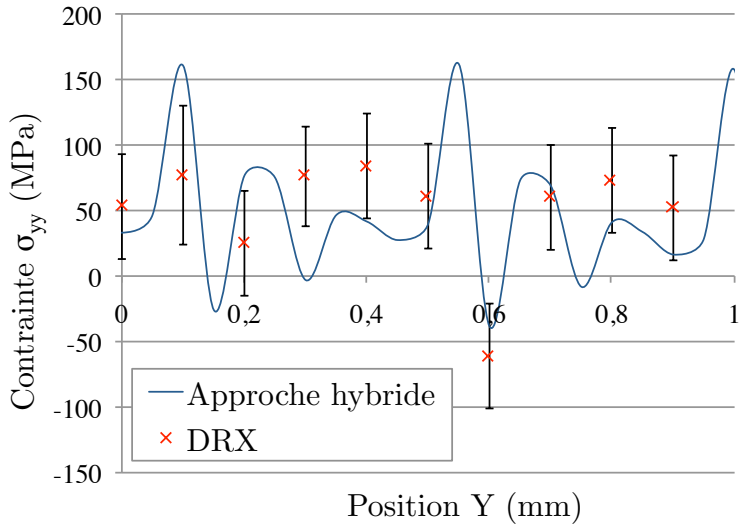


FIGURE 3.22: Gradients de contraintes résiduelles en surface obtenu par DRX, et prévu par approche hybride avec recalage en abcisse et en contrainte moyenne

Ce gradient de contraintes résiduelles est susceptible de jouer un rôle dans la tenue en fatigue. La méthode de mesure par DRX étant particulièrement complexe à mettre en œuvre à cette échelle, il est intéressant de pouvoir obtenir ce résultat avec l'approche hybride.

3.4 Domaine de validité

3.4.1 Validité des différentes hypothèses

L'approche hybride présentée dans ce chapitre a été mise au point en s'appuyant sur le cas d'usinage dit « agressif », dont les conditions de coupe ont été rappelées en FIG.3.6.

De nombreuses hypothèses ont été faites pour obtenir les résultats présentés jusqu'ici, et leur pertinence est plus ou moins liée aux conditions de coupe étudiées. La validité de l'approche hybride pour d'autres cas d'usinage reste donc soumise à la pertinence de ces hypothèses, ainsi qu'à leur effet dans le modèle, qu'il faut évaluer.

La première hypothèse concerne l'existence et la valeur de l'angle θ_2, pour lequel les trois composantes de l'effort de coupe sont maximales (voir FIG.3.3). Ce cas particulier a permis de restreindre le problème à deux dimensions dans un plan orienté quasi-perpendiculairement à la vitesse d'avance. Cette simplification n'est plus possible si les composantes de l'effort de coupe atteignent leurs extrema respectifs pour des angles différents.

Cependant, le niveau global de sollicitations mécaniques atteint est connu dans tous les cas, et il est possible que l'approche permette tout de même une estimation approchée des contraintes résiduelles.

Il est à noter que parmi les cas d'usinage considérés, pour des conditions de coupe générant des efforts particulièrement faibles, le modèle de [Lee et Altintaş, 1996] tend à surestimer les coefficients de coupe, ce qui met en doute sa validité.

Par ailleurs, il est expliqué dans l'ANNEXE E que la taille de la ZCT a correspond à la largeur de la bande usée mesurée sur des outils après usinage. La taille de cette bande usée n'a aucune raison d'être identique pour des outils utilisés avec des conditions de coupe différentes, en particulier si les efforts en jeu sont plus –ou moins– faibles. Le calcul des contraintes résiduelles est très sensible à ce paramètre permettant de passer des efforts aux pressions le long de l'arête.

Enfin, concernant la détermination du chargement thermique, la valeur du coefficient de partage entre la puissance mécanique développée et le flux thermique reçu par la pièce finie a été identifiée. Grâce aux mesures par thermocouples réalisées pour le cas de référence, ce coefficient est estimé à 20%, ce qui est supérieur aux valeurs usuelles et s'explique par les conditions de coupe agressives, notamment le contact entre le centre outil et la matière usinée. Encore une fois, il est probable que cette valeur soit plus faible dans des conditions de coupe plus classiques. L'effet de ce paramètre a été évalué précédemment (voir FIG.3.21).

Cependant, les simulations de contraintes résiduelles montrent des différences assez limitées pour des valeurs plus faibles de ce coefficient (FIG.3.21). Il pourrait néanmoins être intéressant d'identifier plus précisément l'évolution de coefficient en fonction des conditions de coupe.

3.4.2 Application à plusieurs cas d'usinage

Il a été rappelé plus tôt que le cas d'usinage servant de référence correspond aux éprouvettes de fatigue des séries C1, C5, C2 et C6 (les deux dernières ayant été en plus soumises à un traitement thermique). Idéalement, il aurait été intéressant de tester les performances de l'approche hybride pour le cas d'usinage « doux » des séries C3 et C7. Ce cas d'usinage n'ayant pas fait l'objet de mesures d'efforts, d'autres cas avec des jeux de conditions proches, définis par la suite, ont été considérés.

Lors des travaux de [Guillemot, 2010], une campagne de mesures par Diffraction de Rayons X a été réalisée pour plusieurs cas d'usinage au cours desquels les efforts de coupe avaient été mesurés. Les profils de contraintes résiduelles ainsi connus peuvent donc être comparés à ceux prévus par l'approche hybride en utilisant les efforts de coupe correspondants comme données d'entrée.

En l'absence de mesures de température correspondant à ces cas d'usinage, le flux thermique sera supposé proportionnel à la puissance mécanique au niveau de l'arête de coupe. Le coefficient de partage entre la puissance mécanique et la puissance thermique reçue par la pièce est pris égal à la valeur identifiée plus tôt dans ce chapitre (20 %).

En plus de l'usinage de référence, trois cas ont été considérés. Leurs conditions de coupe sont données dans le TAB.3.3. Lorsqu'un des paramètres a une valeur différente de celle du cas de référence, celle-ci est mise en italique.

Les profils de contrainte résiduelle obtenus à l'aide de l'approche hybride pour ces différents cas d'usinage, ainsi que les profils correspondants mesurés par DRX, sont présentés dans la FIG.3.23.

Cas de référence : Les résultats pour le cas de référence (voir FIG.3.23(a)) ont déjà été discutés plus tôt.

Cas B : Le premier cas testé diffère du cas de référence uniquement par la vitesse de coupe V_c. L'allure de la courbe de contrainte résiduelle est plutôt satisfaisante, à l'exception de la zone en sous-surface immédiate, et d'un léger décalage en compression de l'ensemble de la courbe (voir FIG.3.23(b)).

En ce qui concerne la non-prévision du pic de traction en sous-surface immédiate, le même problème est apparu et a été discuté pour le cas de référence.

Le décalage de la courbe en compression, de l'ordre d'une centaine de MPa, peut avoir deux explications, à commencer par une possible sous-estimation du flux thermique. Le coefficient de partage de 20 % identifié pour le cas de référence et réutilisé pour ce cas est peut-être trop faible, la vitesse de coupe étant plus faible.

L'autre explication possible vient du fait que la largeur de la Zone de Cisaillement Tertiaire a elle aussi été identifiée pour le cas de référence (supposée égale à la largeur de la bande usée de l'outil, soit 35µm). Or cette largeur permet de passer des efforts de coupe élémentaires à la répartition de pressions sur l'arête, et a donc un impact direct sur les contraintes résiduelles générées.

En pratique, une combinaison des incertitudes sur ces deux paramètres est tout à fait possible, et un léger écart à la fois sur le coefficient de partage et sur la largeur de la ZCT peut modifier fortement le profil de contraintes résiduelles simulé.

Cas C : Le deuxième cas testé diffère au niveau de deux paramètres. L'angle d'inclinaison β_f de 45° est celui utilisé pour le cas d'usinage « doux » ; cependant, la vitesse de coupe est ici de 200 m/min, comme pour le cas B.

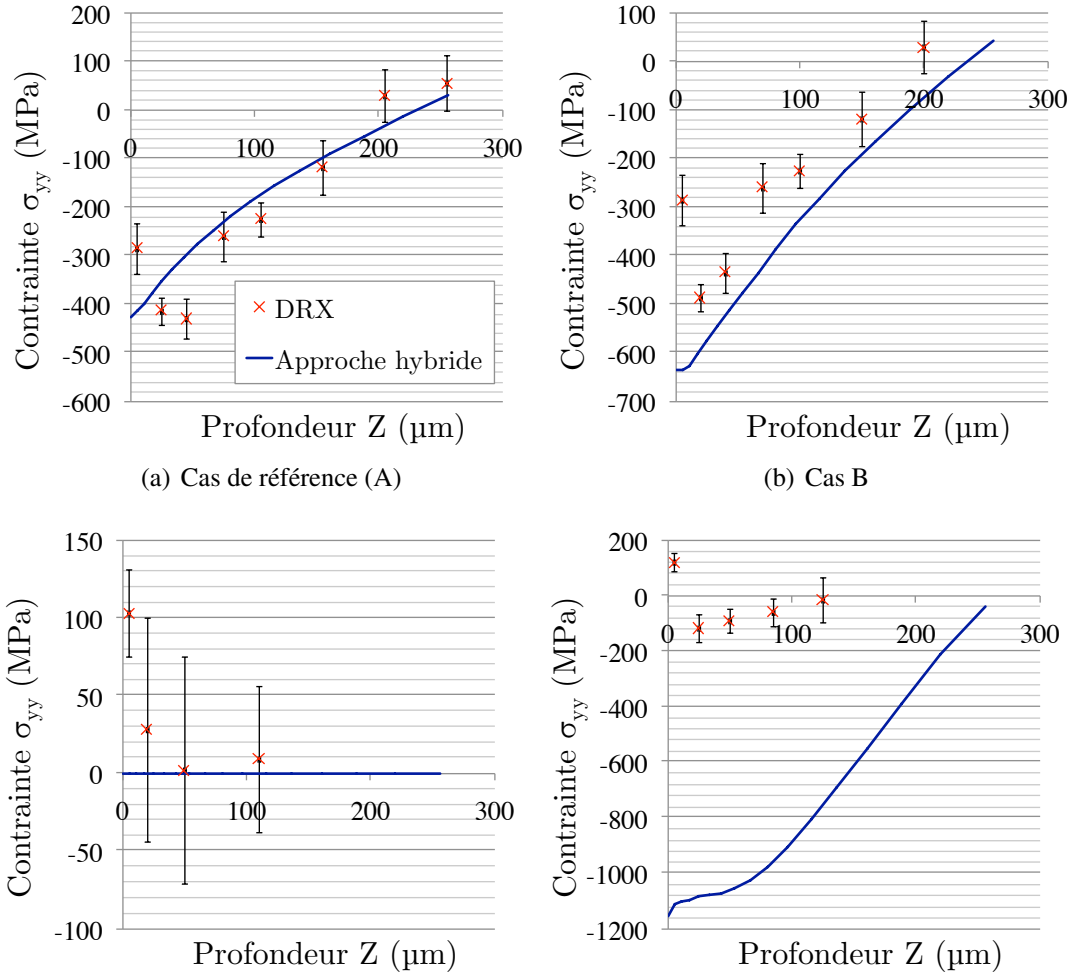
Le profil obtenu par DRX est très différent des deux cas précédents : à l'exception d'un pic de traction de 100 MPa dans les tous premiers micromètres, les contraintes mesurées sont quasiment nulles (voir FIG.3.23(b)). L'approche hybride retrouve très bien ce résultat, à l'exception encore une fois de la sous-surface immédiate.

Les efforts de coupe particulièrement faibles ne permettent pas, au niveau de la simulation, de générer la moindre contrainte résiduelle, ce qui est satisfaisant.

Cas D : Enfin, pour le troisième cas, c'est la hauteur de crête programmée h_c qui est différente (20 µm au lieu de 5). Expérimentalement, les contraintes sont presque aussi faibles que pour le cas précédent, dépassant de peu les 100 MPa en traction et en compression.

	Cas de référence (A)	Cas B	Cas C	Cas D
V_c	300 m/min	*200 m/min*	*200 m/min*	300 m/min
f_z	0,4 mm	0,4 mm	0,4 mm	0,4 mm
a_p	0,5 mm	0,5 mm	0,5 mm	0,5 mm
h_c	5 µm	5 µm	5 µm	*20 µm*
β_f	$-3°$	$-3°$	*45°*	$-3°$
F_x	-280 N	-290 N	-42 N	-287 N
F_y	-168 N	-130 N	-32 N	-258 N
F_z	-229 N	-70 N	-38 N	-292 N

TABLE 3.3: Conditions de coupe de référence et de validation de l'approche hybride



(a) Cas de référence (A)

(b) Cas B

(c) Cas C

(d) Cas D

FIGURE 3.23: Profils de contraintes résiduelles mesurés et simulés pour les cas d'usinage de référence et de validation

En revanche, le profil de contraintes simulé dépasse les 1000 MPa en compression, et ne concorde donc absolument pas avec la mesure.

Les efforts de coupe pour ce cas d'usinage sont significativement plus élevés que pour le cas de référence, ce qui explique les valeurs très élevées prévues par la simulation. Le faible niveau de contraintes résiduelles mesuré est difficile à expliquer en présence d'efforts aussi importants.

4 Conlusion du chapitre 3

Ce chapitre avait pour objectif d'approfondir l'étude de l'approche hybride de prévision des contraintes résiduelles, proposée par [Valiorgue *et al.*, 2007] pour le tournage, et adaptée au fraisage de finition par [Guillemot, 2010]. Pour rappel, l'intérêt de cette approche est d'alléger les méthodes numériques plus traditionnelles en intégrant des résultats expérimentaux permettant l'identification des chargements thermo-mécaniques appliqués à la pièce. Cette approche, qui ne permet donc pas la modélisation du mécanisme de coupe, semble particulièrement adaptée à la prévision des propriétés mécaniques locales de la pièce seule.

Nos travaux se sont tout d'abord concentrés sur la méthode de détermination du chargement thermique. L'approche par thermographie proposée précédemment par [Guillemot *et al.*, 2011b] présentant plusieurs difficultés de mise en œuvre et d'analyse, nous avons choisi d'instrumenter un essai de fraisage par des thermocouples noyés dans la pièce. Malgré quelques difficultés d'interprétation, liés à une interface imparfaite entre le matériau et les thermocouples, la comparaison entre les courbes de refroidissement mesurées et celles obtenues par modélisation analytique a permis l'identification de la quantité de chaleur reçue par la pièce usinée. De plus, l'utilisation de plusieurs thermocouples disposés en damier ouvre la porte à une éventuelle identification plus fine de la distribution de ce flux thermique.

Une autre perspective ouverte par cette étude consisterait à utiliser systématiquement cette approche pour évaluer l'évolution en fonction des paramètres de coupe du coefficient de partage entre l'énergie mécanique générée par le processus de coupe et la quantité de chaleur reçue par la pièce. Une fois cette identification faite pour un matériau donné, l'approche hybride pourrait être mise en œuvre en ne faisant que des mesures d'efforts de coupe, beaucoup plus faciles à faire que les mesures de température.

Après cette première étape, notre travail s'est porté sur la mise au point des simulations numériques permettant de calculer les contraintes résiduelles. Les paramètres de modélisation ont été vérifiés et corrigés, ce qui a permis de simuler un profil de contraintes résiduelles cohérent avec les résultats expérimentaux, pour un cas d'usinage de référence. Le gradient spatial de ces contraintes résiduelles, mis en évidence expérimentalement au CHAPITRE 1, a également été étudié.

Enfin, la validité de cette approche hybride pour d'autres conditions de coupe a été abordée. Les résultats obtenus sont plutôt corrects pour des cas d'usinage très proches de celui servant de référence. Cependant, l'exemple du calcul effectué avec une hauteur de crête différente montre que le modèle n'est plus du tout satisfaisant lorsque l'on s'éloigne de ce cas.

Il convient cependant de noter l'intérêt de cette approche hybride pour prévoir l'état mécanique non-standard du matériau en sous-surface usinée tel qu'induit par le processus de coupe. Il est par exemple remarquable de noter que cette approche permet de prévoir les variations de contraintes résiduelles locales importantes, en général ignorées lors de mesures standard, alors que ces variations ont sans doute un effet du premier ordre sur la tenue en fatigue des pièces.

L'application de l'approche hybride au fraisage avec outil hémisphérique considérée dans le cadre de ce travail est basée sur une modélisation simplifiée en 2D, pour des raisons évidentes de coût de calcul. Il serait sans doute intéressant de réfléchir à une modélisation 3D couplée à une méthode de réduction de modèle pour tenter de mieux approcher la réalité fondamentalement multiaxiale de ce problème.

Chapitre 4

Modélisation du comportement en fatigue

Sommaire

1 Introduction 106
1.1 Compétition entre deux mécanismes de rupture 107
1.2 Principe général de modélisation 108
2 Modèle d'endommagement à deux échelles 110
2.1 Principe du modèle 110
2.2 Description détaillée 110
2.3 Identification des paramètres 113
2.4 Application aux éprouvettes de flexion 114
3 Approche probabiliste du modèle à deux échelles 118
3.1 Principe et identification 118
3.2 Prise en compte de la microgéométrie 120
3.3 Prise en compte des contraintes résiduelles 122
3.4 Introduction d'un seuil d'endommagement en plasticité 124
4 Conclusion du chapitre 4 127

Dans les deux premiers chapitres de ce manuscrit, une étude expérimentale de l'influence du procédé de fraisage de finition sur la durée de vie d'un acier bainitique a été présentée. Nous avons dans un premier temps mis en évidence l'effet des paramètres du procédé sur les différentes propriétés dites d'intégrité de surface, puis nous nous sommes intéressés au rôle que joue cette intégrité de surface sur le comportement en fatigue du matériau.

Dans la perspective d'une méthode prédictive permettant de corréler, par modélisation et simulation, les conditions d'usinage et les propriétés en fatigue, nous avons présenté dans le troisième chapitre une approche de prévision des contraintes résiduelles adaptée au cas du fraisage de finition.

Le dernier axe de nos travaux, objet de ce quatrième et dernier chapitre, est la modélisation du comportement en fatigue, avec prise en compte de l'intégrité de surface générée par le fraisage de finition, c'est à dire les propriétés mécaniques (contraintes résiduelles et écrouissages) et microgéométriques.

1 Introduction

La fatigue correspond à l'amorçage et à la propagation de micro-fissures jusqu'à amorçage et propagation d'une fissure mésoscopique sous sollicitations cycliques. On distingue la fatigue à grand nombre de cycles, ou fatigue élastique, et la fatigue à faible nombre de cycles, ou fatigue oligocyclique. La première, qui correspond au contexte de notre étude, ne met en jeu que des déformations quasi-élastiques, et a lieu pour un nombre de cycles allant de 50 000 à plus de 10^7.

Deux types d'approches sont couramment utilisées pour modéliser le comportement en fatigue (voir par exemple [Pessard *et al.*, 2009]) : celles basées sur la mécanique de l'endommagement, reconnues pour leur efficacité à prédire l'amorçage de fissures, et celles basées sur la mécanique linéaire de la rupture, efficaces pour représenter la propagation de fissures dans des matériaux possédant des défauts initiaux.

Parmi les premières approches, de nombreux critères existent pour déterminer si un chargement donné peut conduire à la rupture d'une pièce. En fatigue uniaxiale, le diagramme de Haigh permet de prendre en compte l'effet de contrainte moyenne, avec différents modèles (droites de Goodman et de Soderberg, parabole de Gerber, Smith-Watson-Topper, Morrow).

En fatigue multiaxiale, parmi les critères les plus courants on note ceux de [Crossland, 1956], [Sines, 1959] et [Dang Van *et al.*, 1987]. Ce dernier est le premier à être basé sur un changement d'échelle. Il possède cependant plusieurs limites, parmi lesquelles sa faible efficacité pour les fontes et certains aciers, et la nécessité de recourir à de nombreux essais sous chargements complexes pour en identifier les paramètres.

Ces critères servent notamment à définir un domaine de sécurité, mais ne permettent pas de prévision des durées de vie en dehors de ce domaine.

Parmi les modèles plus récents reconnus dans un contexte industriel, notons différents modèles basés sur des approches énergétiques, parmi lesquels [Papadopoulos, 1994, Palin-Luc et Lasserre, 1998, Charkaluk, 1999, Morel et Palin-Luc, 2002] ainsi que le modèle dit à deux échelles [Lemaitre et Doghri, 1994, Desmorat *et al.*, 2007] développé au LMT-Cachan. Ce dernier modèle permet une prévision de la durée vie pour un chargement donné, ce chargement pouvant être multiaxial et anisotherme, et prend en compte la contrainte moyenne et la dissymétrie traction/compression. Son identification est relativement simple, et différents travaux permettent d'envisager son utilisation pour des situations de plus en plus complexes, incluant la prise en compte d'un état initial non-standard, ainsi que la prise en compte d'aspects probabilistes.

Une très grande dispersion des résultats réels ou expérimentaux est souvent observée en fatigue, et s'explique par une hétérogénéité à la fois de la qualité des pièces ou éprouvettes (défauts liés au procédé, hétérogénéités microstructurales...), et parfois des chargements, montages... Ceci justifie l'utilisation d'un modèle probabiliste dans de nombreuses études [Yaacoub Agha, 1996, Chantier-De Lima, 2000, Doudard, 2004, Nguyen Thi Thu, 2008, Pessard *et al.*, 2009].

1.1 Compétition entre deux mécanismes de rupture

Les observations expérimentales faites par [Pessard *et al.*, 2009] et [Guillemot, 2010] sur la fatigue des aciers bainitiques usinés ont permis de mettre en évidence la compétition entre deux mécanismes pouvant conduire à la rupture du matériau.

Dans un premier temps, la limite d'endurance du matériau a été estimée par différentes méthodes expérimentales dites rapides (Locati et auto-échauffement), avec des éprouvettes usinées ou polies (voir FIG.4.1).

Pour ces deux méthodes rapides, une diminution de la limite d'endurance des éprouvettes usinées par rapport aux éprouvettes polies est observée. Cependant, cette diminution de la limite d'endurance n'est pas la même selon la méthode. En particulier, l'auto-échauffement tend à sous-estimer cette diminution par rapport à la méthode Locati.

Cette observation peut s'expliquer par le fait que le phénomène d'auto-échauffement est fortement lié au mécanisme de microplasticité, et est donc peu influencé par le mécanisme de microfissuration qui apparait en présence de défauts initiaux, comme ceux présents en surface des éprouvettes usinées.

Les observations au Microscope Électronique à Balayage des faciès de rupture d'éprouvettes de flexion rompues en fatigue présentées au CHAPITRE 2 vont dans le sens de ce constat, avec la prépondérance de facettes de pseudo-clivage pour des éprouvettes aux surfaces les plus lisses, et l'identification d'une zone d'amorçage proche des arrachements en surface pour les éprouvettes aux surfaces les plus dégradées.

Afin de prendre en compte cette compétition entre deux mécanismes, une approche simple est de les modéliser indépendamment et de les coupler, à condition d'utiliser

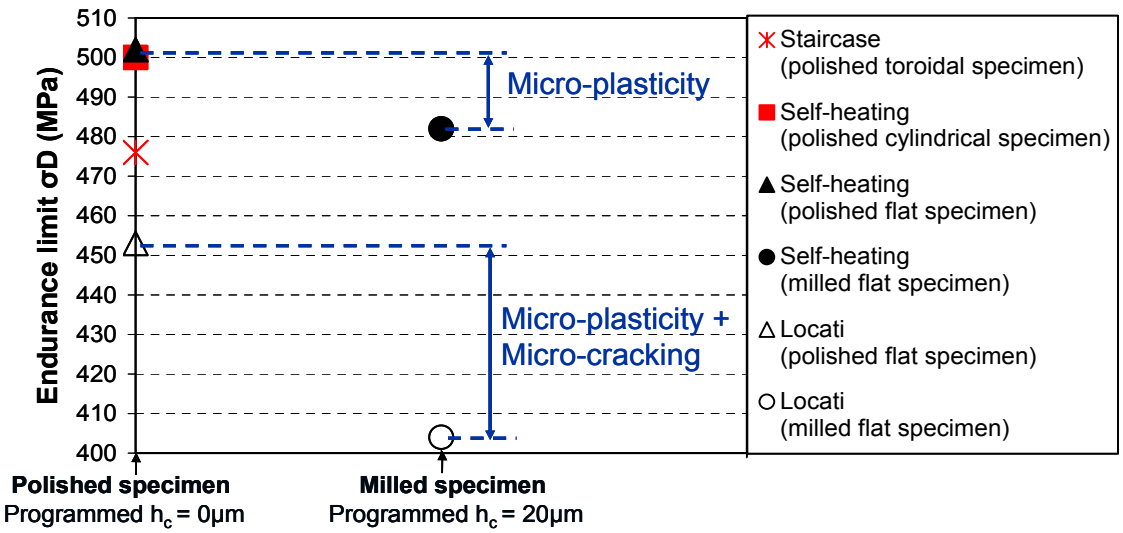


FIGURE 4.1: Estimations de la limite d'endurance à $R_\sigma = -1$ de l'acier 25MnCrSiVB6 poli ou usiné [Guillemot *et al.*, 2010, Pessard *et al.*, 2009]

des modèles probabilistes [Chantier-De Lima, 2000, Pessard *et al.*, 2009]. Ainsi, pour une structure présentant deux mécanismes de rupture associés aux probabilités de rupture $P_{F,1}$ et $P_{F,2}$, la probabilité de rupture P_F de la structure est obtenue par :

$$(1 - P_F) = (1 - P_{F,1})(1 - P_{F,2}) \tag{4.1}$$

1.2 Principe général de modélisation

Les considération générales faites précédemment sur la modélisation des phénomènes de fatigue, et les observations expérimentales présentées conduisent à proposer un principe général de modélisation (voir FIGURE 4.2).

Cette modélisation est basée sur les deux types de modèles évoqués — endommagement et rupture — et susceptible de prendre en compte l'intégrité de surface. Cette dernière se traduisant par des propriétés différentes en surface, en sous-surface, et au cœur du matériau, le modèle général propose une séparation de la structure en 3 zones, caractérisées chacune par une probabilité de rupture. La probabilité de rupture, ou de survie, de la structure sera déduite de ces probabilités locales :

$$1 - P_F = (1 - P_{F,coeur})(1 - P_{F,sous-surface})(1 - P_{F,surface,\mu p})(1 - P_{F,surface,\mu f}) \tag{4.2}$$

où $P_{F,surface,\mu p}$ et $P_{F,surface,\mu f}$ représentent les probabilités de rupture liées respectivement aux mécanismes de microplasticité et de microfissuration.

Il convient de noter que les probabilités de rupture à « cœur », en « sous-surface » et en « surface » doivent être calculées en prenant en compte les volumes effectifs très différents ainsi distingués.

La notion de volume effectif intégrant effets de volume et d'hétérogénéité des contraintes est précisée plus loin.

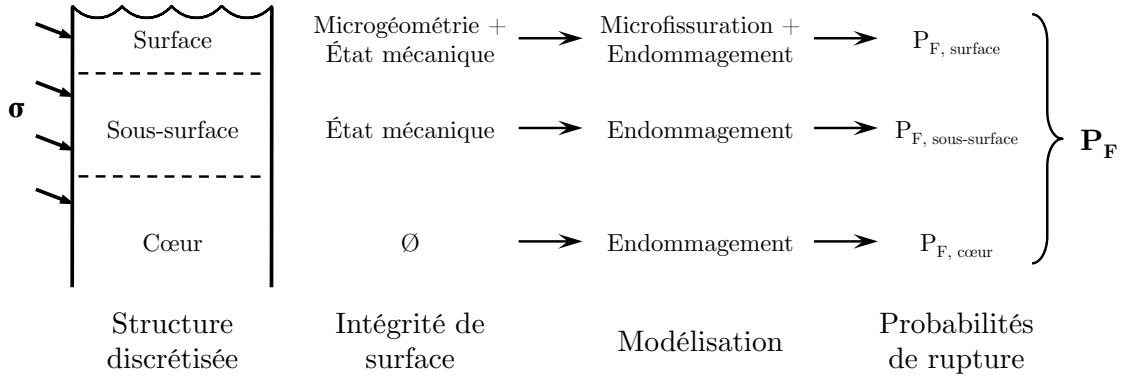


FIGURE 4.2: Principe général de modélisation

Afin de tenir compte du gradient de contrainte (tant nominale que résiduelle) en fonction de la profondeur, la sous-surface doit être divisée en plusieurs couches, associées à des niveaux de chargement différents.

Dans la suite de ce rapport, l'attention est portée sur le modèle d'endommagement à deux échelles associé au mécanisme de microplasticité. Nous verrons que ce modèle s'est montré suffisant pour prendre en compte les différents aspects de l'intégrité de surface, rendant facultatif le recours à une approche par la mécanique de la rupture.

Cette approche, qui vise à modéliser la propagation de fissures issues de défauts de surface induits par l'usinage, n'a pas été développée par rapport à des travaux déjà publiés [Guillemot, 2010, Souto-Lebel *et al.*, 2011]. Elle n'est pas détaillée ici, mais rappelée en ANNEXE F.

2 Modèle d'endommagement à deux échelles

La mécanique de l'endommagement s'intéresse principalement à la prévision de l'amorçage de fissures dans un matériau.

Nous nous proposons d'utiliser une approche basée sur le modèle d'endommagement à deux échelles proposé par [Lemaitre et Doghri, 1994], et régulièrement amélioré depuis [Lemaitre *et al.*, 1999, Desmorat *et al.*, 2007, Barbier *et al.*, 2008, Gaborit et Desmorat, 2013].

Dans un premier temps, le modèle est présenté sous sa forme habituelle, avec une approche déterministe. Les résultats expérimentaux qu'il est possible de modéliser ainsi, et les limites de cette approche pour notre application sont aussi présentées.

Dans un second temps, afin d'étudier les cas de flexion avec prise en compte d'un profil de contraintes résiduelles, nous utiliserons une approche probabiliste du modèle, inspirée de celle développée par [Mella *et al.*, 2014].

2.1 Principe du modèle

La fatigue à grand nombre de cycles se caractérisant le plus souvent par un comportement élastique à l'échelle des milieux continus (échelle mésoscopique), l'idée principale de ce modèle est de considérer la plasticité et l'endommagement à une échelle inférieure, dite microscopique [Lemaitre et Doghri, 1994, Lemaitre *et al.*, 1999]. La présence de défauts (inclusions, grains mal orientés, ...) est en effet à l'origine d'un comportement élastoplastique endommageable à cette échelle.

Le concept est ainsi de regrouper ces défauts au sein d'une inclusion faible (voir FIG.4.3), possédant les mêmes propriétés mécaniques que le reste du matériau, à l'exception de :

- une limite d'élasticité dite microscopique inférieure à la limite d'élasticité mésoscopique du matériau, et en pratique prise égale à la limite de fatigue asymptotique σ_f^∞),
- une évolution de la plasticité et de l'endommagement à l'échelle microscopique, alors que le matériau reste dans le domaine élastique (éventuellement en plasticité adaptée) à l'échelle mésoscopique.

En pratique, les contraintes et déformations à l'échelle mésoscopique sont issues d'un calcul de structures élastique, et celles à l'échelle microscopique sont calculées à partir des précédentes et d'une loi de localisation.

2.2 Description détaillée

Bien que le modèle ait été abondamment utilisé pour des chargements anisothermes, ce qui n'est pas le cas dans cette étude, les équations présentées ne tiennent donc pas compte de l'effet de la température.

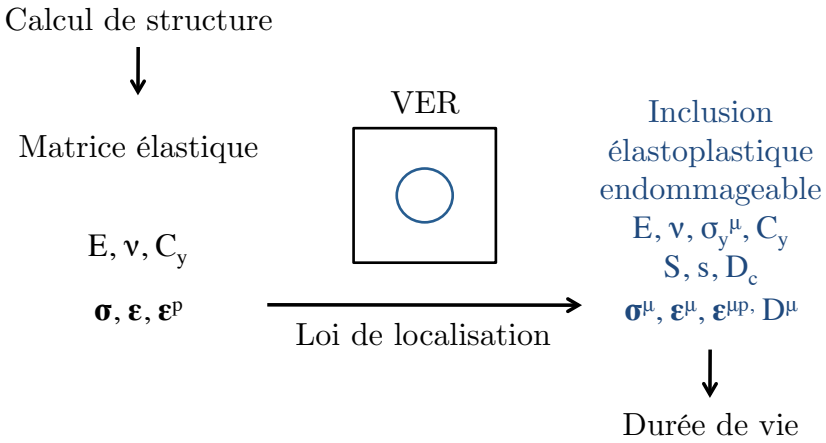


FIGURE 4.3: Schéma du principe du modèle d'endommagement incrémental à deux échelles

2.2.1 À l'échelle mésoscopique :

Les contraintes $\boldsymbol{\sigma}$ et déformations ϵ au sein du volume élémentaire représentatif sont liées par le comportement supposé élastique du matériau :

$$\epsilon^e = \frac{1+\nu}{E}\boldsymbol{\sigma} - \frac{\nu}{E}\operatorname{tr}\boldsymbol{\sigma}\,\mathbf{1} \tag{4.3}$$

où E et ν représentent le module d'Young et le coefficient de Poisson du matériau supposé élastique isotrope.

2.2.2 Lois de localisation :

Les grandeurs propres à l'inclusion sont notées avec un indice supérieur μ. Le passage à cette échelle « micro » est habituellement fait à l'aide d'une loi de localisation d'Eshelby-Kröner [Eshelby, 1957, Kröner, 1961] :

$$\tilde{\boldsymbol{\sigma}}^{\mu} = \boldsymbol{\sigma} - 2G(1-b)\left(\epsilon_0^{\mu p} - \epsilon_0^{p}\right) \tag{4.4}$$

$$G = \frac{E}{2(1+\nu)} \quad , \quad b = \frac{2}{15}\frac{4-5\nu}{1-\nu}, \tag{4.5}$$

et la contrainte effective :

$$\tilde{\boldsymbol{\sigma}}^{\mu} = \frac{\boldsymbol{\sigma}^{\mu}}{1-D^{\mu}} \tag{4.6}$$

Cependant, pour des déformations plastiques importantes telles que celles que l'on peut retrouver après usinage, cette loi a tendance à surestimer les contraintes au sein de l'inclusion. Afin de prendre en compte l'état mécanique du matériau

après usinage, [Mella *et al.*, 2014] proposent donc d'utiliser la loi de localisation de [Berveiller et Zaoui, 1978] lors de la phase d'initialisation du modèle :

$$\tilde{\boldsymbol{\sigma}}_0^{\mu} = \boldsymbol{\sigma}_0 - \frac{2G(1-b)}{1+\frac{3G}{2}\frac{(\varepsilon_0^p)_{\text{eq}}}{(\sigma_0)_{\text{eq}}}}\left(\boldsymbol{\epsilon}_0^{\mu p} - \boldsymbol{\epsilon}_0^p\right) \tag{4.7}$$

avec $(\bullet)_{\text{eq}}$ la contrainte équivalente au sens de Von Mises.

Après cette phase d'initialisation, c'est à dire en comportement cyclique, c'est à nouveau la loi d'Eshelby-Kröner qui est utilisée.

2.2.3 À l'échelle microscopique :

Les déformations et contraintes au sein de l'inclusion satisfont la loi de comportement élastoplastique endommageable de l'inclusion :

$$\boldsymbol{\epsilon}^{\mu} = \boldsymbol{\epsilon}^{\mu e} + \boldsymbol{\epsilon}^{\mu p} \tag{4.8}$$

$$\boldsymbol{\epsilon}^{\mu e} = \frac{1+\nu}{E}\tilde{\boldsymbol{\sigma}}^{\mu} - \frac{\nu}{E}\,\text{tr}\tilde{\boldsymbol{\sigma}}^{\mu}\,\mathbf{1} \tag{4.9}$$

Le critère de plasticité est le suivant :

$$f^{\mu} = (\tilde{\boldsymbol{\sigma}}^{\mu} - \boldsymbol{X}^{\mu})_{\text{eq}} - \sigma_y^{\mu} + k\,\text{tr}\,\tilde{\boldsymbol{\sigma}}^{\mu} \tag{4.10}$$

$$\dot{\boldsymbol{X}}^{\mu} = \frac{2}{3}C_y\,\dot{\boldsymbol{\epsilon}}^{\mu p}(1-D^{\mu}) \tag{4.11}$$

$$\dot{\boldsymbol{\epsilon}}^{\mu p} = \frac{3}{2}\frac{\tilde{\boldsymbol{\sigma}}^{\mu D} - \boldsymbol{X}^{\mu}}{(\tilde{\boldsymbol{\sigma}}^{\mu} - \boldsymbol{X}^{\mu})_{\text{eq}}}\dot{p}^{\mu} \tag{4.12}$$

où C_y désigne le paramètre d'écrouissage cinématique linéaire de Prager, et k le paramètre de Drücker-Prager qui permet de tenir compte de l'effet de contrainte moyenne [Barbier *et al.*, 2008]. La prise en compte de cet effet est particulièrement importante pour l'introduction des contraintes résiduelles.

La limite d'élasticité à l'échelle microscopique σ_y^{μ} est prise égale à la limite asymptotique en fatigue du matériau σ_f^{∞}.

L'endommagement D^{μ} au sein de l'inclusion suit la loi de Lemaitre :

$$\dot{D}^{\mu} = \left(\frac{Y^{\mu}}{S}\right)^{s}\dot{p}^{\mu} \tag{4.13}$$

où S et s sont des paramètres matériau et où le taux de restitution d'énergie élastique Y^{μ} est défini par :

$$Y^{\mu} = \frac{\left(\tilde{\sigma}^{\mu}_{\text{eq}}\right)^2}{2E}\left(\frac{2}{3}(1+\nu)+\frac{1}{3}(1-2\nu)\left\langle\frac{\text{tr}\,\sigma^{\mu}}{\sigma^{\mu}_{\text{eq}}}\right\rangle\right) \tag{4.14}$$

L'évolution de l'endommagement peut éventuellement être conditionnée par le dépassement d'un seuil, exprimé en déformation plastique cumulée ($p^{\mu} > p^{\mu}_{D}$) ou en densité d'énergie stockée ($w^{\mu}_{s} > w^{\mu}_{D}$).

Enfin, lorsque l'endommagement atteint une valeur critique D_c, il y a rupture du matériau.

2.3 Identification des paramètres

Les paramètres caractérisant le comportement élastoplastique du matériau (module d'Young E, coefficient de Poisson ν, paramètre d'écrouissage cinématique linéaire C_y) sont déterminés à partir des essais de traction monotones ou cycliques présentés en INTRODUCTION. Ils sont donnés dans le TAB.4.1.

E	ν	C_y
190 GPa	0,3	50 GPa

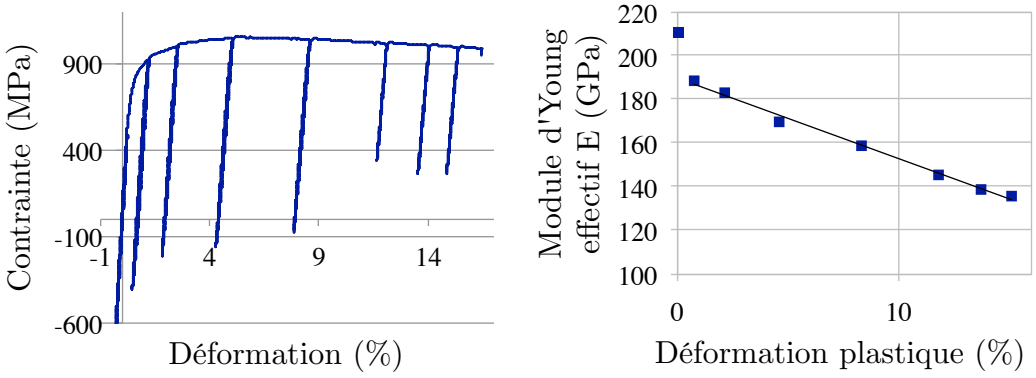
TABLE 4.1: Paramètres caractérisant le comportement élastoplastique de l'acier 50CrMo4

Les paramètres caractérisant son comportement en fatigue (la limite asymptotique en fatigue σ^{∞}_{f}, le paramètre de Drücker-Prager k et les paramètres d'endommagement S et s) sont tirés directement de la campagne de fatigue présentée au CHAPITRE 2. Leur identification à partir de la courbe de fatigue des éprouvettes polies est détaillée plus loin.

Un essai de traction monotone avec paliers de charge-décharge (voir FIG.4.4(a)) permet de tracer l'évolution du module d'Young en fonction de la déformation plastique (voir FIG.4.4(b)).

Une première chute très rapide de E de 210 à 190 MPa peut être expliquée par la stabilisation de le microstructure bainitique du matériau. Au delà, l'évolution du module d'Young donne deux indications :

- Une décroissance progressive semble démarrer dès le début de la plastification, ce qui suggère que le seuil d'endommagement initial p^{μ}_{D} (ou w^{μ}_{D}) est nul.
- Lors de la rupture finale du matériau, le module d'Young a chuté à environ 70% de sa valeur initiale, ce qui correspond à un endommagement critique $D_c = 0,3$, valeur couramment retenue pour les aciers.



(a) Essai de traction (b) Chute du module d'Young

FIGURE 4.4: Évolution du module d'Young au cours d'un essai de traction monotone à rupture [Souto-Lebel, 2010]

2.4 Application aux éprouvettes de flexion

Le modèle est initialement construit comme déterministe, dans le sens où il donne, pour un historique de chargement donné, un nombre de cycles à rupture. Si les paramètres du modèle ont été identifiés sur une courbe de fatigue classique, correspondant à une probabilité de rupture de 50%, le nombre de cycles à rupture calculé correspond à la même probabilité de rupture de 50%.

Pour tracer une courbe de fatigue complète, il est nécessaire de répéter le calcul pour plusieurs niveaux de chargement.

2.4.1 Identification sur éprouvettes polies

Les résultats de la campagne de fatigue en flexion sur éprouvettes polies du CHAPITRE 2 permettent d'identifier la limite de fatigue 2.10^6 cycles, en flexion et pour un rapport de charge de $0,1$. Avec le modèle de Stromeyer, cette limite est de 753 MPa.

Les essais de la campagne de fatigue ont tous été réalisés avec le même rapport de charge. Cependant, la présence de contraintes résiduelles, différentes selon les séries et superposées au chargement nominal, introduit un effet de contrainte moyenne. Cet effet est classiquement représenté dans un diagramme de Haigh, qui représente le domaine d'endurance en termes d'amplitude de contrainte σ_a et de contrainte moyenne $\overline{\sigma}$ (voir FIG.4.5).

Les travaux de [Barbier *et al.*, 2008] introduisent cet effet de contrainte moyenne dans le modèle à deux échelles, à l'aide du paramètre de Drücker-Prager k, défini comme le rapport de la limite de fatigue à $R_\sigma = -1$, notée σ_f^∞, sur la contrainte ultime (formule de Goodman) :

$$k = \frac{\sigma_f^\infty}{\sigma_u} \tag{4.15}$$

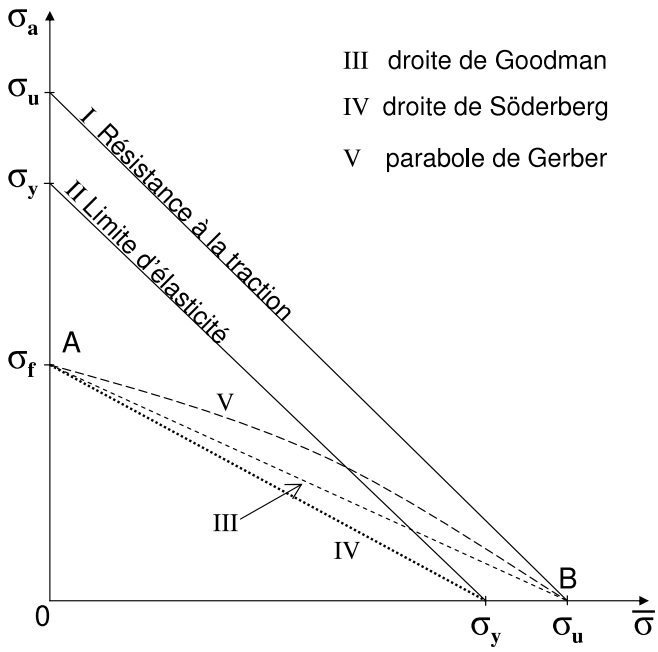


FIGURE 4.5: Représentation classique d'un diagramme de Haigh [**?**]

Dans ces conditions, c'est la limite de fatigue à $R_\sigma = -1$ qui doit être retenue comme paramètre du modèle. Elle peut être déterminée à partir de la limite pour un rapport R donné, exprimée en contrainte maximale, et notée $\sigma^\infty_{\max}$, par la relation :

$$\sigma^\infty_f = \frac{1}{2}\sigma^\infty_{\max}\left[(1-R_\sigma)+k\,(1+R_\sigma)\right] \tag{4.16}$$

En introduisant l'expression de Goodman dans cette équation, elle devient :

$$\sigma^\infty_f = \frac{0,5\,\sigma^\infty_{\max}(1-R_\sigma)\,\sigma_u}{\sigma_u-(1+R_\sigma)\,0,5\,\sigma^\infty_{\max}} \tag{4.17}$$

La limite de fatigue de référence ainsi identifiée, correspondant à un rapport de charge $R_\sigma = -1$ est donc :

$$\sigma^\infty_f = 561 \text{ MPa} \tag{4.18}$$

Les paramètres S et s sont ensuite identifiés de manière à retrouver par le calcul la courbe expérimentale (modèle de Stromeyer). En pratique, le paramètre s, qui est relié à l'incurvation de la courbe de fatigue, est généralement proche de 1 ; c'est la valeur qui a été retenue. Le paramètre de résistance à l'endommagement S tend à décaler horizontalement la courbe de fatigue. La valeur identifiée est de 700 MPa. La courbe de fatigue ainsi obtenue est donnée en FIG.4.6.

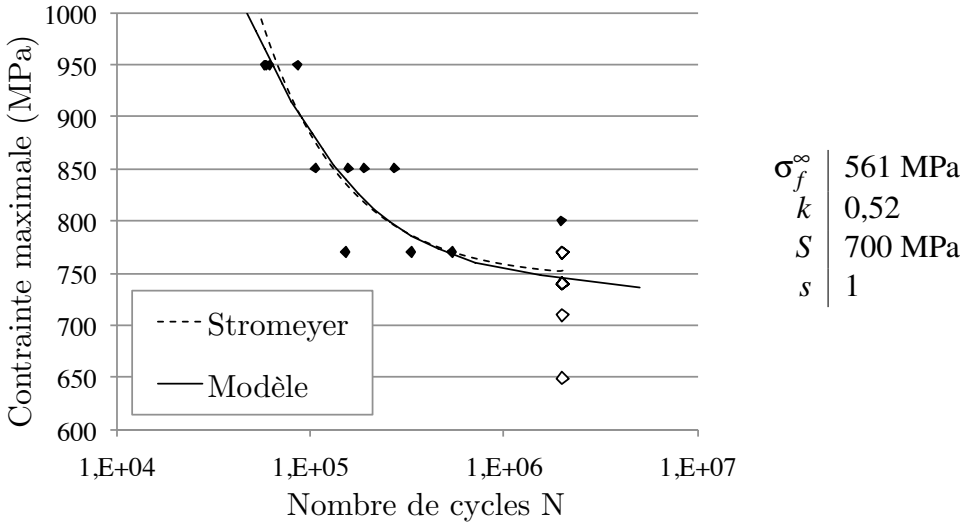


FIGURE 4.6: Identification des paramètres de fatigue du modèle à deux échelles sur la série d'éprouvettes polies (C4)

2.4.2 Prise en compte de la microgéométrie

Après identification des paramètres du modèle sur la courbe de référence des éprouvettes polies, l'objectif est dans un premier temps de modéliser le comportement des éprouvettes sans contraintes résiduelles, c'est à dire celles ayant subi un traitement thermique (séries C2, C3, C6 et C7).

Pour cela, il est proposé d'utiliser un facteur de concentration de contrainte en fatigue, déterminé directement à partir des résultats expérimentaux et égal au rapport des limites de fatigue exprimées en contrainte maximale :

$$K_f(\mathrm{C}i) = \frac{\sigma_{\max}^{\infty}(\mathrm{C}i)}{\sigma_{\max}^{\infty}(\mathrm{C4})} \tag{4.19}$$

Une fois ce facteur de concentration de contrainte en fatigue obtenu pour chaque cas, la limite de fatigue à $R_\sigma = -1$ est recalculée pour chaque série afin d'être introduite dans le modèle comme la limite d'élasticité à l'échelle microscopique (voir TAB.4.2).

Série	$\sigma_{\max}^{\infty}$	K_f	$\sigma_y^\mu = \sigma_f^\infty$
C4	753	1	561
C2	654	1,18	546
C3	670	1,11	554
C6	701	1,06	592
C7	662	1,12	618

TABLE 4.2: Limites de fatigue corrigées par un facteur de concentration de contrainte

Les courbes de fatigue des séries C2, C3, C6 et C7, obtenues avec cet abattement de la limite de fatigue, sont présentées en FIG.4.7. Les courbes expérimentales correspondantes (Stromeyer) sont rappelées en pointillés.

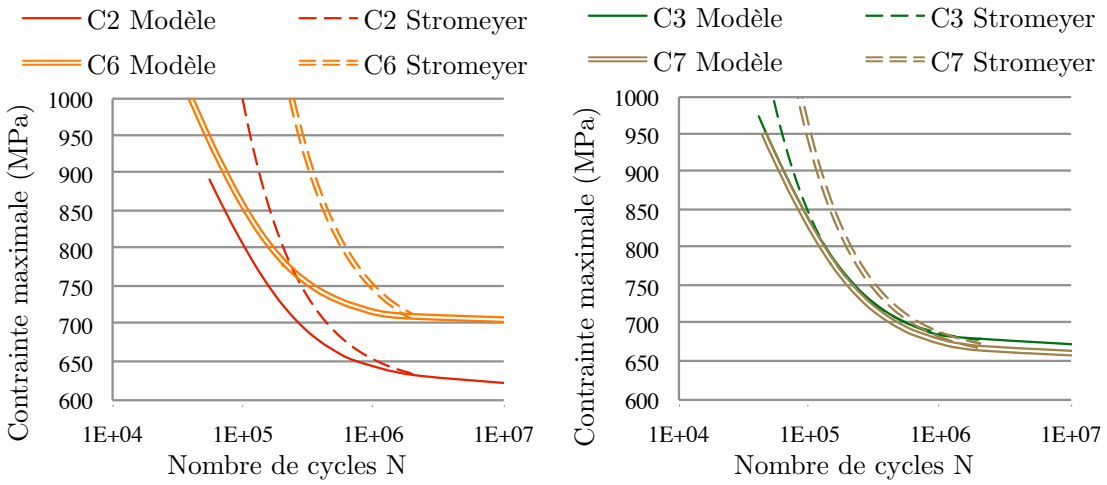


FIGURE 4.7: Courbes de fatigue obtenues avec prise en compte d'un facteur de concentration de contrainte en fatigue

Sur ces courbes, on constate que si le comportement asymptotique est bien représentée par le modèle pour chaque série, le comportement modélisé pour les niveaux de chargement plus élevés tend à être beaucoup trop conservatif.

Ces durées de vie aux contraintes plus élevées, parfois significativement plus longues que celles des éprouvettes polies, ne peut être expliqué par l'effet de la microgéométrie. Il semble qu'un effet de l'usinage sur l'état mécanique persiste malgré l'atténuation des contraintes résiduelles par traitement thermique.

Dans le modèle à deux échelles, cet effet est très bien représenté par le seuil d'endommagement, qui pourrait correspondre à une résistance à l'endommagement induite par l'écrouissage important laissé par l'usinage en sous-surface.

Ce seuil d'endommagement sera introduit plus tard dans ce chapitre.

En utilisant l'expression du facteur de concentration de contrainte en fatigue K_f proposée au CHAPITRE 2, il est possible d'obtenir ces courbes uniquement à partir des données identifiées pour les éprouvettes polies et des paramètres de rugosité surfaciques de chaque série.

2.4.3 Limites du modèle

L'approche utilisée jusqu'ici est à la fois déterministe et très macroscopique, puisque le modèle est identifié par rapport à la contrainte maximale en flexion. En toute rigueur, le modèle représente donc un volume soumis uniformément à cette contrainte maximale.

La comparaison entre les courbes reste possible dans la mesure où elles correspondent toutes à une géométrie et un type de chargement identiques. Il est même envisageable de se ramener à des géométries et types de chargement différents en utilisant les notions de volume effectif et de facteur d'hétérogénéité des contraintes décrites ci-après.

Cependant, l'approche atteint certaines limites :
- Tout d'abord, puisque le comportement à chaque profondeur n'est pas modélisé, il est impossible de prendre en compte un gradient de propriétés mécaniques (contraintes résiduelles, déformations plasiques initiales, mais aussi seuil d'endommagement).
- D'autre part, il est difficile de coupler ce modèle avec un autre, pouvant représenter un autre mécanisme d'endommagement.

Dans la suite de ce chapitre, nous verrons comment éviter ces difficultés.

3 Approche probabiliste du modèle à deux échelles

Les précédentes versions du modèle à deux échelles proposaient une approche probabiliste, reposant sur une répétition du calcul pour différentes limites de fatigue, ces limites de fatigue étant associées à une probabilité. Il était alors possible de tracer les courbes de fatigue correspondant à une probabilité de rupture donnée, ou de déterminer la probabilité de rupture pour un chargement et un nombre de cycles donné.

[Mella *et al.*, 2014] utilisent ce principe pour calculer les probabilités de rupture à différentes profondeurs, et, par multiplication des probabilités de survie, déterminer la probabilité de rupture d'une structure. L'intérêt est double : tout d'abord, pouvoir prendre en compte l'état mécanique initial, qui dépend de la profondeur ; et d'autre part, toujours par multiplication des probabilités de survie, coupler ce modèle d'endommagement à un autre, par exemple de microfissuration, afin de rendre compte de différents mécanismes de rupture. C'est l'approche présentée dans la suite de ce chapitre.

3.1 Principe et identification

La principale hypothèse de l'approche probabiliste est que la limite d'élasticité à l'échelle microscopique $\sigma_y^\mu = \sigma_f^\infty$ suit une distribution de type loi normale. La limite de fatigue moyenne $\overline{\sigma_f^\infty} = 477$ MPa est celle identifiée expérimentalement sur éprouvettes polies en traction à $R_\sigma = -1$ par [Pessard *et al.*, 2009]. Nous faisons en effet l'approximation que chaque couche modélisée est sollicitée de manière homogène en traction.

En revanche, l'écart type $\overline{\overline{\sigma_f^\infty}} = 37$ MPa est celui issu du dépouillement de la série en flexion C4 par le modèle de Stromeyer.

La durée de vie en fonction de la contrainte maximale est calculée pour un tirage de

limites de fatigue σ_f^i associées à une probabilité :

$$P^i = \frac{1}{\overline{\overline{\sigma_f^\infty}}\sqrt{2\pi}} \exp\left(-\frac{1}{2}\left(\frac{\sigma_f^i - \overline{\sigma_f^\infty}}{\overline{\overline{\sigma_f^\infty}}}\right)^2\right) \tag{4.20}$$

La probabilité cumulée que la limite de fatigue réelle soit inférieure à une valeur donnée, c'est à dire la probabilité de rupture, est alors égale à :

$$P_F^i = \frac{1}{2}\left(1 + \mathrm{erf}\frac{\sigma_f^i - \overline{\sigma_f^\infty}}{\sqrt{2}\,\overline{\overline{\sigma_f^\infty}}}\right) \tag{4.21}$$

Par construction du modèle, une simple baisse de la limite de fatigue décale la courbe de fatigue vers le bas au niveau de l'asymptote, mais a tendance à la décaler vers la droite à haut niveau de contrainte. Pour obtenir un comportement cohérent, il est nécessaire que le paramètre de résistance à l'endommagement S suive également une distribution probabiliste.

Ainsi, pour une limite de fatigue σ_f^i donnée, le paramètre S est calculé par la relation suivante :

$$S^i = \overline{S} + \left(\sigma_f^i - \overline{\sigma_f^\infty}\right)\frac{\overline{\overline{S}}}{\overline{\overline{\sigma_f^\infty}}} \tag{4.22}$$

La valeur moyenne $\overline{S} = 700$ MPa est celle identifiée précédemment avec l'approche déterministe. L'écart type associé $\overline{\overline{S}} = 30$ MPa a été choisi plus ou moins arbitrairement proche de $\overline{\overline{\sigma_f^\infty}}$.

Le paramètre de Drücker-Prager doit également être recalculé pour chaque limite de fatigue :

$$k^i = \frac{\sigma_f^i}{\sigma_u} \tag{4.23}$$

Le modèle donne ainsi un nombre de cycles à rupture N pour différentes probabilités de rupture P_F^i et différents niveaux de chargement $\sigma_{\max}$, ce qui peut être inversé numériquement pour obtenir la probabilité de rupture associée à un nombre de cycles et un niveau de chargement.

En considérant que l'éprouvette est constituée de n « couches » de profondeur z^j et d'épaisseur h^j, et en répétant le calcul pour chacune de ces couches, il est possible de déterminer la probabilité de rupture de l'éprouvette en fonction d'un nombre de cycles et d'un niveau de chargement :

$$P_F(N, \sigma_{\max}) = 1 - \prod_{j=1}^{n}\left(1 - P_F^j(N, \sigma_{\max})\right)^{V_{eff}^j / V_{eff}^0} \tag{4.24}$$

avec le volume effectif de l'éprouvette :

$$V_{eff}^{0} = h \cdot l \cdot L_h \tag{4.25}$$

et le volume effectif d'une couche :

$$V_{eff}^{j} = V^{j} \frac{\sigma^{j}}{\max \sigma^{j}} = h^{j} \cdot l \cdot L_h \frac{\sigma^{j}}{\max \sigma^{j}} \tag{4.26}$$

Il est alors possible de tracer les courbes de fatigue $\sigma_{\max}(N)$ correspondant à une probabilité de rupture donnée. Le résultat obtenu pour la série d'éprouvettes polies est donné en FIG.4.8.

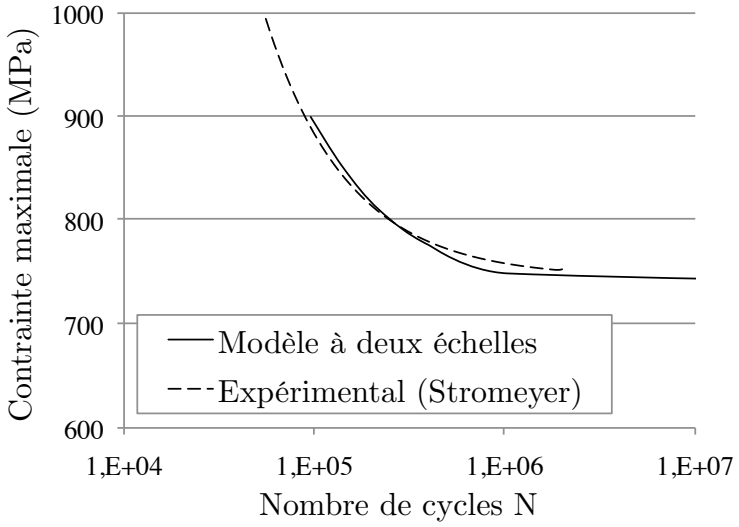


FIGURE 4.8: Courbe de fatigue de la série d'éprouvettes polies (C4) obtenue par approche probabiliste

3.2 Prise en compte de la microgéométrie

Trois approches susceptibles d'être utilisées avec le modèle présenté jusqu'ici ont été envisagées pour rendre compte de l'effet de la microgéométrie sur le comportement en fatigue.

3.2.1 Par la mécanique de la rupture

Il s'agit de l'approche probabiliste proposée par [Guillemot, 2010], visant à prendre en compte une distribution statistique de tailles de défauts dans un modèle basé sur la mécanique élastique linéaire de la rupture.

Ce modèle, tel qu'il a été présenté par [Souto-Lebel *et al.*, 2011], est donné en ANNEXE F, et semble ne s'appliquer qu'au cas où les défauts géométriques de surface sont importants.

3.2.2 Par un endommagement initial

Les arrachements pourraient être représentés dans le modèle à deux échelles par un endommagement initial D_0, propre à la couche en surface. Cet endommagement initial pourrait éventuellement suivre une répartition probabiliste, identifiée à partir d'une distribution des profondeurs de défauts mesurées telle que celle montrée au CHAPITRE 1 (voir FIG.1.7).

Tous les mécanismes seraient alors pris en compte par le seul modèle à deux échelles, sans avoir recours au modèle de microfissuration. La difficulté principale porte sur le passage d'une répartition de tailles de défauts, directement mesurable, à une variable globale D_0.

3.2.3 Par une concentration de contrainte

L'utilisation d'un facteur de contrainte en fatigue K_f a donné des résultats intéressants avec l'approche déterministe présentée précédemment, et ce facteur présente l'avantage de pouvoir être déterminé par des résultats expérimentaux.

Dans une approche probabiliste, avec une modélisation successive des différentes couches de l'éprouvette, seule la couche en surface est supposée être affectée par la microgéométrie. Le facteur de concentration de contrainte en fatigue n'est donc appliqué que pour cette couche.

La FIG.4.9 présente les courbes obtenues pour les différentes séries d'éprouvettes supposées sans contraintes résiduelles.

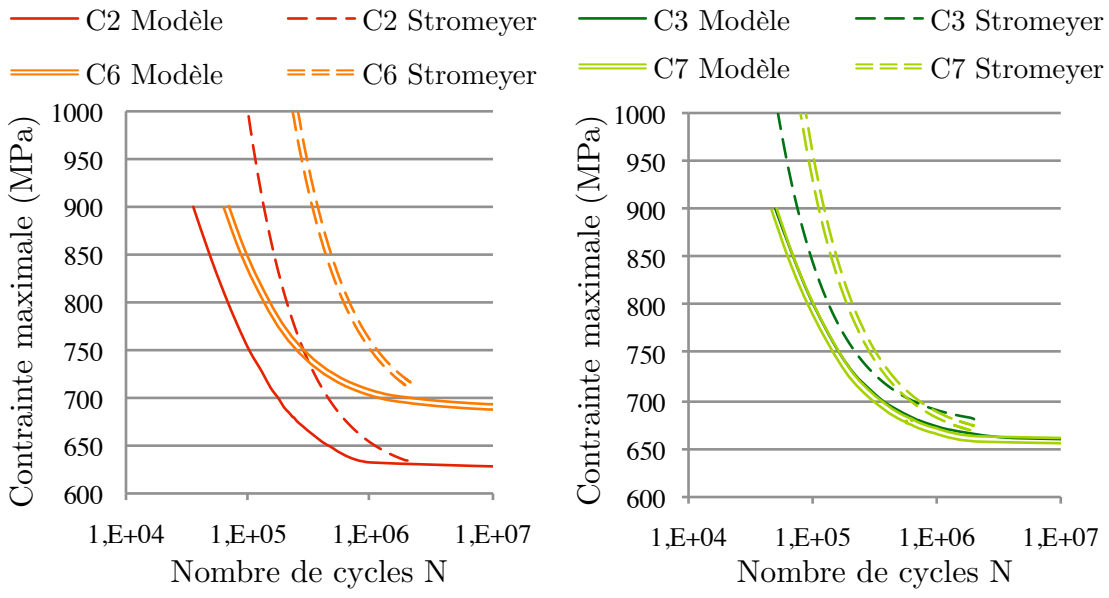


FIGURE 4.9: Courbes de fatigue obtenues avec prise en compte d'une concentration de contraintes

3.3 Prise en compte des contraintes résiduelles

La littérature montre qu'il est généralement suffisant de superposer les contraintes résiduelles aux contraintes de service. Il y a donc deux possibilités :

– les intégrer directement au calcul de structure en amont du calcul de durée de vie,
– les ajouter au chargement nominal.

La première solution semble à privilégier dans un contexte industriel. Elle pose cependant le problème de la définition et de l'introduction dans un calcul de structure d'un champ de contraintes statiquement admissible.

Dans notre étude, limitée à un cas de flexion, le chargement est calculé analytiquement, et c'est donc la deuxième option qui est choisie.

3.3.1 Relaxation des contraintes résiduelles

Dans les travaux de [Guillemot, 2010], la relaxation des contraintes résiduelles sous chargement cyclique a été évaluée, dans des conditions similaires à celles des essais de flexion de la campagne de fatigue. Pour une éprouvette de la série C1, cette relaxation est illustrée par la FIG.4.10. La contrainte nominale de chargement utilisée est de 700 MPa, soit légèrement supérieure à la limite de fatigue estimée. Ceci correspond à une déformation plastique maximale très faible, inférieure à 0,1%.

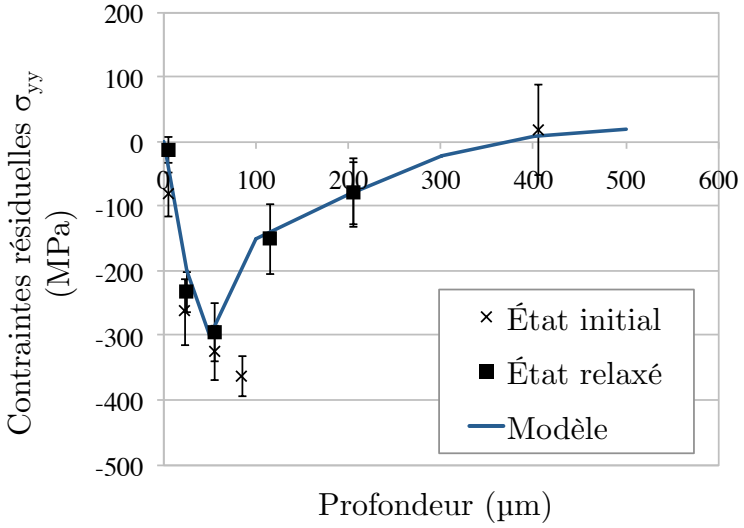


FIGURE 4.10: Profils de contraintes résiduelles mesurés avant et après relaxation par chargement cyclique [Guillemot, 2010], et profil introduit dans le modèle à deux échelles

Les contraintes représentées dans cette courbe correspondent à des mesures faites après 100 000 cycles, mais ces valeurs atténuées sont déjà atteintes entre 1 000 et 10 000 cycles. Il nous a donc paru pertinent d'utiliser ce profil stabilisé pour définir les contraintes résiduelles introduites dans le modèle à deux échelles.

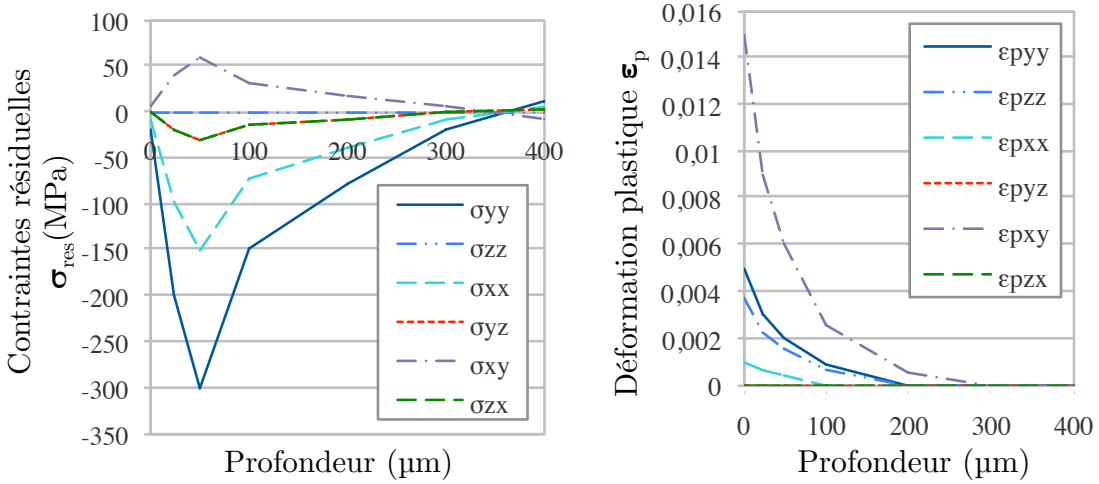
Ces résultats sont à confronter à ceux décrits au CHAPITRE 1, paragraphe 3.3 (« effacement » de la contrainte résiduelle pour une déformation plastique de l'ordre de 1%). Il apparait que pour ce matériau, la relaxation des contraintes résiduelles est relativement faible sous chargement cyclique tant que la déformation ne dépasse pas 0,1%, alors qu'un chargement monotone dépassant la limite d'élasticité conduit très rapidement à une redistribution significative des contraintes.

3.3.2 État mécanique introduit dans le modèle

La composante la plus élevée σ_{yy} est supposée correspondre au profil stabilisé donné en FIG.4.10. Faute de mesures disponibles, les autres composantes ont été estimées de façon à rester représentatif des tenseurs complets identifiés avant relaxation. Les composantes principale σ_{xx}, de cisaillement σ_{xy} d'une part, et σ_{xz} et σ_{yz} d'autre part, sont donc supposées égales respectivement à la moitié, à un tiers et à un dixième de la composante σ_{yy}. Les profils correspondants sont donnés dans la FIG.4.11(a).

Pour les éprouvettes de la série C5, obtenues avec une direction d'usinage perpendiculaire à celle de la série C1, le tenseur est obtenu simplement en inversant les composantes σ_{yy} et σ_{xx} (les cisaillements σ_{xz} et σ_{yz} sont égaux).

Enfin, un tenseur de déformation plastique représentatif de la déformation plastique obtenue par approche hybride est également introduit (voir FIG.4.11(b)).



(a) Composantes du tenseur de contraintes résiduelles

(b) Composantes du tenseur de déformation plastique initiale

FIGURE 4.11: État mécanique initial introduit dans le modèle (série C1)

3.3.3 Résultats

L'approche probabiliste du modèle est appliquée aux séries C1 et C5, en superposant pour chaque couche un état de contraintes résiduelles et de déformation plastique au chargement nominal, et en appliquant un facteur de concentration de contrainte en fatigue.

Les courbes obtenues sont présentées en FIG.4.12.

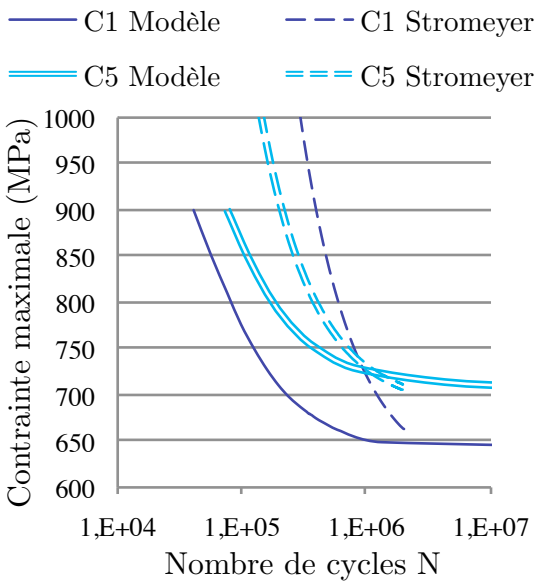


FIGURE 4.12: Courbes de fatigue obtenues avec prise en compte de l'état mécanique local

3.4 Introduction d'un seuil d'endommagement en plasticité

Les résultats présentés jusqu'ici pour les différentes séries d'éprouvettes (avec effet de la microgéométrie seule, ou avec effet de la microgéométrie et de l'état mécanique) permettent une relativement bonne modélisation du comportement asymptotique, mais montrent une insuffisance du modèle à rendre compte de l'effet positif de l'usinage à hauts niveaux de contraintes.

L'introduction des contraintes résiduelles tend à décaler la courbe verticalement, et une déformation plastique initiale tend à réduire les durées de vie calculées.

Le seul paramètre du modèle qui semble permettre de modéliser cet effet est le seuil d'endommagement. Dans le modèle, l'évolution de l'endommagement ne démarre qu'à partir du moment ou ce seuil (défini en plasticité ou en énergie de dissipation) est dépassé.

Pour toutes les simulations présentées ci-dessus, ce seuil est considéré nul. L'allure des courbes de fatigue semble indiquer que ce n'est pas le cas pour les éprouvettes usinées.

Physiquement, ce seuil variable peut s'interpréter comme un effet de l'usinage sur la microstructure et donc sur l'amorçage de micro-défauts.

Un seuil en plasticité p_D^μ a donc été introduit pour améliorer les résultats précédents. En l'absence d'une méthode pour l'identifier, des valeurs arbitraires ont été choisies, en suivant quelques règles :

- le seuil est considéré identique pour un même cas d'usinage (C3 et C7 par exemple),
- dans un premier temps, il est considéré qu'il n'est pas affecté par le traitement thermique (donc identique pour C1, C2, C5 et C6),
- il dépend de la profondeur, avec une profondeur affectée et un gradient proches de la déformation plastique initiale (voir FIG.4.11(b)) ; cette profondeur affectée est du même ordre que celle de la largeur de corde,
- les valeurs sont sensiblement plus élevées pour le cas d'usinage « agressif ».

Suivant ces critères, les gradients de seuil utilisés sont présentés en FIG.4.13. Aucun seuil n'est introduit pour les éprouvettes polies.

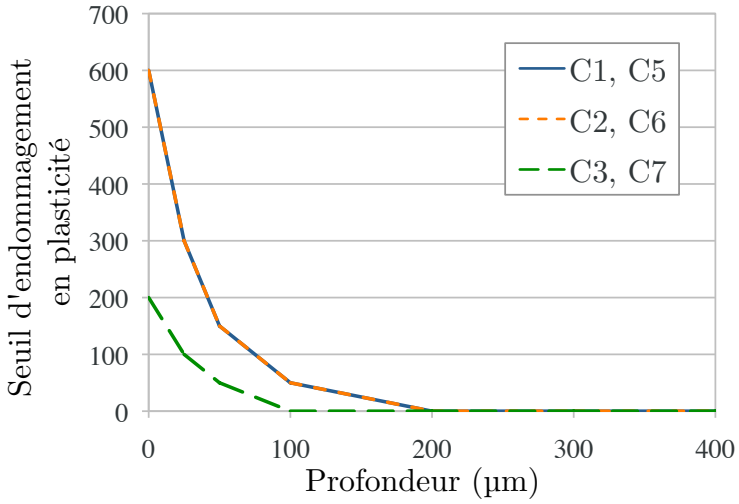


FIGURE 4.13: Gradient de seuil d'endommagement en plasticité introduit dans le modèle

Les courbes de fatigue obtenues après introduction de ce seuil d'endommagement en plasticité sont présentées dans les FIG.4.14 (éprouvettes sans contraintes résiduelles) et 4.15 (avec contraintes résiduelles).

L'utilisation du modèle avec prise en compte de ce seuil d'endommagement semble permettre une modélisation de l'ensemble de la courbe de fatigue, plus ou moins bonne selon les cas.

Ceci semble tout d'abord montrer que l'état initialement non-standard induit par l'usinage n'est pas complètement affecté par un traitement thermique, malgré l'atténuation significative des contraintes résiduelles.

En comparant les courbes des séries C1/5 et C2/6, obtenues par le modèle avec un seuil d'endommagement identique, on constate même que le traitement thermique modifie assez peu cet effet.

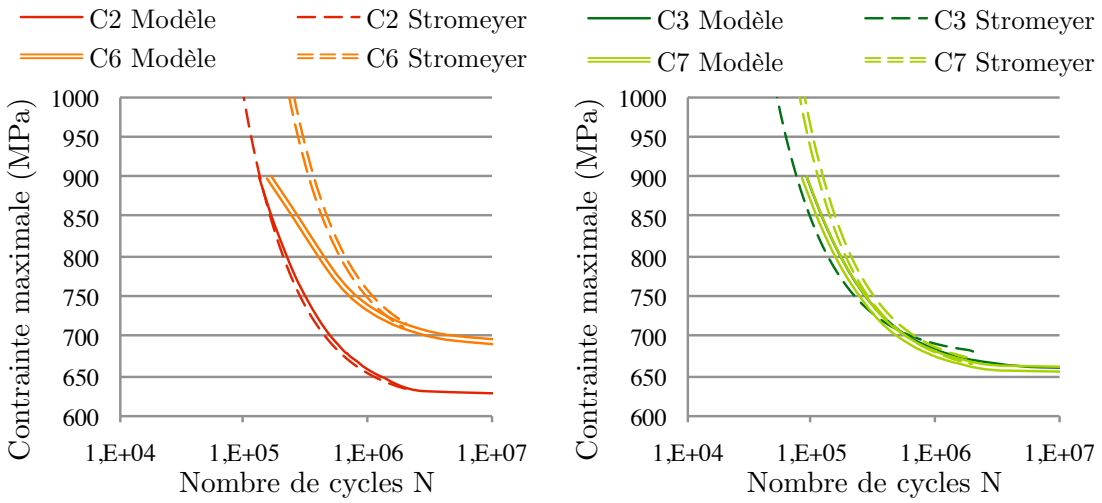


FIGURE 4.14: Courbes de fatigue obtenues avec introduction d'un seuil d'endommagement (contraintes résiduelles atténuées)

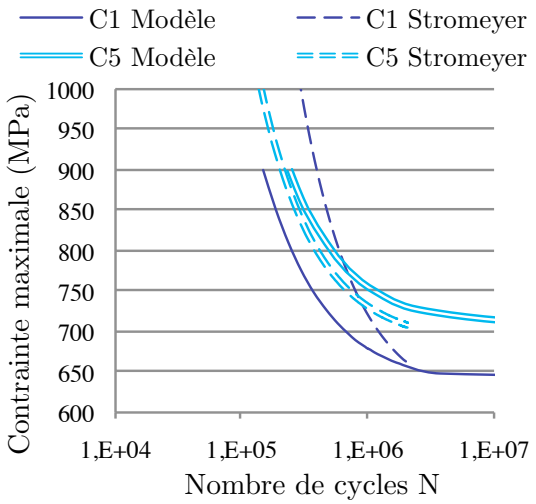


FIGURE 4.15: Courbes de fatigue obtenues avec introduction d'un seuil d'endommagement (contraintes résiduelles non atténuées)

4 Conclusion du chapitre 4

Nous avons présenté dans ce chapitre un modèle de prévision du comportement en fatigue par la mécanique de l'endommagement. Dans son approche la plus simple, ce modèle permet de reproduire le comportement moyen d'une série d'éprouvettes de flexion polies. En intégrant un facteur de concentration de contrainte en fatigue, le comportement asymptotique d'éprouvettes usinées et sans contraintes résiduelles peut également être reproduit. Grâce à l'expression proposée pour ce facteur en fonction des paramètres de rugosité surfacique, cela peut être fait en connaissant uniquement les résultats en fatigue des éprouvettes polies.

Afin de permettre la prise en compte de l'état mécanique induit par usinage, une approche probabiliste du modèle a été présentée. Pour les éprouvettes de flexion, polies ou usinées, avec état mécanique atténué par traitement thermique, cette approche probabiliste permet d'obtenir des résultats proches de ceux obtenus par l'approche déterministe précédente. Dans ce cas, le modèle peut être identifié à partir d'essais de fatigue en traction.

De plus, l'introduction d'un état mécanique représentatif de celui obtenu par usinage (contraintes résiduelles et écrouissage) permet une fois encore une relativement bonne modélisation du comportement asymptotique.

En dehors du cas particulier des éprouvettes polies, servant de base à l'identification du modèle d'endommagement, les premières approches se sont cependant révélées insuffisantes pour modéliser l'allongement des durées de vie à hauts niveaux de contraintes que semble provoquer l'usinage.

Pour cela, un seuil d'endommagement en plasticité a été introduit dans le modèle, rendant compte d'une résistance à l'endommagement dans les zones affectées mécaniquement (et microstructurellement ?) par le procédé. L'utilisation de ce seuil a montré une très bonne aptitude du modèle à reproduire correctement le comportement en fatigue pour les différents cas étudiés. Malheureusement, aucune méthode ne permet pour l'instant d'en identifier précisément la valeur.

Les résultats obtenus, et notamment l'apport du facteur de concentration de contrainte en fatigue, semblent indiquer que l'utilisation d'une modélisation différente pour l'endommagement en surface, telle que celle présentée en ANNEXE F, n'est pas nécessaire.

Plusieurs perspectives d'amélioration du modèle à deux échelles sont envisageables :
- la prise en compte dans le modèle à deux échelles de la localisation en surface de certains défauts, avec une approche de type [Sauzay, 2000],
- l'amélioration de la modélisation à haut niveau de contrainte, par couplage avec un modèle d'endommagement de type Lemaitre « à une échelle », telle que celle envisagée par [Gaborit et Desmorat, 2013],
- la prise en compte de l'endommagement dans la loi de localisation d'Eshelby-Kröner, par exemple avec la loi modifiée par [Seyedi *et al.*, 2004].

Enfin, il convient de noter qu'un aspect important du comportement en fatigue n'a pas été traité dans cette étude : celui de la dispersion.

Les courbes de fatigue présentées dans ce chapitre sont des courbes moyennes correspondant à une probabilité de rupture de 50 %. L'approche probabiliste du modèle introduit naturellement une notion de dispersion avec les écarts types $\overline{\overline{\sigma_f^{\infty}}}$ et $\overline{\overline{S}}$. Leurs valeurs, identifiées sur la série d'éprouvettes polies, ont été utilisées pour tous les cas d'usinage. L'utilisation dans le modèle des écarts types identifiés pour les cas d'éprouvettes usinées tend à surestimer largement la dispersion. Une réflexion supplémentaire sur cet aspect reste donc à mener.

Conclusion générale et perspectives

La modélisation du comportement en fatigue des pièces mécaniques passe par l'étude de divers phénomènes, propres à l'utilisation, à la géométrie ou au matériau de ces pièces, mais aussi à leur environnement et à leur mode de fabrication. De ce fait, les paramètres à prendre en considération sont bien plus nombreux que ceux utilisés pour décrire couramment la résistance mécanique des matériaux. Les procédés de fabrication en particulier sont susceptibles d'avoir un effet sur les propriétés physiques locales des pièces, et de ce fait sur leur comportement en fatigue.

Concernant l'usinage, ces effets peuvent être très importants, bien que seules la surface et la sous-surface des pièces soient alors affectées. La modification de l'état de cette surface caractérisée par le terme d'intégrité de surface, peut être de nature microgéométrique (rugosité, arrachements), mécanique (contraintes résiduelles, écrouissages), et éventuellement microstructurale.

Dans la perspective d'une modélisation du comportement en fatigue tenant compte de ces propriétés, cette étude a été organisée suivant quatre axes : l'évaluation et la caractérisation de l'intégrité de surface, la mise en évidence expérimentale de son effet sur la tenue en fatigue, la prévision par simulation des propriétés mécaniques induites par le procédé, et finalement une modélisation de l'endommagement prenant en compte ces propriétés.

Pour restreindre le nombre de paramètres mis en jeu, nous avons limité notre étude au cas du fraisage de finition de deux aciers à microstructure bainitique, et plus précisément à l'étude de deux jeux de conditions de coupe.

Le premier chapitre est dédié à l'évaluation expérimentale et à la caractérisation de l'intégrité de surface générée par ce procédé de fraisage de finition. Les mesures de microgéométrie et de contraintes résiduelles qui y ont été présentées servent de point d'entrée au reste de l'étude.

Dans la perspective d'une étude du caractère anisotrope de l'effet de l'intégrité de surface sur la fatigue, les surfaces usinées dans deux directions orthogonales ont été comparées. Ces surfaces qui auraient dû être identiques à une rotation de 90° près se sont avérées être légèrement différentes. Elles ont été caractérisées par leurs paramètres de rugosité surfaciques afin de montrer un lien éventuel entre ces paramètres et les propriétés en fatigue.

Ce premier chapitre a également permis de présenter la mise en place d'un système de Diffraction de Rayons X, et son utilisation dans le cadre d'un essai de traction avec

paliers de mesure de contraintes.

Enfin, le principal résultat est la mise en évidence d'une distribution spatiale des contraintes résiduelles, directement liée à la périodicité du procédé de fraisage. Il est possible que la nature de cette distribution joue un rôle en fatigue, qui serait par exemple positif si les contraintes les plus compressives étaient localisées au niveau des vallées. Montrer expérimentalement un tel effet reste à faire.

Le deuxième chapitre de l'étude est également à dominante expérimentale, et présente un complément à la campagne de fatigue de N. Guillemot, principalement axé sur le rôle du caractère anisotrope de l'intégrité de surface. Les résultats obtenus ont confirmé la complexité des phénomènes mis en jeu et l'interaction de plusieurs paramètres, dont aucun ne semble réellement prédominer.

Au delà de ces conclusions, ces résultats permettent de disposer de données pour plusieurs cas d'application du modèle proposé au dernier chapitre. D'autres cas d'usinage permettraient d'aller plus loin dans cette campagne, mais il semble que dans le cadre de cette étude, les principaux cas aient été considérés.

L'objectif du troisième chapitre est d'enrichir et de valider l'approche hybride de prévision des contraintes résiduelles adaptée au cas du fraisage de finition. Le principal apport a été la mise en œuvre d'une nouvelle méthode d'évaluation par thermocouples du flux thermique reçu par la pièce usinée ; les résultats obtenus ont conduit à réévaluer à la hausse ce flux thermique pour le cas d'usinage considéré. Une amélioration et une meilleure exploitation de cette méthode restent possibles, en particulier pour évaluer la distribution surfacique du flux. L'application à d'autres cas d'usinage permettrait d'évaluer la répétabilité du coefficient de partage entre la puissance mécanique de coupe et le flux thermique, ce coefficient étant potentiellement suffisant pour extrapoler le chargement thermique à partir des seules mesures d'effort.

Après consolidation des différentes étapes de calcul de l'approche hybride, des profils de contraintes résiduelles ont été simulés pour différents cas d'usinage, et comparés avec les profils mesurés. Ces résultats ont mis en évidence les limites du domaine de validité de l'approche hybride. Bien que son principe ne soit pas remis en cause, l'hypothèse de simplification à deux dimensions du cas du fraisage semble trop restrictive. Les études futures basées sur cette approche devront vraisemblablement s'orienter vers une modélisation en trois dimensions, pouvant éventuellement rester très simplifiée.

Cette étude n'a pas traité la question de la prévision de la microgéométrie. Celle-ci représente une perspective majeure, étant donné les effets significatifs observés en fatigue.

Enfin, nous nous sommes intéressés dans le dernier chapitre à la modélisation du comportement en fatigue de pièces présentant une intégrité de surface générée par fraisage de finition. Pour cela, nous avons proposé une approche probabiliste permettant de modéliser le comportement de différentes zones d'une structure en prenant en compte leurs propriétés respectives. Cette approche permet de plus d'utiliser conjointement plusieurs modèles pour représenter les différents mécanismes pouvant conduire à la rupture du matériau.

Cette modélisation a été utilisée pour reproduire le comportement des éprouvettes de fatigue testées au deuxième chapitre. Pour cela, les paramètres de la loi d'endommagement ont été identifiés à l'aide de la courbe de fatigue des éprouvettes polies, et les paramètres d'intégrité de surface introduits dans le modèle ont été obtenus à partir de résultats de mesures effectuées sur les éprouvettes usinées. Avec ces données d'entrée, le modèle a permis de retrouver la limite de fatigue effective des différentes séries d'éprouvettes, mais s'est montré trop conservatif sur le reste du domaine considéré.

Grâce à l'introduction d'un seuil d'endommagement en plasticité, représentatif de l'effet bénéfique de l'état mécanique induit par usinage, nous avons montré la capacité du modèle à reproduire correctement les courbes de fatigue.

Plusieurs suites sont à donner à cette partie de l'étude. Tout d'abord, tester la validité de l'expression du facteur de concentration de contrainte en fatigue proposée pour d'autres cas, par exemple avec d'autres procédés et matériaux.

Au niveau du modèle à deux échelles lui-même, il reste à évaluer sa capacité à évaluer la dispersion des résultats de fatigue. D'un point de vue plus industriel, il serait intéressant de proposer une prévision conservative, par exemple avec les courbes de fatigue à 10% de probabilité de rupture. Enfin, il semble indispensable de développer une méthode d'identification du seuil d'endommagement.

Annexe A

Méthodes d'évaluation des contraintes résiduelles

Ces méthodes sont couramment divisées en deux familles, selon qu'elles sont considérées destructives ou non-destructives.

1 Méthodes destructives

Les méthodes destructives reposent sur la mesure des déformations de la pièce induites par un enlèvement de matière. Le gradient de contraintes résiduelles est ensuite déterminé par comparaison avec un calcul plus ou moins complexe selon la géométrie de la pièce.

La méthode du trou incrémental consiste à percer pas à pas un trou d'un diamètre de l'ordre du millimètre à la surface du matériau. Les déformations induites par le perçage sont ensuite mesurées à l'aide d'une rosette de jauges disposée autour du trou. La méthode du trépan, dans laquelle la matière est enlevée autour de la jauge, en est une simple variante (voir FIG.A.1).

Selon le même principe, la méthode de la flèche consiste à mesurer les variations de flèche de pièces de faible épaisseur (tôles, ...), après enlèvement successif de couches de matières par attaque chimique. De même, la méthode de Sachs consiste à mesurer la variation de diamètre d'une pièce cylindrique après perçage en son centre.

Ces méthodes sont compatibles avec n'importe quel type de matériau, et leur résolution dépend de la taille des incréments d'enlèvement de matière. Par exemple, avec la méthode du trou incrémental, la profondeur minimale à partir de laquelle il est possible de déterminer les contraintes résiduelles est de l'ordre de 5 µm. Un inconvénient majeur, outre l'aspect destructif, est le risque d'apparition de déformations générées par le procédé d'enlèvement de matière lui-même.

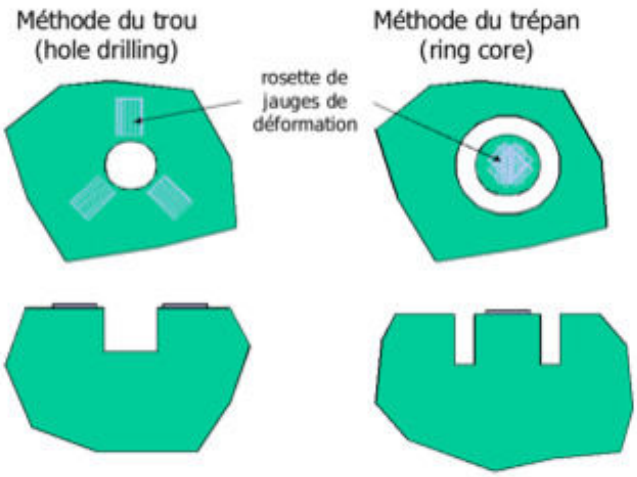


FIGURE A.1: Méthodes du trou et du trépan [Lebrun, 2009]

2 Méthodes non-destructives

Ces méthodes sont décrites dans les travaux de [Noyan et Cohen, 1987], ou plus récemment [Rossini *et al.*, 2012]. Elles sont divisées en méthodes indirectes et directes.

Les méthodes indirectes sont celles :
- par ultrasons, qui reposent sur le fait que la vitesse de propagation des ultrasons dans un matériau est modifiée par les contraintes résiduelles,
- par effet Barkausen, qui s'appuient sur l'observation du cycle d'hystérésis d'un matériau ferromagnétique soumis à un champ magnétique alternatif,
- par effet Raman, basées sur l'étude de la variation du spectre optique.

Ces méthodes sont limitées à certaines familles de matériaux : texturés, écrouis ou multiphasés pour les ultrasons, ferromagnétiques pour l'effet Barkausen.

La méthode directe la plus courante est celle basée sur la diffraction des rayons X. Elle sera présentée plus en détail dans la subsection suivante.

Sur le même principe que la diffraction des rayons X, on peut citer l'utilisation de faisceaux de neutrons. Elle se différencie principalement par la taille du volume diffractant, environ 10 fois supérieur à celui des rayons X et les profondeurs de pénétration qui peuvent atteindre plusieurs dizaines de millimètres.

3 Synthèse et conclusion

La méthode par diffraction de rayons X est située par rapport à d'autres méthodes sur la FIG.A.2. Les domaines d'utilisation, en termes de résolution spatiale et de profondeur de pénétration, sont ainsi précisés. Les méthodes destructives y sont grisées.

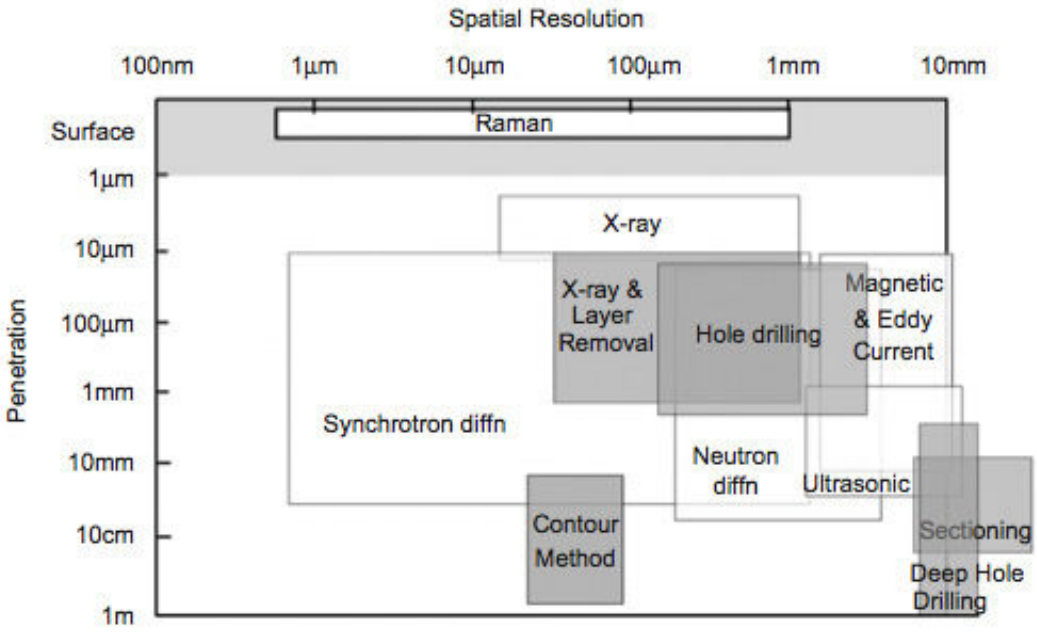


FIGURE A.2: Domaines d'application des différentes techniques d'évaluation des contraintes résiduelles [Withers *et al.*, 2008]

Cette étude s'intéresse aux contraintes résiduelles générées par le procédé de fraisage de finition. Plusieurs critères justifient la pertinence de la méthode par diffraction des rayons X :

- la compatibilité avec le matériau,
- la profondeur affectée par les contraintes résiduelles : de l'ordre de quelques centaines de micromètres,
- enfin, pour identifier un éventuel gradient spatial lié à la périodicité de la coupe (de l'ordre de 500 µm), une résolution spatiale de l'ordre de 100 µm.

Il faut cependant préciser que pour atteindre des profondeurs supérieures à la dizaine de micromètres, l'utilisation de la diffraction des rayons X doit être complétée par une étape de polissage électrochimique. Cette dernière entraîne la destruction d'une partie de l'échantillon. Il n'est donc pas possible de systématiquement mesurer des profils de contraintes résiduelles sur des éprouvettes destinées à être testées.

La densité de défauts dans le réseau cristallin et donc, indirectement, l'écrouissage peuvent également être reliés à la largeur de corde L_C du pic de diffraction observé lors de la mesure par diffraction des rayons X [Pina *et al.*, 1997].

Annexe B

Paramètres de rugosité linéiques et surfaciques

1 Principaux paramètres 2D (ISO 4287)

Ces paramètres sont évalués à partir du profil de rugosité, obtenu en supprimant les composantes de grande longueur d'onde du profil primaire.

Écart moyen arithmétique (µm)

$$R_a = \frac{1}{l}\int_1^l |z(x)| \tag{B.1}$$

Hauteur maximale (µm)

$$R_z = \max_{L_r}(Z_p) + \max_{L_r}(Z_v) \tag{B.2}$$

avec $\max(Z_p)$ la hauteur de saillie maximale du profil et $\max(Z_v)$ la profondeur de creux maximale, déterminées sur une longueur de base de rugosité L_r

Hauteur totale (µm)

$$R_t = \max_{L_n}(Z_p) + \max_{L_n}(Z_v) \tag{B.3}$$

similaire à R_z, mais déterminé sur la longueur d'évaluation L_n

2 Paramètres surfaciques (ISO 25178)

Ces paramètres sont calculés à partir d'une représentation de la surface telle que celle présentée sur la FIG.B.1.

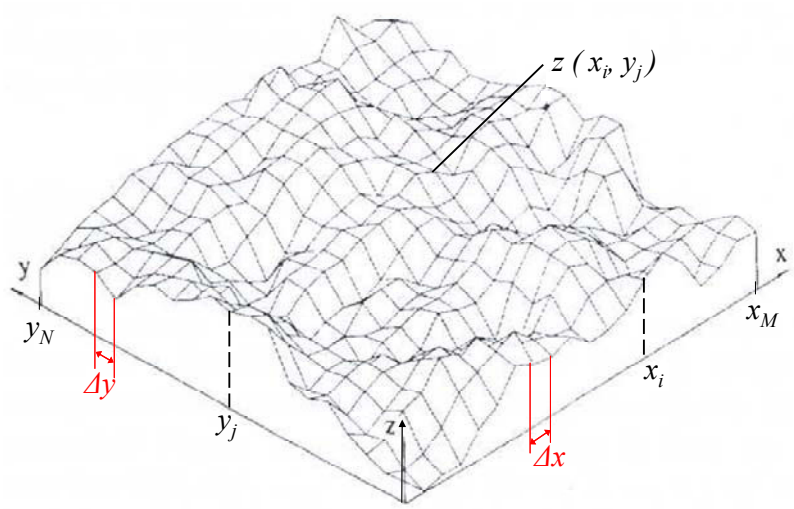


FIGURE B.1: Système de coordonnées d'une surface 3D mesurée [Guillemot, 2010]

2.1 Paramètres d'amplitude

Écart moyen quadratique (µm)

$$S_q \approx \sqrt{\frac{1}{MN}\sum_{i=1}^{M}\sum_{j=1}^{N} z^2(x_i, y_j)} \tag{B.4}$$

Moyenne des 5 hauteurs les plus importantes (µm)

$$S_z = \frac{1}{5}\left(\sum_{i=1}^{5}|\eta_{si}|\sum_{i=1}^{5}|\eta_{vi}|\right) \tag{B.5}$$

avec η_{si} et η_{vi} les 5 sommets les plus hauts et les 5 creux les plus profonds

Facteur d'asymétrie de la courbe de distribution des hauteurs

$$S_{sk} \approx \frac{1}{MN \cdot {S_q}^3}\sum_{i=1}^{M}\sum_{j=1}^{N} z^3(x_i, y_j) \tag{B.6}$$

Facteur d'aplatissement de la courbe de distribution des hauteurs

$$S_{ku} \approx \frac{1}{MN \cdot {S_q}^4}\sum_{i=1}^{M}\sum_{j=1}^{N} z^4(x_i, y_j) \tag{B.7}$$

2.2 Paramètres spatiaux

Densité de sommets (pics/mm^2)

$$S_{ds} = \frac{\text{Nombre de sommets}}{(M-1)(N-1)\Delta_x\Delta_y} \tag{B.8}$$

Rapport d'aspect de texture

$$S_{tr} = \frac{\min\limits_{t_x,t_y \in R} \sqrt{{t_x}^2 + {t_y}^2}}{\max\limits_{t_x,t_y \in Q} \sqrt{{t_x}^2 + {t_y}^2}} \tag{B.9}$$

avec $R = (t_x, t_y) : ACF(t_x, t_y) \leq 0,2$ et $Q = (t_x, t_y) : ACF(t_x, t_y) \leq 0,2$

Longueur de la plus rapide décroissance à 0,2 de l'autocorrélation (mm)

$$S_{al} = \min \sqrt{\tau_x^2 + \tau_y^2} \tag{B.10}$$

avec la fonction densité d'autocorrélation $R(\tau_x, \tau_y) \leq 0,2$

Direction de texture (°)

$$Std \text{ l'angle de la direction principale de texture} \tag{B.11}$$

2.3 Paramètres hybrides

Pente moyenne quadratique de la surface (µm/µm)

$$S_{dq} = \sqrt{\frac{1}{(M-6)(N-6)} \sum_{i=4}^{M-3} \sum_{j=4}^{N-3} {\rho_{ij}}^2} \tag{B.12}$$

avec ρ_{ij} la pente de chaque surface élémentaire

Courbure moyenne des pics (µm^{-1})

$$S_{sc} = \frac{1}{2n} \sum_{k=1}^{n} \left(\frac{\partial z^2(x,y)}{\partial x^2} + \frac{\partial z^2(x,y)}{\partial y^2} \right) \tag{B.13}$$

Surface développée (%)

$$S_{dr} = \left(\frac{\sum\limits_{i=1}^{M-1} \sum\limits_{j=1}^{N-1} \sqrt{1 + \left(\frac{z(x_{i+1},y_j) - z(x_i,y_j)}{\Delta x}\right)^2 + \left(\frac{z(x_i,y_{j+1}) - z(x_i,y_j)}{\Delta y}\right)^2}}{(M-1)(N-1)} - 1 \right) \times 100 \tag{B.14}$$

2.4 Paramètres fonctionnels

Indice de portance de la surface

$$S_{bi} = \frac{S_q}{z_{0,05}} = \frac{1}{h_{0,05}} \tag{B.15}$$

Indice de rétention de fluide du noyau

$$S_{ci} = \frac{1}{S_q} \frac{V_v(h_{0,05}) - V_v(h_{0,8})}{(M-1)(N-1)\Delta_x\Delta_y} \tag{B.16}$$

avec $V_v(h_{0,8})$ le volume de vide au niveau des vallées (80–100% de la surface de portance) et $V_v(h_{0,05})$ le volume de vide au niveau des pics (5–100% de la surface de portance)

Indice de rétention de fluide des creux

$$S_{vi} = \frac{1}{S_q} \frac{V_v(h_{0,8})}{(M-1)(N-1)\Delta x\Delta y} \tag{B.17}$$

Annexe C

Dessins de définition des éprouvettes pour essais mécaniques

1 Éprouvettes pour essai de flexion 4 points en fatigue

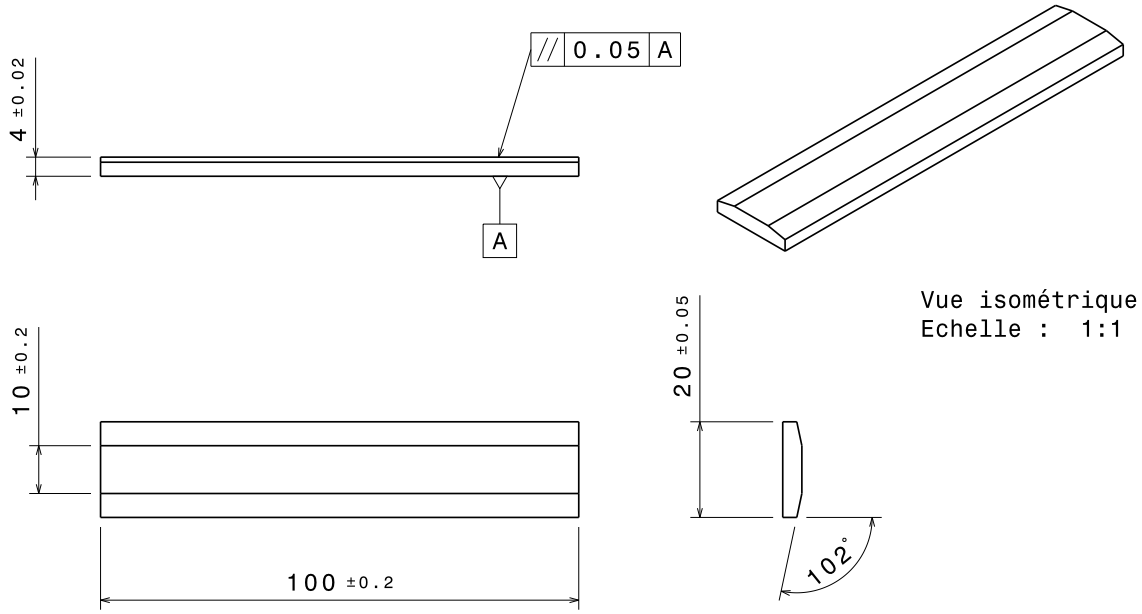


FIGURE C.1: Dessin de définition des éprouvettes de flexion 4 points

2 Éprouvettes pour essai de traction sur Astrée

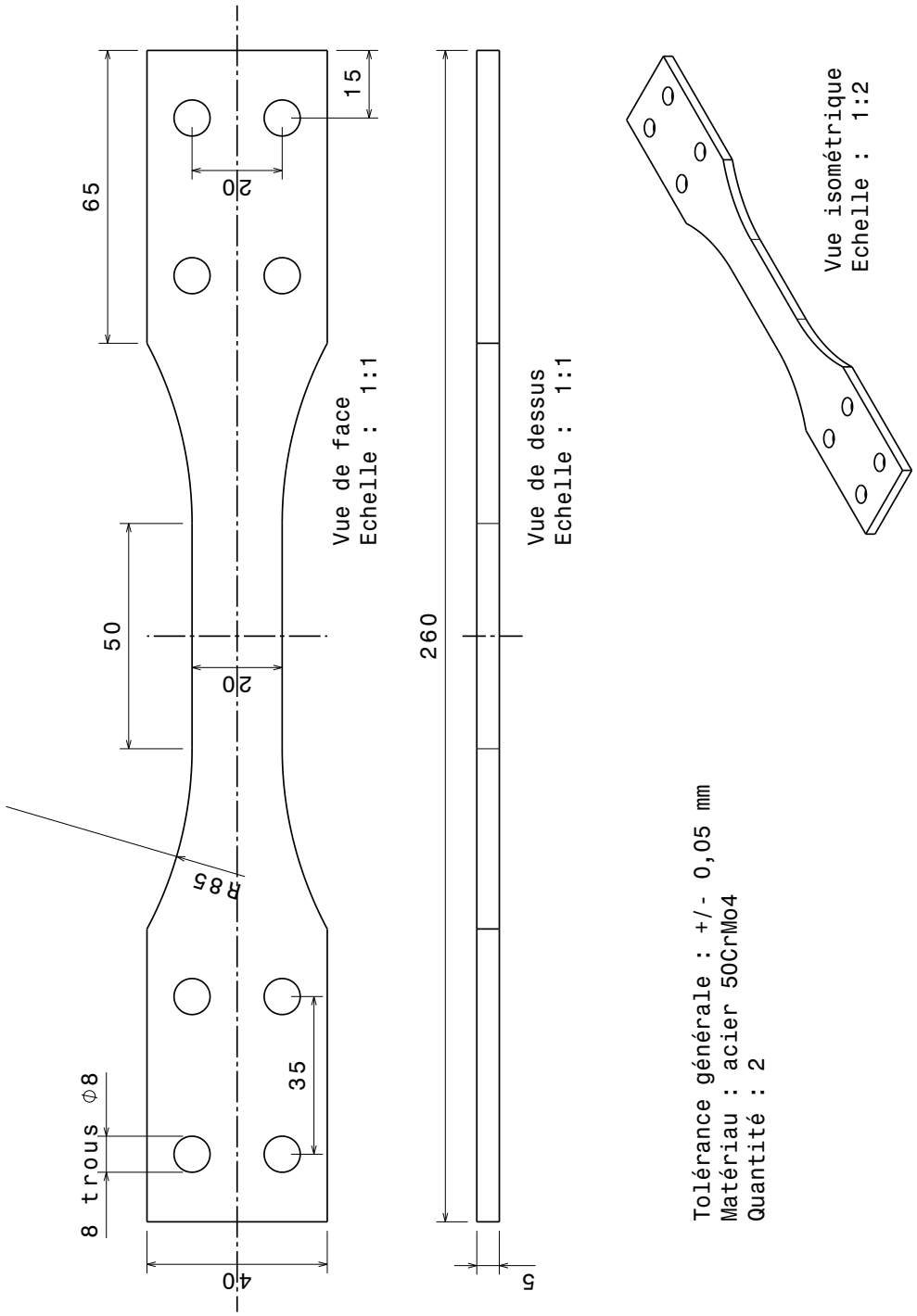


FIGURE C.2: Dessin de définition de l'éprouvette de traction pour Astrée

Annexe D

Traitement thermique d'atténuation des contraintes résiduelles

Un des aspects abordés dans la campagne de fatigue présentée au CHAPITRE 2 est l'effet des contraintes résiduelles sur le comportement en fatigue. Un autre est l'effet de la microgéométrie en l'absence de contraintes résiduelles. Pour isoler ces deux effets, les éprouvettes des séries C2, C3, C4, C6 et C7 ont toutes été soumises à un traitement thermique, opéré par la société BODYCOTE.

Au préalable, plusieurs températures de recuit ont été testées, et les profils de contraintes résiduelles dans la direction principale ont été mesurés par diffraction des rayons X (voir FIG. D.1). Ces essais montrent que l'atténuation des contraintes résiduelles est d'autant plus importante que la température est élevée.

Cependant, afin de ne considérer que l'effet des contraintes résiduelles, il est nécessaire de s'assurer que la microstructure n'est pas modifiée par le traitement. Pour cela, la largeur de corde des pics de diffraction a également été prise en compte (voir FIG. D.2). Celle-ci tend à diminuer fortement pour des températures de recuit élevées.

Finalement, la température choisie (470°) est celle pour laquelle on retrouve la même largeur de corde que pour les éprouvettes sans traitement thermique, à cœur : entre $2,2°$ et $2,4°$. Cette température ne permet pas une atténuation totale des contraintes résiduelles, mais permet d'éviter une altération de la microstructure, comme illustré par les FIG.D.1 et D.2.

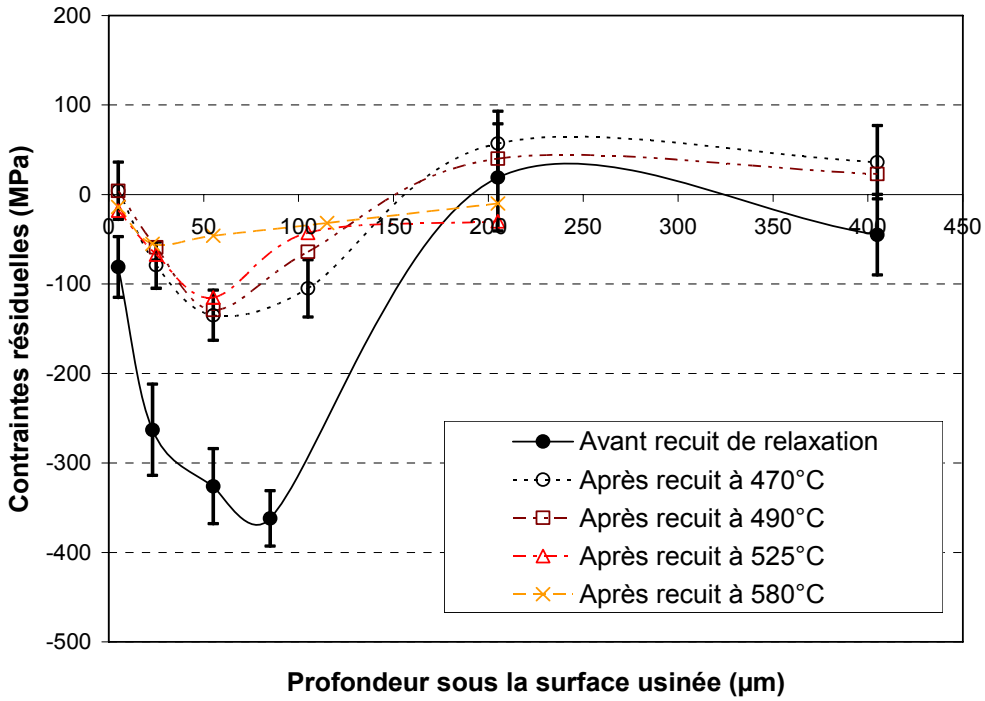


FIGURE D.1: Profils de contraintes résiduelles mesurés pour différentes températures de recuit [Guillemot, 2010]

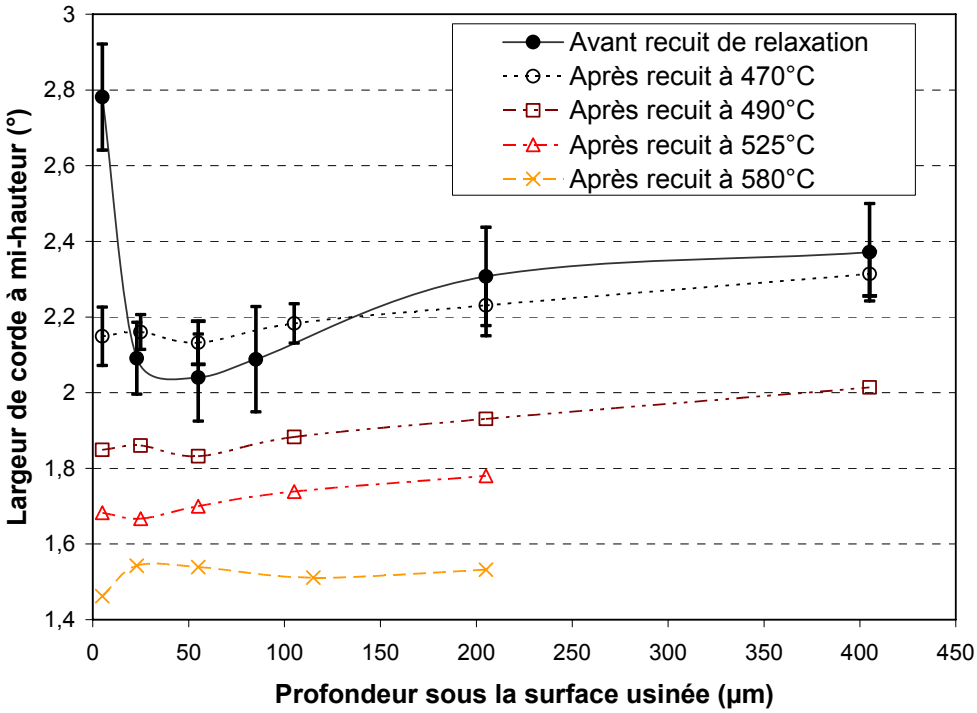


FIGURE D.2: Profils de largeur de corde mesurés pour différentes températures de recuit [Guillemot, 2010]

Annexe E

Détermination du chargement mécanique pour l'approche hybride de prévision des contraintes résiduelles

L'approche hybride présentée au CHAPITRE 3 est basée sur l'utilisation de résultats de mesures pour déterminer les sollicitations thermomécaniques subies par la pièce usinée. Nous détaillons ici la méthode permettant de déduire des mesures d'efforts de coupe la répartition de la pression appliquée par l'outil sur la pièce.

1 Mesures d'efforts

Les mesures d'efforts sont effectuées pour des conditions de coupe données, rappelées en FIG.E.1 : vitesse de coupe V_c, avance par dent f_z, profondeur de passe a_p, hauteur de crête programme h_c, engagement radial a_e, angle d'inclinaison d'outil β_f.

À ces paramètres d'usinage se rajoutent ceux caractérisant la géométrie de l'outil : son rayon nominal R_0, son angle d'hélice i_0 et son angle de coupe γ_n.

Les sollicitations mécaniques reçues par la pièce usinée sont globalement évaluées par la mesure des efforts de coupe macroscopiques à l'aide d'une platine de capteurs piézoélectriques. La FIG.E.2 donne un exemple de mesure des efforts F_x, F_y et F_z en fonction de la rotation de l'outil, montrant quatre passages de dent.

Ce relevé d'efforts de coupe met en évidence l'existence de valeurs extrêmes $F_{x,\max}$, $F_{y,\max}$ et $F_{z,\max}$, qui sont toutes trois atteintes périodiquement pour un angle outil θ_2. Pour cette position angulaire θ_2 de l'outil, l'épaisseur de copeau nominale est $h_c = f_z \sin \theta_2$ (voir FIG.E.3).

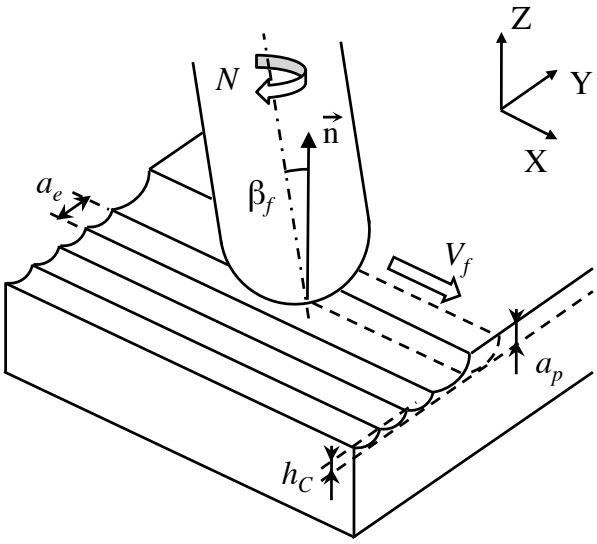
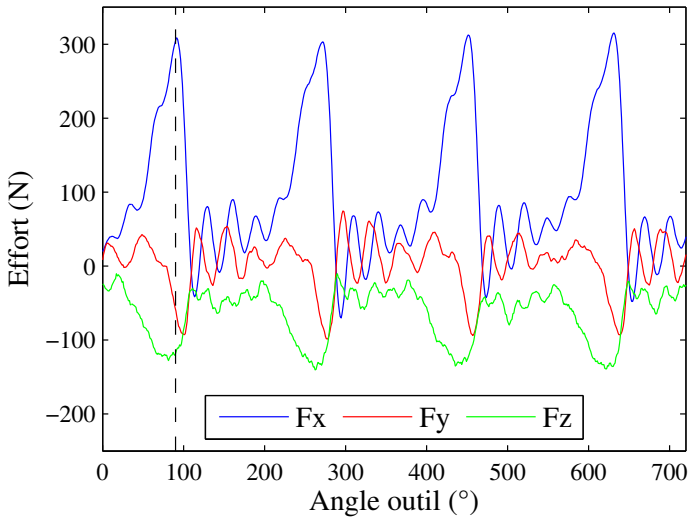


FIGURE E.1: Définition de conditions de coupe en fraisage de finition



V_c	300 m/min
f_z	0,4 mm
a_p	0,5 mm
h_c	5 µm
a_e	0,45 mm
β_f	$-3°$
D	10 mm

FIGURE E.2: Efforts de coupe mesurés en cours d'usinage

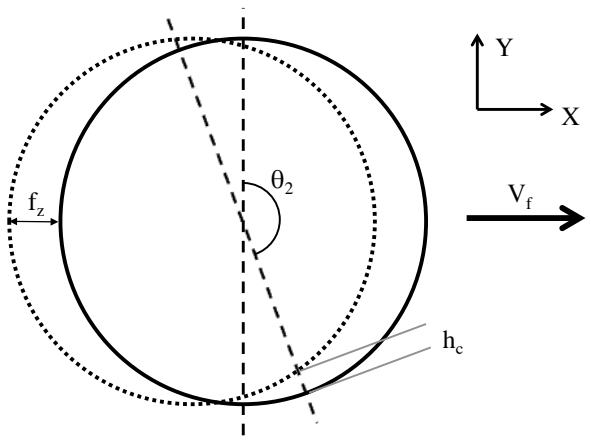


FIGURE E.3: Épaisseur de copeau h_c pour un angle θ_2

2 Discrétisation de l'arête

L'arête de l'outil à bout hémisphérique est discrétisée en N éléments suivant Z, de hauteurs égales $\delta Z = a_p/N$. Cette discrétisation permet d'utiliser un modèle de coupe oblique pour chacun de ces éléments, afin de déterminer les efforts locaux qui lui correspondent en fonction de sa vitesse de coupe effective.

Chaque élément possède les caractéristiques géométriques suivantes (voir FIG.E.4) :
- sa position suivant Z : $z_i = i \cdot \delta Z - \delta Z/2$,
- sa position angulaire par rapport à l'axe outil : $\chi_i = \arccos[(R_0 - z_i)/R_0]$,
- sa position angulaire par rapport à l'axe Z : $\chi'_i = \chi_i + \beta_f$,
- son abscisse : $x_i = (R_0 - z_i) \cdot \tan(\chi_i)$,
- son rayon effectif : $R_{\text{eff},i} = R_0 \cdot \sin(\chi'_i)$,
- sa vitesse de coupe effective : $V_{\text{eff},i} = V_c \cdot R_{\text{eff},i}/R_0$,
- la largeur de sa section : $\delta b_i = \delta Z/\sin(\chi_i)$,
- l'épaisseur de sa section : $tn_i = h_{F\max} \cdot \sin(\chi_i)$,

Tous ces éléments possèdent une section identique $\delta A = \delta b_i \cdot tn_i$.

De plus, il est possible de calculer pour chaque élément l'angle d'inclinaison local i [Fontaine *et al.*, 2007], ainsi que l'angle d'écoulement η supposé égal à i [Armarego et Whitfield, 1985] :

$$\eta = i = \arctan\left(\frac{R_{\text{eff}}}{R_0}\tan i_0 \sin\chi'\right)$$

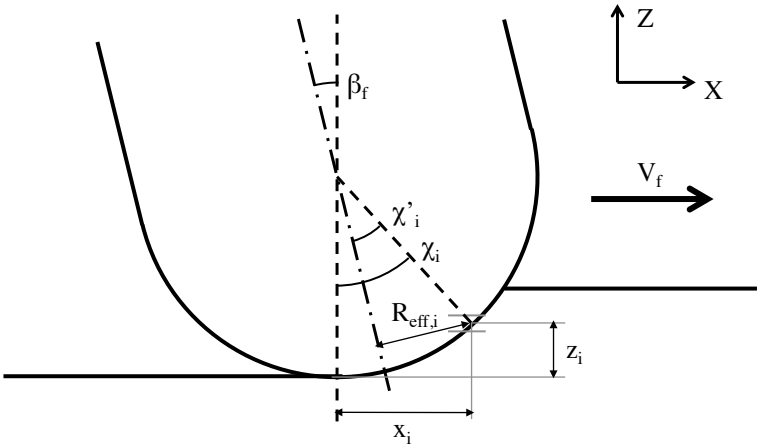


FIGURE E.4: Géométrie associée à l'élément d'arête *i*

3 Essais de coupe orthogonale

Des essais de coupe orthogonale effectués à différentes vitesses de coupe permettent de déterminer, en fonction de la vitesse de coupe effective de chaque élément :

- la contrainte de cisaillement τ_s,
- l'angle de cisaillement local Φ_n,
- l'angle de friction en zone de cisaillement secondaire β_n.

4 Calcul des coefficients spécifiques de coupe

D'après les travaux de [Lee et Altintaş, 1996], les composantes d'effort dans le repère sphérique sont exprimées en fonction de coefficients spécifiques d'arête K_e (en N/mm) et de coefficients spécifiques de coupe K_c (en N/mm^2) :

$$\begin{cases} \delta Fr_i &= K_{rc,i} \cdot \delta A + K_{re} \cdot \delta b_i \\ \delta Ft_i &= K_{tc,i} \cdot \delta A + K_{te} \cdot \delta b_i \\ \delta Fa_i &= K_{ac,i} \cdot \delta A + K_{ae} \cdot \delta b_i \end{cases} \tag{E.1}$$

Les coefficients K_{rc}, K_{tc} et K_{ac}, propres à chaque élément d'arête, sont déterminés à partir du modèle de coupe oblique d'[Armarego et Whitfield, 1985] :

$$\begin{cases} K_{rc} = \dfrac{\tau_s}{\sin\Phi_n \cdot \cos i} \dfrac{\sin(\beta_n - \gamma_n)}{\sqrt{\cos^2(\Phi_n + \beta_n - \gamma_n) + \tan^2\eta \cdot \sin^2\beta_n}} \\ K_{tc} = \dfrac{\tau_s}{\sin\Phi_n} \dfrac{\cos(\beta_n - \gamma_n) + \tan i \cdot \tan\eta \cdot \sin\beta_n}{\sqrt{\cos^2(\Phi_n + \beta_n - \gamma_n) + \tan^2\eta \cdot \sin^2\beta_n}} \\ K_{ac} = \dfrac{\tau_s}{\sin\Phi_n} \dfrac{\cos(\beta_n - \gamma_n) \cdot \tan i - \tan\eta \cdot \sin\beta_n}{\sqrt{\cos^2(\Phi_n + \beta_n - \gamma_n) + \tan^2\eta \cdot \sin^2\beta_n}} \end{cases} \tag{E.2}$$

5 Identification des coefficients spécifiques d'arête

Le coefficient spécifique d'arête K_{ae} est supposé nul. Les deux autres, K_{re} et K_{te} doivent être identifiés à l'aide des composantes d'efforts macroscopiques mesurées.

Les efforts élémentaires sont exprimés dans le repère local sphérique, en fonction de K_{re} et K_{te}, grâce aux équations E.1 et E.2. Une matrice de passage permet de les exprimer dans le repère pièce :

$$\begin{bmatrix} \delta F_x \\ \delta F_y \\ \delta F_z \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \sin\theta\sin\chi & \cos\theta & \sin\theta\cos\chi \\ \cos\theta\sin\chi & -\sin\theta & \cos\theta\cos\chi \\ -\cos\chi & 0 & \sin\chi \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \delta F_r \\ \delta F_r \\ \delta F_a \end{bmatrix} \tag{E.3}$$

La FIG.E.5 montre un exemple de distribution de ces efforts élémentaires le long de l'arête.

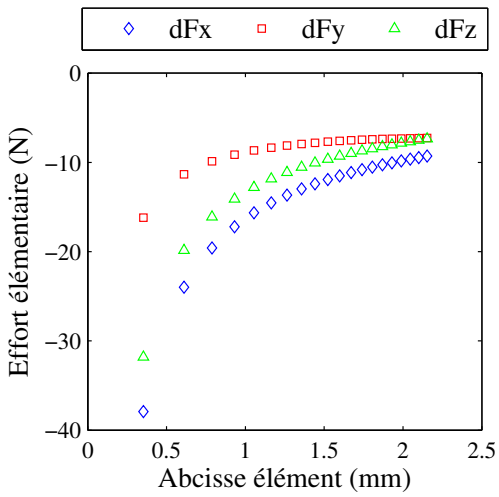


FIGURE E.5: Efforts élémentaires le long de l'arête

Les efforts de coupe macroscopiques sont ensuite obtenus en sommant ces efforts élémentaires :

$$\begin{bmatrix} F_x \\ F_y \\ F_z \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \sum_{i=1}^{N} \delta F_x \\ \sum_{i=1}^{N} \delta F_y \\ \sum_{i=1}^{N} \delta F_z \end{bmatrix} \tag{E.4}$$

Les coefficients d'arête K_{re} et K_{te} sont enfin obtenus en minimisant l'écart entre les efforts $F_{x,\max}$, $F_{y,\max}$ et $F_{z,\max}$ mesurés et calculés.

6 Répartition des efforts élémentaires entre les zones de cisaillement

Les coefficients de coupe ont été calculés en fonction de la géométrie du problème et des données issues des essais de coupe orthogonale. Les coefficients d'arête ont été identifiés afin de retrouver les efforts mesurés.

Les efforts radiaux, tangentiels et axiaux associés à chaque élément d'arête peuvent donc être calculés avec l'équation E.1. L'étape suivante consiste à déterminer la répartition de ces efforts élémentaires entre les différentes zones de cisaillement.

La répartition des efforts entre les zones de cisaillement secondaire et tertiaire est illustrée par la FIG.E.6.

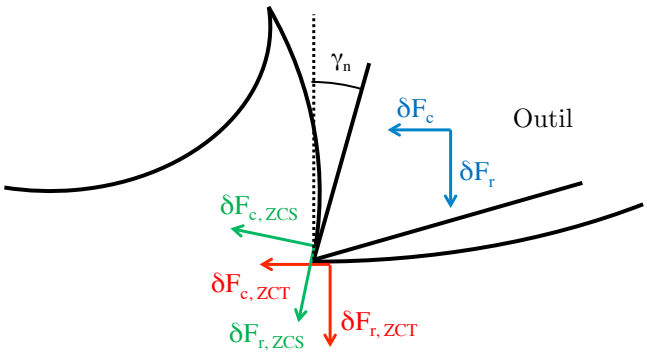


FIGURE E.6: Répartition des efforts élémentaires entre les zones de cisaillement secondaire et tertiaire

Un bilan des actions mécaniques effectué sur un élément d'arête donne les relations suivantes :

$$\begin{cases} \delta F_c &= \delta F_{r,ZCS} \cdot \sin\gamma_n + \delta F_{c,ZCS} \cdot \cos\gamma_n + \delta F_{c,ZCT} \\ \delta F_r &= -\delta F_{c,ZCS} \cdot \sin\gamma_n + \delta F_{r,ZCS} \cdot \cos\gamma_n + \delta F_{r,ZCT} \end{cases} \tag{E.5}$$

De plus, en utilisant la loi de Coulomb, les composantes normale et tangentielle sont supposées reliées par un coefficient de frottement :

$$\begin{cases} \delta F_{c,ZCS} \cdot \mu_{ZCS} &= \delta F_{r,ZCS} \\ \delta F_{c,ZCT} &= \delta F_{r,ZCT} \cdot \mu_{ZCT} \end{cases} \tag{E.6}$$

Enfin, les composantes radiale et axiale dépendent de la composante normale et de l'angle d'inclinaison i :

$$\begin{cases} \delta F_{a,ZCS} &= \delta F_{c,ZCS} \cdot \sin i \\ \delta F_{t,ZCS} &= \delta F_{c,ZCS} \cdot \cos i \\ \delta F_{a,ZCT} &= \delta F_{c,ZCT} \cdot \sin i \\ \delta F_{t,ZCT} &= \delta F_{c,ZCT} \cdot \cos i \end{cases} \tag{E.7}$$

L'ensemble de ces relations permet de déterminer les composantes $\delta F_{a,ZCT}$, $\delta F_{a,ZCT}$ et $\delta F_{t,ZCT}$.

7 Calcul des pressions en Zone de Cisaillement Tertiaire

Une fois les efforts élémentaires en Zone de Cisaillement Tertiaire calculés, il est nécessaire d'identifier la taille de la ZCT, afin de calculer la répartition des pressions.

Cette dimension, notée a, correspond à la largeur de la zone de contact entre la face en dépouille de l'outil et la pièce. Pour l'obtenir, la largeur de la bande usée sur la face en dépouille de l'outil est donc mesurée (voir FIG.E.7). Cette bande d'usure est constante après un certain temps d'usinage.

En faisant l'hypothèse que la zone de contact outil-pièce est de type cylindre/plan, les pressions élémentaires radiale et axiale sont déterminées à l'aide de la théorie de Hertz :

$$\begin{cases} P_{r,ZCT} &= \dfrac{2\,\delta F_{r,ZCT}}{\pi\, a \cdot \delta b} \\ P_{a,ZCT} &= \dfrac{2\,\delta F_{a,ZCT}}{\pi\, a \cdot \delta b} \end{cases} \tag{E.8}$$

La FIG.E.8 montre un exemple de répartition des pressions en zone de cisaillement tertiaire ainsi calculées.

Ce sont ces pressions qui sont appliquées comme chargement mécanique au niveau de l'arête dans la simulation préliminaire permettant de déterminer le déplacement de la surface finale de la pièce.

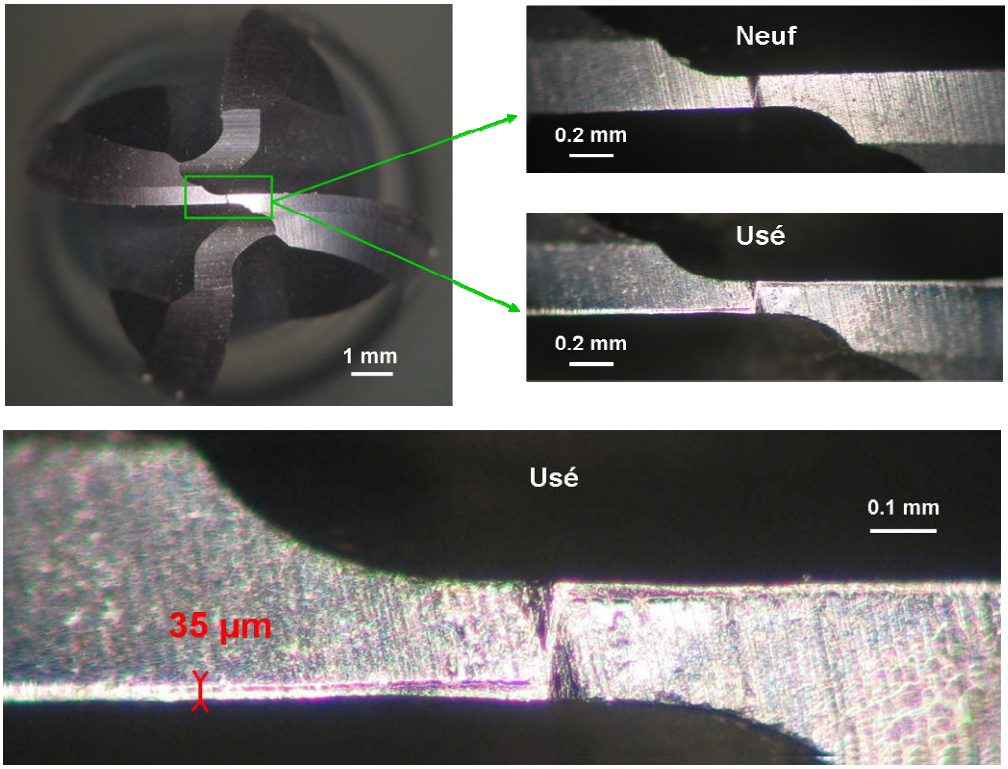


FIGURE E.7: Mesure de la taille de la ZCT [Guillemot, 2010]

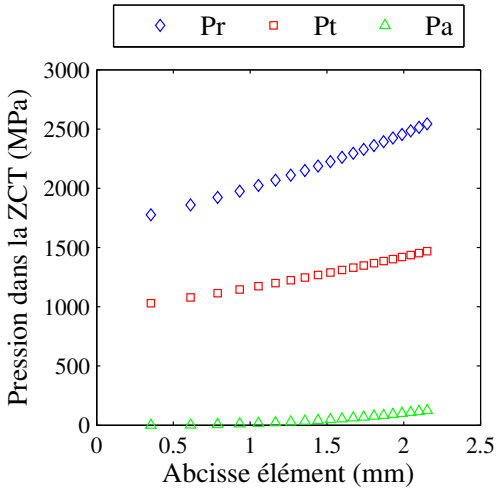


FIGURE E.8: Répartition des pressions dans la Zone de Cisaillement Tertiaire

Annexe F

Prise en compte d'une distribution de tailles de défauts induite par fraisage de finition dans un modèle de microfissuration

Au CHAPITRE 4, nous avons proposé une approche probabiliste du modèle d'endommagement à deux échelles permettant de prendre en compte l'intégrité de surface, et en particulier la microgéométrie. Pour cela, nous avons privilégié l'utilisation d'un facteur de concentration de contrainte en fatigue, pouvant être déterminé à partir des paramètres de rugosité surfacique.

Du fait de l'approche probabiliste du modèle, il aurait été tout à fait possible de le coupler avec un modèle de microfissuration permettant de rendre compte de l'amorçage sur défauts de microgéométrie, tel que celui proposé par [Guillemot, 2010].

Cette approche est basée sur des modèles utilisés précédemment pour des fontes à graphite sphéroïdal [Yaacoub Agha, 1996, Chantier-De Lima, 2000], dans lesquels les défauts sont considérés comme des entailles de taille $a < a_M$, dont la distribution initiale f_0 suit la fonction densité de probabilité d'une loi béta à deux paramètres (α, β) :

$$f_0(\alpha,\beta) = \frac{(a/a_M)^{\alpha}(1-a/a_M)^{\beta}}{B_{\alpha\beta}\, a_M} \tag{F.1}$$

avec $\alpha > -1$, $\beta > -1$, et :

$$B_{\alpha\beta} = B(\alpha+1,\beta+1) = \int_0^1 t^{\alpha}(1-t)^{\beta}dt \tag{F.2}$$

Lorsque un volume élémentaire présentant un défaut de taille a est soumis à chargement cyclique, d'amplitude maximale $\sigma_{\max}$ et de rapport de chargement R_σ, ce défaut est

supposé se propager si le facteur d'intensité des contraintes K qui lui est associé dépasse une valeur seuil K_{th} :

$$K = \sigma_{\max} K_t \, g(R_\sigma) \, Y \sqrt{\pi a} \geq K_{th} \tag{F.3}$$

où K_t est un éventuel coefficient de concentration de contrainte [Arola et Williams, 2002], Y un paramètre rendant compte de la géométrie du défaut [Suraratchai *et al.*, 2008], et $g(R_\sigma)$ un paramètre de rapport de charge de [Pellas *et al.*, 1977].

Ce seuil peut également être exprimé sous forme d'une taille de défaut :

$$a \geq a_{th} = \left(\frac{K_{th}}{\sigma_{\max} K_t \, g(R_\sigma) \, Y \sqrt{\pi}} \right)^2 \tag{F.4}$$

La probabilité de rupture cumulée $P_{F,0}$ d'un volume élémentaire représentatif V_0 est la probabilité de trouver dans ce volume après N cycles de chargement un défaut de taille supérieure à une taille critique a_c. En faisant en plus l'hypothèse qu'aucun nouveau défaut n'apparait [Hild et Roux, 1991], cela correspond à la probabilité de trouver un défaut de taille initale suffisamment grande pour se propager, c'est à dire de taille supérieure à a_{th} :

$$P_{F,0} = P(a > a_c) = \int_{a_c}^{\infty} f_N(a) da = \int_{a_{th}}^{a_M} f_0(a) da = \frac{1}{B_{\alpha\beta}} \int_0^{a_{th}/a_M} t^\alpha (1-t)^\beta dt \tag{F.5}$$

Dans le cadre de la théorie du maillon faible, la probabilité de rupture P_F d'une structure s'exprime :

$$P_F = 1 - \exp\left[\frac{1}{V_0} \int_V \ln(1 - P_{F,0}) dV \right] = 1 - (1 - P_{F,0})^{V_{eff}/V_0} \tag{F.6}$$

où le volume effectif [Hild *et al.*, 1992] est défini comme :

$$V_{eff} = \int_V \left(\frac{\sigma}{\max(\sigma)} \right)^m dV \tag{F.7}$$

Ce volume effectif est dérivé d'une loi de Weibull à deux paramètres S_0 et m [Weibull, 1939], telle que :

$$\overline{\sigma}^\infty = S_0 \left(\frac{V_0}{V_{eff}} \right)^{1/m} \Gamma\left(1 + \frac{1}{m} \right) \tag{F.8}$$

$$\overline{\overline{\sigma}}^\infty = S_0 \left(\frac{V_0}{V_{eff}} \right)^{1/m} \sqrt{\Gamma\left(1 + \frac{2}{m} - \Gamma\left(1 + \frac{1}{m} \right) \right)} \tag{F.9}$$

avec

$$\Gamma(t) = \int_0^\infty x^{t-1} \mathrm{e}^{-x} dx \tag{F.10}$$

Dans des études précédentes [Guillemot, 2010, Souto-Lebel *et al.*, 2011], ce modèle a été appliqué avec succès au cas de fatigue C2, présentant la géométrie la plus dégradée, mais a paru insuffisant dans le cas C3.

Bibliographie

[Abrão et Aspinwall, 1996] ABRÃO, A. M. et ASPINWALL, D. K. (1996). The surface integrity of turned and ground hardened bearing steel. *Wear*, 196(1):279–284.

[Armarego et Whitfield, 1985] ARMAREGO, E. J. A. et WHITFIELD, R. C. (1985). Computer based modelling of popular machining operations for force and power prediction. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 34(1):65 – 69.

[Arola et Williams, 2002] AROLA, D. et WILLIAMS, C. L. (2002). Estimating the fatigue stress concentration factor of machined surfaces. *International Journal of fatigue*, 24(9):923–930.

[Aspinwall *et al.*, 2007] ASPINWALL, D. K., DEWES, R. C., NG, E.-G., SAGE, C. et SOO, S. L. (2007). The influence of cutter orientation and workpiece angle on machinability when high-speed milling inconel 718 under finishing conditions. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 47(12–13):1839 – 1846.

[Astakhov, 2010] ASTAKHOV, V. P. (2010). Surface integrity–definition and importance in functional performance. In *Surface Integrity in Machining*, pages 1–35. Springer.

[Axinte et Dewes, 2002] AXINTE, D. A. et DEWES, R. C. (2002). Surface integrity of hot work tool steel after high speed milling-experimental data and empirical models. *Journal of Materials Processing Technology*, 127(3):325 – 335.

[Barbier *et al.*, 2008] BARBIER, G., DESMORAT, R., SERMAGE, J. P., DU TERTRE, A., COURTIN, S., DEHOUVE, J., TCHOU-KIEN, D. *et al.* (2008). Mean stress effect by incremental two scale damage model. In *LCF6–6th international conference on low cycle fatigue*.

[Barry et Byrne, 2002] BARRY, J. et BYRNE, G. (2002). TEM study on the surface white layer in two turned hardened steels. *Materials Science and Engineering : A*, 325(1–2): 356 – 364.

[Battaglia *et al.*, 2005] BATTAGLIA, J. L., PUIGSEGUR, L. et CAHUC, O. (2005). Estimated temperature on a machined surface using an inverse approach. *Experimental heat transfer*, 18(1):13–32.

[Berveiller et Zaoui, 1978] BERVEILLER, M. et ZAOUI, A. (1978). An extension of the self-consistent scheme to plastically-flowing polycrystals. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 26(5):325–344.

[Bissey *et al.*, 2005] BISSEY, S., POULACHON, G. et LAPUJOULADE, F. (2005). Intégration de la géométrie d'outil dans la prédiction des efforts de coupe en fraisage de matériaux durs. *Mechanics & Industry*, 6:391–398.

[Blok, 1937] BLOK, H. (1937). Theoretical study of temperature rise at surfaces of actual contact under oiliness lubricating conditions. *Proc. Inst. Mech. Eng*, 2:222–235.

[Bouzid Saï *et al.*, 2001] BOUZID SAÏ, W., BEN SALAH, N. et LEBRUN, J. L. (2001). Influence of machining by finishing milling on surface characteristics. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 41(3):443 – 450.

[Braham Bouchnak, 2010] BRAHAM BOUCHNAK, T. (2010). *Étude du comportement en sollicitations extrêmes et de l'usinabilité d'un nouvel alliage de titane aéronautique : le Ti555-3*. Thèse de doctorat, Arts et Métiers ParisTech.

[Brandão *et al.*, 2008] BRANDÃO, L. C., COELHO, R. T. et RODRIGUES, A. R. (2008). Experimental and theoretical study of workpiece temperature when end milling hardened steels using (TiAl) N-coated and PcBN-tipped—tools. *Journal of Materials Processing Technology*, 199(1):234–244.

[Carslaw et Jaeger, 1959] CARSLAW, H. S. et JAEGER, J. C. (1959). Conduction of heat in solids. *Oxford : Clarendon Press, 1959, 2nd ed.*, 1.

[Ceretti et Lodini, 1996] CERETTI, M. et LODINI, A. (1996). Evaluation des contraintes résiduelles à partir de la mesure des microdédormations dans les matériaux polycristallins. In LODINI, A. et PERRIN, M., éditeurs : *Analyses des Contraintes Résiduelles par Diffraction des Rayons X et des Neutrons*, page 32.

[Chantier-De Lima, 2000] CHANTIER-DE LIMA, I. (2000). *Tolérance aux défauts initiaux et effets de surface : Dimensionnement à la fatigue des pièces de fonderie*. Thèse de doctorat, École Normale Supérieure de Cachan.

[Charkaluk, 1999] CHARKALUK, E. (1999). *Dimensionnement des structures à la fatigue thermomécanique*. Thèse de doctorat, École polytechnique.

[Crossland, 1956] CROSSLAND, B. (1956). Effect of large hydrostatic pressures on torsional fatigue strength of an alloy steel. In *Proc. Int. Conf. on Fatigue of Metals*, pages 138–149. Institution of Mechanical Engineers, London.

[Dang Van *et al.*, 1987] DANG VAN, K., PAPADOPOULOS, I. V., GIVEAU, B. et MESSAGE, O. (1987). *Sur le calcul des structures soumises à la fatigue multiaxiale*, pages 79–97. Hermès, Paris.

[Darwish et Davies, 1989] DARWISH, S. et DAVIES, R. (1989). Investigation of the heat flow through bonded and brazed metal cutting tools. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 29(2):229–237.

[Davim, 2010] DAVIM, J. P., éditeur (2010). *Surface Integrity in Machining*. Springer.

[Denkena *et al.*, 2007] DENKENA, B., REICHSTEIN, M. et de LEON GARCIA, L. (2007). Milling induced residual stresses in structural parts out of forged aluminium alloys. In *Proceedings of the 6th International Conference on High Speed Machining*. San Sebastian.

[Desmorat *et al.*, 2007] DESMORAT, R., KANE, A., SEYEDI, M. et SERMAGE, J. (2007). Two scale damage model and related numerical issues for thermo-mechanical high cycle fatigue. *European Journal of Mechanics - A/Solids*, 26(6):909 – 935.

[Dong *et al.*, 1992] DONG, W. P., SULLIVAN, P. J. et STOUT, K. J. (1992). Comprehensive study of parameters for characterizing three-dimensional surface topography i : Some inherent properties of parameter variation. *Wear*, 159(2):161–171.

[Dong *et al.*, 1994a] DONG, W. P., SULLIVAN, P. J. et STOUT, K. J. (1994a). Comprehensive study of parameters for characterising three-dimensional surface topography : III : Parameters for characterising amplitude and some functional properties. *Wear*, 178(1):29–43.

[Dong *et al.*, 1994b] DONG, W. P., SULLIVAN, P. J. et STOUT, K. J. (1994b). Comprehensive study of parameters for characterising three-dimensional surface topography : IV : parameters for characterising spatial and hybrid properties. *Wear*, 178(1):45–60.

[Doudard, 2004] DOUDARD, C. (2004). *Détermination rapide des propriétés en fatigue à grand nombre de cycles à partir d'essais d'échauffement*. Thèse de doctorat, École Normale Supérieure de Cachan.

[Dudzinski *et al.*, 2004] DUDZINSKI, D., DEVILLEZ, A., MOUFKI, A., LARROUQUÈRE, D., ZERROUKI, V. et VIGNEAU, J. (2004). A review of developments towards dry and high speed machining of Inconel 718 alloy. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 44(4):439 – 456.

[El-Wardany *et al.*, 2000] EL-WARDANY, T. I., KISHAWY, H. A. et ELBESTAWI, M. A. (2000). Surface integrity of die material in high speed hard machining, part 2 : Microhardness variations and residual stresses. *ASME Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 122:632–641.

[Eshelby, 1957] ESHELBY, J. D. (1957). The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion, and related problems. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences*, 241(1226):376–396.

[Field et Kahles, 1964] FIELD, M. et KAHLES, J. F. (1964). Surface integrity of machined and ground high strength steels. *DMIC Report*, 210:54 – 77.

[Fontaine *et al.*, 2007] FONTAINE, M., MOUFKI, A., DEVILLEZ, A. et DUDZINSKI, D. (2007). Modelling of cutting forces in ball-end milling with tool-surface inclination : part I : predictive force model and experimental validation. *Journal of Materials Processing Technology*, 189(1):73–84.

[Gaborit et Desmorat, 2013] GABORIT, P. et DESMORAT, R. (2013). Vers un modèle d'endommagement unifié pour la fatigue à faible et grand nombre de cycles. *21ème Congrès Français de Mécanique, 26 au 30 août 2013, Bordeaux, France (FR)*.

[Griffiths, 2001] GRIFFITHS, B. (2001). *Manufacturing Surface Technology : Surface Integrity and Functional Performance*. Penton Press.

[Guichard, 2012] GUICHARD, B. (2012). Contraintes résiduelles induites par fraisage avec outil hémisphérique. Mémoire de Master 2 MAGIS, LMT-Cachan.

[Guillemot, 2010] GUILLEMOT, N. (2010). *Prise en compte de l'intégrité de surface pour la prévision de la tenue en fatigue de pièces usinées en fraisage*. Thèse de doctorat, École Normale Supérieure de Cachan.

[Guillemot *et al.*, 2011a] GUILLEMOT, N., BEAUBIER, B., BRAHAM, T., LARTIGUE, C. et BILLARDON, R. (2011a). A hybrid approach to predict residual stresses induced by ball-end tool finishing milling of a bainitic steel. *Advanced Materials Research*, 223:391–400.

[Guillemot *et al.*, 2010] GUILLEMOT, N., LARTIGUE, C., BILLARDON, R. et MAWUSSI, B. (2010). Prediction of the endurance limit taking account of the microgeometry after finishing milling. *International Journal on Interactive Design and Manufacturing*, 4:239–249. 10.1007/s12008-010-0104-6.

[Guillemot *et al.*, 2013] GUILLEMOT, N., MAWUSSI, B., LARTIGUE, C. et BILLARDON, R. (2013). A first approach to characterize the surface integrity generated by ball-end finishing milling. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 64(1-4):269–279.

[Guillemot *et al.*, 2009] GUILLEMOT, N., PESSARD, E., BILLARDON, R., MAWUSSI, B. K. et LARTIGUE, C. (2009). Influence de la topographie de surface induite par le fraisage sur la durée de vie en fatigue de l'acier 25CrMo4. 19e Congrès Français de Mécanique.

[Guillemot *et al.*, 2011b] GUILLEMOT, N., WINTER, M., SOUTO-LEBEL, A., LARTIGUE, C. et BILLARDON, R. (2011b). 3D heat transfer analysis for a hybrid approach to predict residual stresses after ball-end milling. *Procedia Engineering*, 19(0):125 – 131. 1st CIRP Conference on Surface Integrity (CSI).

[Hashimoto *et al.*, 2006] HASHIMOTO, F., GUO, Y. B. et WARREN, A. W. (2006). Surface integrity difference between hard turned and ground surfaces and its impact on fatigue life. *CIRP Annals-Manufacturing Technology*, 55(1):81–84.

[Hild *et al.*, 1992] HILD, F., BILLARDON, R. et MARQUIS, D. (1992). Hétérogénéité des contraintes et rupture des matériaux fragiles. *Comptes rendus de l'Académie des sciences. Série 2, Mécanique, Physique, Chimie, Sciences de l'univers, Sciences de la Terre*, 315(11):1293–1298.

[Hild et Roux, 1991] HILD, F. et ROUX, S. (1991). Fatigue initiation in heterogeneous brittle materials. *Mechanics research communications*, 18(6):409–414.

[Hirao, 1989] HIRAO, M. (1989). Determining temperature distribution on flank face of cutting tool. *Journal of Materials Shaping Technology*, 6(3):143–148.

[Jaeger, 1942] JAEGER, J. (1942). Moving sources of heat and the temperature of sliding contacts. In *J. and Proc. Roy. Soc. New South Wales*, volume 76, page 202.

[Javidi *et al.*, 2008] JAVIDI, A., RIEGER, U. et EICHLSEDER, W. (2008). The effect of machining on the surface integrity and fatigue life. *International Journal of fatigue*, 30(10):2050–2055.

[Jeelani et Musial, 1984] JEELANI, S. et MUSIAL, M. (1984). Effect of cutting speed and tool rake angle on the fatigue life of 2024-t351 aluminium alloy. *International journal of fatigue*, 6(3):169–172.

[Johnson et Cook, 1983] JOHNSON, G. R. et COOK, W. H. (1983). A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures. In *Proceedings of the 7th International Symposium on Ballistics*, volume 21, pages 541–547. The Hague, Netherlands : International Ballistics Committee.

[Jung *et al.*, 2001] JUNG, Y.-H., KIM, J.-S. et HWANG, S.-M. (2001). Chip load prediction in ball-end milling. *Journal of Materials Processing Technology*, 111(1):250–255.

[Kalvoda et Hwang, 2009] KALVODA, T. et HWANG, Y.-R. (2009). Impact of various ball cutter tool positions on the surface integrity of low carbon steel. *Materials & Design*, 30(9):3360–3366.

[Komanduri et Hou, 2001] KOMANDURI, R. et HOU, Z. B. (2001). Thermal modeling of the metal cutting process — Part III : temperature rise distribution due to the combined effects of shear plane heat source and the tool–chip interface frictional heat source. *International Journal of Mechanical Sciences*, 43(1):89 – 107.

[Kröner, 1961] KRÖNER, E. (1961). Zur plastischen verformung des vielkristalls. *Acta metallurgica*, 9(2):155–161.

[Lebrun, 2009] LEBRUN, J. L. (2009). Origine des contraintes résiduelles, méthodes de mesure. Cours de Master 2, Arts et Métiers ParisTech.

[Lee et Altintaş, 1996] LEE, P. et ALTINTAŞ, Y. (1996). Prediction of ball-end milling forces from orthogonal cutting data. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 36(9):1059–1072.

[Lemaitre et Doghri, 1994] LEMAITRE, J. et DOGHRI, I. (1994). Damage 90 : a post processor for crack initiation. *Computer methods in applied mechanics and engineering*, 115(3):197–232.

[Lemaitre *et al.*, 1999] LEMAITRE, J., SERMAGE, J. P. et DESMORAT, R. (1999). A two scale damage concept applied to fatigue. *International Journal of Fracture*, 97(1-4): 67–81.

[Lieurade, 2008] LIEURADE, H. P. (2008). Rôle de l'usinage sur la tenue en fatigue. Fatigue et procédés – CETIM Senlis.

[Limido, 2008] LIMIDO, J. (2008). *Étude de l'effet de l'usinage grande vitesse sur la tenue en fatigue de pièces aéronautiques*. Thèse de doctorat, Université Toulouse III – Paul Sabatier.

[Macherauch et Kloss, 1986] MACHERAUCH, E. et KLOSS, K. H. (1986). Proceedings of the international conference on residual stresses. pages 3–26. Garmish-Partenkirchen (Germany).

[Mantle et Aspinwall, 2001] MANTLE, A. L. et ASPINWALL, D. K. (2001). Surface integrity of a high speed milled gamma titanium aluminide. *Journal of Materials Processing Technology*, 118(1):143–150.

[Matsumoto *et al.*, 1999] MATSUMOTO, Y., HASHIMOTO, F. et LAHOTI, G. (1999). Surface integrity generated by precision hard turning. *CIRP Annals-Manufacturing Technology*, 48(1):59–62.

[Mella *et al.*, 2014] MELLA, P., BILLARDON, R. et DESMORAT, R. (2014). A probabilistic two-scale approach to predict the high cycle fatigue behaviour of Ti-Al6-V4 parts machined by high pressure water jet assisted turning. volume 891, pages 791–796. Trans Tech Publ.

[Merchant, 1945] MERCHANT, M. E. (1945). Mechanics of the metal cutting process I. orthogonal cutting and type 2 chip. *Journal of applied physics*, 16:267–275.

[Metcut, 1980] METCUT (1980). *Handbook, Machining Data*. Inc., Cincinnati, OH.

[Ming *et al.*, 2003] MING, C., FANGHONG, S., HAILI, W., RENWEI, Y., ZHENGHONG, Q. et SHUQIAO, Z. (2003). Experimental research on the dynamic characteristics of the cutting temperature in the process of high-speed milling. *Journal of materials processing technology*, 138(1):468–471.

[Mondelin, 2012] MONDELIN, A. (2012). *Modélisation de l'intégrité des surfaces usinées : Application au cas du tournage de finition de l'acier inoxydable 15-5PH*. Thèse de doctorat, École Centrale de Lyon.

[Morel et Palin-Luc, 2002] MOREL, F. et PALIN-LUC, T. (2002). A non-local theory applied to high cycle multiaxial fatigue. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 25(7):649–665.

[M'Saoubi *et al.*, 2008] M'SAOUBI, R., OUTEIRO, J. C., CHANDRASEKARAN, H. et DILLON JR, O. W. (2008). A review of surface integrity in machining and its impact on functional performance and life of machined products. *International Journal of Sustainable Manufacturing*, 1(1):203–236.

[Müller et Renz, 2003] MÜLLER, B. et RENZ, U. (2003). A fast fiber-optic two-color pyrometer for temperature measurements of metallic surfaces with varying emissivities. In *AIP Conference Proceedings*, volume 684, page 741.

[Mura, 1987] MURA, T. (1987). *Micromechanics of defects in solids*, volume 3. Kluwer Academic Pub.

[Nasr *et al.*, 2007] NASR, M. N. A., NG, E.-G. et ELBESTAWI, M. A. (2007). Modelling the effects of tool-edge radius on residual stresses when orthogonal cutting AISI 316L. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 47(2):401 – 411.

[Neuber, 1961] NEUBER, H. (1961). Theory of stress concentration for shear-strained prismatical bodies with arbitrary nonlinear stress-strain law. *Journal of Applied Mechanics*, 28:544.

[NF E 05-017, 1986] NF E 05-017 (1986). Normalisation française AFNOR. Chapitre E 05-17, États de surface des produits, détermination des surfaces mesurées. N° ISSN 0335-3931.

[NF EN ISO 25178-2, 2008] NF EN ISO 25178-2 (2008). Spécification géométrique des produits (GPS) – États de surface : surfacique – Partie 2 : termes, définitions et paramètres d'états de surface.

[Nguyen Thi Thu, 2008] NGUYEN THI THU, H. (2008). Effet des hétérogénéités microstructurales sur le comportement en fatigue multiaxiale à grand nombre de cycles : application à l'usinage assisté laser.

[Novovic *et al.*, 2004] NOVOVIC, D., DEWES, R. C., ASPINWALL, D. K., VOICE, W. et BOWEN, P. (2004). The effect of machined topography and integrity on fatigue life. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 44(2–3):125 – 134.

[Noyan et Cohen, 1987] NOYAN, I. C. et COHEN, J. B. (1987). *Residual Stress : Measurement by Diffraction and Interpretation*. Springer-Verlag.

[Outeiro *et al.*, 2006] OUTEIRO, J. C., UMBRELLO, D. et M'SAOUBI, R. (2006). Experimental and numerical modelling of the residual stresses induced in orthogonal cutting of aisi 316l steel. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 46:1786–1794.

[Oxley, 1989] OXLEY, P. L. B. (1989). *Mechanics of machining : An analytical approach to assess machinability*. Ellis Horwood Limited.

[Oxley et Hastings, 1976] OXLEY, P. L. B. et HASTINGS, W. F. (1976). Minimum work as a possible criterion for determining the frictional conditions at the tool/chip interface in machining. *Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences*, 282(1310):565–584.

[O'Sullivan et Cotterell, 2001] O'SULLIVAN, D. et COTTERELL, M. (2001). Temperature measurement in single point turning. *Journal of Materials Processing Technology*, 118(1–3):301 – 308.

[Palin-Luc et Lasserre, 1998] PALIN-LUC, T. et LASSERRE, S. (1998). An energy based criterion for high cycle multiaxial fatigue. *European Journal of Mechanics-A/Solids*, 17(2):237–251.

[Papadopoulos, 1994] PAPADOPOULOS, I. (1994). A new criterion of fatigue strength for out-of-phase bending and torsion of hard metals. *International Journal of Fatigue*, 16(6):377 – 384.

[Pellas *et al.*, 1977] PELLAS, J., BAUDIN, G. et ROBERT, M. (1977). Mesure et calcul du seuil de fissuration après surcharge. *Recherche aérospatiale*, 3:191–201.

[Pessard *et al.*, 2009] PESSARD, E., MOREL, F. et MOREL, A. (2009). The anisotropic fatigue behavior of forged steel. *Advanced Engineering Materials*, 11(9):732–735.

[Peterson, 1974] PETERSON, R. E. (1974). Stress concentration factors. *John Willey & Sons, New*.

[Pina *et al.*, 1997] PINA, J., DIAS, A., FRANÇOIS, M. et LEBRUN, J. L. (1997). Residual stresses and crystallographic texture in hard-chromium electroplated coatings. *Surface and Coatings Technology*, 96(2–3):148 – 162.

[Potdar et Zehnder, 2003] POTDAR, Y. K. et ZEHNDER, A. T. (2003). Measurements and simulations of temperature and deformation fields in transient metal cutting. *ASME Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 125(4):645–655.

[Poulachon *et al.*, 2005] POULACHON, G., ALBERT, A., SCHLURAFF, M. et JAWAHIR, I. S. (2005). An experimental investigation of work material microstructure effects on white layer formation in pcbn hard turning. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 45(2):211–218.

[Quinsat, 2004] QUINSAT, Y. (2004). *Contribution au choix de stratégies d'usinage : application à la finition des pièces de formes complexes*. Thèse de doctorat, Université Blaise Pascal – Clermont II.

[Quinsat *et al.*, 2011] QUINSAT, Y., LAVERNHE, S. et LARTIGUE, C. (2011). Characterization of 3d surface topography in 5-axis milling. *Wear*, 271(3):590–595.

[Ramos *et al.*, 2003] RAMOS, A. M., RELVAS, C. et SIMÕES, J. A. (2003). The influence of finishing milling strategies on texture, roughness and dimensional deviations on the machining of complex surfaces. *Journal of Materials Processing Technology*, 136(1–3):209 – 216.

[Rech *et al.*, 2008] RECH, J., HAMDI, H. et VALETTE, S. (2008). Workpiece surface integrity. In DAVIM, J. P., éditeur : *Machining : Fundamentals and Recent Advances*, chapitre 3, pages 59–96. Springer.

[Reed et Viens, 1960] REED, E. C. et VIENS, J. A. (1960). The influence of surface residual stress on fatigue limit of titanium. *Journal of Engineering for Industry*, 82:76.

[Richardson *et al.*, 2006] RICHARDSON, D. J., KEAVEY, M. A. et DAILAMI, F. (2006). Modelling of cutting induced workpiece temperatures for dry milling. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 46(10):1139–1145.

[Rossini *et al.*, 2012] ROSSINI, N., DASSISTI, M., BENYOUNIS, K. et OLABI, A. (2012). Methods of measuring residual stresses in components. *Materials & Design*, 35:572–588.

[Roux, 2007] ROUX, G. (2007). *Prévision des contraintes résiduelles induites par le soudage TIG d'un acier martensitique (X10CrMoVNb9-1)*. Thèse de doctorat, Université Pierre et Marie Curie – Paris 6.

[Sasahara, 2005] SASAHARA, H. (2005). The effect on fati gue life of residual stress and surface hardness resulting from different cutting conditions of 0.45%C steel. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 45(2):131 – 136.

[Sauzay, 2000] SAUZAY, M. (2000). *Effets de surface et d'anisotropie en fatigue multiaxiale*. Thèse de doctorat.

[Schmidt *et al.*, 1944] SCHMIDT, A. O., GILBERT, W. W. et BOSTON, O. W. (1944). *A Thermal-balance Method and Mechanical Investigation for Evaluating Machinability*.

[Seyedi *et al.*, 2004] SEYEDI, M., DESMORAT, R. et SERMAGE, J. (2004). A two scale model for thermo-mechanical high cycle fatigue failure. In *European Conference on Fracture ECF*, volume 15.

[Shet et Deng, 2003] SHET, C. et DENG, X. (2003). Residual stresses and strains in orthogonal metal cutting. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 43(6):573 – 587.

[Sines, 1959] SINES, G. (1959). Behavior of metals under complex static and alternating stresses. In WAISMAN, J. L., éditeur : *Metal Fatigue*, pages 145–169. McGraw-Hill, New York.

[Souto-Lebel, 2010] SOUTO-LEBEL, A. (2010). Prise en compte de l'intégrité de surface générée en fraisage de finition dans un modèle d'endommagement en fatigue. Mémoire de Master 2 MAGIS, LMT-Cachan.

[Souto-Lebel *et al.*, 2011] SOUTO-LEBEL, A., GUILLEMOT, N., LARTIGUE, C. et BILLARDON, R. (2011). Characterization and influence of defect size distribution induced by ball-end finishing milling on fatigue life. *Procedia Engineering*, 19(0):343 – 348. 1st CIRP Conference on Surface Integrity (CSI).

[Stephenson, 1993] STEPHENSON, D. A. (1993). Tool-work thermocouple temperature measurements : theory and implementation issues. *Journal of Engineering for industry*, 115(4):432–437.

[Sun et Guo, 2009] SUN, J. et GUO, Y. B. (2009). A comprehensive experimental study on surface integrity by end milling Ti–6Al–4V. *Journal of Materials Processing Technology*, 209(8):4036 – 4042.

[Suraratchai *et al.*, 2008] SURARATCHAI, M., LIMIDO, J., MABRU, C. et CHIERAGATTI, R. (2008). Modelling the influence of machined surface roughness on the fatigue life of aluminium alloy. *International Journal of Fatigue*, 30(12):2119 – 2126.

[Sutter *et al.*, 2003] SUTTER, G., FAURE, L., MOLINARI, A., RANC, N. et PINA, V. (2003). An experimental technique for the measurement of temperature fields for the orthogonal cutting in high speed machining. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 43(7):671 – 678.

[Takeuchi *et al.*, 1982] TAKEUCHI, Y., SAKAMOTO, M. et SATA, T. (1982). Improvement in the working accuracy of an NC lathe by compensating for thermal expansion. *Precision Engineering*, 4(1):19 – 24.

[Tarasov *et al.*, 1958] TARASOV, L. P., HYLER, W. S. et LETNER, H. R. (1958). Effects of grinding direction and of abrasive tumbling on the fatigue limit of hardened steel. In *Am. Soc. Test. Mater.*, volume 58, pages 528–539.

[Taylor et Clancy, 1991] TAYLOR, D. et CLANCY, O. M. (1991). The fatigue performance of machined surfaces. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 14(2-3):329–336.

[Toh, 2004] TOH, C. K. (2004). Surface topography analysis in high speed finish milling inclined hardened steel. *Precision Engineering*, 28(4):386–398.

[Tönshoff *et al.*, 2000] TÖNSHOFF, H. K., ARENDT, C. et BEN AMOR, R. (2000). Cutting of hardened steel. *CIRP Annals-Manufacturing Technology*, 49(2):547–566.

[Tonshoff et Brinksmeier, 1980] TONSHOFF, H. K. et BRINKSMEIER, E. (1980). Determination of the mechanical and thermal influences on machined surfaces by microhardness and residual stress analysis. *Annals of the CIRP*, 29(2):519 – 530.

[Tournier, 2010] TOURNIER, C. (2010). *Usinage à grande vitesse : Technologies, modélisations et trajectoires*. Dunod.

[Ulutan *et al.*, 2007] ULUTAN, D., ERDEM ALACA, B. et LAZOGLU, I. (2007). Analytical modelling of residual stresses in machining. *Journal of Material Processing Technology*, 183:77–87.

[Valiorgue, 2008] VALIORGUE, F. (2008). *Simulation des processus de génération de contraintes résiduelles en tournage du 316L, Nouvelle approche numérique et expérimentale*. Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne.

[Valiorgue *et al.*, 2007] VALIORGUE, F., RECH, J., HAMDI, H., GILLES, P. et BERGHEAU, J. (2007). A new approach for the modelling of residual stresses induced by turning of 316L. *Journal of materials processing technology*, 191(1):270–273.

[Weibull, 1939] WEIBULL, W. (1939). *The phenomenon of rupture in solids*. Generalstabens Litografiska Anst.

[Withers, 2007] WITHERS, P. J. (2007). Residual stress and its role in failure. *Reports on Progress in Physics*, 70(12):2211.

[Withers *et al.*, 2008] WITHERS, P. J., TURSKI, M., EDWARDS, L., BOUCHARD, P. J. et BUTTLE, D. J. (2008). Recent advances in residual stress measurement. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 85(3):118 – 127. Special Issue : The Impact of Secondary and Residual Stresses on Structural Integrity.

[Yaacoub Agha, 1996] YAACOUB AGHA, H. (1996). *Tolérance aux défauts initiaux : Application à une fonte G. S. en fatigue*. Thèse de doctorat, École Normale Supérieure de Cachan.

[Young, 1996] YOUNG, H.-T. (1996). Cutting temperature responses to flank wear. *Wear*, 201(1):117–120.

[Yourong *et al.*, 1998] YOURONG, L., JIAJUN, L., BAOLIANG, Z. et ZHI, D. (1998). Temperature distribution near cutting edge of ceramic cutting tools measured by thermal video system (TVS). *Prog. Nat. Sci*, 8(1):44–50.

Résumé

L'objet de cette thèse est la prise en compte des effets du fraisage de finition dans un modèle d'endommagement en fatigue. Les procédés d'usinage tels que le fraisage sont connus pour imposer de fortes sollicitations thermomécaniques, pouvant altérer les propriétés géométriques (rugosité, arrachements) et mécaniques (contraintes résiduelles, écrouissages) en surface et sous-surface des pièces produites. Ces propriétés, regroupées sous le terme d'intégrité de surface, sont susceptibles d'affecter significativement la tenue en fatigue des pièces fabriquées. Cette problématique a été traitée pour le cas particulier du fraisage de finition à l'outil hémisphérique d'aciers à microstructure bainitique. Plusieurs axes d'étude ont été suivis, à commencer par la mesure et la caractérisation de l'intégrité de surface, et en particulier de son caractère anisotrope. Dans un deuxième temps, le rôle joué par l'intégrité de surface lors de sollicitations en fatigue a été mis en évidence au travers d'une campagne d'essais de flexion portant sur différents types de surface. Ces travaux à dominante empirique ont été complétés par l'étude et l'amélioration d'une approche hybride visant à mêler données expérimentales et modélisation pour prévoir rapidement et efficacement les profils de contraintes résiduelles induits par le procédé. Enfin, la dernière partie de l'étude a porté sur la prise en compte des résultats ainsi obtenus dans un modèle d'endommagement dit à deux échelles, dans le but de représenter, et dans la mesure du possible de prévoir, l'effet de l'intégrité de surface sur le comportement en fatigue du matériau.

Abstract

This thesis focuses on the effects of finishing milling on fatigue damage. Machining processes such as milling are known to incur high thermomechanical loadings, which alter the geometrical (roughness) and mechanical (residual stresses, strain hardening) properties of the surface and sub-surface of produced parts. These properties, designated as surface integrity, are likely to affect significantly the fatigue strength of machined parts. The problem has been studied here in the case of the ball-end tool finishing milling of bainitic steels. Several approaches were followed, starting with the measurement and characterization of surface integrity, and especially of its anisotropic nature. Secondly, the role played by surface integrity during fatigue behaviour was highlighted through a bending test campaign including different surface types. These mainly empirical works were completed with the study and improvement of a hybrid approach aiming at combining experimental data and modelling in order to predict quickly and efficiently the residual stress profiles induced by the process. Finally, the last part of the study has dealt with taking account of the results thus obtained in a so-called two-scale damage model, in order to describe, and insofar as possible, to predict the fatigue behaviour of the machined material.