



HAL
open science

Prise en compte de l'intégrité de surface pour la prévision de la tenue en fatigue de pièces usinées en fraisage

Nicolas Guillemot

► **To cite this version:**

Nicolas Guillemot. Prise en compte de l'intégrité de surface pour la prévision de la tenue en fatigue de pièces usinées en fraisage. Autre. École normale supérieure de Cachan - ENS Cachan, 2010. Français. NNT : 2010DENS0052 . tel-00610030v2

HAL Id: tel-00610030

<https://theses.hal.science/tel-00610030v2>

Submitted on 31 Aug 2011

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-(2010/265)

**THESE DE DOCTORAT
DE L'ECOLE NORMALE SUPERIEURE DE CACHAN**

Présentée par

Monsieur Nicolas GUILLEMOT

pour obtenir le grade de

DOCTEUR DE L'ECOLE NORMALE SUPERIEURE DE CACHAN

Domaine :

MECANIQUE – GENIE MECANIQUE – GENIE CIVIL

Titre de la thèse :

**Prise en compte de l'intégrité de surface
pour la prévision de la tenue en fatigue de pièces usinées
en fraisage**

Thèse soutenue à Cachan le 13 décembre 2010 devant le jury composé de :

J.Y. HASCOET	Professeur, Ecole Centrale Nantes	Président
S. CALLOCH	Professeur, ENSIETA Brest	Rapporteur
G. POULACHON	Professeur, Arts et Métiers ParisTech Centre Cluny	Rapporteur
J.-L. LEBRUN	Maître de conférences, Directeur Recherche ESTP	Examineur
P. DAGUIER	Docteur ingénieur, ASCOMETAL	Invité
B. MAWUSSI	Maître de conférences HDR, Université Paris 13	Co-encadrant
R. BILLARDON	Professeur, Université Pierre et Marie Curie	Directeur de thèse
C. LARTIGUE	Professeur, Université Paris-Sud 11	Directeur de thèse

Laboratoire Universitaire de Recherche en Production Automatisée
ENS de Cachan / EA 1385 / Université Paris-Sud 11

Laboratoire de Mécanique et Technologie
ENS de Cachan / CNRS / UMR 8535 / UPMC

61, avenue du Président Wilson, 94235 CACHAN Cedex (France)

A mes parents,
ma famille,
mes amis

Remerciements

Ces travaux de thèse ont été réalisés au LURPA (Laboratoire Universitaire de Recherche en Production Automatisée) et au LMT-Cachan (Laboratoire de Mécanique et Technologie) en collaboration avec la société ASCOMETAL. Je remercie respectivement M. Luc Mathieu et M. Ahmed Benallal pour m'avoir accueilli dans ces laboratoires au sein de l'équipe GEO3D pour le LURPA et l'UTR multi-physiques du secteur matériau pour le LMT.

Je remercie particulièrement le jury d'avoir accepté de participer à l'évaluation de ce travail. Merci à M. Jean-Yves Hascoët de m'avoir fait l'honneur de présider ce jury même si, comme il le dit si bien, je suis un garçon « embêtant » à vouloir usiner en inclinant l'outil en arrière. Un grand merci de même à M. Sylvain Calloch et M. Gérard Poulachon pour l'intérêt qu'ils ont porté à ce travail en acceptant d'être rapporteurs.

Je remercie tout autant M. Pascal Daguier et M. Hervé Michaud d'ASCOMETAL CREAS de m'avoir accueilli plusieurs fois à Hagondange et m'avoir soutenu techniquement tout au long de cette thèse. Un grand merci à Fred pour sa dextérité sur le Vibrophore. Un énorme merci à Laurent Flacelière, anciennement ASCOMETAL, sans qui le bon déroulement de cette thèse aurait été très sérieusement compromis.

Je remercie vivement Jean-Lou Lebrun pour ses nombreux conseils avisés, notamment sur les contraintes résiduelles. Merci aussi à Etienne et à toute l'équipe d'Angers auprès de qui j'ai pu beaucoup apprendre sur la fatigue.

Merci aussi à M. Wilfried Seiler pour m'avoir accueilli plusieurs fois au sein du PIMM à l'ENSAM de Paris pour mesurer mes largeurs de corde récalcitrantes...

J'adresse bien sûr ma plus grande reconnaissance à Claire, René et Bernardin pour leur encadrement, leur disponibilité, leurs conseils et leur incroyable motivation au cours de ces 3 années. Merci à Claire de m'avoir fait comprendre qu'à un moment « le mieux est l'ennemi du bien » ! De même, j'adresse d'énormes remerciements à Benito et Stall que j'ai eu le plaisir d'encadrer lors de leurs très bons stages de recherche de M2.

Merci pour la double ambiance de labo : deux fois plus de bars, de café, de blagues, de conversations rugbystiques mais aussi scientifiques. En mélangeant les labos et le DGM, je vais essayer de ne pas oublier trop de monde en remerciant Boubou, Frizou, Bibou, Loulou, genou, hibou, ... Yann (pour ses conseils avisés et ses blagues distinguées), Danielle, Panpan, Tonton, Piwi, Topho, Eric, Xavier, Robin, Moun, Sexo, Julien, Nathalie et ses gâteaux, Dom, Alain, Patrick, Camille, Op'. Merci aussi à Jean-François, Dominique, Philippe, Francis,

Patrice, Jean et Jean-Paul pour leur aide. Je n'oublie bien sûr pas ceux qui m'ont beaucoup aidé pour les pré-soutenances : Anne, Manue, Sylvain, François, Martin, PAB, Bruno, François, pipo et bimbo... Et merci au petit Pedrito et au grand Renaud, mes 2 formidables ex-co-bureaux.

Un grand merci à mes parents, ma grand-mère, Ben, les copains qui se sont déplacés pour m'encourager à la soutenance, ceux qui ont participé au pot, et tous ceux qui sont venu festoyer ensuite au bistrot de l'ovalie ! Merci beaucoup pour les cadeaux et les montages sous Photoshop... Ils sont vraiment très crédibles...

Table des matières

Table des matières	7
Liste des notations	13
Introduction	17
CHAPITRE 1: INFLUENCE DE L'USINAGE SUR LA FATIGUE À GRAND NOMBRE DE CYCLES.....	21
1. INTÉGRITÉ DE SURFACE	22
1.1. Définition	22
1.2. Ordres de grandeurs associés à l'intégrité des pièces usinées.....	23
1.3. Origine des contraintes résiduelles en usinage.....	24
2. DURÉE DE VIE EN FATIGUE.....	27
2.1. Courbes contrainte-nombre de cycles à rupture (courbe de Wöhler)	27
2.1.1. Détermination expérimentale.....	27
2.1.2. Modélisation de la courbe S-N	29
2.2. Étude de l'endurance.....	30
2.2.1. Critère basé sur un seuil de non propagation.....	30
2.2.2. Critère de Dang-Van.....	32
2.2.3. Critère d'endommagement à deux échelles	33
3. INFLUENCE DE L'INTÉGRITÉ DE SURFACE SUR LA TENUE EN FATIGUE	34
3.1. Fatigue influencée par la microgéométrie.....	34
3.1.1. Influence des paramètres de rugosité.....	34
3.1.2. Direction des stries d'usinage.....	35
3.1.3. Microgéométrie et concentration de contrainte	36
3.1.3.1. Approche empirique.....	36
3.1.3.2. Simulation par éléments finis.....	38
3.1.4. Concentration de contrainte en fatigue	39
3.1.5. Approches basées sur la mécanique linéaire de la rupture	40
3.1.5.1. Approche empirique.....	40
3.1.5.2. Approche basée sur un seuil de non-propagation	41
3.1.6. Synthèse	45
3.2. Fatigue influencée par l'état mécanique non standard généré en sous-surface	45
3.2.1. Influence des contraintes résiduelles	46
3.2.1.1. Contraintes résiduelles générées en tournage.....	46

3.2.1.2. Contraintes résiduelles générées par d'autres procédés.....	48
3.2.2. Influence de l'écroûissage et des changements microstructuraux	51
4. FRAISAGE DE PIÈCES DE FORMES COMPLEXES.....	55
4.1. Usinage Grande Vitesse (UGV).....	55
4.2. Usinage de pièces de formes complexes.....	56
4.3. Stratégies d'usinage en FAO.....	59
5. CONCLUSION	61
CHAPITRE 2: CARACTÉRISATION DE L'INTÉGRITÉ DE SURFACE GÉNÉRÉE	
 EN FRAISAGE DE FINITION	63
1. ETAT DE L'ART DE L'INFLUENCE DES CONDITIONS DE FRAISAGE SUR L'INTÉGRITÉ DE	
SURFACE.....	64
1.1. Influence du fraisage avec outil hémisphérique sur la microgéométrie.....	64
1.1.1. Influence des paramètres de coupe	64
1.1.2. Influence de l'inclinaison d'outil	66
1.2. Influence du fraisage avec outil hémisphérique sur l'état mécanique local.....	69
1.2.1. Avantages de l'analyse par diffraction X.....	69
1.2.2. Influence des paramètres de coupe	69
1.2.2.1. Influence sur les contraintes résiduelles.....	69
1.2.2.2. Influence sur la microdureté.....	71
1.2.3. Influence de l'inclinaison de l'outil	71
1.2.4. Rôle des inclusions	73
1.2.5. Autres paramètres	74
1.3. Synthèse	75
2. PRÉSENTATION DES CONDITIONS EXPÉRIMENTALES D'USINAGE	76
2.1. Matériau étudié.....	76
2.2. Conditions expérimentales d'usinage	76
2.3. Influence de l'inclinaison d'outil sur la vitesse effective de coupe	77
3. CARACTÉRISATION 3D DE LA MICROGÉOMÉTRIE EN FONCTION DES CONDITIONS DE COUPE	80
3.1. Caractéristiques du système de mesure.....	80
3.2. Paramètres de Birmingham	81
3.2.1. Définitions	81
3.2.2. Influence des dimensions de la zone explorée.....	83
3.3. Influence de l'inclinaison outil sur la microgéométrie	85

3.3.1.	Analyse des topographies de surface	85
3.3.2.	Analyse des paramètres de Birmingham calculés.....	87
3.4.	Influence des paramètres de coupe	89
3.4.1.	Analyse des topographies de surface	90
3.4.2.	Analyse des paramètres de Birmingham calculés.....	90
3.5.	Mesure des efforts de coupe en fonction de l'inclinaison outil	92
3.6.	Synthèse	95
4.	CARACTÉRISATION DE L'ÉTAT MÉCANIQUE EN FONCTION DES CONDITIONS DE COUPE	97
4.1.	Présentation du dispositif de mesure par diffraction X.....	97
4.2.	Paramètres de coupe étudiés	98
4.3.	Résultats des mesures.....	99
4.3.1.	Influence de l'inclinaison d'outil.....	99
4.3.2.	Influence de l'avance et de la vitesse de coupe	100
4.3.3.	Influence de la hauteur de crête	102
4.3.3.1.	<i>Résultats de l'influence de la hauteur de crête.....</i>	<i>102</i>
4.3.3.2.	<i>Estimation 3D de la vitesse effective de coupe.....</i>	<i>104</i>
4.4.	Microstructure en sous-surface et usure de l'outil	105
4.5.	Synthèse	106
5.	COUPLAGE ENTRE LA MICROGÉOMÉTRIE ET L'ÉTAT MÉCANIQUE LOCAL	108
5.1.	Analyse moyenne des contraintes résiduelles	108
5.1.1.	Mesure sur une nuance standard.....	108
5.1.2.	Rôle des inclusions sur l'usinabilité du matériau	109
5.2.	Mesures locales le long des crêtes	111
5.2.1.	Microgéométrie après polissage électrolytique	111
5.2.2.	Analyse des contraintes résiduelles le long des crêtes.....	113
5.2.3.	Analyse des largeurs de corde	117
6.	CONCLUSION	119
CHAPITRE 3: PRÉVISION DE L'INTÉGRITÉ DE SURFACE EN FRAISAGE		121
1.	PRÉVISION DES DÉFAUTS DE RUGOSITÉ EN SURFACE.....	122
1.1.	Simulation de la topographie à partir des conditions de coupe locales.....	122
1.2.	Simulation adaptée à un calcul prévisionnel de durée de vie de la pièce	123
2.	PRÉVISION DES CONTRAINTES RÉSIDUELLES DANS LA LITTÉRATURE	124
2.1.	Approche numérique.....	124

2.2.	Approche analytique	126
2.3.	Approche mixte.....	129
2.3.1.	Détermination du chargement mécanique	130
2.3.2.	Détermination du chargement thermique.....	132
2.3.3.	Simulation numérique.....	133
2.4.	Conclusion sur les différentes approches.....	134
3.	EXTENSION DU MODÈLE MIXTE AU CAS DU FRAISAGE : MÉTHODE STRESMILL.....	135
3.1.	Principe du modèle.....	136
3.2.	Mesure des efforts de coupe globaux.....	139
3.3.	Détermination du chargement mécanique sur la pièce usinée finale à partir de la mesure des efforts	140
3.3.1.	Calcul des efforts élémentaires sur les segments d'arête de coupe	140
3.3.2.	Détermination des coefficients spécifiques d'arête	143
3.3.3.	Répartition des chargements entre les zones de cisaillement	144
3.4.	Représentation 2D d'un mouvement de coupe 3D	146
3.5.	Détermination des sollicitations thermiques en sous-surface	147
3.6.	Identification des paramètres matériau du modèle.....	149
3.7.	Application du modèle à un cas d'usinage.....	150
3.7.1.	Identification de la répartition du chargement.....	150
3.7.1.1.	<i>Chargement mécanique</i>	150
3.7.1.2.	<i>Chargement thermique</i>	153
3.7.2.	Résultat avec chargement mécanique uniquement	153
3.7.3.	Résultat avec chargement thermomécanique.....	154
3.7.4.	Sensibilité au flux de chaleur.....	156
3.7.5.	Discussion sur les autres cas d'usinage	157
4.	CONCLUSION	159

**CHAPITRE 4: MISE EN ÉVIDENCE DE L'INFLUENCE DE L'INTÉGRITÉ DE
SURFACE SUR LE COMPORTEMENT MÉCANIQUE 161**

1.	CARACTÉRISATION DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE D'UN ACIER 50CrMo4 BAINITIQUE	162
1.1.	Présentation de l'acier 50CrMo4	162
1.2.	Identification du comportement élasto-plastique.....	163
2.	MISE EN ÉVIDENCE DES DIFFÉRENTS MÉCANISMES DE RUPTURE EN FATIGUE.....	167
2.1.	Influence de la microgéométrie en traction-compression	167

2.1.1.	Évaluation de la limite d'endurance moyenne.....	167
2.1.2.	Dispersion associée au type d'essai effectué	172
2.1.3.	Synthèse	174
2.2.	Influence de l'intégrité de surface en flexion plane	174
2.2.1.	Courbes de fatigue	174
2.2.2.	Analyse des faciès de rupture	179
2.3.	Analyse de la dispersion à l'endurance	180
2.4.	Analyse de la dispersion en fatigue limitée.....	182
3.	COMPORTEMENT D'UNE ÉPROUVETTE SOUMISE À UN CHARGEMENT DE FLEXION 4 POINTS	184
3.1.	Protocole expérimental d'un essai de flexion in situ	184
3.1.1.	Identification des paramètres du matériau	185
3.1.2.	Simulation sans intégrité de surface	186
3.2.	Résultats des analyses des caractéristiques mécaniques	187
3.3.	Relaxation des contraintes résiduelles	190
4.	CONCLUSION	192

CHAPITRE 5: MODÉLISATION DU COMPORTEMENT EN FATIGUE À GRAND NOMBRE DE CYCLES DES PIÈCES USINÉES EN FRAISAGE ... 195

1.	APPROCHES MACROSCOPIQUES DÉTERMINISTES	196
1.1.	Prise en compte de la microgéométrie	196
1.1.1.	Mesure de la microgéométrie des éprouvettes de flexion.....	196
1.1.2.	Calcul à partir d'un profil de rugosité.....	197
1.2.	Prise en compte des contraintes résiduelles	201
2.	MODÉLISATION PROBABILISTE À DEUX ÉCHELLES DU COMPORTEMENT EN FGNC	203
2.1.	Cadre probabiliste	203
2.2.	Cas d'un endommagement par fissuration.....	206
2.3.	Cas d'un endommagement par micro-plasticité.....	208
2.3.1.	Modèle de base déterministe.....	208
2.3.2.	Modèle probabiliste	210
2.4.	Compétition entre micro-plasticité et micro-fissuration	213
2.5.	Cadre de la fatigue pour une pièce usinée en fraisage	216
3.	PRISE EN COMPTE DE LA MICROGÉOMÉTRIE	218
3.1.	Adaptation d'un modèle probabiliste de micro-fissuration.....	218
3.1.1.	Identification inverse de la distribution de défauts en surface.....	218

3.1.2. Mesure des tailles de défauts à partir de profils de rugosité.....	222
3.2. Modélisation à partir d'un calcul par éléments finis élastoplastique	223
3.2.1. Identification des paramètres du modèle d'endommagement	224
3.2.2. Influence de la microgéométrie sur la concentration de contrainte	225
4. CONCLUSION	227
Conclusion générale et perspectives	228
Références bibliographiques	233
Annexe A : Détermination des contraintes résiduelles par diffraction RX.....	243
Annexe B : Protocole expérimental et résultats des essais de mesure thermique	246
Annexe C : Essais monotone et cyclique de l'acier 25MnCrSiVB6 à température ambiante	250
Annexe D : Plans de définition des différents types d'éprouvettes.....	251
Annexe E : Calcul des facteurs d'hétérogénéité des contraintes des différentes éprouvettes	252
Annexe F : Identification des propriétés en fatigue à partir d'un essai d'auto-échauffement	254
Annexe G : Essais de recuit de relaxation des contraintes résiduelles.....	255

Liste des notations

Paramètres relatifs aux conditions de coupe :

V_c (m/min) Vitesse de coupe

V_{eff} (m/min) Vitesse effective de coupe moyenne

R (mm) Rayon nominal de l'outil

R_{eff} (mm) Rayon effectif de coupe

N (tr/min) Fréquence de rotation

f_z (mm/dent) Avance par dent

V_f (mm/min) Vitesse d'avance

a_p (mm) Profondeur de passe

$a_{p\ eff}$ (mm) Profondeur de passe effective moyenne

a_e (mm) Engagement radial

h_c (μm) Hauteur de crête programmée

β_f ($^\circ$) Angle d'inclinaison de l'outil

β_{fc} ($^\circ$) Angle critique définissant la zone pour laquelle la microgéométrie est endommagée

$\beta_{f(lim)}$ ($^\circ$) Angle limite correspondant à une vitesse de coupe effective moyenne nulle

Paramètres de rugosité surfacique de Birmingham :

S_q (μm) Moyenne quadratique des écarts

S_z (μm) Moyenne des cinq hauteurs les plus importantes de la surface

S_{sk} (s.u.) Asymétrie de la courbe de distribution des hauteurs

S_{ku} (s.u.) Étendue de la courbe de distribution des hauteurs

S_{al} (mm) Longueur de la plus rapide décroissance à 0.2 de l'autocorrélation

S_{ds} (pics/mm²) Densité de sommets

S_{tr} (s.u.) Rapport d'aspect de la texture

S_{td} ($^\circ$) Direction de texture

S_{dq} ($\mu\text{m}/\mu\text{m}$) Pente quadratique moyenne de la surface

S_{dr} (%) Surface développée

S_{sc} (1/ μm) Courbure moyenne arithmétique des sommets

S_{bi} (s.u.) Indice de portance

S_{ci} (s.u.) Indice de rétention de fluide du noyau

S_{vi} (s.u.) Indice de rétention de fluide des creux

Paramètres d'analyse des contraintes résiduelles et de l'érouissage :

- σ_{ij} (MPa) Tenseur des contraintes résiduelles
- θ (°) Angle de diffraction
- φ (°) Angle de pivotement du goniomètre
- ψ (°) Angle d'inclinaison du goniomètre
- $FWHM$ (°) Largeur de corde à mi-hauteur du pic de diffraction

Notations pour le modèle de prévision des contraintes résiduelles :

- θ (°) Angle de rotation de l'outil autour de l'axe Z
- θ_2 (°) Angle de rotation pour lequel les efforts de coupe sont extrêmes
- γ_n (°) Angle de coupe
- i_0 (°) Angle d'hélice sur la partie cylindrique de l'outil
- i (°) Angle d'inclinaison ou angle d'hélice local sur la partie hémisphérique de l'outil
- ZCS Zone de cisaillement secondaire
- ZCT Zone de cisaillement tertiaire
- $ZE3D, ZE2D$ Zones élémentaires 3D et 2D
- a (mm) Largeur de la zone en contact avec la matière dans la ZCT
- t_n (mm) Epaisseur du copeau
- db (mm) Largeur du copeau
- Ad_e (mm²) Section du copeau
- τ_s (MPa) Contrainte de cisaillement
- ϕ_n (°) Angle de cisaillement
- η (°) Angle d'évacuation du copeau
- β_n (°) Angle de friction
- K_{rc}, K_{tc} et K_{ac} (N/mm²) Coefficients spécifiques de coupe
- K_{re}, K_{te} et K_{ae} (N/mm²) Coefficients spécifiques d'arête
- F_x, F_y, F_z (N) Efforts de coupe mesurés dans le référentiel de la pièce
- $dF_{r1}, dF_{t1}, dF_{a1}$ (N) Efforts de coupe élémentaires radiaux, tangentiels et axiaux dans la ZCS
- $dF_{r2}, dF_{t2}, dF_{a2}$ (N) Efforts de coupe élémentaires radiaux, tangentiels et axiaux dans la ZCT
- $dP_{r2}, dP_{t2}, dP_{a2}$ (MPa) Coefficients de pression élémentaires dans la ZCT
- q (W.mm⁻²) Flux de chaleur
- μ_{ZCS} et μ_{ZCT} (s.u.) Coefficients de frottement des zones de cisaillement secondaire et tertiaire
- ρ (kg.m⁻³) Masse volumique

- α (K^{-1}) Coefficient de dilatation thermique
- C ($J.K^{-1}.kg^{-1}$) Chaleur spécifique
- λ ($W.m^{-1}.K^{-1}$) Conductivité thermique

Notations pour la description de l'état macroscopique du matériau :

- Σ_y Limite d'élasticité
- R_m Contrainte ultime ou limite à rupture
- $A\%$ Allongement en pourcent
- E, ν Module de Young et coefficient de poisson
- C_y, γ Coefficients d'écrouissage non-linéaire d'Armstrong-Frederick
- K_t Coefficient de concentration de contrainte
- K_f Coefficient de concentration de contrainte en fatigue
- \sqrt{area} Paramètre aire projetée du défaut (Murakami)
- Y Facteur de forme de l'entaille de microgéométrie

Paramètres de fatigue pour la description des courbes de Wöhler :

- σ_a Demi-amplitude du chargement
- σ_m Contrainte moyenne
- R_σ Rapport de charge
- $\overline{\Sigma_\infty}$ Limite d'endurance moyenne (autrement notée σ_D)
- $\overline{\overline{\Sigma_\infty}}$ Écart-type associé à la limite d'endurance moyenne

Notations pour la description de l'état microscopique du matériau :

- σ_{ij} Tenseur des contraintes
- X_{ij} Tenseur d'écrouissage cinématique linéaire
- $\varepsilon_{ij}, \varepsilon^e_{ij}, \varepsilon^p_{ij}$ Tenseurs des déformations totales, élastiques et plastiques
- σ_y^μ Limite d'élasticité microscopique (égale à $\overline{\Sigma_\infty}$)
- S, s Paramètres d'endommagement
- D Variable d'endommagement
- D_c Endommagement critique
- h Paramètre de fermeture des défauts
- k Paramètre de Drucker-Prager

Y^μ Taux de restitution d'énergie élastique
 a, b Paramètres d'Eshelby pour une inclusion sphérique

Notations pour la modélisation probabiliste de la mécanique de la rupture :

K_c Tenacité du matériau
 K_{th} Facteur d'intensité des contraintes
 a Taille de demi-entaille
 H_m Facteur d'hétérogénéité des contraintes
 f_0 Fonction densité de probabilité
 V_0 Volume du volume élémentaire représentatif (VER)
 P_{F0} Probabilité de rupture d'un élément de volume représentatif
 P_F Probabilité de rupture de la structure
 a_c Taille du plus petit défaut d'entaille critique
 a_M Taille maximale d'un défaut d'entaille
 Σ_{th} Contrainte cyclique seuil (sous cette contrainte, la rupture ne peut pas avoir lieu)
 $g(R_\sigma)$ Paramètre de rapport de charge de Pellas

Introduction

La durée de vie en fatigue des structures est un problème toujours d'actualité depuis le début de l'ère industrielle au milieu du 19^{ème} siècle. De nombreux accidents sont encore aujourd'hui causés par la rupture de pièces soumises à des sollicitations cycliques. Dans de nombreux cas, par exemple les transports (automobile, ferroviaire ou aéronautique), la rupture en fatigue d'une pièce de structure ou du moteur peut avoir des conséquences désastreuses pour la sécurité des passagers. Le dimensionnement en fatigue des pièces mécaniques nécessite la maîtrise de l'état de la pièce elle-même (son matériau, sa géométrie et sa surface), du chargement appliqué et si possible de l'environnement (température, eau, produit chimique, ...). En s'intéressant plus particulièrement à l'influence de l'état de la pièce, la géométrie et le comportement du matériau à cœur sont des aspects classiquement étudiés pour comprendre les mécanismes de rupture en fatigue. En revanche, l'intégrité de surface de la pièce générée par le procédé de fabrication, bien qu'influence sur la tenue en fatigue, est encore très peu étudiée. Dans ce contexte de fabrication de pièces de sécurité, l'usinage est un procédé très utilisé qu'il est indispensable de maîtriser car il peut induire des transformations microgéométriques, mécaniques et métallurgiques, très influentes sur l'intégrité de surface et donc sur la durée de vie de la pièce.

Les travaux présentés dans ce mémoire abordent le cas du fraisage des pièces de formes complexes comme par exemple les aubes ou rouets de turbine, les trains d'atterrissage, ou les moules et matrices. Ce type de pièces possédant des enchaînements de formes convexes et concaves, elles sont souvent usinées en 3 ou 5 axes à l'aide d'outils hémisphériques ou toriques. Les travaux seront donc limités à l'étude du fraisage des aciers à hautes limites d'élasticité avec des outils hémisphériques.

La problématique des travaux présentés dans ce mémoire est donc d'une part de déterminer comment usiner une pièce en fraisage afin d'optimiser l'intégrité de surface du point de vue du comportement en fatigue. D'autre part, l'objectif est de prévoir les caractéristiques de l'intégrité de surface afin de les intégrer dans un modèle de prévision en fatigue. L'étude de l'intégrité de surface obtenue en fonction des conditions d'usinage et l'étude du comportement en fatigue d'un matériau sont souvent des travaux réalisés par des communautés scientifiques différentes. Cependant, afin de répondre à l'objectif final qui est de prévoir le comportement en fatigue d'une pièce à partir des conditions d'usinage et du matériau, il est nécessaire de ne pas dissocier ces deux aspects de l'étude.

Dans un premier temps, nous déterminons donc expérimentalement quelles sont les conditions de fraisage influentes sur l'intégrité de surface décrite en termes de microgéométrie, contraintes résiduelles et changement métallurgique par rapport à la fatigue. Si on s'intéresse à la prévision de l'état mécanique généré dans la pièce, en particulier les contraintes résiduelles, celui-ci résulte de sollicitations thermomécaniques complexes. La compréhension de ces phénomènes de coupe dans les zones de cisaillement doit permettre de les modéliser pour prédire les contraintes résiduelles générées en sous-surface de la pièce. Les solutions actuelles de simulation numérique ne permettant pas d'obtenir des résultats fiables pour le fraisage, il est essentiel de proposer une modélisation alternative qui peut servir de point d'entrée à un modèle de prévision du comportement en fatigue.

Dans un second temps, l'objectif est d'identifier les durées de vie en fatigue pour des éprouvettes avec des intégrités de surface induites par différents usinages. La dispersion des résultats en fatigue a aussi une importance cruciale pour les industriels. Ce constat pousse les scientifiques à établir des modèles de prévision en fatigue probabilistes. Différents modèles existent pour prendre en compte certains aspects de l'intégrité de surface, par exemple les contraintes résiduelles et le gradient de propriété mécanique local [Nguyen Thi Thu, 2008]. Cependant, il n'en existe pas pour prendre en compte l'ensemble des aspects. Dans ce travail, le choix s'est porté sur l'étude de l'influence de la distribution de défauts de microgéométrie sur la limite d'endurance et la dispersion associée.

C'est dans ce contexte scientifique que ce travail a été réalisé en collaboration avec le partenaire industriel ASCOMETAL, producteur d'aciers spéciaux. Le centre de recherche ASCOMETAL CREAS de cette société a apporté ses connaissances sur l'analyse des contraintes résiduelles, les essais de fatigue et a fourni les matériaux de l'étude. Une grande partie des essais de flexion et des analyses de contraintes a de plus été effectuée sur le site d'Hagondange.

Ce travail a été réalisé au sein du LURPA et du LMT-Cachan dans le cadre de l'institut Farman (celui-ci regroupe 5 laboratoires de recherche du campus de l'ENS Cachan dans le domaine de la modélisation, simulation et validation des systèmes complexes). Nous avons également travaillé en collaboration avec le LAMPA de l'ENSAM d'Angers, notamment pour l'analyse des contraintes résiduelles localement sur la microgéométrie et pour des essais sur l'acier METASCO MC.

Ce mémoire s'articule autour de cinq chapitres et deux grandes parties :

Le chapitre 1, influence de l'usinage sur la fatigue à grand nombre de cycles, a pour objectif de présenter la problématique de cette étude et d'étudier les travaux de la littérature relatifs à l'influence de l'usinage, en général, sur la fatigue à grand nombre de cycles. Les études sur l'influence du fraisage sont très peu nombreuses. Après avoir défini l'intégrité de surface et la durée de vie en fatigue, un état de l'art est effectué sur l'influence de l'intégrité de surface sur la tenue en fatigue. Nous nous intéressons alors plus particulièrement au cas du fraisage de formes complexes afin de mettre en avant quels sont les paramètres de coupe pertinents à étudier.

Ce chapitre se termine alors par la présentation de la problématique de cette étude et des différents travaux proposés afin d'y répondre.

Le chapitre 2, caractérisation de l'intégrité de surface générée par fraisage de finition, présente les résultats d'une étude expérimentale ayant pour objectif d'identifier le rôle des conditions de coupe (paramètres de coupe et inclinaison de l'outil par rapport à la surface) sur l'intégrité de surface en fraisage de finition. Une procédure est ainsi proposée afin d'évaluer la microgéométrie et la nature des contraintes résiduelles au travers d'un nombre d'essais minimal à réaliser. Une étude expérimentale originale permet l'analyse du couplage entre la microgéométrie et l'état mécanique local le long des crêtes et des creux, laissés par la trace de l'outil.

Le chapitre 3, prévision de l'intégrité de surface en fraisage, est consacré à la modélisation de l'intégrité de surface dans l'optique de l'intégrer dans un modèle de prévision de la tenue en fatigue. Une approche mixte, adaptée de celle proposée par [Valiorgue et al., 2007] pour le tournage est ensuite utilisée pour simuler les contraintes résiduelles en fraisage. Ce modèle mixte de prévision est proposé comme alternative aux simulations numériques du processus de coupe, complexes et nécessitant un temps de calcul trop important. La détermination du chargement mécanique du modèle est basée sur l'approche couple / arête matière (CAM) utilisée de manière inverse afin de déterminer le comportement local à partir d'une mesure des efforts de coupe globaux sur la pièce. Le chargement thermique, quant à lui, est obtenu expérimentalement par simulation en utilisant une méthode d'identification inverse. Ces chargements sont ensuite appliqués et déplacés sur la pièce par simulation.

Le chapitre 4, mise en évidence de l'influence de l'intégrité de surface sur le comportement mécanique, présente plusieurs campagnes d'essais de fatigue dont le but est de mettre en évidence l'influence de l'intégrité de surface sur la fatigue, en isolant le rôle de la microgéométrie et celui de l'état mécanique. Les essais de fatigue, de traction alternée, répétée et de flexion plane, sont réalisés en utilisant plusieurs méthodes – Staircase, auto-échauffement, Locati. Les résultats de limite d'endurance et de dispersion de ces méthodes comparées mettent en évidence les différents mécanismes de rupture en fatigue.

Le chapitre 5, modélisation du comportement en fatigue à grand nombre de cycles des pièces usinées en fraisage, est consacré en partie à l'exploitation des modèles de fatigue macroscopiques déterministes permettant de prendre en compte l'intégrité de surface, présentés au premier chapitre. Après avoir montré que ces modèles ne sont pas adaptés au cas des pièces usinées, les travaux se focalisent sur la prise en compte de la microgéométrie. Un modèle à 2 échelles, probabiliste pour les défauts de taille supérieure au micron et déterministe dans le cas contraire, est proposé.

La conclusion permet enfin de dégager les grandes lignes des différents travaux à réaliser pour poursuivre cette première étude sur le problème complexe de la prévision de l'influence sur la durée de vie en fatigue de l'intégrité de surface générée en fraisage avec un outil hémisphérique.

CHAPITRE 1: Influence de l'usinage sur la fatigue à grand nombre de cycles

Ce chapitre permet de faire le point sur les travaux concernant la problématique de l'influence de l'usinage en général (fraisage, tournage, rectification) sur la fatigue mécanique des pièces. Ces différents travaux seront abordés après avoir défini la notion d'intégrité de surface. Notre problématique de thèse regroupe deux thématiques : usinage et fatigue des matériaux, qui sont associées à deux communautés scientifiques bien souvent distinctes. De nombreux travaux existent sur d'une part l'influence de l'usinage sur l'intégrité de surface et d'autre part sur le comportement intrinsèque du matériau en fatigue sans prendre en compte les défauts de la surface. L'intégrité lie le procédé d'usinage et le comportement en fatigue.

La première partie de cette analyse bibliographique a pour objectif de synthétiser les différentes définitions associées à l'intégrité de surface afin d'établir celle qui correspond à notre problématique.

Après avoir caractérisé la durée de vie en fatigue, nous présentons dans une deuxième partie les travaux de la littérature analogues à notre étude. D'autres procédés d'usinage que le fraisage sont abordés dans cette partie car très peu de travaux ont été réalisés sur l'influence du fraisage sur le comportement en fatigue. Nous nous intéresserons plus particulièrement aux aciers à hautes caractéristiques mécaniques, qui sont étudiés dans cette thèse. La plupart des études, et notamment celles sur le tournage, sont à caractère expérimental.

La dernière partie de ce chapitre traite du cas du fraisage, très peu abordé dans la littérature car le phénomène de coupe discontinue est plus complexe que celui du tournage pour lequel la coupe est continue. De plus, dans un contexte de fabrication de pièces de formes complexes, nous choisissons de n'étudier que le cas de l'outil hémisphérique adapté à l'usinage de formes gauches, convexes ou concaves. Ce type de pièces comme les matrices de forge, les aubes et rouets de turbine sont souvent coûteuses et longues à réaliser. Elles sont généralement générées par usinage en 5 axes à grande vitesse afin d'éviter les problèmes d'accessibilité de l'outil, de collision et pour améliorer la qualité de la pièce. Le rôle de l'inclinaison de l'outil par rapport à la surface est primordial. En effet, en 5 axes, l'angle d'inclinaison peut varier fortement entre deux zones de la pièce et induire des conditions de coupe locales très différentes.

Ce chapitre a donc pour but de positionner notre étude par rapport aux travaux déjà effectués sur des sujets semblables et de mettre en évidence quelles difficultés scientifiques s'articulent autour des chapitres suivants.

1. Intégrité de surface

1.1. Définition

Le fraisage, et plus généralement l'usinage, est un procédé de fabrication utilisé pour une optimisation du triptyque qualité, coût et délai. Le développement de l'Usinage à Grande Vitesse (UGV) met en œuvre des vitesses de plus en plus élevées et mène les chercheurs vers de nouveaux défis. Cependant, ce développement ne doit pas se faire au détriment de la qualité des pièces usinées. Le terme « qualité » d'une pièce décrit l'ensemble des caractéristiques intrinsèques et surfaciques par rapport aux performances attendues de cette pièce. Le procédé d'usinage modifie généralement la surface et la sous-surface, sur une épaisseur inférieure au millimètre, en un état dit « non standard » que l'on appelle intégrité de surface. La définition originale de cette notion, écrite en anglais, est « the inherent or enhanced condition of a surface produced in machining or other surface generation operation » [Field, 1964]. Elle pourrait se traduire par « l'état intrinsèque ou amélioré d'une surface réalisée par usinage ou par une autre opération de mise en forme ».

Des définitions plus récentes se trouvent dans certains ouvrages de référence [Davim et al., 2010] ou [Rech et al., 2008] qui mettent en évidence les limites de cette première définition. En effet, la définition de l'intégrité de surface ne peut se faire sans une corrélation quantitative et systématique avec les performances de la pièce en service. La plupart des dessins de définition des pièces contiennent des informations sur la géométrie de la surface mais pas sur la texture, ni sur les propriétés du matériau à cœur malgré l'existence de travaux sur la corrélation entre l'intégrité de surface et la durée de vie [Suraratchai, 2008], [Javidi et al., 2008], [Itoga et al., 2003] et [Sasahara, 2005]. Au final, le choix du procédé de finition et de ses paramètres est bien souvent focalisé sur les caractéristiques géométriques finales (dimensionnelles, de forme et de rugosité) à atteindre pour un coût minimum. Un procédé de finition est donc souvent choisi sans se soucier de l'état mécanique ou métallurgique généré. Dans le premier des deux ouvrages précédents [Davim et al., 2010], V.P. Astakhov présente au premier chapitre une nouvelle vision de l'intégrité de surface définie au sens ingénierie par rapport aux modes de dégradation de la pièce : « l'intégrité peut être définie comme une série de diverses propriétés (superficielles et en sous-surface) d'une surface qui affectent les performances de la pièce en service ».

Dans le cas des pièces usinées et de leur tenue en fatigue mécanique à grand nombre de cycles, les caractéristiques étudiées seront la géométrie, les contraintes résiduelles ainsi que l'érouissage et la microstructure (cf. Figure 1.1). Les spécifications liées à des phénomènes

chimiques, tribologiques, résistance thermique, optique, écoulement de fluide ou biologiques ne seront pas pris en compte dans cette étude.

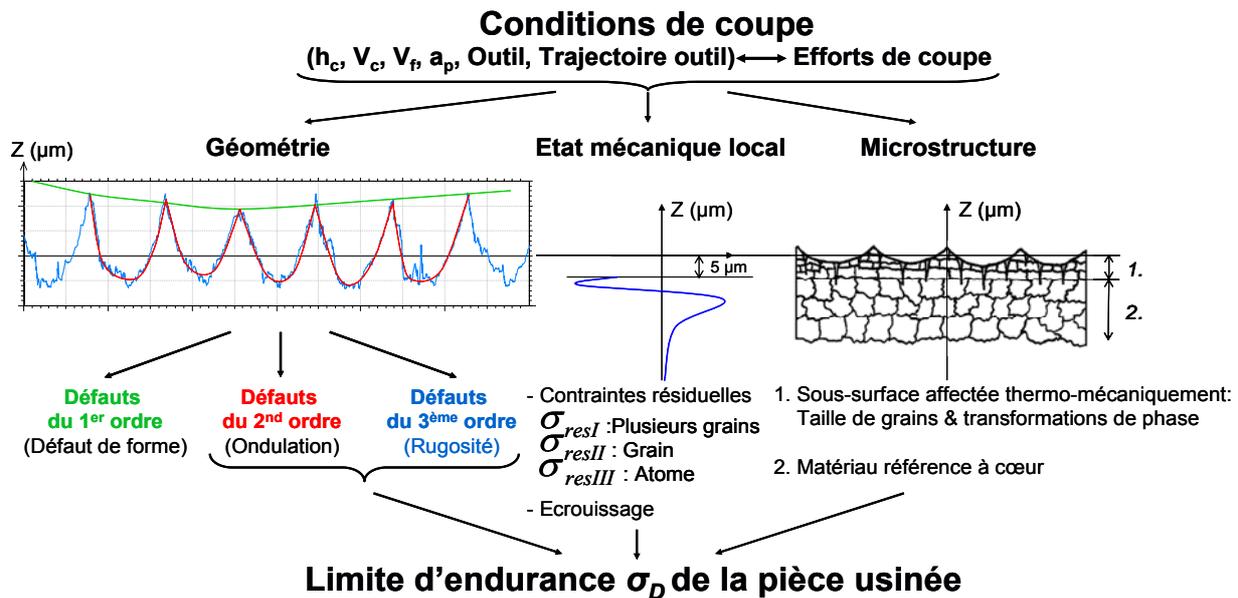


Figure 1.1. Schéma de l'intégrité de surface pour pièces usinées [Guillemot et al.-a, 2009]

1.2. Ordres de grandeurs associés à l'intégrité des pièces usinées

L'analyse géométrique d'une surface usinée peut être généralement décrite par des défauts de différents ordres de grandeurs (cf. Figure 1.1). Les défauts du 1^{er} ordre sont souvent dus à la déformation de la pièce pendant l'usinage, la raideur de la structure de la machine ou les défauts de bridage. Les défauts d'ondulation (2nd ordre) sont générés, dans le cas du fraisage, par la géométrie de l'outil et l'engagement radial de la fraise lors des différentes passes d'usinage. Par ailleurs, les défauts d'ordre 3 et 4 correspondent respectivement aux stries et aux arrachements matière et définissent la rugosité selon la norme [NF E 05-017]. La distinction entre stries et arrachements étant difficile sur les profils mesurés dans le cadre de cette étude, les écarts géométriques correspondants seront regroupés dans les défauts d'ordre 3. La pratique usuelle consiste même à utiliser des paramètres de rugosité standards (R_a , R_t et R_z) mesurés sur des profils bruts redressés mais sans chercher à filtrer les défauts d'ordre 2 et 3. Nous parlerons donc de microgéométrie par la suite pour décrire les défauts du 2nd et 3^{ème} ordre. Les zones de mesure seront suffisamment petites pour éviter de mesurer les défauts de forme qui d'ailleurs ne présentent sans doute pas de concentration de contrainte significative et ont donc très peu d'influence sur la fatigue.

Les contraintes résiduelles sont définies comme étant des contraintes multiaxiales statiques qui existent dans une pièce au repos, en l'absence de toutes contraintes externes. Dans un

matériau cristallin, il est nécessaire de définir l'échelle d'observation du matériau. En effet, les contraintes résiduelles existent sous trois ordres de grandeurs suivant l'échelle à laquelle on considère le matériau. Ces ordres sont définis suivant que les contraintes sont homogènes sur plusieurs grains (ordre I) à l'échelle macroscopique, à l'intérieur d'un grain (ordre II), c'est-à-dire à une échelle de quelques dizaines de micromètres, ou alors à l'échelle atomique des cristallites (ordre III) donc sur quelques nanomètres. L'analyse des contraintes résiduelles d'un matériau permet d'obtenir l'état de contraintes résultant de la somme des contraintes d'ordre I, II et III.

L'écrouissage décrit les déformations plastiques permanentes résultant de déplacements relatifs des atomes dus à la présence de défauts ponctuels au niveau cristallin (joints de grains, de macles ou interfaces entre deux phases). Cette distorsion locale du réseau est appelée dislocation. L'écrouissage, généralement localisé en surface dans le cas de l'usinage, induit une augmentation de la dureté par rapport à celle du matériau à cœur (Figure 1.1).

De plus, les éventuels changements de microstructure se situent également à l'échelle du réseau cristallin. Si la température de coupe générée par l'usinage est très élevée, il peut y avoir modification des grains ou changement de phase en extrême peau ce qui modifie également localement les propriétés mécaniques de la pièce.

Les moyens de mesure et d'analyse de ces caractéristiques définissant l'intégrité de surface des pièces usinées seront définis dans le chapitre 2.

1.3. Origine des contraintes résiduelles en usinage

Les contraintes résiduelles proviennent de sollicitations thermomécaniques complexes en usinage. Les déformations plastiques dans les zones de cisaillement engendrent plutôt des contraintes de compression après retour élastique de la pièce, alors que les hautes températures générées par la coupe ont tendance à introduire des contraintes de traction. Ces phénomènes peuvent être représentés de manière schématique par l'évolution des contraintes et des déformations en 1D pour un chargement mécanique pur (Figure 1.2) et pour un chargement thermique (Figure 1.3). La combinaison de ces deux types de sollicitation peut générer des contraintes, par exemple, de traction en surface et de compression en sous-surface. C'est pour cette raison qu'il est indispensable de considérer une distribution de contraintes résiduelles sous la surface usinée et non une simple mesure en surface. L'influence des distributions de contraintes résiduelles sur la durée de vie en fatigue sera détaillée dans le paragraphe bibliographique 3.2 de ce chapitre. Par ailleurs, l'écrouissage est uniquement issu des sollicitations mécaniques dues au phénomène de coupe. L'écrouissage

résulte de la déformation plastique maximale. Il est étroitement lié aux valeurs des contraintes résiduelles car plus la déformation plastique est importante, plus l'érouissage est important et plus les contraintes résiduelles générées le sont également. En général, le réseau cristallin reste inchangé à une dilatation thermique, sauf dans le cas d'une transformation de phase. Les dilatations thermiques n'ont donc aucune influence sur l'érouissage s'il n'y a pas modification de la microstructure.

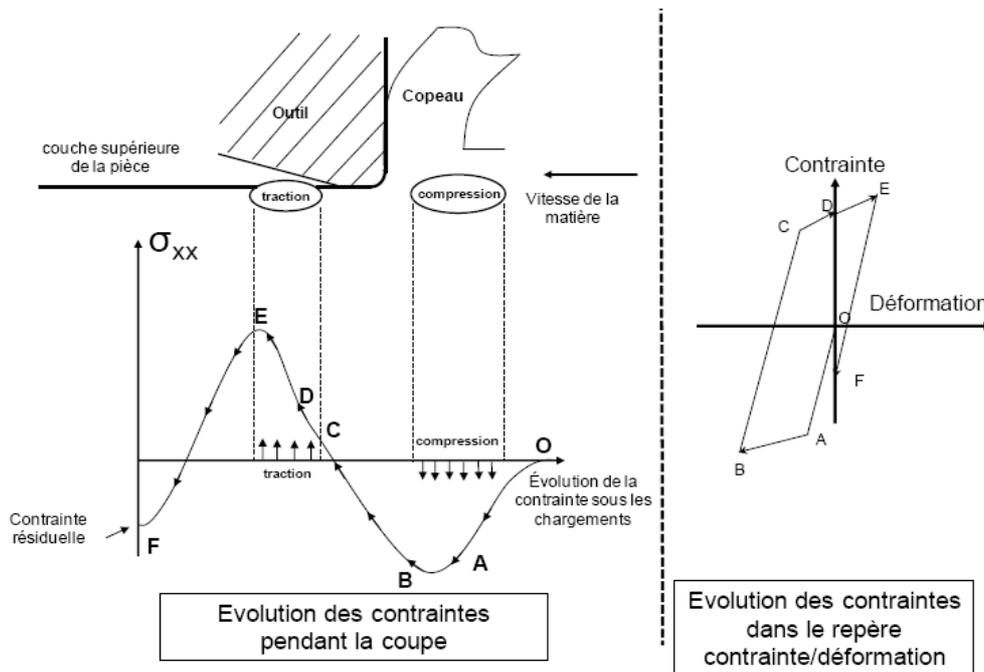


Figure 1.2. Chargement mécanique pur induit la coupe [Rech et al., 2008]

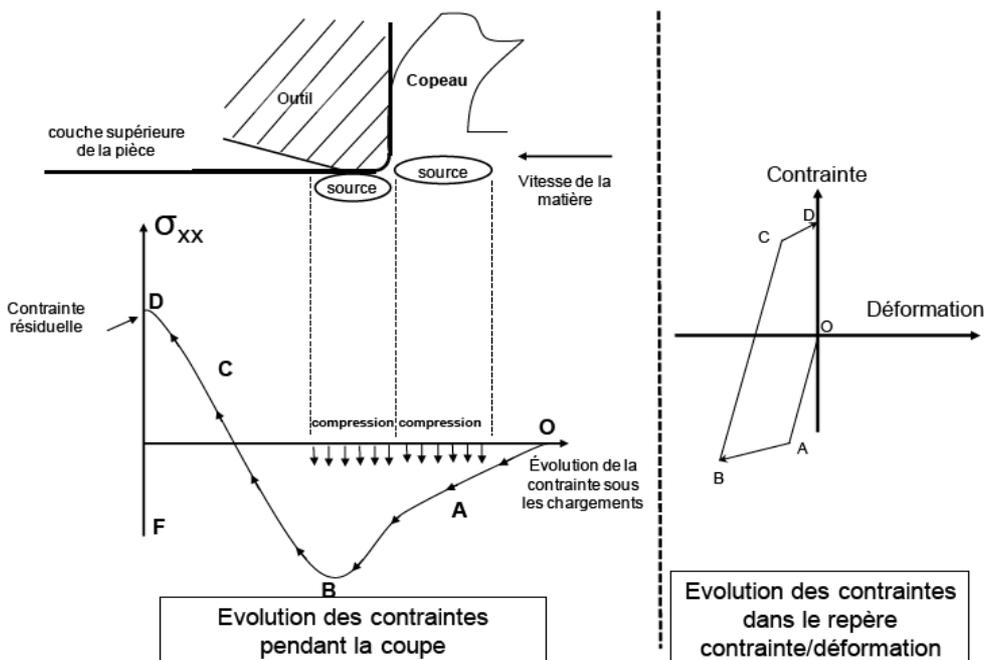


Figure 1.3. Chargement thermique pur induit par la coupe [Rech et al., 2008]

2. Durée de vie en fatigue

La rupture d'une pièce par fatigue sous sollicitations cycliques est souvent associée à différentes phases. Ce mécanisme de rupture ne peut pas être identifié à une rupture fragile (par clivage) ou ductile (grandes déformations plastiques locales) seule. Dans les matériaux polycristallins comme les métaux, deux phases de rupture sont habituellement considérées : une phase d'amorçage de fissure et une phase de propagation. L'amorçage correspond généralement à l'initiation d'une micro-fissure dans la matrice (à l'intérieur d'un grain) ou sur un défaut à cœur de la pièce ou en surface. Les défauts s'orientent en général à 45° de la direction de contrainte principale, c'est-à-dire suivant la direction du plan de cisaillement maximal. La phase de propagation correspond au stade où la fissure franchit le premier grain. La micro-fissure a plutôt tendance à s'orienter perpendiculairement à la direction de contrainte principale et traverse successivement les grains. Lorsque la taille de la fissure devient macroscopique et atteint une taille critique, il y a instabilité et la pièce se rompt en deux parties, voire plus si la fissuration est multiple.

Le phénomène de fatigue intervient pour différents niveaux de contraintes qui mènent principalement à deux types de fatigue :

- La fatigue à grand nombre de cycles (FGNC)
- La fatigue à faible nombre de cycles (oligocyclique)

La fatigue à grand nombre de cycles est quasiment élastique et correspond à des nombres de cycles environ supérieurs à 50 000 cycles. Au-delà, on considère une limite d'endurance limitée associée à un nombre de cycles à rupture. A partir de 10^6 ou 10^7 cycles suivant le domaine d'application considéré, l'endurance est dite illimitée et la durée de vie est considérée infinie si la charge est inférieure à la limite déterminée. En revanche, la fatigue oligocyclique correspond à des nombres de cycles inférieurs à 50 000. Les niveaux de contraintes appliqués sont supérieurs à la limite d'élasticité et engendre des déformations plastiques. Ces différents types de fatigue sont classiquement représentés par une courbe décrivant le nombre de cycles à rupture en fonction de la contrainte appliquée.

2.1. Courbes contrainte-nombre de cycles à rupture (courbe de Wöhler)

2.1.1. Détermination expérimentale

L'essai de fatigue le plus classique consiste à solliciter une éprouvette à des cycles d'amplitudes constantes et à une fréquence constante. Ces cycles, pilotés par une machine de traction en contrainte ou en déplacement (ou déformation), sont souvent sinusoïdaux et définis par les caractéristiques illustrées sur la Figure 1.4 dans le cas d'un pilotage en contrainte. Un

cycle de contrainte est représenté par la demi-amplitude du chargement σ_a et la contrainte moyenne σ_m mais est plus généralement décrit par son rapport de charge R_σ :

$$R_\sigma = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \quad (1.1)$$

Le chargement est ainsi par exemple purement alterné si $R_\sigma = -1$, répété en traction si $R_\sigma = 0$ ou encore ondulé en traction si $0 < R_\sigma < 1$.

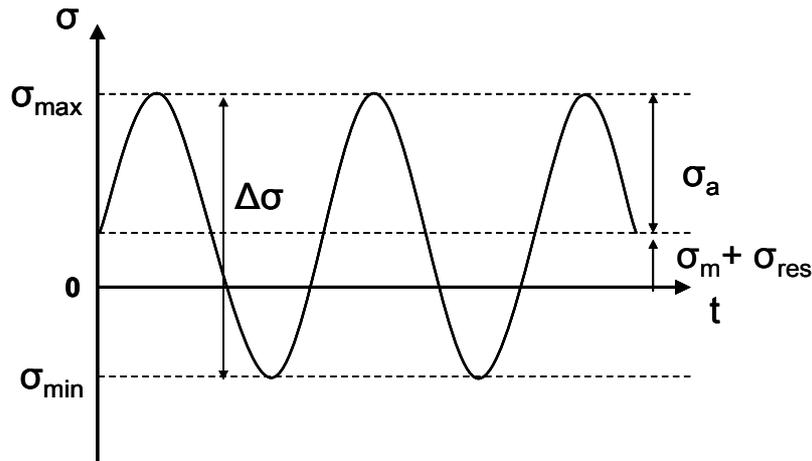


Figure 1.4. Définition des cycles de contrainte en fatigue

Les courbes de Wöhler, aussi appelées S-N (Stress-Number of cycles) sont obtenues à partir d'essais cycliques à rupture sur un lot d'éprouvettes (50 en général afin d'obtenir une bonne incertitude sur les résultats). Chaque éprouvette correspond à un point de la courbe, ayant pour abscisse le nombre de cycles N_r au bout duquel la rupture se produit et pour ordonnée la contrainte maximale σ_{\max} des cycles appliquées. N_r est reporté sur une échelle logarithmique en fonction de σ_{\max} et l'on obtient une courbe ayant l'allure de celles tracées sur la Figure 1.5 pour une sollicitation de traction-traction (TT) ou traction ondulée et de flexion rotative (FR). La géométrie des éprouvettes est associée au type de sollicitation appliquée [Rabbe et al., 2000]. Un essai de torsion nécessitera par exemple une éprouvette cylindrique alors qu'un essai de traction ou de flexion peut s'effectuer sur des éprouvettes cylindriques ou planes. La forme et le volume d'une éprouvette ont également une influence importante sur la tenue en fatigue. Ces notions seront développées dans le chapitre 4.

Par ailleurs, les hétérogénéités intrinsèques au matériau (inclusions, carbures ou grains défavorablement orientés) ou les défauts d'orientation de l'axe de l'éprouvette par rapport à la direction de sollicitation entraînent une dispersion sur les résultats de fatigue. Il est donc nécessaire de tester, en général, un lot de 50 éprouvettes pour tracer une courbe de Wöhler.

Les tolérances de fabrication des éprouvettes doivent également être les plus faibles possibles pour que le volume effectif sollicité soit similaire entre chaque éprouvette.

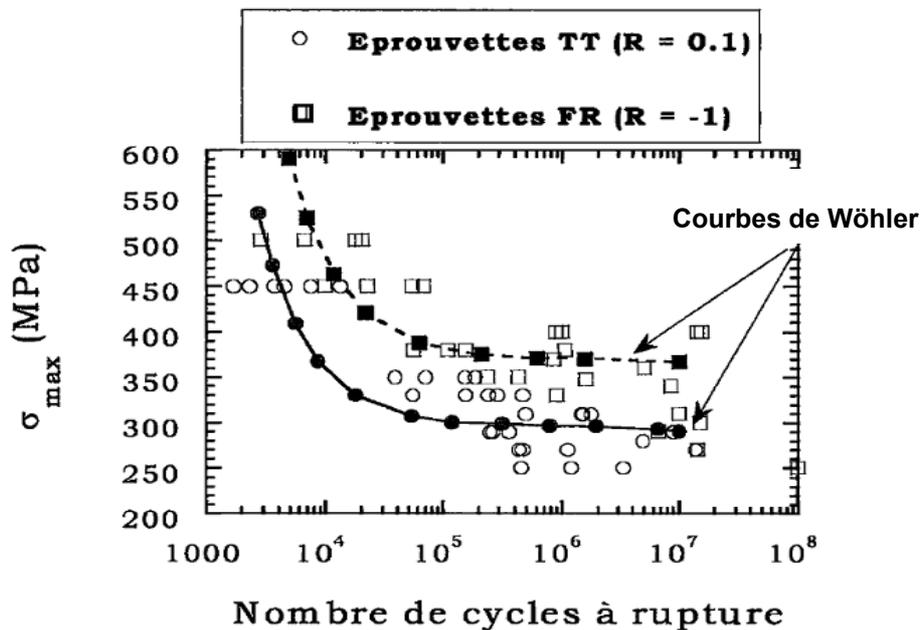


Figure 1.5. Courbes de Wöhler issues d'ESOPE [Chantier, 2000]

2.1.2. Modélisation de la courbe S-N

Une courbe S-N peut être décrite simplement par le modèle de Wöhler (équation 1.2). Ce modèle ne permet de décrire que la zone d'endurance est limitée par une droite. Pour décrire le point d'inflexion, correspondant au passage dans le domaine de l'endurance illimitée, il est nécessaire d'utiliser un modèle Stromeyer (équation 1.3) ou de Bastenaire (équation 1.4). L'asymptote horizontale de la courbe est la limite d'endurance, notée σ_D .

$$\log N_r = A\sigma + B \quad (1.2)$$

$$\log N_r = A - B \log(\sigma - \sigma_D) \quad (1.3)$$

$$N_r + B = \frac{A \exp[-C(\sigma - \sigma_D)]}{\sigma - \sigma_D} \quad (1.4)$$

Les paramètres A , B et C sont des constantes à déterminer expérimentalement.

Il existe une procédure permettant d'ajuster ces paramètres, pour chacun de ces deux modèles, afin de décrire au mieux la courbe de Wöhler. Cette procédure intégrée au sein du logiciel ESOPE est actuellement la plus utilisée par les industriels.

Par ailleurs, la modélisation d'un essai de fatigue oligocyclique fait intervenir le comportement élasto-plastique. Le modèle de Coffin permet de déterminer le nombre de cycles à rupture en fonction de la déformation plastique $\Delta\varepsilon_p$:

$$\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = A(2N_r)^a \quad (1.5)$$

avec a et A les constantes du matériau à déterminer. La déformation plastique $\Delta \varepsilon_p$ est obtenue en relevant la mesure de la déformation et en traçant les cycles contrainte-déformation au cours de l'essai de fatigue oligocyclique.

2.2. Étude de l'endurance

L'étude de l'endurance consiste à déterminer la contrainte maximale de sollicitation en dessous de laquelle la durée de vie est infinie. Cette contrainte est la limite d'endurance σ_D . En réalité, elle est souvent surestimée pour être associée à un nombre de cycles (10^6 à 10^7 , voir même 10^9 dans le cas de vibrations) correspondant au début de l'asymptote. Cette limite d'endurance est classiquement déterminée de manière expérimentale par la méthode du Staircase [Rabbe et al., 2000]. Cette méthode permet d'évaluer la limite d'endurance moyenne – à 50% de probabilité de rupture – et l'écart type associé dont la précision dépend du nombre d'éprouvettes testées.

Par ailleurs, la rupture en fatigue met le plus souvent en jeu différents mécanismes dont l'endommagement et la fissuration. La limite d'endurance peut donc être prédite par différents critères en considérant qu'elle correspond à un seuil à partir duquel apparaît un dommage ou s'amorce une fissure. Parmi ceux-ci, nous présentons le critère basé sur un seuil de non propagation de fissure, le critère d'endommagement de Dang Van et un critère d'endommagement particulier à 2 échelles.

2.2.1. Critère basé sur un seuil de non propagation

Ce critère se base sur la mécanique de la rupture ou théorie de la fissuration. Elle décrit le comportement des structures présentant des discontinuités géométriques et est bien adaptée aux matériaux comme les aciers à haute limite élastique. Dans de nombreux travaux sur la fatigue, l'expérience a montré que la propagation d'une fissure mince de longueur $2a$ (Figure 1.6) dans une structure était bien gouvernée par le facteur d'intensité des contraintes K . Ce facteur K , noté K_I en mode I c'est-à-dire pour un chargement d'ouverture simple de traction-compression (déplacements $u_x = u_z = 0$ et $u_y \neq 0$), est approchée par l'expression suivante :

$$K_I = \sigma_\infty \sqrt{\pi a} \quad (1.6)$$

où a est la demi-longueur d'une fissure traversante et σ_∞ la contrainte de chargement.

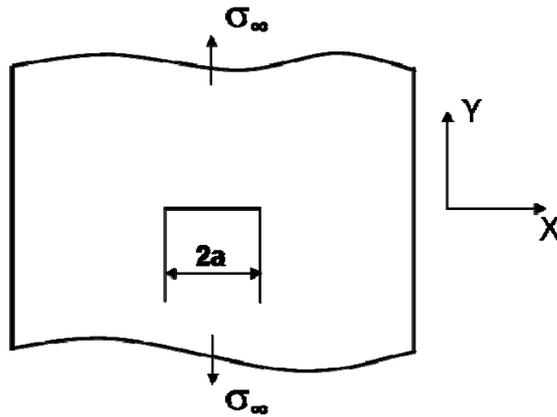


Figure 1.6. Fissure de longueur $2a$ sollicitée en mode I

Le facteur d'intensité des contraintes K est utilisé pour modéliser la vitesse de propagation d'une fissure ou d'un défaut préexistant. En raisonnant sur la variation ΔK de l'amplitude au cours d'un cycle de sollicitation, la vitesse de propagation d'une fissure est exprimée à l'aide de la formule de Paris :

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (1.7)$$

avec C et m les paramètres dépendant du matériau. N est le nombre de cycles effectué.

L'évolution de la vitesse de propagation de fissures, représentée sur la Figure 1.7, met en avant trois régimes. En régime A, les vitesses de fissuration sont très faibles et la loi de Paris ne s'applique pas. Lorsque ΔK est inférieur au seuil ΔK_{th} , il n'y a pas de propagation de fissure.

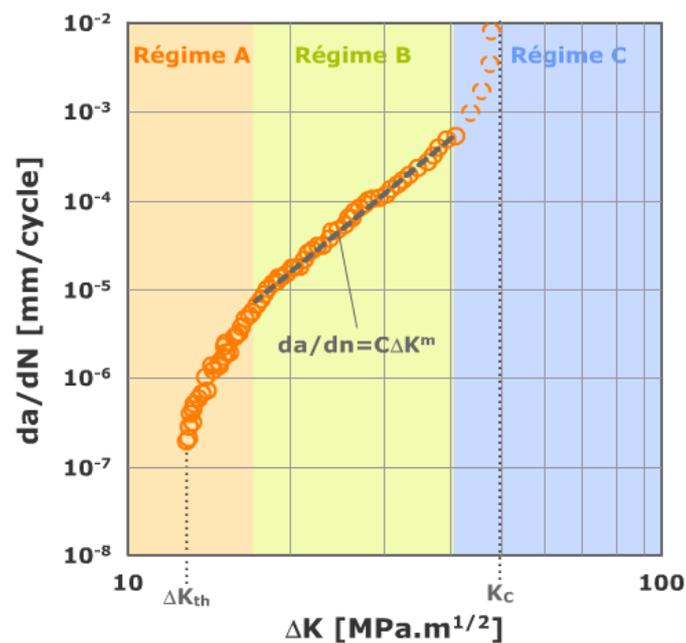


Figure 1.7. Vitesses de fissuration de fatigue d'un acier [Pommier, 2001]

En régime B, la vitesse de fissuration est constante et suit la loi de Paris (1.7). Au-delà, en régime C, les vitesses augmentent jusqu'à atteindre la ténacité K_c pour laquelle la fissure devient critique et instable. Les paramètres ΔK_{th} et K_c dépendent du matériau. Ils sont généralement obtenus grâce à un essai de fissuration sur une éprouvette possédant une fissure initiale.

Pour une sollicitation en mode I, la limite d'endurance σ_D peut donc être obtenue à partir du facteur d'intensité des contraintes seuil ΔK_{th} en utilisant l'équation (1.8).

$$\sigma_D = \frac{\Delta K_{th}}{\sqrt{\pi a}} \quad (1.8)$$

2.2.2. Critère de Dang-Van

Le critère introduit par [Dang Van, 1987] prend en compte le cisaillement critique à l'échelle microscopique. Il est basé sur l'existence d'un plan critique dans lequel s'amorce la fissure de fatigue. La plasticité résulte de systèmes de glissements de dislocation dans les grains défavorablement orientés. De plus, un système de glissement, caractérisé par sa direction (vecteur \underline{n}), devient critique lorsque la contrainte de cisaillement τ est maximale. Dang Van propose donc un critère de rupture en fatigue, avec un seul glissement actif par grain, en réalisant une double maximisation sur toutes les directions de glissement et dans le temps :

$$\max_{\underline{n}} \left\{ \max_t \left[\|\hat{\tau}(\underline{n}, t)\| + \alpha \cdot \hat{p}(t) \right] \right\} \leq \beta \quad (1.9)$$

Avec $\hat{\tau}$ la contrainte de cisaillement à laquelle s'ajoute à tout instant \hat{p} la pression hydrostatique. Les paramètres matériau α et β sont identifiés à partir de deux limites d'endurance correspondant à deux sollicitations différentes. Ces deux limites, pour la torsion et la traction $R_\sigma = 0.1$ par exemple, permettent de tracer la droite seuil qui définit le domaine d'endurance correspondant au critère de Dang Van (Figure 1.8). La contrainte de cisaillement et la pression hydrostatique sont annotées $\hat{\tau}$ (chapeau) car les grains peuvent s'adapter élastiquement à l'échelle mésoscopique. Ce phénomène d'adaptation élastique est explicité entre autre dans la thèse de [Pessard, 2009]. On considère par conséquent les valeurs stabilisées des contraintes dans le critère.

Ce critère est étendu par la suite par [Papadopoulos, 1997] qui considère que la cission peut apparaître sur tous les plans de glissement.

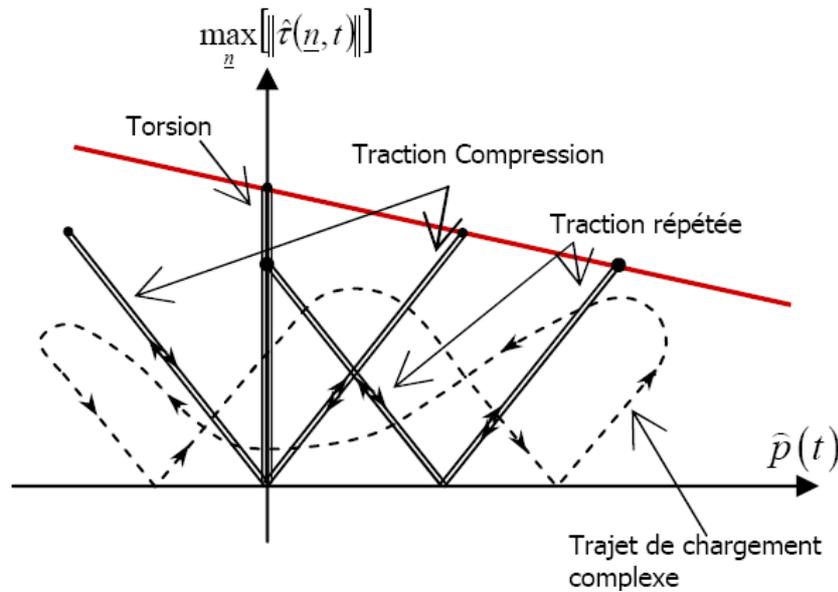


Figure 1.8. Diagramme de Dang Van [Pessard, 2009]

2.2.3. Critère d'endommagement à deux échelles

L'amorçage de fissures de fatigue apparaît à l'échelle d'un ou de quelques grains, appelée échelle mésoscopique. Comme il est très difficile de mesurer les déformations à cette échelle, un changement d'échelle est réalisé par l'intermédiaire d'un modèle à « deux échelles ». Il est donc nécessaire d'introduire la notion de volume élémentaire représentatif (VER). Il s'agit d'un volume à l'échelle mésoscopique suffisamment petit pour observer les hétérogénéités et suffisamment grand pour contenir plusieurs grains et être représentatif du comportement macroscopique.

Un modèle à deux échelles, introduit initialement pour l'endommagement a ensuite été étendu pour des applications de fatigue [Lemaitre et al., 1999]. Il s'agit d'un modèle d'endommagement déterministe basé sur l'hypothèse que l'apparition de la plasticité et de l'endommagement se fait à une échelle inférieure à celle du VER. Ce VER est ainsi constitué d'une matrice élastique qui entoure une inclusion sphérique dans laquelle tous les défauts sont regroupés. Cette inclusion est considéré élasto-plastique endommageable et sa limite d'écoulement est prise égale à la limite de fatigue du matériau σ_D .

Des travaux plus récents utilisent la mesure de la dissipation thermique d'une éprouvette soumise à des sollicitations cycliques de fatigue pour rendre compte de l'apparition de foyers de micro-plasticité [Doudard, 2004], [Poncelet, 2007]. Ce type d'essai permet d'estimer la limite d'endurance à partir d'une seule éprouvette en évaluant sa « signature thermique ».

Les modèles associées à ce critère d'endommagement seront développés en détail dans le chapitre 5.

3. Influence de l'intégrité de surface sur la tenue en fatigue

Après avoir défini les notions d'intégrité de surface et de durée de vie en fatigue, nous allons étudier le rôle de cette intégrité générée par usinage sur la durée de vie en fatigue. L'influence de la microgéométrie, de l'état mécanique local et de la microstructure sur la fatigue seront abordées successivement dans ce paragraphe. Les approches empiriques comme les modèles permettant de prédire la concentration de contrainte, la limite d'endurance ou la courbe de Wöhler seront présentées.

3.1. Fatigue influencée par la microgéométrie

3.1.1. Influence des paramètres de rugosité

Dans la littérature, de nombreux travaux attribuent la performance en fatigue à l'amplitude des paramètres de rugosité. Ce constat est rapporté par la synthèse bibliographique de [Novovic et al., 2004]. En effet, on observe dans le Tableau 1.1 que la limite d'endurance σ_D augmente significativement de 520 à 775 MPa entre des éprouvettes possédant une surface rugueuse et celles possédant une surface polie.

Tableau 1.1. Effet de différents usinages et rugosités sur la limite d'endurance en fatigue [Taylor, 1991]

Surface	R_a [μm]	R_t [μm]	Fatigue limit [MPa]
Polished	0.1–0.3	3–5	775
Ground	0.5–1.4	7–14	690
Milled (fine)	1.0–2.2	11–15	775
Milled (coarse)	1.1–1.8	26–34	733
Shaped (fine)	27–33	210–280	620
Shaped (coarse)	35–44	360–390	520

Les paramètres de rugosité R_a et R_t sont souvent très utilisés pour caractériser la microgéométrie d'une surface sur un dessin de définition. Ces paramètres linéaires, définis dans la norme [ISO 4287], sont donc naturellement utilisés pour les travaux de recherche concernant la fatigue, notamment pour des sollicitations uniaxiales. La majeure partie des travaux traitant de ce sujet utilisent le paramètre de rugosité linéaire arithmétique R_a . De manière générale, les études réalisées rapportent qu'en absence de contraintes résiduelles, une rugosité supérieure à $R_a = 0,1 \mu\text{m}$ a une forte influence sur la durée de vie [Novovic et al., 2004]. Ces auteurs mettent en avant que les paramètres R_t et R_z sont plus appropriés que R_a pour décrire la fatigue car ils reflètent d'avantage les défauts extrêmes de la surface usinée. En effet, si la rupture d'une pièce est initiée en surface, il y a de forte chance qu'elle provienne de la propagation d'une petite entaille de rugosité.

Certains paramètres surfaciques, explicités dans la norme [ISO 25178], sont parfois plus adaptés pour décrire les caractéristiques de la surface, en particulier lorsqu'elle est fortement anisotrope. La fonctionnalité de la pièce, et notamment son comportement en fatigue, est par exemple très liée à la direction de texture. [Griffiths, 2001] montre d'ailleurs que les paramètres spatiaux S_{td} et S_{al} décrivant la texture de la surface ont une influence évidente sur la tenue en fatigue (Tableau 1.2).

Tableau 1.2. Paramètres de rugosité et performances fonctionnelles [Griffiths, 2001]

Typical parameters	Heights R_a, R_q, R_t, S_a, S_q	Distribution and shape $R_s\kappa, Rku, Ssk, Sku$	Slopes and curvature $R\Delta q, S\Delta a$	Lengths and peak space Rsm, HSC, Sal	Lay and lead Std, Sal
Fatigue	●	●	○	○	●

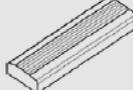
●, Much evidence; ●, some evidence; ○, little or circumstantial evidence.

3.1.2. Direction des stries d'usinage

L'orientation des stries par rapport à la direction de sollicitation a généralement une influence sur la limite d'endurance. Dans le cas de la rectification par exemple, [Lieurade, 2008] montre que, quelle que soit l'amplitude des crêtes, la limite d'endurance est plus faible lorsque les stries sont perpendiculaires à la direction de sollicitation que lorsqu'elles sont parallèles, la différence étant de 10% minimum.

Dans le cas d'un étou limeur, les stries d'usinage perpendiculaire à la direction de sollicitation sont défavorables pour la fatigue [Suraratchai, 2008]. En effet, on remarque sur la Figure 1.9 une différence de 60 MPa entre le cas des stries parallèles (UT 22) et le cas des stries perpendiculaires (UL 22) pour une rugosité élevée ($R_a = 7 \mu\text{m}$). Sur les courbes de Wöhler, cela représente une diminution de la limite d'endurance de 25%. De même, il y a une différence de 50 MPa entre les cas UT 11 et UL 11 pour un R_a inférieur à $0.5 \mu\text{m}$. Une orientation des stries perpendiculaire à la direction de sollicitation et une hauteur de crête élevée ont donc tendance à diminuer la limite d'endurance. Ces paramètres indépendants induisent des écarts d'un ordre de grandeur équivalent.

Ces constats expérimentaux montrent que, même lorsque la rugosité est faible ($R_a = 0.5 \mu\text{m}$), la direction des stries d'usinage a une forte influence sur la durée de vie des éprouvettes. L'orientation des stries dans le cas du fraisage devra donc être prise en compte dans notre étude.

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

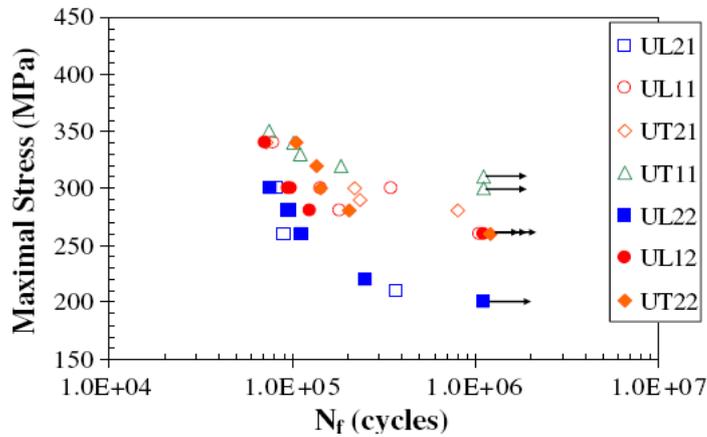


Figure 1.9. Courbes de Wöhler pour différentes directions de stries [Suraratchai, 2008]

3.1.3. Microgéométrie et concentration de contrainte

3.1.3.1. Approche empirique

De nombreux travaux existent sur la concentration de contrainte au voisinage de trous, de rainures ou d'entailles afin de favoriser le dimensionnement des structures mécaniques [Neuber, 1961], [Peterson, 1974] et [Murakami, 2002]. Rappelons que le coefficient de concentration de contraintes, appelé K_t , est défini par le rapport entre la contrainte réelle au voisinage du défaut géométrique qui est maximale, et la contrainte nominale appliquée :

$$K_t = \frac{\sigma_{réelle}(\max)}{\sigma_{nom}} \quad (1.10)$$

La concentration de contrainte peut être appliquée au cas des stries d'usinage si l'on considère les défauts de rugosité comme une succession d'entailles. Diverses expressions analytiques de la littérature permettent d'évaluer l'influence des défauts de microgéométrie en les modélisant par des entailles. La modélisation du problème décrit sur la Figure 1.10 par [Arola, 2002] est issue de la formule de Peterson pour une seule entaille soumise à un chargement de traction [Peterson, 1974]. L'expression du coefficient de concentration de contrainte est :

$$K_t = 1 + 2\sqrt{\frac{t}{\rho}} \quad (1.11)$$

avec t représentant la profondeur de l'entaille et ρ le rayon de fond d'entaille.

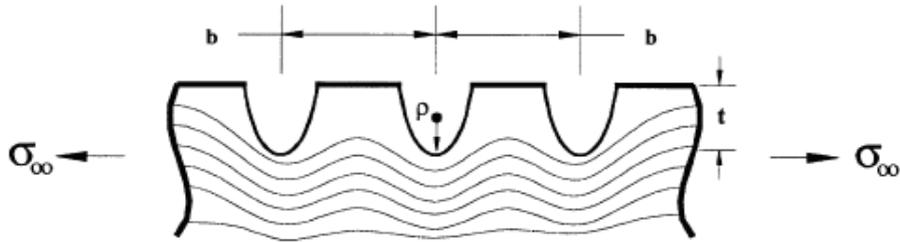


Figure 1.10. Évolution des contraintes de traction près d'une surface aux multiples entailles [Arola, 2002]

Par ailleurs, afin de compléter cette modélisation idéalisée de la microgéométrie (Figure 1.10), certains auteurs proposent de prendre en compte les arrachements aléatoires de matière par une mesure expérimentale. Neuber propose par exemple de corriger l'expression analytique précédente (1.11) en introduisant le paramètre de rugosité R_z pour le cas d'entailles multiples [Neuber, 1961]. R_z , qui caractérise une moyenne des défauts les plus grands, est introduit dans la relation semi-empirique suivante :

$$K_t = 1 + n \sqrt{\frac{b}{t} \times \frac{R_z}{\rho}} \quad (1.12)$$

où b est l'écart entre les entailles et n est un coefficient dépendant du type de sollicitation (égal à 1 pour du cisaillement et 2 pour la traction). Cependant, comme le rapport b/t est généralement difficile à évaluer par la mesure, [Arola, 2002] propose à partir des travaux de [Neuber, 1961] un coefficient de concentration de contrainte effectif :

$$\overline{K_t} = 1 + n \times \left(\frac{R_a}{\rho} \right) \left(\frac{R_t}{R_z} \right) \quad (1.13)$$

Cette relation est obtenue en introduisant trois paramètres standards de rugosité et le rayon de fond d'entaille moyen $\overline{\rho}$ qui est calculé à partir des mesures de plusieurs entailles du profil de rugosité (Figure 1.11).

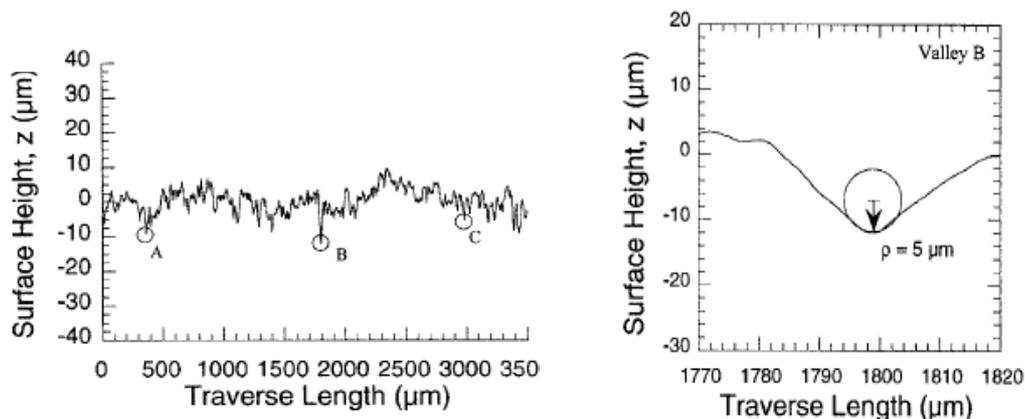


Figure 1.11. Détermination du rayon de fond d'entaille moyen [Arola, 2002]

3.1.3.2. Simulation par éléments finis

Le coefficient de concentration de contraintes K_t peut être également déterminé au travers d'une étude sur les éléments finis (EF). Les auteurs [As et al., 2008] et [Suraratchai, 2008] proposent de créer un modèle EF à partir d'une mesure de la microgéométrie. [As et al., 2008] modélisent très finement la surface en 3D avec un maillage pouvant être affiné jusqu'à $0.1 \mu\text{m}$ pour avoir une bonne description des micro-entailles. Les points de mesures sont interpolés par des courbes de Bézier cubiques afin de faciliter le maillage.

En revanche, l'approche de [Suraratchai, 2008] détermine la contrainte effective maximale en favorisant un temps de calcul faible. En effet, un profil de rugosité est extrait d'une mesure linéaire dans la direction de sollicitation d'une éprouvette de flexion 4 points (Figure 1.12). Le profil est ensuite filtré et implémenté dans un logiciel EF afin de simuler la contrainte maximale obtenue pour une contrainte nominale imposée. Les travaux de [Limido, 2008] reprennent cette approche mais cette fois-ci plusieurs profils de rugosité sont extraits d'une surface 3D simulée (par approche Z-map). Cette simulation de la surface fraisée prend en compte la flexion de l'outil.

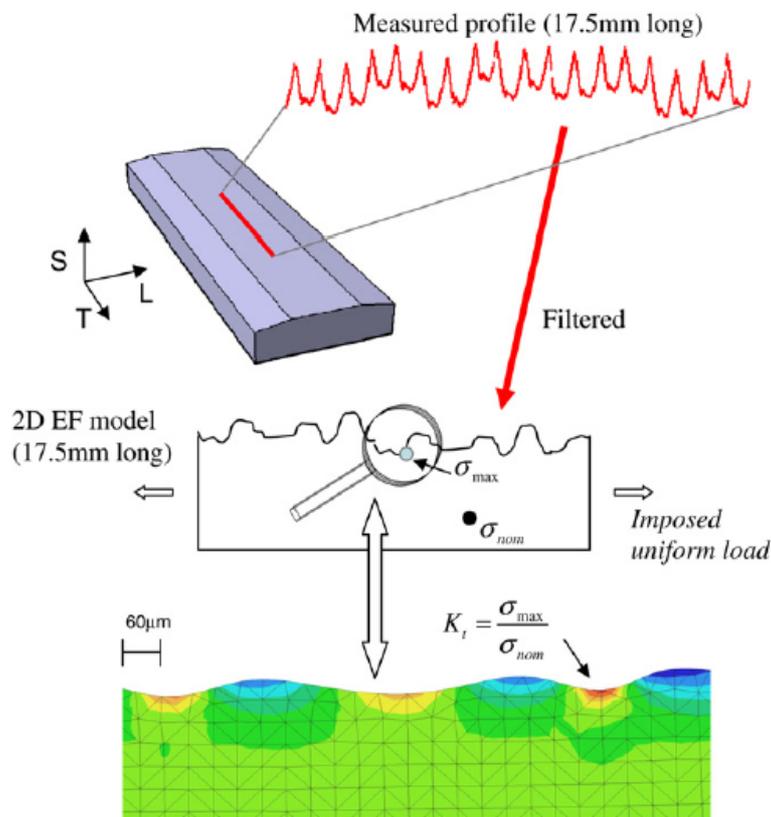


Figure 1.12. Calcul EF pour déterminer la concentration de contrainte [Suraratchai, 2008]

3.1.4. Concentration de contrainte en fatigue

Cette approche permet de modéliser le comportement en fatigue d'une pièce usinée à partir du coefficient K_t et de l'effet d'entaille. Le facteur de concentration de contrainte en fatigue est le rapport entre la limite d'endurance σ_D d'une éprouvette nominale – polie afin de limiter au maximum les défauts géométriques – et la limite d'endurance de l'éprouvette usinée :

$$K_f = \frac{\sigma_D(\text{éprouvette polie})}{\sigma_D(\text{éprouvette usinée})} \quad (1.14)$$

Le coefficient de concentration de contrainte peut être directement utilisé comme coefficient multiplicateur de la contrainte nominale appliquée sur la pièce lorsque les déformations restent élastiques. Cependant, il n'est pas directement applicable pour le comportement en fatigue. Les travaux de [Peterson, 1974] proposent d'exprimer le facteur de concentration de contrainte en fatigue K_f à partir du coefficient de concentration de contrainte K_t , du rayon de fond d'entaille et d'un paramètre matériau, par les relations suivantes :

$$K_f = 1 + q(K_t - 1) \quad (1.15)$$

où le paramètre de sensibilité d'entaille q est défini par :

$$q = \frac{1}{1 + \gamma / \rho} \quad (1.16)$$

avec γ est une constante matériau. Pour les aciers, le paramètre γ dépend de la limite à rupture du matériau, R_m et peut être défini par l'expression empirique suivante [Arola, 2002]:

$$\gamma = 0.025 \times \left(\frac{2070}{R_m} \right)^{1.8} \text{ en mm pour } (R_m \geq 550 \text{ MPa}) \quad (1.17)$$

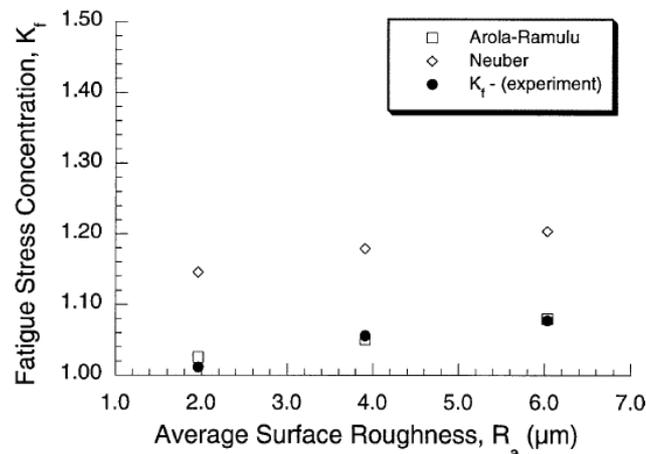


Figure 1.13. Facteurs de concentration de contraintes en fatigue [Arola, 2002]

La Figure 1.13 permet de comparer les facteurs de concentration de contrainte en fatigue expérimentaux et calculés à partir des relations de Neuber (1.11) et d'Arola (1.12) dans le cas d'essais de traction $R_\sigma = 0.1$. Ces essais de traction sont réalisés sur un acier à hautes caractéristiques mécaniques AISI4130CR. Les limites d'endurance des pièces usinées et polies ($R_a < 0.1\mu\text{m}$) sont obtenues par la méthode dite du Staircase [Rabbe et al., 2000]. L'inconvénient de ce calcul du coefficient de concentration de contrainte en fatigue K_f est qu'il repose essentiellement sur des relations empiriques qui sont très sensibles aux mesures du rayon de fond d'entaille dont l'écart type de résultats peut être très important. Il est donc nécessaire de considérer une approche prédictive basée sur la mécanique de la rupture.

3.1.5. Approches basées sur la mécanique linéaire de la rupture

Nous pouvons distinguer dans la littérature principalement deux types d'approche exploitant la mécanique de la rupture pour l'influence de la microgéométrie sur la fatigue :

- Approche empirique
- Approche basée sur un seuil de non-propagation

3.1.5.1. Approche empirique

Ce type d'approche, utilisée par exemple par [Neuber, 1961] et [Murakami, 2002] consiste à assimiler les éléments de microgéométrie à des entailles. [Murakami, 2002] considère par exemple une succession d'entailles (ou fissures) de même profondeur, a , espacées de manière régulière (Figure 1.14 (a)). Dans le cas de fissures multiples en surface, il applique aussi un facteur correctif $F(a, b)$ sur le facteur d'intensité des contraintes (Figure 1.14 (b)) dépendant de la profondeur des entailles, a , et de leur espacement $2b$. Cela permet d'évaluer le paramètre \sqrt{area} correspondant à la surface de la fissure, projetée dans la direction du chargement (Figure 1.14 (c)). Ce paramètre du modèle est obtenu par la relation empirique :

$$\sqrt{area} = (F / 0.65)^2 \times a \quad (1.18)$$

La limite d'endurance peut ensuite être déterminée en fonction de la dureté du matériau H_v et de la taille de fissure donnée par l'équation (1.18). L'équation suivante permet d'évaluer la limite d'endurance des pièces usinées pour un chargement de traction-compression ($R_\sigma = -1$) :

$$\sigma_D = \frac{1.43(H_v + 120)}{(\sqrt{area})^{1/6}} \quad (1.19)$$

Cette équation (1.19) est validée pour des essais de fatigue en traction-compression alternée [Murakami, 2002]. L'effet de la microgéométrie est isolé de celui des contraintes résiduelles grâce à un recuit de relaxation, effectué sur les éprouvettes.

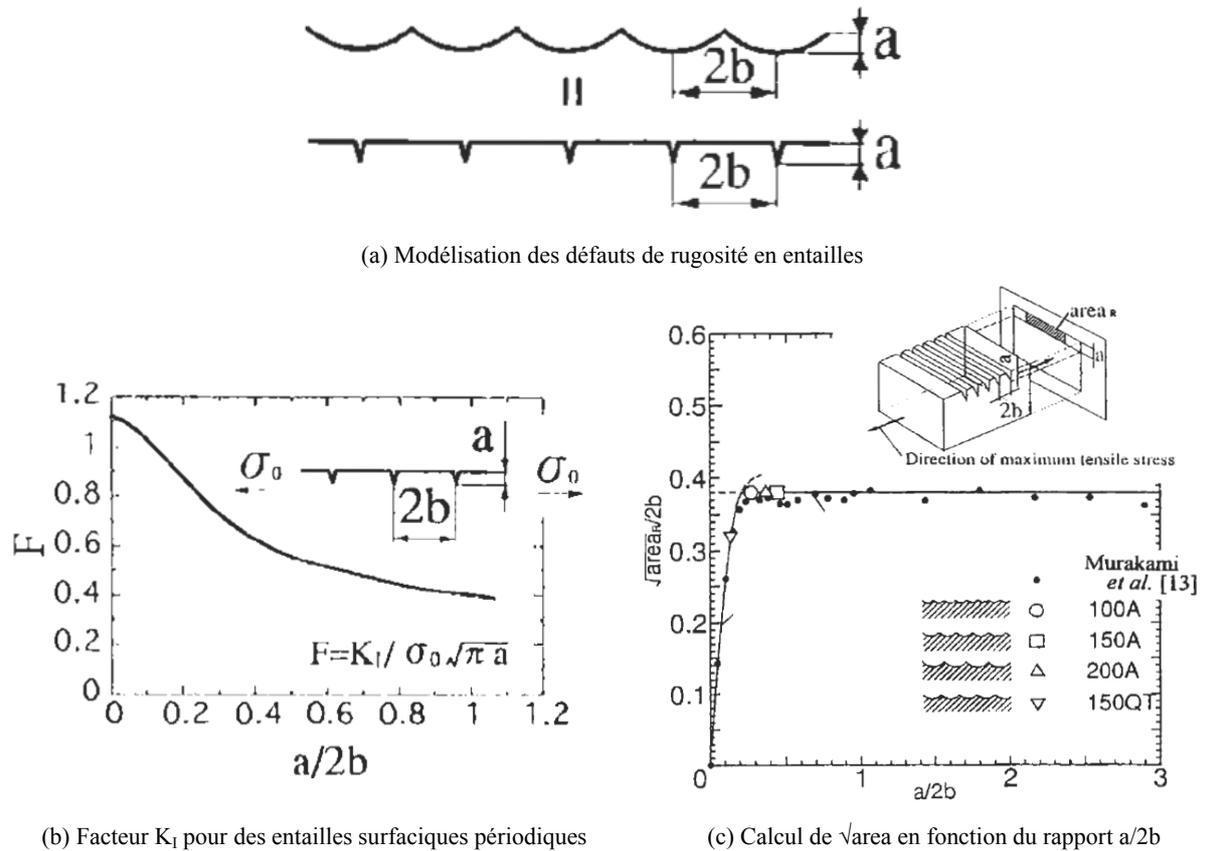


Figure 1.14. Modélisation de la rugosité par une surface de fissure [Murakami, 2002]

3.1.5.2. Approche basée sur un seuil de non-propagation

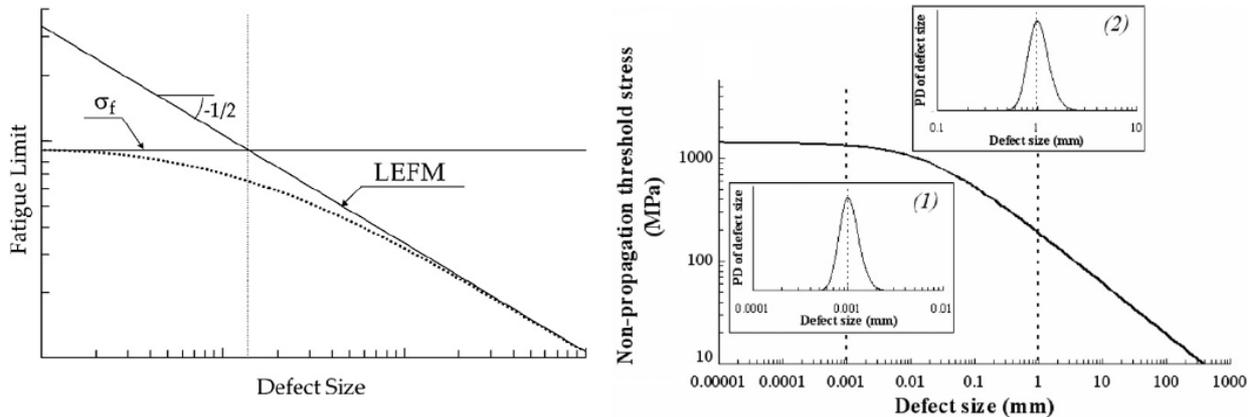
La théorie de la fissuration, décrite au paragraphe 2.2.1, peut être utilisée pour décrire la propagation d'une fissure à partir des défauts de rugosité.

Cependant, ce modèle utilisé pour les fissures longues à l'origine n'est plus applicable à partir d'une certaine taille de défaut. En effet, l'hypothèse de confinement de la plasticité en pointe de fissure n'est plus vérifiée pour les fissures courtes. Des expérimentations montrent que les vitesses de fissuration obtenues dans ce cas sont plus importantes que pour les fissures longues avec une même amplitude ΔK .

En dessous d'une certaine taille de fissure, la limite d'endurance devient indépendante de la taille de la fissure [Kitagawa, 1976]. La Figure 1.15 (a) permet d'observer qu'un modèle basé sur la mécanique de la rupture (LEFM : Linear Elastic Fracture Mechanics) surestime largement la limite d'endurance pour les défauts de petite taille. La pente $-1/2$ est obtenue par la racine carrée de l'équation (1.8) dans un diagramme Log-log.

Lorsque la taille des défauts est du même ordre de grandeur que la microstructure, il faut prendre en compte l'hétérogénéité des contraintes au niveau des grains. [Thieulot et al., 2007]

proposent de modéliser l'effet des fissures courtes comme Kitagawa mais avec un seuil d'adaptation élastique à l'échelle mésoscopique en utilisant le critère multiaxial de Dang-Van. Le critère de fatigue proposé est basé sur le calcul de l'énergie élastique de cisaillement critique d'une fissure et permet de retrouver le diagramme de Kitagawa représentant la limite de fatigue en fonction de la taille de défaut (Figure 1.15 (b)). Thieulot considère de plus la taille des défauts de manière probabiliste, par une densité de probabilité.



(a) Schéma d'un diagramme de Kitagawa

(b) Diagramme de Kitagawa avec densité de probabilité de défauts

Figure 1.15. Influence de la taille des fissures sur la fatigue [Thieulot et al., 2007]

Par ailleurs, [El Haddad et al., 1979] propose une relation liant la limite d'endurance $\Delta\sigma_0$ pour un matériau sain, c'est à dire sans défaut, au seuil de non-propagation ΔK_{th} . Il introduit une longueur supplémentaire a_0 correspondant à la zone plastique en pointe de fissure et définie par rapport à la limite d'endurance $\Delta\sigma_0$ du matériau sain :

$$\Delta K_{th} = \Delta\sigma_0 \sqrt{\pi a_0} \quad (1.20)$$

La longueur effective de fissure dans une pièce entaillée est donc $(a + a_0)$ et le seuil de non-propagation des fissures courtes est alors défini par :

$$\Delta K_{th} = \Delta\sigma \sqrt{\pi(a + a_0)} \quad (1.21)$$

Les aspects « distribution de probabilités de défauts » [Thieulot et al., 2007] et « taille de fissure effective » [El Haddad et al., 1979] que nous venons d'aborder sont également exploités par [Andrews, 2000] pour les pièces usinées en fraisage. Dans leurs travaux, les défauts de rugosité sont décrits de manière probabiliste avant de simuler la propagation des fissures en fatigue. Les simulations ne sont cependant pas comparées à des mesures de microgéométrie.

Une approche statistique des défauts de microgéométrie, que l'on peut considérer comme des fissures courtes, semble bien adaptée dans la mesure où il est impossible de déterminer la taille exacte du défaut critique qui engendrera la rupture.

Dans le cadre de l'effet de l'usinage grande vitesse sur la tenue en fatigue des pièces aéronautiques, [Suraratchai, 2008] et [Limido, 2008] prennent aussi en compte l'influence du coefficient K_t sur la fatigue, mais le calcul ne s'effectue pas de manière empirique. K_t est déterminé par une simulation éléments finis comme celle définie au paragraphe 3.1.3.2. Un modèle de mécanique linéaire de la rupture est ensuite utilisé pour prédire les courbes de Wöhler (Contrainte de chargement – Nombre de cycles à rupture) des pièces usinées en fraisage et sollicitées en flexion plane à $R_\sigma = 0.1$. La Figure 1.16 présente les courbes de Wöhler expérimentales et modélisées pour deux fraisages différents (ébauche et finition) correspondants à deux coefficients de concentration de contrainte.

Dans ces travaux, l'effet de l'érouissage et des contraintes résiduelles est négligé devant celui de la microgéométrie.

La courbe de Wöhler peut être séparée en deux parties distinctes correspondants aux faibles durées de vie pour une contrainte de chargement élevée et les grandes durées de vie pour une contrainte plus faible (Figure 1.16). L'endommagement par fatigue est généralement décomposé en deux étapes :

- Amorçage d'une fissure dont la durée est exprimée par N_i .
- Propagation de la fissure dont la durée est exprimée par N_p .

La durée de vie totale est donc définie par $N_f = N_i + N_p$

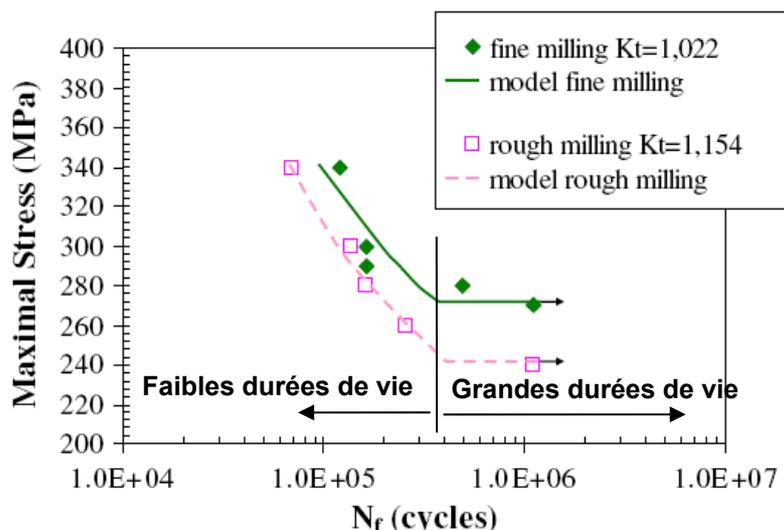


Figure 1.16. Courbes de Wöhler pour deux cas de fraisage de finition [Suraratchai, 2008]

Les relations de (1.22) à (1.25) prennent fortement en compte la concentration de contraintes. Pour la partie de la courbe à grandes durées de vie, la limite d'endurance peut être directement déterminée par la mécanique élastique linéaire de la rupture et donc la relation suivante :

$$\sigma_D = \frac{\Delta K_{th}}{FK_t \sqrt{\pi a}} \quad (1.22)$$

où F est le facteur de forme et a longueur de la fissure initiale, a et F étant considérés indépendant de l'état de surface [Newman, 1984]. La longueur de fissure initiale est prise égale à 40 μm car c'est la taille d'un grain recristallisé. L'amorçage de rupture s'effectue en effet toujours au niveau des inclusions intermétalliques. En ce qui concerne la première partie de la courbe (à faible durée de vie), [Suraratchai, 2008] considère que la durée de vie peut être évaluée par rapport à la phase de propagation de fissure, prépondérante sur la phase d'initiation. La fissure se propage selon la loi de Paris, soit en surface (augmentation de c), soit dans la profondeur (augmentation de a) :

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_{90^\circ})^m \quad \frac{dc}{dN} = CK_t (K_t \Delta K_{0^\circ})^m \quad (1.23)$$

L'expression empirique du facteur d'intensité des contraintes, tiré des travaux de [Newman, 1984] pour une fissure semi-elliptique, est :

$$K_{I\phi} = f(a, c, \phi, W, t) \sigma \sqrt{\pi a} \quad (1.24)$$

où a et c sont respectivement la plus petite et la plus grande demi-longueur de l'ellipse, ϕ est l'angle du profil de rugosité pour lequel le K_t est calculé par rapport à l'axe de chargement. W est la largeur de l'éprouvette et t l'épaisseur. La fonction f correspond au facteur correctif de la forme de la fissure.

A partir des formules de Paris (1.23), un calcul itératif est réalisé pour déterminer a et c , puis évaluer ensuite ΔK_{90° et ΔK_{0° . Il y a rupture lorsque $a = t$, $c = W$ ou $\Delta K_\phi = K_{Ic}$. On obtient donc le nombre de cycle N_p . La durée de vie à l'amorçage N_i est déduite de la durée de vie totale et de la durée de propagation de fissure. On peut la modéliser par une loi puissance de type Basquin :

$$N_i = \beta(K_t \sigma)^\alpha \quad (1.25)$$

avec α et β les paramètres à identifier grâce à une courbe de Wöhler (Figure 1.16). Ce modèle déterministe appliqué aux alliages d'aluminium semble bien décrire le comportement en fatigue à partir des défauts de microgéométrie.

3.1.6. Synthèse

Pour conclure cette partie sur l'influence de la microgéométrie sur la fatigue, on peut dire que l'utilisation des paramètres de rugosité linéaires permet de qualifier la taille des défauts. Cependant, ils ne permettent pas de décrire exactement la taille des entailles, lieu d'amorçage de la rupture. Les formules empiriques pour déterminer K_t et K_f sont d'ailleurs plus sensibles au rayon de fond de fissure ρ , pour lequel les écarts de mesure peuvent être très importants, qu'à la hauteur des entailles. L'approche par éléments finis de [Suraratchai, 2008] est certes assez rapide en temps de calcul car un filtrage est effectué au préalable mais elle entraîne de ce fait une perte d'information. Les points de mesure filtrés peuvent en effet décrire des défauts maximaux. Il semble important de déterminer quelle est l'incertitude engendrée sur le calcul du K_t .

Par ailleurs, de nombreux travaux utilisent la mécanique linéaire de la rupture pour déterminer la limite d'endurance. Les approches empiriques comme celles de [Murakami, 2002] ne permettent pas d'obtenir une courbe de Wöhler mais uniquement de déterminer la limite d'endurance. Par ailleurs, les approches basées sur un seuil de non-propagation semblent adaptées dans le cas du fraisage d'un aluminium. Dans les travaux de [Suraratchai, 2008], le coefficient de concentration de contrainte K_t est pris en compte lorsque la fissure se propage en surface et non lorsque celle-ci se propage dans l'épaisseur. En effet, la fissure initiale considérée de la taille d'un grain étant de 40 μm , la concentration de contrainte ne peut pas agir sur la pointe de la fissure.

Dans le cas d'une microstructure plus fine comme la bainite par exemple, il ne sera pas possible de considérer la taille d'un grain comme fissure initiale. La description des entailles, physiquement courtes mais traversant plusieurs grains de bainite est sans doute plus adaptée à une approche statistique de type [Andrews, 2000] ou [Thieulot et al., 2007].

3.2. Fatigue influencée par l'état mécanique non standard généré en sous-surface

Les travaux traitant de l'influence de l'état mécanique des pièces usinées sur leur durée de vie sont relativement nombreux. C'est notamment le cas pour des pièces en acier obtenues en tournage ou par rectification. En revanche, dans le cas du fraisage, on ne trouve pas de travaux reliant l'état mécanique et la fatigue. Ainsi, les travaux traitant du tournage et de la rectification sont principalement présentés.

3.2.1. Influence des contraintes résiduelles

3.2.1.1. Contraintes résiduelles générées en tournage

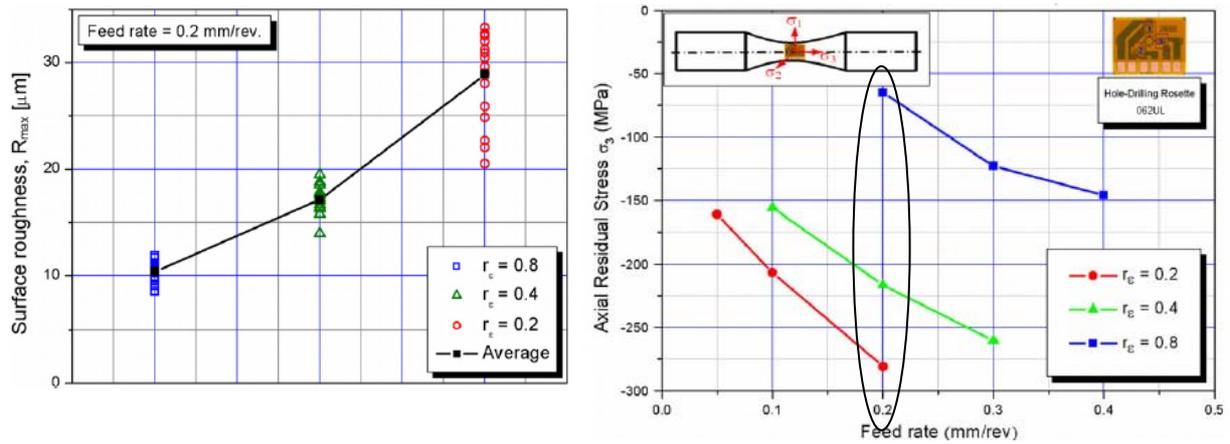
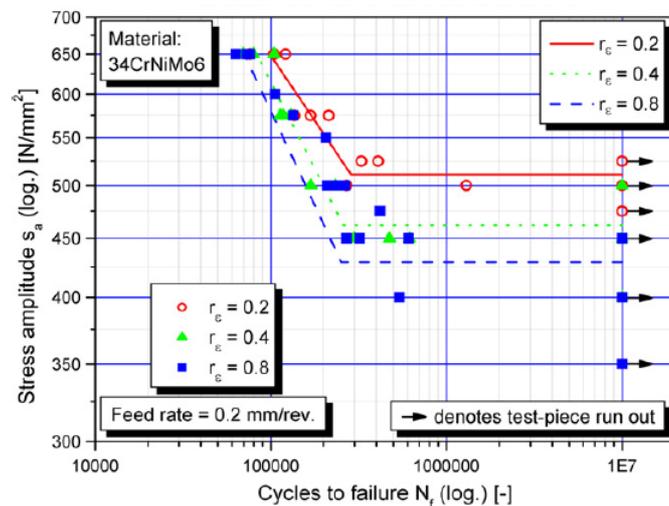
L'obtention de l'état mécanique est généralement indissociable de celui de la microgéométrie. Cependant, la rugosité la plus faible n'est pas forcément associée à des contraintes résiduelles de compression, bénéfiques à la tenue en fatigue. Ainsi, pour garantir la qualité de la pièce usinée d'un point de vue tenue en fatigue, des compromis sont parfois nécessaires pour optimiser la durée de vie d'une pièce.

Les travaux réalisés par [Javidi et al., 2008] dans le cas du tournage d'un acier bainitique montrent que la microgéométrie obtenue pour un facteur de concentration de contrainte le plus élevé n'engendre pas forcément une durée de vie la plus faible. En effet, pour un chariotage réalisé à l'avance f (mm/tr) constante, la hauteur de crête obtenue R_t augmente lorsque l'on utilise un rayon de bec de plaquette r_ε plus faible selon la relation classique suivante :

$$R_t = \frac{f^2}{8r_\varepsilon} \quad (1.26)$$

L'augmentation de la hauteur de crête maximale avec la diminution du rayon de bec est confirmée par la Figure 1.17 (a). De plus, l'augmentation de la hauteur, associée à une diminution du rayon de fond d'entaille ρ et un espacement b constant entraîne une hausse de la concentration de contrainte d'après l'équation (1.26). Pour un usinage avec $r_\varepsilon = 0.2$ mm, la concentration de contrainte, supérieure à celle avec $r_\varepsilon = 0.8$ mm, est donc supposée provoquer une diminution de la limite d'endurance pour une sollicitation en flexion. Or, ce n'est pas ce que l'on observe à partir de courbes de Wöhler de la Figure 1.17 (c). La limite d'endurance pour $r_\varepsilon = 0.2$ mm est maximale, puis suit celle pour $r_\varepsilon = 0.4$ mm et enfin celle pour $r_\varepsilon = 0.8$ mm. L'explication vient très probablement des niveaux de contraintes résiduelles axiales superficielles mesurées (cf. Figure 1.17 (b)). En effet, pour une avance $f = 0.2$ mm/tr, les contraintes sont plus compressives dans le cas $r_\varepsilon = 0.2$ mm que pour les deux autres rayons de bec. Dans cette étude, les contraintes résiduelles atteignent, pour chacun des cas, un maximum de compression en surface.

De même, [Sasahara, 2005] montre que pour un acier sollicité en flexion rotative, la durée de vie augmente pour des contraintes superficielles de compression et diminue au contraire pour des contraintes superficielles de traction.

(a) Effet du rayon de bec r_e sur la rugosité(b) Contraintes résiduelles axiales en fonction de l'avance et r_e 

(c) Courbes de Wöhler d'éprouvettes tournées pour différents rayon de bec

Figure 1.17. Influence de l'intégrité sur la durée de vie en flexion [Javidi et al., 2008]

La tenue en fatigue n'est cependant pas toujours directement liée aux contraintes résiduelles superficielles. C'est le cas des travaux de [Javidi et al., 2008] pour lesquels le profil de contraintes part de -280 MPa en surface et augmente pour tendre vers 0 MPa à 1 mm de profondeur. Cependant, [Smith et al., 2007] et [Matsumoto et al., 1999] présentent les effets sur la fatigue des contraintes résiduelles en extrême surface mais également en sous-surface car les valeurs atteintes ne sont pas forcément maximales en surface. Les travaux de [Smith et al., 2007] rapportent que la distribution de contraintes résiduelles est la caractéristique de l'intégrité de surface la plus influente sur la tenue en fatigue parmi toutes celles citées dans le paragraphe 1. Le comportement en fatigue est non seulement proportionnel aux contraintes résiduelles en surface mais également aux contraintes maximales en sous-surface de l'échantillon.

Les travaux expérimentaux de [Matsumoto et al., 1999] sur un acier de dureté 60 HRC démontrent également que les contraintes en sous-surface ont un rôle essentiel. Des essais de

fatigue ont été réalisés pour des éprouvettes usinées par tournage dur dans un cas et par rectification dans un second cas. Pour chacun de ces deux cas, les éprouvettes subissent une super finition afin d'obtenir une rugosité R_a inférieure à $0.1 \mu\text{m}$ et pouvoir ainsi considérer que les défauts de microgéométrie sont négligeables. Les profils de contraintes résiduelles générées sont tracés sur la Figure 1.18. Ils montrent que l'échantillon rectifié est très compressif en surface mais tend rapidement vers 0 MPa alors que celui usinée par tournage est moins compressif en surface mais évolue jusqu'à -900 MPa à $40 \mu\text{m}$ de profondeur.

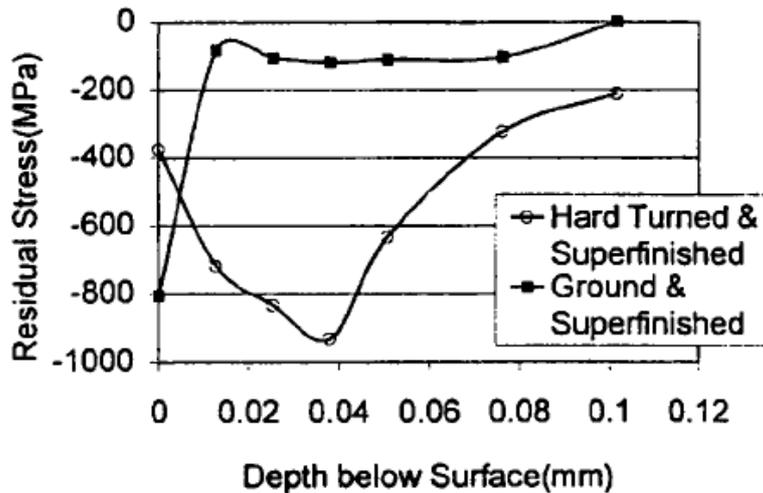


Figure 1.18. Influence du procédé sur les contraintes résiduelles [Matsumoto et al., 1999]

Les éprouvettes usinées par tournage dur ont une durée de vie deux fois plus importante que celles obtenues par rectification. Les résultats de fatigue mettent donc en évidence que dans cette étude, les contraintes en sous-surface ont d'avantage d'influence qu'en surface.

3.2.1.2. Contraintes résiduelles générées par d'autres procédés

D'autres procédés de fabrication entraînent la présence de contraintes résiduelles au sein de la pièce qui peuvent être dues à plusieurs types de phénomènes [Lu, 2004]:

- une déformation plastique mécanique non homogène (galetage, grenailage)
- une déformation plastique non homogène due à un chauffage ou un refroidissement non uniforme (moulage, forgeage, soudage, trempe)
- une déformation microstructurale due à un changement de phase (traitement thermique)

Les contraintes résiduelles générées par l'usinage peuvent être liées à l'ensemble de ces trois types de déformation.

La gamme de fabrication d'une pièce de sécurité se termine parfois par un traitement de surface de grenailage qui est à ce jour un des procédés les plus adaptés pour introduire des contraintes résiduelles de compression en sous-surface de la pièce. [Chantier, 2000] montre

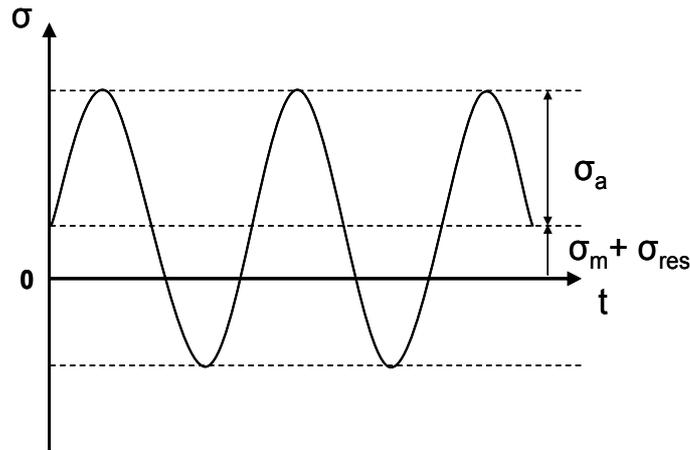
par exemple une nette amélioration de la durée de vie de pièces en fonte moulées (bras de suspension par exemple) après grenailage.

D'autre part, [Gao et al., 2007] comparent la durée de vie de pièces ayant subi différents types de traitement de surface. Les expériences sont effectuées en flexion 4 points sur un acier dont la limite à rupture est de 2000 MPa. Les résultats montrent qu'un traitement de galvanisation (qui consiste à recouvrir la pièce d'une couche de zinc ou de chrome dans le but de la protéger contre la corrosion) induit une limite d'endurance de 250 MPa, alors qu'une rectification 700 MPa et un grenailage permet d'obtenir plus de 1000 MPa. L'explication vient du niveau de contraintes résiduelles atteint. Il est de -1200 MPa en sous-surface dans le cas du grenailage et de -600 MPa dans le cas de la rectification. Après galvanisation, les contraintes sont au contraire de traction et atteignent plus de 600 MPa ce qui induit une faible limite d'endurance. Les résultats de la littérature montrent que l'effet des contraintes résiduelles est d'autant plus important que les caractéristiques matériaux sont élevées. Malgré les effets bénéfiques du grenailage, peu de pièces dans l'industrie subissent ce traitement car il engendre un coût important. Il est généralement réservé pour les pièces de sécurité de l'automobile ou certaines pièces aéronautiques. Les industriels privilégient souvent l'optimisation des paramètres du procédé de finition pour garantir une qualité de pièce avec des contraintes résiduelles les plus compressives possibles.

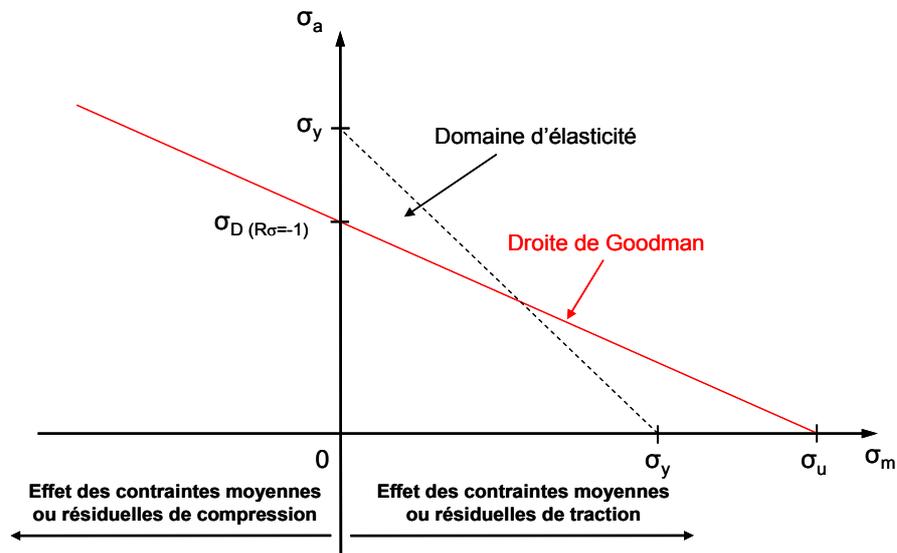
En ce qui concerne la prise en compte des contraintes résiduelles dans un calcul prévisionnel de durée de vie, les travaux sur le sujet ne sont pas très nombreux. [Lu, 2004] rapporte qu'une relation de type Goodman peut être utilisée pour une sollicitation uniaxiale mais qu'elle ne permet d'obtenir qu'une estimation de l'évolution du comportement en fatigue en fonction des contraintes résiduelles :

$$\sigma_a = \sigma_{D(R=-1)} \left[1 - \frac{(\sigma_m + \sigma_{res})}{\sigma_u} \right] \quad (1.27)$$

σ_a est l'amplitude de la contrainte admissible, σ_m la contrainte moyenne de la sollicitation en fatigue et σ_{res} la contrainte résiduelle mesurée dans le sens du chargement (Figure 1.19). Cette dernière peut être introduite sous la forme d'une contrainte moyenne. $\sigma_{D(R=-1)}$ est la limite d'endurance à contrainte moyenne nulle (fatigue alternée $\sigma_m = 0$, $R_\sigma = -1$).



(a) Sollicitation avec contrainte moyenne et/ou résiduelle



(b) Diagramme de Haigh (effet de la contrainte moyenne)

Figure 1.19. Effet des contraintes résiduelles sur la limite d'endurance

Pour un nombre de cycles donné et un type de sollicitation, la contrainte maximale admissible en fonction de la contrainte moyenne σ_m est tracée dans un diagramme de Haigh (Figure 1.19 (b)). La droite de Goodman décrit l'ensemble des limites d'endurance estimées en fonction du rapport de charge R_σ . Les contraintes résiduelles σ_{res} , assimilées à des contraintes moyennes, augmentent donc la limite d'endurance lorsqu'elles sont compressives et la diminuent lorsqu'elles sont en traction.

Pour introduire les contraintes résiduelles dans un modèle, il faut prendre en compte le phénomène de relaxation au court du chargement cyclique [Nikitin & Besel, 2008]. Il est nécessaire de déterminer le nombre de cycles à partir duquel les contraintes résiduelles se stabilisent pour pouvoir ensuite implémenter un profil de contraintes uniaxiales stabilisé dans le modèle. Par ailleurs, l'état de contraintes résiduelles générées par l'usinage est toujours 3D

ce qui explique que le calcul précédent ne permette pas de satisfaire complètement les résultats expérimentaux.

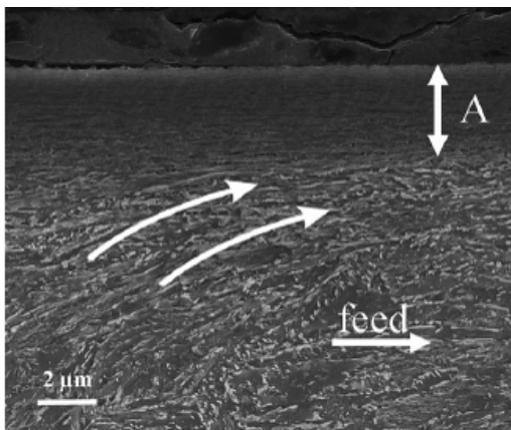
Le critère de Dang Van [Dang Van, 1987] permet de prendre en compte cet état de contrainte 3D. Les contraintes résiduelles stabilisées après relaxation sont introduites dans le calcul de la contrainte hydrostatique sous la forme :

$$p = \hat{p} = \frac{1}{3} Tr(\underline{\underline{\sigma}} + \underline{\underline{\sigma}}_{res}) \quad (1.28)$$

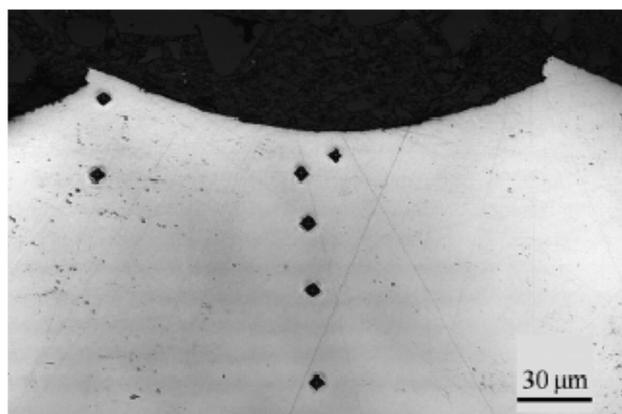
Certains travaux montrent que le critère de Dang Van permet de rendre compte correctement de l'évolution de la tenue en fatigue en fonction des contraintes résiduelles dans le cas de la flexion plane. Les contraintes résiduelles résultent de diverses conditions de traitement thermique [Skalli, 1984]. Plus récemment, ce critère est repris en utilisant un modèle d'endommagement en fatigue probabiliste dans les travaux de [Nguyen Thi Thu, 2008] pour une application de tournage assisté Laser. Ces derniers travaux montrent que l'état de contraintes résiduelles est bien souvent associé à un écrouissage surfacique.

3.2.2. Influence de l'écrouissage et des changements microstructuraux

L'écrouissage d'une surface usinée est classiquement caractérisé expérimentalement par une mesure de microdureté, voire de nanodureté dans une section de la pièce. La déformation plastique maximale causée par les efforts de coupe et phénomènes de friction peut ainsi être exprimée. Sur la Figure 1.20 (a), une région d'épaisseur A est observée et les grains sont déformés orientés dans le sens de l'avance. Cette région correspond à une zone écrouie de 3-4 μm . Dans le cas de la microdureté, les indentations laissent des marques de dimensions de 3 à 5 μm de profondeur (Figure 1.20 (b)) qui malheureusement sont trop grandes pour identifier l'écrouissage surfacique [Javidi et al., 2008].



(a) Observation au MEB de la sous-surface usinée



(b) Indentations au niveau des crêtes et des creux

Figure 1.20. Détermination de l'écrouissage en sous-surface [Javidi et al., 2008]

Ces travaux montrent que même avec une profondeur de passe de finition de 0.5 mm, les déformations plastiques générées par la coupe d'un acier peuvent être très importantes en sous-surface.

D'autre part, les travaux réalisés par [Sasahara, 2005] pour différents types d'arête de coupe et différents rayons de bec permettent d'identifier l'influence de la microdureté sur la tenue en fatigue. Les résultats présentés sur la Figure 1.21 montrent que la dureté superficielle qui évolue de 240 à 300 Hv – comparée à une dureté à cœur de 230 Hv – a une influence très importante sur la durée de vie. En effet, en absence de contraintes résiduelles, le nombre de cycles à rupture varie de 1 à 5 millions de cycles respectivement pour des duretés superficielles de 280 et 305 Hv. Cette élévation de dureté, certes très influente sur la fatigue, n'est pas caractéristique d'un changement de phase dans cette étude mais uniquement d'un écrouissage.

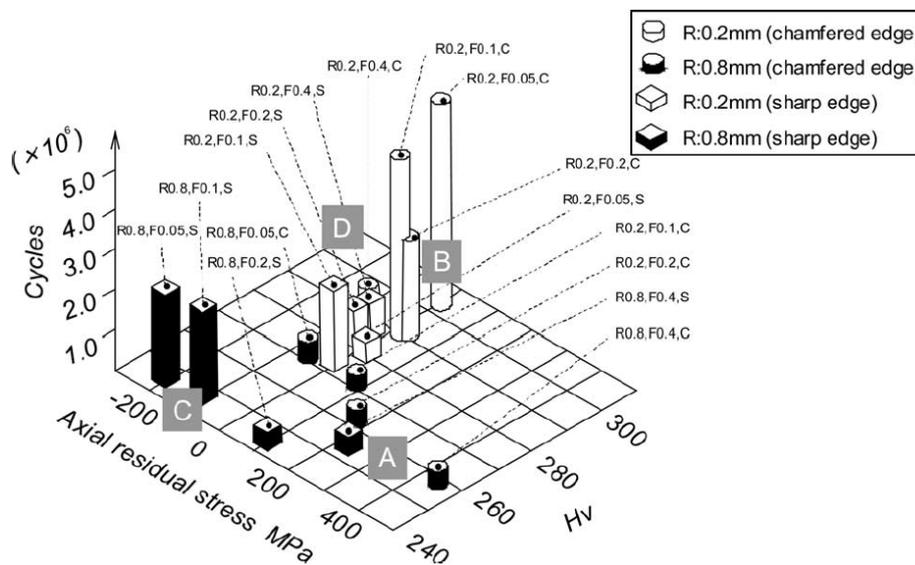


Figure 1.21. Influence des caractéristiques mécaniques sur la fatigue [Sasahara, 2005]

En règle générale, pour l'usinage de matériaux durs (dureté de 45-70 HRC), les procédés de rectification ou de tournage peuvent induire un changement de phase en surface [Hashimoto et al., 2006], [Smith et al., 2007]. Cette épaisseur est classiquement appelée couche blanche s'il y a eu formation de martensite ou couche noire pour une épaisseur ayant subi un revenu. On peut observer sur la Figure 1.22, la présence de ces deux couches après une passe de finition en tournage dur [Smith et al., 2007]. La mesure de nanodureté permet dans ce cas de caractériser chacune des zones jusqu'au comportement du matériau à cœur.

[Hashimoto et al., 2006] rapportent que la durée de vie en fatigue des éprouvettes usinées en tournage dur est plus de deux fois supérieure à celle obtenue avec les éprouvettes rectifiées car celles-ci possèdent une couche blanche (d'épaisseur 2 μm). Cependant, cette étude est réalisée sans prendre en compte l'influence du profil de contraintes résiduelles. Or nous avons

vu dans le paragraphe précédent que leur influence est prépondérante. Les résultats expérimentaux des travaux de [Smith et al., 2007] confirment d'ailleurs que l'on ne peut pas se permettre de conclure que la couche blanche, générée en tournage dur, modifie la durée de vie en fatigue. Il est en effet impossible d'usiner des surfaces avec et sans couche blanche sans modifier de façon très importante l'état de contraintes résiduelles.

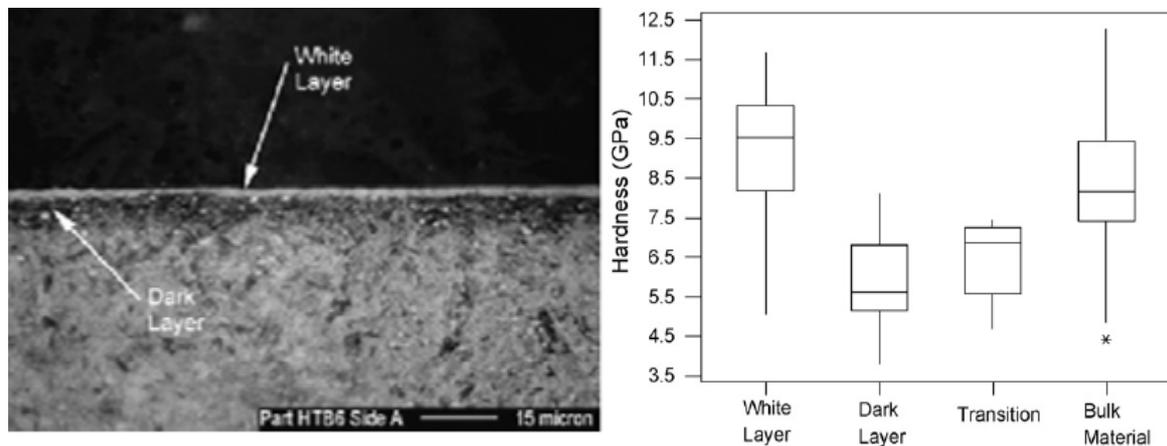


Figure 1.22. Couche blanche et couche noire après tournage dur [Smith et al., 2007]

Par ailleurs, d'autres moyens expérimentaux permettent également de caractériser les changements microstructuraux ou bien l'écaillage surfacique de la surface usinée. En effet, [Nguyen Thi Thu, 2008] utilise la diffraction des rayons X pour évaluer les changements microstructuraux grâce à la mesure de la largeur des pics de diffraction. Ce type de mesure peut également être utilisé pour caractériser un écaillage ou un adoucissement du matériau. On observe sur la Figure 1.23 les transformations microstructurales induites par une opération de tournage assistée laser. Ce procédé utilise un faisceau laser devant l'outil pour adoucir le matériau et donc favoriser la coupe.

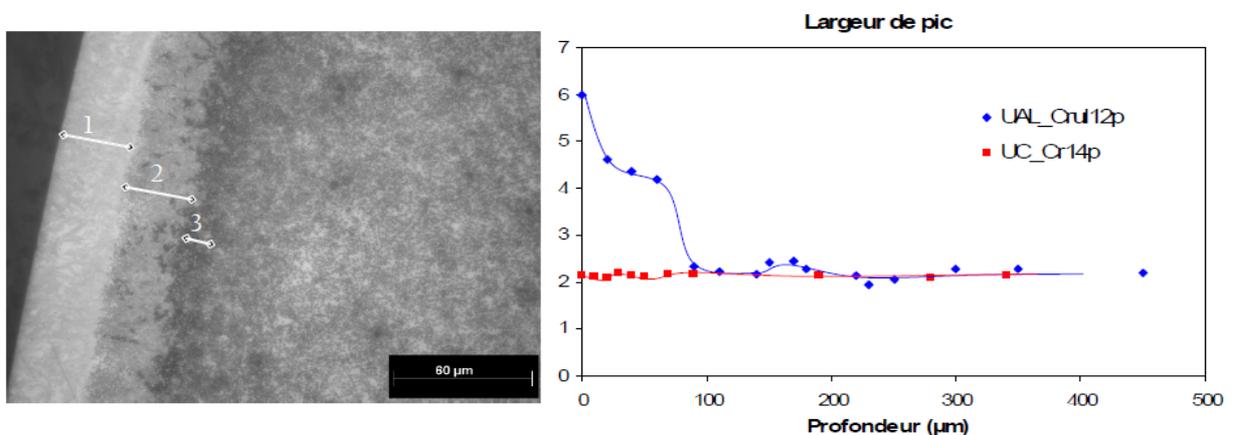


Figure 1.23. Microstructure et largeurs de pics d'un 100Cr6 usiné [Nguyen Thi Thu, 2008]

La zone 1 qui correspond à une zone martensitique très dure, d'épaisseur 30 µm, possède une largeur de corde maximale. Dans la zone 2, de la profondeur 30 jusqu'à 70 µm, il s'agit d'une

zone de transition dans laquelle le matériau a été partiellement austénisé. Une 3^{ème} zone de 70 à 90 μm a subi un revenu, elle est donc adoucie. A partir de 90 μm , on retrouve la structure de base du matériau avec une largeur de pic de 2°. Ces transformations de phase atteignent des profondeurs beaucoup plus importantes que lors du tournage dur. A l'inverse de l'usinage assistée Laser (UAL), la largeur de corde obtenue après usinage conventionnel (UC) est uniforme sur toute la profondeur.

Les résultats de fatigue en traction-compression des travaux de [Nguyen Thi Thu, 2008] montrent que la limite d'endurance des éprouvettes UAL est supérieure à celle des éprouvettes UC. De plus, la rupture s'initie en surface pour les éprouvettes usinées de manière conventionnelle alors que dans le cas des éprouvettes réalisées par UAL, la rupture amorce en sous-surface. En effet, le changement de phase et les contraintes résiduelles de compression obtenues par UAL sont défavorables à l'amorçage en surface, ce qui explique l'initiation en sous-surface.

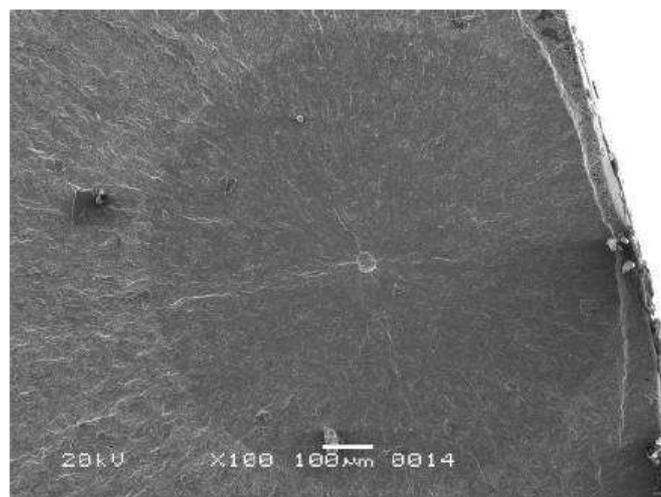


Figure 1.24. Facies de rupture d'une éprouvette UAL [Nguyen Thi Thu, 2008]

Dans le chapitre 2, nous étudierons le cas du fraisage appliqué aux pièces de formes complexes et nous déterminerons quelles sont les conditions de coupe qui permettent d'optimiser les caractéristiques mécaniques. Cette optimisation correspond essentiellement à l'obtention de contraintes résiduelles les plus compressives possibles en sous surface et un écrouissage surfacique important.

Nous allons maintenant voir que le contexte des pièces de formes complexes peut introduire des variations de conditions de coupe le long d'un trajet d'usinage. Il est indispensable de connaître ces conditions locales pour déterminer quels sont les états microgéométriques et mécaniques engendrés.

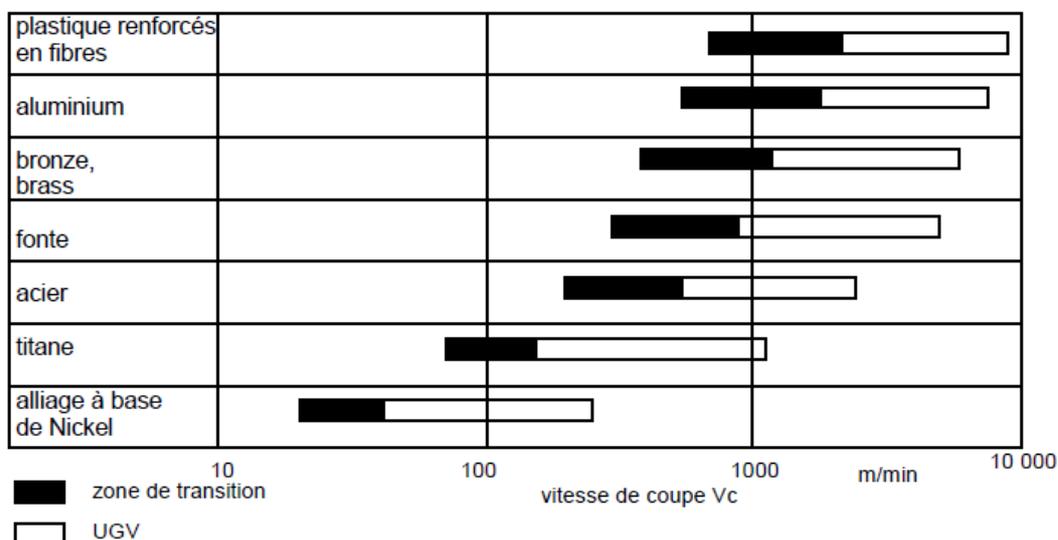
4. Fraisage de pièces de formes complexes

4.1. Usinage Grande Vitesse (UGV)

L'usinage grande vitesse (UGV) est désormais un procédé utilisé de manière standard dans l'automobile, l'aéronautique ou l'industrie de la construction mécanique. Ce procédé a été initialement développé pour l'industrie automobile et la fabrication de moules ou matrices, particulièrement longue et coûteuse [Shultz, 1995]. Plus récemment, celui-ci est utilisé dans l'aéronautique pour les pièces en alliages d'aluminium, en composite, en titane mais aussi pour les superalliages à base nickel [Tournier et al., 2010]. L'usinage grande vitesse implique des paramètres d'usinage élevés, notamment en termes de coupe et d'avance, qui engendrent de nombreux challenges dans le domaine de la recherche. La prévision de l'intégrité de surface générée par l'UGV fait partie de ces défis.

L'UGV n'a pas vraiment de définition précise et arrêtée mais l'on peut considérer en première approximation la définition suivante : « l'UGV recouvre 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 » [Tournier et al., 2010]. Lorsqu'on augmente la vitesse de coupe utilisée, certains auteurs, depuis 1960, parlent d'une zone critique de transition baptisée « vallée de la mort ». Au-delà de cette zone, la coupe est sensée devenir adiabatique (toute la chaleur est évacuée dans le copeau), les efforts de coupe diminuent, l'état de surface devient excellent. Cette frontière varie en fonction des matériaux usinés (Tableau 1.3). Cependant, la composition chimique du substrat de l'outil et la nature de son éventuel revêtement n'étant pas précisés dans le tableau suivant, ces valeurs ne doivent être perçues qu'à titre indicatif.

Tableau 1.3. Gammes de vitesse de coupe pour différents matériaux (outil carbure utilisé) [Tönshoff, 1998]



Les notions de « vallée de la mort » ou de coupe adiabatique à partir d'une certaine vitesse de coupe ne seront pas utilisées dans nos travaux car pour certaines applications, il n'y a tout simplement pas de frontière de vitesse de coupe à franchir [Tournier et al., 2010]. Pour illustrer cette remarque, [Schlauer et al., 2002] montre que dans le cas du tournage de l'inconel718 avec un outil CBN (Nitrure de Bore Cubique), les contraintes résiduelles sont très sensibles à la vitesse de coupe. Les faibles vitesses (inférieures à 200 m/min) engendrent des contraintes de compression alors que des vitesses plus élevées (supérieures à 350 m/min) induisent des températures élevées et donc des contraintes de traction. La coupe ne devient donc pas adiabatique à partir d'une certaine vitesse et la qualité de la pièce, en termes de contraintes résiduelles, est meilleure avec une vitesse de coupe faible. E. Duc et J.-Y. Hascoët rapportent de même que la « vallée de la mort » n'existe pas et que le passage entre usinage conventionnel et usinage à grande vitesse est plutôt continu et lié à une ensemble d'évolutions technologiques qu'au niveau de la coupe proprement dit [Tournier et al., 2010].

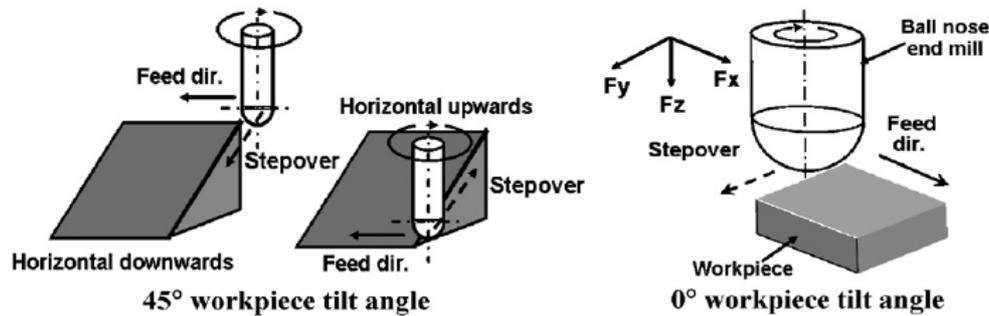
4.2. Usinage de pièces de formes complexes

Les pièces de forme complexes peuvent être définies par des surfaces polynomiales paramétrées (B-spline, Nurbs, ...) mais également à partir d'un ensemble de plusieurs carreaux de surfaces polynomiales et/ou simples (plan, cylindre, sphère, cône, ...) raccordées les unes aux autres. Ce type de pièces possédant des enchaînements de formes convexes et concaves, elles sont usinées la plupart du temps par des outils hémisphériques ou toriques. Par soucis de simplicité, l'étude sera focalisée sur les outils hémisphériques, dont les études sur l'intégrité de surface sont plus nombreuses. Les pièces de formes complexes sont généralement usinées sur centre d'usinage 3 axes (pour les pièces dépouillées comme les matrices) ou 5 axes.

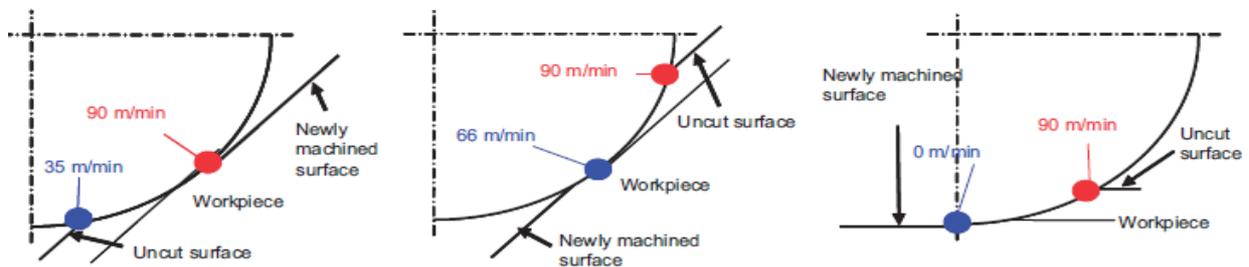
En 3 axes, c'est la position de la partie active de l'outil par rapport à la pièce qui varie durant l'usinage. En 5 axes, l'inclinaison peut être définie afin d'optimiser les conditions de coupe locales (avantage cité ci-dessus), très influentes sur l'intégrité de surface.

Une forte variation des conditions de coupe est constatée en fonction de l'inclinaison de l'outil par rapport à la surface. Comme observées sur les Figure 1.25 (b), (c) et (d) pour un outil hémisphérique de diamètre $\varnothing 8$ mm, les conditions de coupe locales correspondent essentiellement à une variation de la vitesse de coupe [Aspinwall et al., 2007]. Les auteurs présentent ici l'effet de l'inclinaison outil (angle tilt) et du mode d'usinage (en montant ou en descendant). En effet, la vitesse de coupe minimale varie de 0 à 66 m/min pour une même vitesse de coupe maximale (90 m/min) suivant les trois cas d'usinage (Figure 1.25 (b), (c) et

(d)). Ces trois cas possèdent donc des vitesses effectives de coupe moyennes différentes sur la zone de contact outil-matière.



(a) Définition de l'angle tilt en descendant et en montant (« Horizontal downwards and upwards »)



(b) Angle tilt à 45° en descendant

(c) Angle tilt à 45° en montant

(d) Usinage sans inclinaison (0°)

Figure 1.25. Vitesses de coupe locales en fonction de la zone de contact [Aspinwall et al., 2007]

L'auteur montre également qu'en comparant les cas d'usinage à 0° et à 45° en descendant, les résultats montrent que les durées de vie de l'outil sont similaires. En revanche pour une inclinaison à 0°, la rugosité R_a est quatre fois plus élevée qu'à 45°, les efforts de coupe sont plus élevés et les contraintes résiduelles sont plus compressives. Enfin, une augmentation des efforts de coupe ne signifie pas forcément une durée de vie de l'outil plus faible.

L'optimisation de l'inclinaison est donc un compromis entre microgéométrie et contraintes résiduelles.

L'objectif de ces travaux de thèse est en partie de déterminer si l'une ou l'autre de ces caractéristiques est prépondérante sur la tenue en fatigue. L'influence de l'inclinaison outil en fraisage sur la microgéométrie obtenue est très étudiée dans la littérature ([Lavernhe et al., 2010], [Quinsat, 2004] et [Limido, 2008]), mais la caractérisation de l'état mécanique obtenu est encore très peu traitée. C'est notamment le cas concernant les structures en acier à hautes caractéristiques mécaniques.

Par ailleurs, les conditions de coupe locales font également varier les efforts de coupe qui sont susceptibles d'influencer les contraintes résiduelles. Cette variation est observée entre deux inclinaisons outil dans les travaux de [Aspinwall et al., 2007]. Nous étudierons de même

l'influence de l'inclinaison outil sur une large plage de valeurs dans le chapitre 2. Un nombre de valeurs d'inclinaisons important permettra de déterminer précisément quels sont les angles correspondant aux efforts extremum. Nous n'avons pas trouvé ce type d'étude expérimentale détaillée dans la littérature, car seules quelques valeurs caractéristiques sont étudiées la plupart du temps. Ceci permet de trouver une tendance mais on ne peut pas garantir que l'évolution des efforts soit monotone entre ces 2 points. Les travaux de [Lamikiz et al., 2004] permettent de simuler la zone de contact outil-pièce, qui est associée également à une vitesse de coupe moyenne. On observe que les efforts de coupe de la pièce sur l'outil (exprimés ici dans le repère de l'outil) sont plus élevés pour un angle (« lead » et non plus « tilt ») de 15° que pour 45° (Figure 1.26). Cette modélisation des efforts de coupe sera à nouveau abordée dans le chapitre 3 pour la prédiction de l'état mécanique.

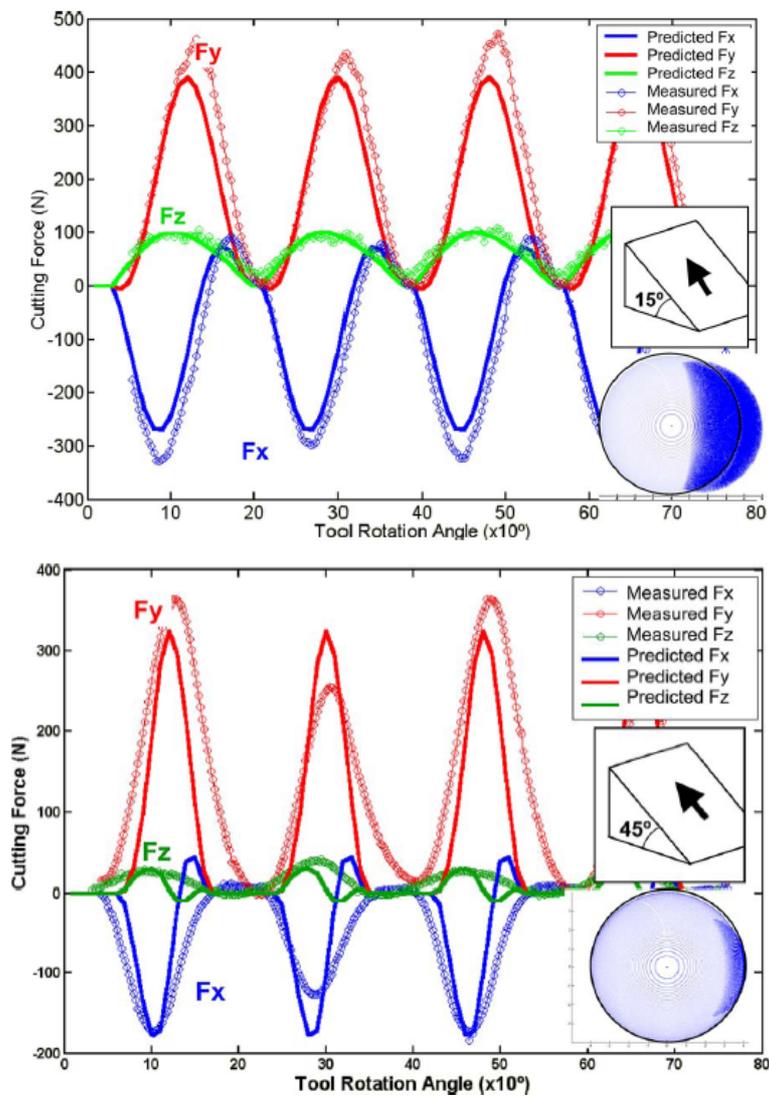


Figure 1.26. Évolution des efforts de coupe avec l'inclinaison outil [Lamikiz et al., 2004]

4.3. Stratégies d'usinage en FAO

Le choix du type d'outil étant fixé, la stratégie d'usinage utilisée peut également influencer l'intégrité de surface. Les études rencontrées sur l'influence de la stratégie d'usinage sur la rugosité ([Ramos et al., 2003] et [Toh-a, 2004]) comparent les balayages de type :

- Décalage (« Offset » en anglais)
- Plans parallèles en zig-zag (« back and forth raster »)
- Plans parallèles (« Single direction raster »)

On peut voir sur l'exemple de la Figure 1.27 qu'une stratégie par plans parallèles, classique, peut induire des zones de contacts variées et donc des conditions de coupe locales très variables [Tapie, 2008].

Ces différentes zones de contacts peuvent également être obtenues de manière équivalente en inclinant l'outil par rapport à la pièce au lieu de considérer une surface inclinée. La Figure 1.28 présente deux vitesses de coupe effectives très différentes, obtenues d'une part pour un angle d'inclinaison positif et d'autre par pour un angle négatif. Ainsi, le fait d'imposer un angle d'inclinaison précis en fraisage 5 axes permet de maintenir les conditions de coupe pour optimiser l'intégrité de surface.

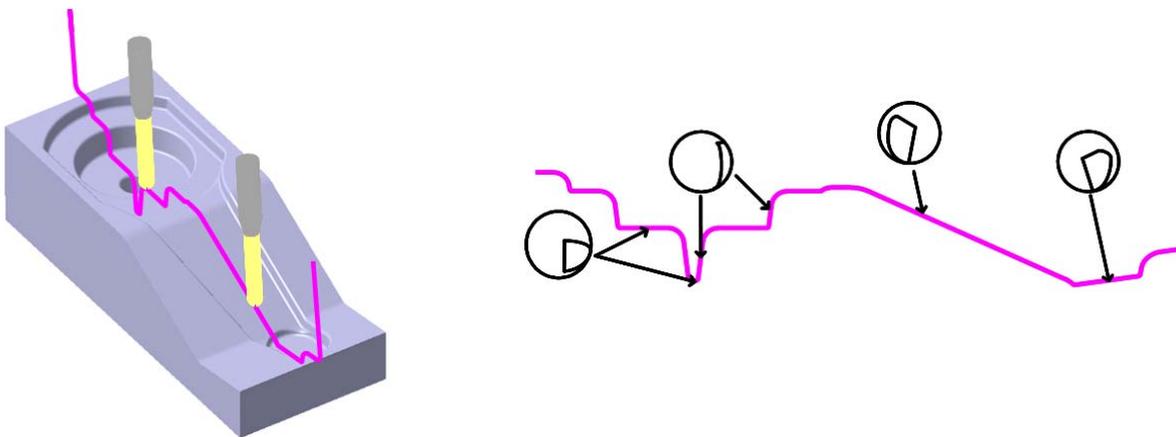


Figure 1.27. Analyse du contact outil-pièce pour la stratégie plans parallèles [Tapie, 2008]

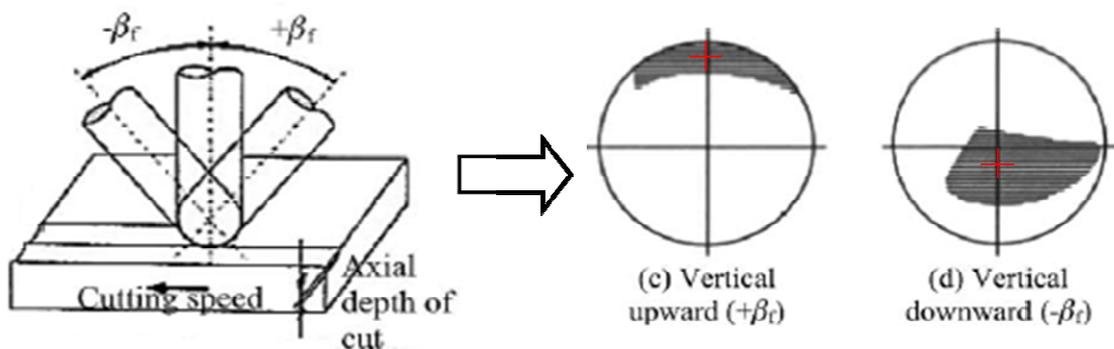


Figure 1.28. Zones de contact obtenues en fonction de l'inclinaison de l'outil [Toh-a, 2004]

Afin de caractériser dans un premier temps l'intégrité de surface, puis la tenue en fatigue d'éprouvettes usinées en fraisage (donc plates), l'étude des conditions de coupe sera uniquement réalisée sur des plans. Nous nous limiterons donc à l'étude d'une stratégie par plans parallèles pour simplifier les directions de mesure de la rugosité et des contraintes résiduelles. Cette stratégie plans parallèles sera réalisée suivant une direction afin d'éviter les usinages successifs en avalant et en opposition observées pour un usinage en zig-zag.

5. Conclusion

A la vue des travaux de recherche réalisés sur l'influence de l'usinage sur la tenue en fatigue, on peut conclure que les aciers à haute limite élastique ont la particularité d'être sensibles à toutes les caractéristiques de l'intégrité de surface décrites précédemment. Aucune ne peut être négligée par rapport à une autre comme dans le cas de l'aluminium où les contraintes résiduelles sont faibles [Suraratchai, 2008].

La microgéométrie joue un rôle essentiel sur la fatigue dans de nombreux cas d'étude. En effet, la durée de vie diminue avec une augmentation de l'amplitude des entailles de rugosité, souvent décrite par le R_a ou le R_t . De plus, l'orientation des stries d'usinage est très influente sur la limite d'endurance. La direction d'avance en fraisage sera donc choisie perpendiculaire à la direction de sollicitation afin de maximiser l'effet de la microgéométrie. En ce qui concerne la modélisation du comportement en fatigue à partir de la microgéométrie, il existe des approches empiriques utilisées pour d'autres procédés qui méritent d'être testées dans le cas du fraisage. Cependant, la plupart des études récentes se basent sur la mécanique de la rupture en considérant les micro-défauts d'entaille comme des fissures courtes. Au delà d'un seuil de non-propagation de fissure ΔK_{th} , le taux de croissance de la fissure suit une loi de Paris. Pour les fissures courtes dans une structure bainitique, les approches probabilistes semblent assez adaptées car la dispersion de taille d'entailles est importante. Nous considérerons qu'il n'y a pas d'interaction entre ces différentes entailles.

Par ailleurs, les contraintes résiduelles et l'écrouissage affectent la durée de vie de manière importante pour les aciers. La plupart des études réalisées en tournage dur et en rectification montrent qu'il est nécessaire d'analyser les contraintes en surface mais également en sous-surface. En revanche, nous n'avons pas trouvé d'études sur l'influence du fraisage sur la tenue en fatigue intégrant l'effet de l'état mécanique. En ce qui concerne la prise en compte des contraintes 3D dans un calcul de durée de vie en fatigue, le critère le plus utilisé est sans doute celui de Dang Van. L'écrouissage surfacique permet également d'améliorer la durée de vie pour des contraintes faibles. Il est par contre difficile de déterminer l'influence des changements de phase, apparaissant généralement pour les aciers très dur, car les contraintes résiduelles engendrées par cette modification microstructurale sont très élevées.

Dans un contexte d'usinage de pièces des formes complexes, nous étudierons l'influence des paramètres de coupe de finition et de l'inclinaison de l'outil. L'angle d'inclinaison permet de simuler les conditions de coupe locales obtenues le long d'une trajectoire complexe. Pour les paramètres de coupe, nous ne nous positionnerons pas dans un contexte UGV (400-

500 m/min pour l'acier d'après le Tableau 1.3 si ces valeurs sont bien au dessus de celles recommandées par le constructeur outil. Une seule stratégie d'usinage – par plans parallèles – sera étudiée pour simplifier l'étude.

Le chapitre 2 a donc pour objectif de mettre en évidence expérimentalement l'influence des conditions de fraisage – paramètres de coupe et inclinaisons outil – sur les différentes caractéristiques de l'intégrité de surface. Nous proposons d'étudier deux aciers bainitiques afin de vérifier que les résultats ne sont pas uniquement valables pour un seul matériau.

Ainsi, après avoir caractérisé expérimentalement l'intégrité de surface générée pour divers cas d'usinage, l'objectif du chapitre 3 est de proposer un modèle de prévision des contraintes résiduelles qui pourrait ensuite être exploité pour la prévision du comportement en fatigue.

Le chapitre 4 présente les principaux résultats expérimentaux de caractérisation et de fatigue à grand nombre de cycles pour plusieurs séries d'éprouvettes dont les intégrités de surface particulières ont été obtenues en faisant varier le paramètre prépondérant: l'inclinaison de l'outil. La comparaison de plusieurs types de méthodes est faite pour analyser la dispersion en fatigue.

Le chapitre 5 se penche enfin sur différentes approches existantes pour prédire le comportement en fatigue prenant en compte les caractéristiques de l'intégrité de surface, et notamment la microgéométrie et les contraintes résiduelles.

Cette approche est résumée sur le schéma de la Figure 1.29 :

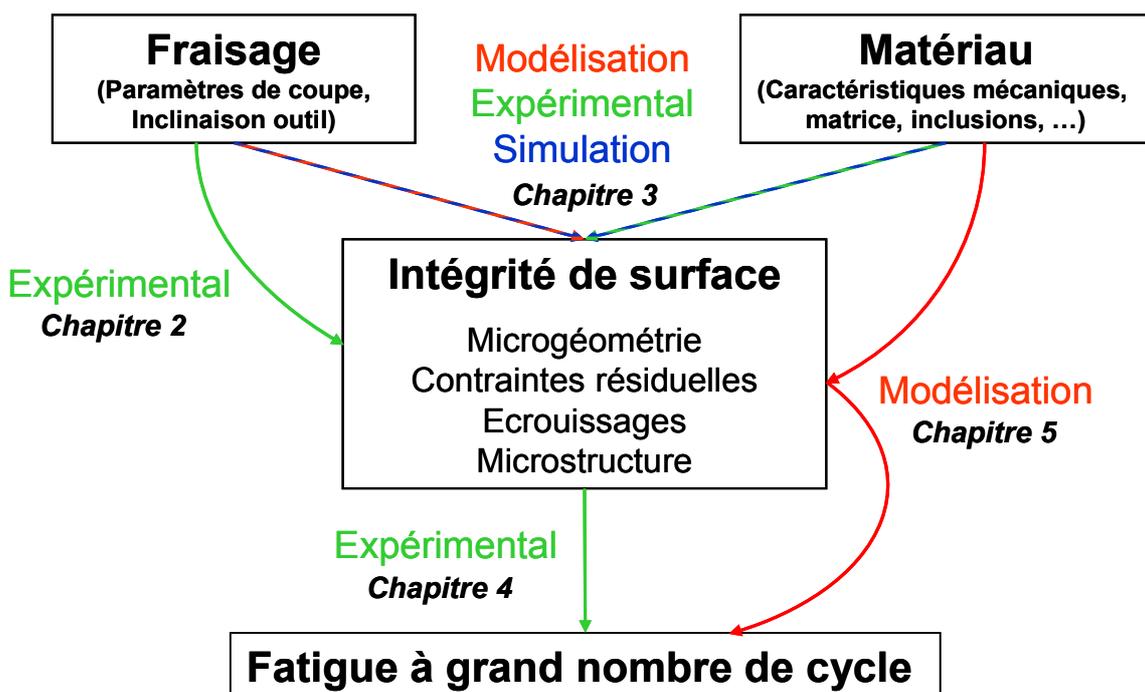


Figure 1.29. Contexte de la problématique de thèse

CHAPITRE 2: Caractérisation de l'intégrité de surface générée en fraisage de finition

L'objectif de ce chapitre est d'analyser l'influence des conditions d'usinage en fraisage de finition avec un outil hémisphérique sur l'intégrité de surface induit. Ces conditions d'usinage seront représentatives des différentes caractéristiques géométriques et cinématiques locales le long d'une trajectoire d'usinage pour une stratégie donnée.

Nous avons vu dans le premier chapitre que l'intégrité de surface est de manière classique décrite à travers sa microgéométrie, ses contraintes résiduelles, son écrouissage et les éventuels changements de phase qui peuvent se produire. Ainsi, dans ce deuxième chapitre, les caractéristiques géométriques et mécaniques sont mesurées expérimentalement et analysées pour différentes conditions d'usinage dans un contexte de fraisage de finition de pièces de formes complexes. C'est pourquoi, l'influence des paramètres de coupe (V_c , f_z , a_p , a_e) est étudiée ainsi que celle de l'angle d'inclinaison « lead » de l'outil par rapport à la surface usinée pour une profondeur de passe de finition a_p de 0.5 mm.

La microgéométrie obtenue pour différents paramètres de coupe et un large intervalle de valeurs d'inclinaisons outil, est caractérisée dans un premier temps. L'objectif est de déterminer la plage d'angles d'inclinaison permettant d'optimiser la qualité de la microgéométrie obtenue. Les résultats sont analysés au travers du calcul de la vitesse effective de coupe et des mesures d'efforts. Les contraintes résiduelles et l'écrouissage sont ensuite étudiés pour différents paramètres de coupe et quelques inclinaisons d'outil pertinentes grâce à des mesures de diffraction par rayons X. La microgéométrie et l'état mécanique étant très influents sur la fatigue dans le cas des aciers, nous déterminerons pour quelles conditions d'usinage, la durée de vie de la pièce est susceptible d'être maximisée.

Enfin, dans le but de caractériser précisément les états mécaniques au lieu de l'initiation d'une fissure, une étude expérimentale originale basée sur la diffraction par rayons X est menée afin d'évaluer les contraintes résiduelles et l'écrouissage le long des crêtes et creux de la surface usinée. L'objectif est d'établir localement les propriétés mécaniques vis-à-vis d'une évaluation moyenne sur plusieurs motifs de microgéométrie.

1. Etat de l'art de l'influence des conditions de fraisage sur l'intégrité de surface

Dans ce paragraphe, nous présentons dans un premier temps un bref état de l'art sur le rôle des paramètres de coupe et de l'inclinaison de l'outil sur la microgéométrie. Dans un second temps, après avoir décrit les conditions expérimentales d'usinage et de mesure, les résultats de topographies seront analysés en fonction des paramètres de coupe (V_c , f_z , et a_e ou h_c) et de l'inclinaison « lead » de l'outil. La microgéométrie est également caractérisée à l'aide des paramètres de rugosité surfaciques. Deux approches géométriques, dont le but est de prédire la zone pour laquelle la qualité de la microgéométrie est critique, seront effectuées.

1.1. Influence du fraisage avec outil hémisphérique sur la microgéométrie

1.1.1. Influence des paramètres de coupe

Parmi les caractéristiques définissant l'intégrité de surface, la microgéométrie a une grande influence sur la durée de vie des pièces lorsque la rupture est initiée en surface. Ceci est vrai dans la plupart des cas lorsqu'une éprouvette est sollicitée en flexion [Itoga et al., 2003]. Cette problématique sur la fatigue est une des raisons pour laquelle de nombreux auteurs étudient l'influence des paramètres de coupe sur les paramètres de rugosité linéaires, tels que R_a , R_t ou R_z , décrits dans la norme [ISO 4287] *.

Dans les travaux sur le fraisage de finition avec outil cylindrique, l'avance f_z et la vitesse de coupe V_c sont les paramètres les plus étudiés. Dans le cas d'un surfacage de finition, les résultats expérimentaux présentés par plusieurs auteurs sont concordants sur l'effet de l'avance. En effet, le critère de rugosité R_a a fortement tendance à augmenter avec l'avance par dent, aussi bien dans le cas d'aciers [Bouzid Saï et al., 2001], que pour des alliages de titane [Sun et Guo, 2009] (Figure 2.1). A l'inverse, l'effet de la vitesse de coupe est beaucoup plus difficile à analyser car ce paramètre est lié au matériau, au phénomène de friction et à la pression spécifique de coupe. En effet, les travaux de [Bouzid Saï et al., 2001] sur des aciers rapportent que la rugosité a tendance à diminuer lorsque la vitesse de coupe augmente alors que ce n'est pas le cas pour le titane dans la direction de coupe.

En ce qui concerne les outils de type hémisphérique, dans une étude sur l'usinage de matrices de forge à chaud [Axinte & Dewes, 2002], le paramètre R_a ne varie pratiquement pas avec l'avance et la vitesse de coupe. En effet, ce type d'outil provoque des défauts du deuxième

* R_a est l'écart moyen arithmétique du profil évalué (sur une longueur de base). R_t est l'écart maximum, entre la plus grande hauteur de pic la plus grande profondeur de creux. R_z est la somme des moyennes des 5 plus grandes hauteurs de pics et des 5 grandes profondeurs de creux.

ordre quasi constants pour une hauteur de crête programmée h_c . Ceci se répercute sur le paramètre R_a qui prend en compte les défauts de tous ordres et donc ne varie pas significativement. En revanche, le paramètre de rugosité R_z , qui prend en compte les défauts les plus importants, varie beaucoup avec l'avance par dent [Limido, 2008].

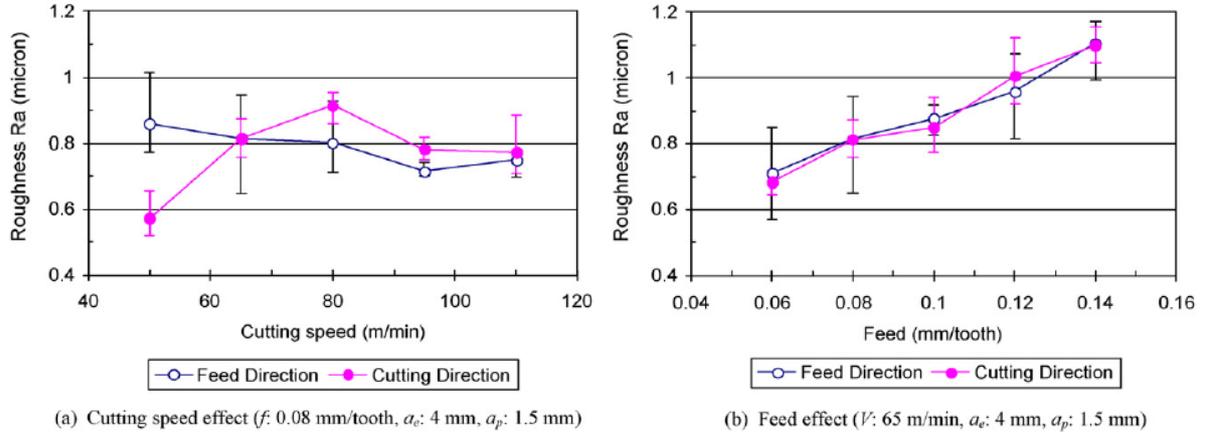


Figure 2.1. Évolution de la rugosité avec les paramètres d'usinage [Sun et Guo, 2009]

La Figure 2.2 (a) présente l'évolution du paramètre R_z , qui augmente significativement avec l'avance, dans la direction perpendiculaire aux crêtes. En effet, à fréquence de rotation constante, entre une avance élevée et une faible avance, la superposition des dents n'est pas la même. Dans le cas d'une avance élevée, la trajectoire de l'arête de coupe laisse périodiquement des pics de matière entre les passages de chaque dent [Chen et al., 2005]. Dans ses travaux, [Limido, 2008] utilise des approches de type Z-map [Takeuchi et al., 1989] pour obtenir une modélisation simple de la surface obtenue (Figure 2.2) en fonction des paramètres de coupe. Les motifs 3D de la surface générée par l'outil ne peuvent pas être complètement décrits par une seule mesure de rugosité linéaire.

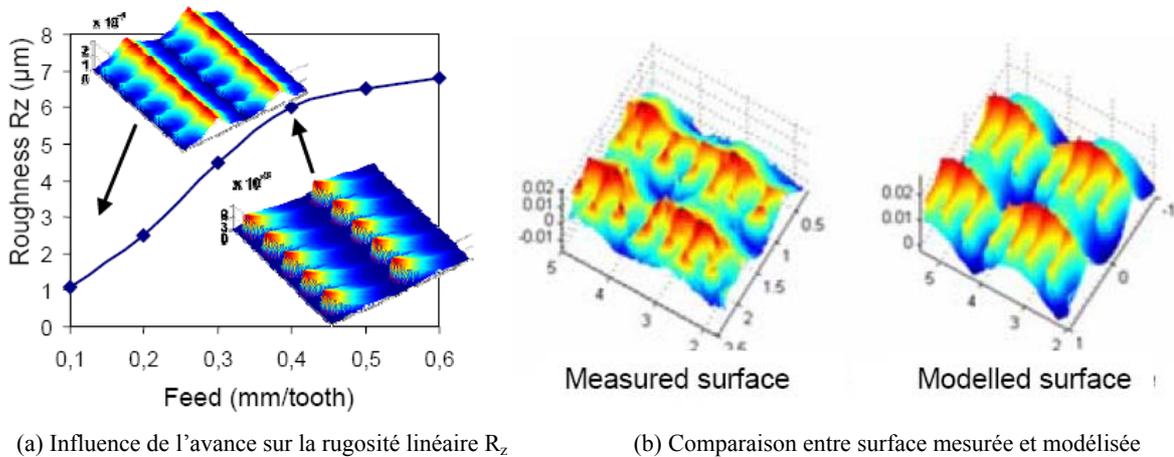


Figure 2.2. Modélisation de la topographie et influence de l'avance [Limido, 2008]

De nombreux travaux caractérisent la rugosité d'une surface par deux mesures dans la direction d'avance et perpendiculairement à cette direction [Ramos et al., 2003], [Sun et Guo, 2009]. Les topographies 3D et paramètres surfaciques de rugosité sont donc plus adaptés pour décrire ce type de microgéométrie.

A l'inverse des outils cylindriques pour lesquels l'engagement radial de l'outil a_e n'a pas beaucoup d'influence sur la rugosité, les outils hémisphériques laissent des sillons dont la hauteur, appelée hauteur de crête h_c (Figure 2.3), est liée à au paramètre a_e par l'expression :

$$h_c = \frac{a_e^2}{8R} \quad (2.1)$$

où R est le rayon de l'outil.

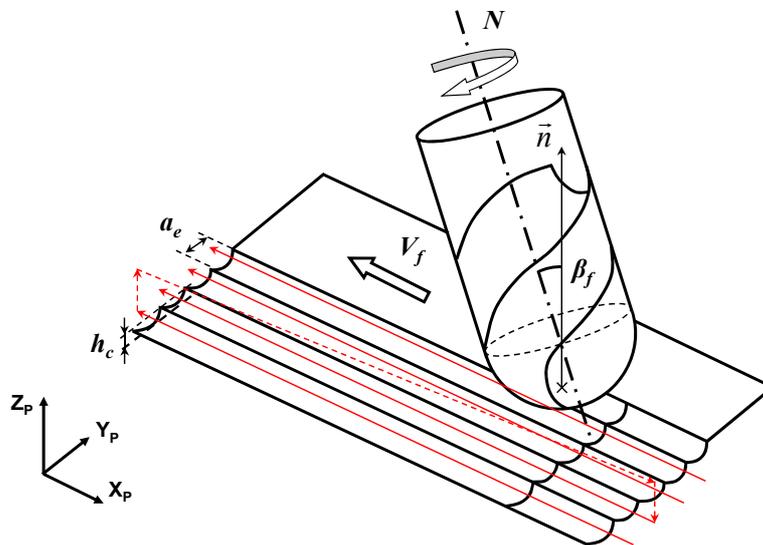


Figure 2.3. Définition des paramètres de coupe et de l'angle d'inclinaison de l'outil

Dans le cas de l'usinage de pièces de formes complexes, de nombreux travaux réalisés présentent l'inclinaison de l'outil comme étant le paramètre le plus influent sur l'état de surface. Il convient donc d'étudier en détail l'influence de ce paramètre.

1.1.2. Influence de l'inclinaison d'outil

Nous rencontrons dans la littérature de nombreux travaux sur l'influence de l'inclinaison de l'outil sur l'état de surface [Lavernhe et al., 2010], [Axinte & Dewes, 2002], [Kalvoda, 2009], [Quinsat, 2004] et [Chen et al., 2005].

Les travaux d'Axinte [Axinte & Dewes, 2002] destinés à l'optimisation de l'usinage des matrices de forge mettent en évidence une grande influence de l'inclinaison sur le paramètre de rugosité R_a . L'angle d'inclinaison dont l'axe de rotation est perpendiculaire à la direction d'avance est noté α ou β_f (Figure 2.3) selon les études. [Kalvoda, 2009] montre

expérimentalement que la rugosité R_a est plus importante pour $\beta_f = 0^\circ$ que pour $\beta_f = -30^\circ$, valeur pour laquelle, l'outil a tendance à repousser la matière. Pour $\beta_f = 30^\circ$, lorsque l'outil tire la matière, la rugosité est alors plus faible. Ces travaux mettent en évidence l'existence d'un secteur angulaire proche de 0° pour lequel le R_a est maximal mais sans en déterminer les frontières. De plus, il est également préférable d'usiner avec un angle d'inclinaison positif [Kalvoda, 2009].

L'analyse des topographies de surface obtenues en fraisage avec un outil hémisphérique montre que la qualité obtenue avec une inclinaison négative est moins bonne que celle obtenue pour un angle positif à cause des vibrations engendrées en poussant la matière [Tohb, 2004]. [Jung et al., 2001] montrent comment une zone singulière se forme lors d'un usinage avec un outil hémisphérique pour une inclinaison d'outil nulle (Figure 2.4). Ce phénomène est ensuite exploité par [Quinsat, 2004] dans le but de simuler l'état de surface à partir de la géométrie outil et des conditions de coupe. La Figure 2.5 montre la différence entre d'une part la surface générée pour $\beta_f = 0^\circ$ avec des zones singulières et une hauteur de crête plus élevée, et d'autre part les calottes de sphère régulières laissées pour $\beta_f = 15^\circ$.

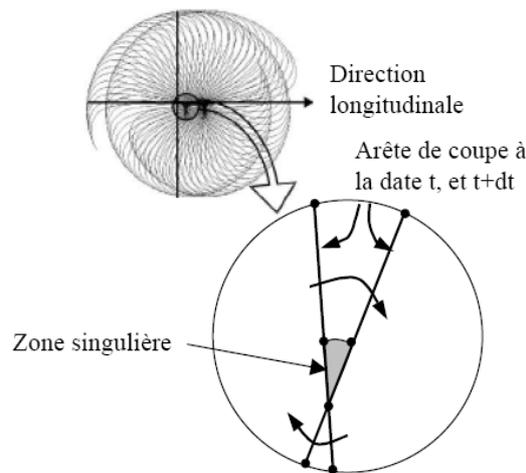


Figure 2.4. Zone singulière pour un angle d'inclinaison nul [Jung et al., 2001]

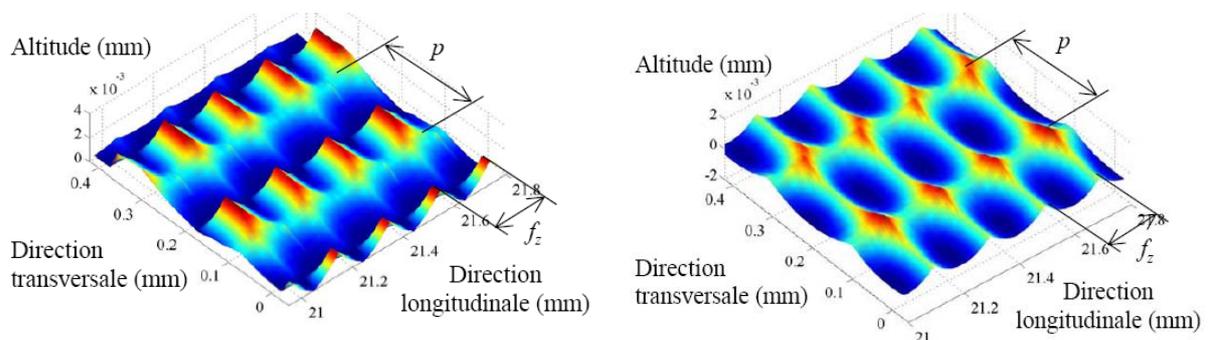


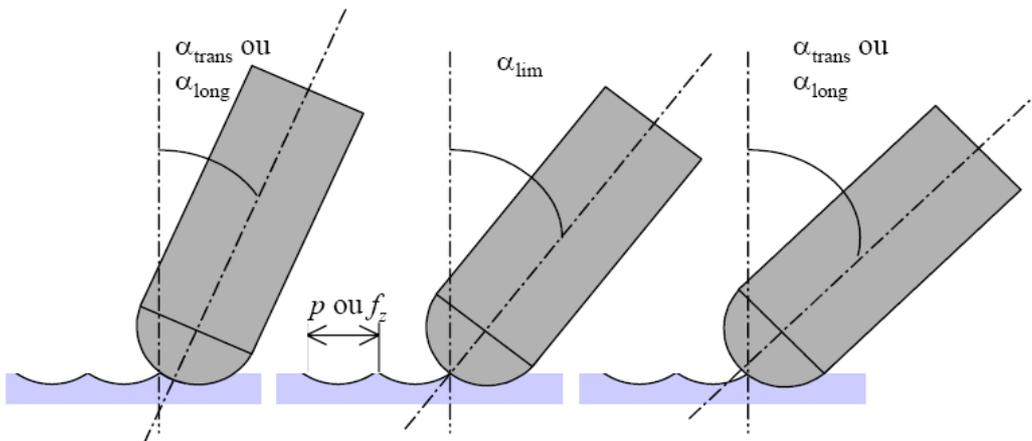
Figure 2.5. Texture obtenue pour $f_z = p = 0.2$ mm et un angle d'inclinaison de (a) 0° , (b) 15° [Quinsat, 2004]

L'angle limite à partir duquel la zone singulière disparaît a été déterminé dans les travaux de [Quinsat, 2004]. Cette zone n'existe que lorsque le point de l'outil où la vitesse de coupe est nulle (sur l'axe de l'outil) participe à la génération de la surface finie (Figure 2.6 (a)). En négligeant la hauteur de crête devant le rayon d'outil, l'expression de β_f est donnée par :

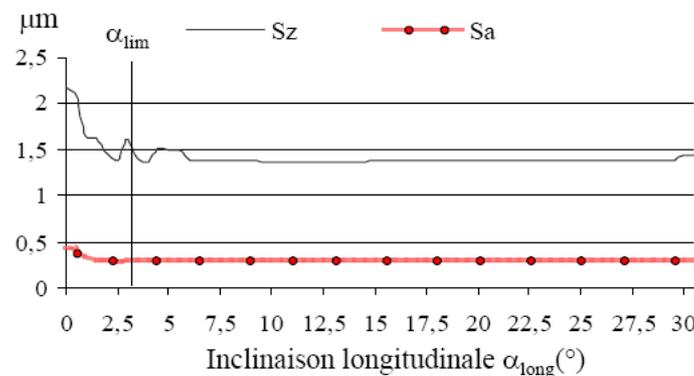
$$\beta_{f(\text{lim})} = \alpha_{\text{lim}} = \arcsin\left(\frac{f_z}{2R}\right) \quad (2.2)$$

où f_z est l'avance par dent (mm/dent) et R le rayon de l'outil (mm).

Hors de cette zone définie aussi bien pour une inclinaison positive que négative, la texture de la surface générée est une succession de calottes de sphères. Dans ses travaux, [Quinsat, 2004] montre que l'état de surface est mieux décrit par des paramètres de rugosité dits surfaciques. Sur la Figure 2.6 (b), on remarque que le paramètre S_z (analogue à R_z pour une surface) met d'avantage en évidence l'existence d'une zone singulière à partir de l'angle limite 3° que le paramètre S_a (analogue à R_a).



(a) Représentation de l'angle d'inclinaison limite



(b) Évolution de S_a et S_z en fonction de l'inclinaison ($f_z = \text{pas} = 0.2 \text{ mm}$)

Figure 2.6. Influence de l'inclinaison limite sur la rugosité surfacique [Quinsat, 2004]

1.2. Influence du fraisage avec outil hémisphérique sur l'état mécanique local

L'état mécanique non standard obtenu après usinage, caractérisé par les contraintes résiduelles et l'érouissage, est principalement analysé par diffraction de rayons X. Après une courte présentation des avantages de cette méthode d'analyse, nous abordons l'état de l'art de l'influence des conditions d'usinage en fraisage avec outil hémisphérique sur l'état mécanique.

1.2.1. Avantages de l'analyse par diffraction X

La caractérisation des contraintes résiduelles est largement réalisée par des approches expérimentales comme la technique de diffraction par rayons X et la méthode du trou incrémental. Ces deux techniques sont les références des études expérimentales. La méthode du trou incrémental consiste à percer un petit trou avec une fraise de $\varnothing 1.6$ mm par exemple, en mesurant les déformations relâchées à chaque incrément de perçage. Le trou est réalisé au centre d'une jauge de mesure de déformation de type rosette [ASTM, 2008], [Niku Lari et al., 1985]. Le centrage de l'outil au milieu de la jauge est assuré en utilisant un microscope optique. D'autre part, les contraintes résiduelles peuvent être déterminées par la technique de diffraction des rayons X [Noyan, 1987], [Lu et al., 1996]. Cette dernière technique est la plus couramment utilisée bien qu'elle nécessite des compétences particulières de la part des utilisateurs et de longues durées de caractérisation. En effet, la diffraction par rayons X est une méthode d'évaluation non destructive contrairement au trou incrémental. Il est donc possible d'obtenir une mesure des contraintes résiduelles en surface ou plus exactement sur une profondeur de $5 \mu\text{m}$ qui correspond à la profondeur de pénétration des rayons X. En revanche, la profondeur minimale de pénétration avec la méthode du trou incrémental est de $50 \mu\text{m}$ pour une fraise de $\varnothing 2$ mm [Bouzid Saï et al., 2001].

Nous avons donc choisi de réaliser les mesures par la technique de diffraction des rayons X afin de pouvoir connaître les propriétés locales sur les 50 premiers microns. Cette technique permettra également de caractériser l'érouissage du matériau grâce à la largeur des pics de diffraction [Pina et al., 1997] et d'obtenir les contraintes résiduelles de cisaillement [Sun et Guo, 2009].

1.2.2. Influence des paramètres de coupe

1.2.2.1. Influence sur les contraintes résiduelles

Dans le cadre du fraisage de finition avec outil hémisphérique, les études les plus récentes concernent des applications pour des moules ou matrices en acier de dureté importante

[Axinte & Dewes, 2002], des alliages à base Nickel [Aspinwall et al., 2007] ou base Titane pour les aubes de turbine [Mantle, 2001]. Certains travaux traitent également des aciers faiblement alliés pour l'industrie de la construction mécanique [Kalvoda, 2009]. Ces travaux montrent que quel que soit le matériau, les paramètres de coupe ont une influence significative sur les contraintes résiduelles.

La vitesse de coupe et l'avance par dent sont les paramètres ayant la plus grande influence sur les contraintes résiduelles. La synthèse du plan d'expériences de [Mantle, 2001], présentée sous forme d'un graphe des effets (Figure 2.7) montre que pour un alliage de titane, les contraintes résiduelles deviennent plus compressives lorsque la vitesse de coupe diminue mais aussi lorsque la vitesse d'avance augmente. Dans le cas d'un acier pour outillage à chaud d'une dureté d'environ 50 HRC, les contraintes résiduelles deviennent plus compressives également lorsque la vitesse de coupe diminue mais aussi lorsque l'avance augmente [Axinte & Dewes, 2002]. Il semble donc difficile de tirer une conclusion générale sur l'influence de la vitesse de coupe et de l'avance par rapport à ces observations non concordantes sur deux matériaux différents, dont les comportements thermomécaniques doivent être spécifiques.

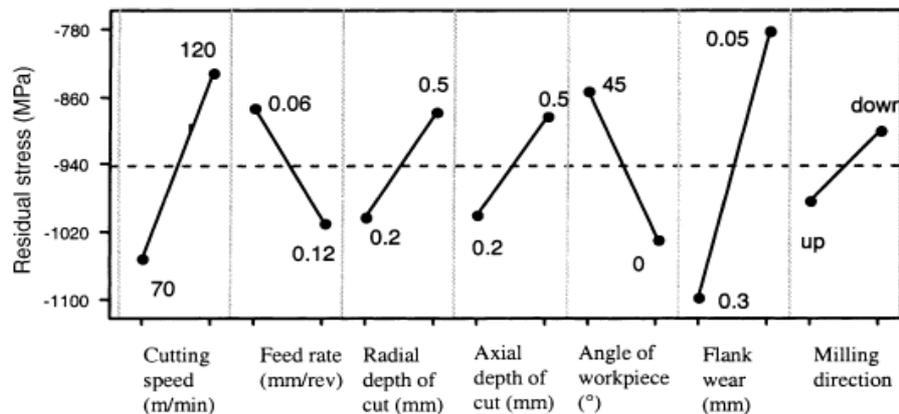


Figure 2.7. Influence des paramètres de coupe sur les contraintes résiduelles pour un titane [Mantle, 2001]

En ce qui concerne la profondeur de passe axiale, [Mantle, 2001] recommande d'utiliser une faible profondeur de passe car elle permet d'obtenir les contraintes résiduelles les plus compressives (Figure 2.7). Dans les travaux de [Kalvoda, 2009] pour un acier à 0.16% de carbone, la profondeur de passe a_p n'a que très peu d'influence.

Le rôle de la profondeur de passe radiale ou de la hauteur de crête programmée est uniquement étudié par [Mantle, 2001]. Les valeurs de 0,2 mm et 0,5 mm correspondent respectivement à des hauteurs de crêtes de 1,6 et 10 μm pour un outil de $\text{Ø}6$ mm. On observe d'ailleurs sur la Figure 2.7 que l'influence de la profondeur radiale est presque aussi importante que l'avance ; les contraintes résiduelles sont plus compressives pour une faible

profondeur de passe. A l'instar de la profondeur de passe axiale, l'épaisseur de copeau devient plus faible ; on se rapproche du copeau minimum, ce qui peut avoir tendance à repousser la matière en l'écrouissant au lieu de la couper. Il est possible de caractériser l'écrouissage en mesurant la microdureté de la sous-surface.

1.2.2.2. Influence sur la microdureté

La mesure des contraintes résiduelles n'est pas suffisante pour déterminer entièrement l'état mécanique de la surface usinée. L'écrouissage de la surface est souvent caractérisé grâce à des mesures de dureté sous charge réduite (charge appliquée comprise entre 100 g et 1 kg), de microdureté (charge comprise entre 10 et 100 g) ou de nano-indentation (charge inférieure à 10 g).

La caractérisation de l'écrouissage est traitée dans la plupart des travaux présentés précédemment. Les mesures de microdureté sont souvent difficiles à mettre en œuvre et nécessitent de nombreuses précautions de la part de l'expérimentateur car la dispersion des résultats est généralement très importante. Dans leurs travaux, [Axinte & Dewes, 2002] ne mettent pas en avant de variations significatives de microdureté avec les paramètres de coupe. Dans le cas d'un acier de construction, la dureté superficielle maximale observée est de 321 HV contre 221 HV à cœur pour une inclinaison d'outil nulle [Kalvoda, 2009]. Ce résultat coïncide avec les contraintes résiduelles les plus compressives. Quels que soient les matériaux testés, ces travaux ne rapportent pas de changement de phase sous la surface usinée par fraisage, ce qui confirme que la température de coupe atteinte en finition n'est pas suffisante. Pour un outil hémisphérique, la vitesse de coupe et l'avance sont par conséquent très influentes sur les contraintes résiduelles et, dans une moindre mesure, le sont aussi sur l'écrouissage du matériau. Outre les paramètres de coupe, les études proposées mettent en avant deux autres facteurs également significatifs : les inclinaisons de l'outil et son usure.

1.2.3. Influence de l'inclinaison de l'outil

L'inclinaison de la surface par rapport à l'axe de l'outil revient à étudier l'inclinaison de l'outil par rapport à la surface. Les travaux de [Kalvoda, 2009], présentés dans les paragraphes précédents, montrent que les inclinaisons de l'outil relatives à la surface induisent une variation de la vitesse effective de coupe qui joue un rôle prépondérant sur la microgéométrie (cf. paragraphe 1.1.2) mais également sur les propriétés mécaniques. Les contraintes résiduelles superficielles ne changent pas que si l'on usine avec une inclinaison positive ou négative. Une inclinaison de l'angle « lead » β_f induit beaucoup plus de variations

de contraintes que celles obtenues pour différentes inclinaisons de l'angle tilt. Ces contraintes sont de traction lorsque l'outil est incliné et de compression lorsque l'angle d'inclinaison est nul. De même, l'érouissage de la surface est maximum pour $\beta_f = 0^\circ$ [Kalvoda, 2009].

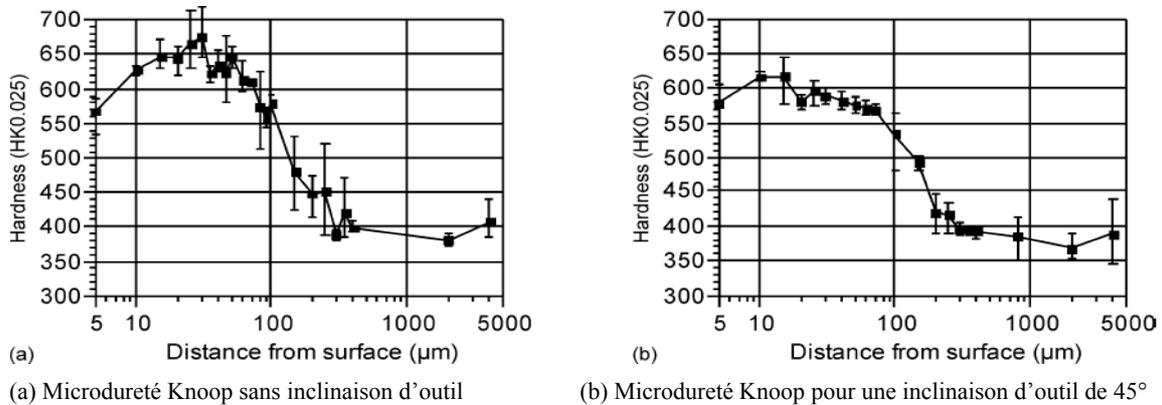


Figure 2.8. Influence de l'inclinaison outil sur la microdureté du titane [Mantle, 2001]

Le titane se comporte de la même manière que l'acier vis-à-vis de l'inclinaison outil [Mantle, 2001]. En effet, lorsque la vitesse de coupe effective est faible pour une inclinaison nulle, la déformation plastique est plus importante et génère des contraintes résiduelles plus compressives (Figure 2.7) associées à une augmentation de l'érouissage de 10% sur une profondeur de 20 à 30 μm (Figure 2.8). Dans ce cas, il y a une corrélation entre l'érouissage maximal à 0° et les contraintes plus compressives. Les travaux récents de [Aspinwall et al., 2007] sur l'inconel montrent que les contraintes sont plus compressives à 0° que pour une inclinaison de l'angle « tilt » de 45° , avec une prise de passe en montant ou en descendant (Figure 2.9). Les contraintes sont d'ailleurs plus compressives à 0° aussi bien en extrême surface que dans la profondeur, pour un outil neuf ou usé. Dans cette étude, les contraintes sont corrélées aux efforts de coupe qui sont plus importants à 0° à cause du phénomène de « labourage au centre de l'outil », la vitesse de coupe étant nulle. En revanche, le fait que les contraintes soient de traction en surface pour une inclinaison non nulle et une prise de passe en descendant, s'explique par la faible vitesse de coupe et donc des températures de coupe plus importantes. Dans les travaux de [Aspinwall et al., 2007], la corrélation entre effort et contraintes n'est pas étudiée entre les deux différentes inclinaisons 0° et 45° (Figure 2.9). Par ailleurs, la différence de microdureté est négligeable.

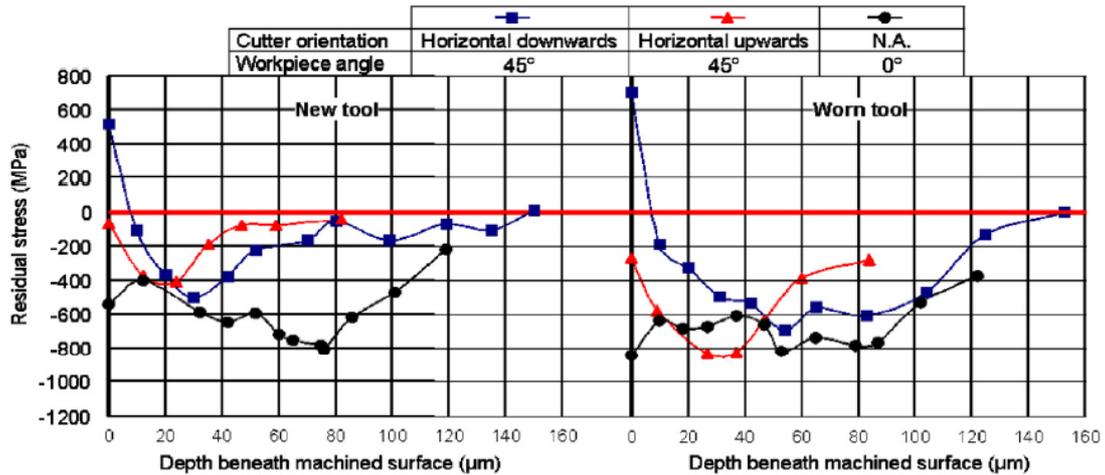


Figure 2.9. Influence de l'inclinaison et de l'usure outil sur les contraintes résiduelles [Aspinwall et al., 2007]

Pour conclure sur le rôle de l'inclinaison de l'outil hémisphérique sur l'état mécanique, il est difficile de prévoir la nature des contraintes résiduelles et de l'écroutissage. Ces caractéristiques sont liées aux sollicitations mécaniques et thermiques mais on ne trouve pas de travaux ayant, par exemple, établi le lien entre les efforts de coupe et les contraintes résiduelles. De plus, les travaux décrits précédemment étudient uniquement la différence entre un angle d'inclinaison nul et une inclinaison élevée (45° par exemple), ce qui ne permet pas de trouver une valeur d'angle optimisant l'état mécanique.

1.2.4. Rôle des inclusions

L'ajout de soufre dans la composition chimique de certains aciers permet d'améliorer sensiblement l'usinabilité du matériau. En effet, le soufre génère des inclusions molles de sulfure de manganèse beaucoup plus ductile que la matrice du matériau. Le cisaillement du copeau se fait donc plus facilement et les efforts diminuent.

Dans le cas d'essais de coupe orthogonale, [M'Saoubi et al., 1999] mettent en œuvre des expérimentations pour caractériser l'influence des inclusions sur l'état mécanique du matériau. Deux nuances d'acier sont étudiées : l'une standard (A) dont le pourcentage de soufre est inférieur à 0,003 wt% et l'autre nuance resulfurée (U) pour laquelle le taux de soufre est 0,022 wt%. Les résultats présentés dans le Tableau 2.1 montrent que les contraintes résiduelles maximales de traction sont moins élevées pour une nuance resulfurée. De plus, si la largeur de corde ne semble pas différente en amplitude, la profondeur écrouie t_{LC} est beaucoup plus importante pour une nuance standard, ce qui implique que les déformations plastiques maximales sont plus importantes. Les efforts de coupe sont d'ailleurs plus faibles en usinant l'acier resulfuré.

Tableau 2.1. Contraintes résiduelles de deux nuances différentes pour $V_c = 150$ m/min et $f = 0,1$ mm/tr
[M'Saoubi et al., 1999]

Rake angle (°)	Residual stresses				Peak breadth LC (°)	Cutting-affected depth		
	$\sigma_{\text{circum. max}}$ (MPa)	$\sigma_{\text{axial, max}}$ (MPa)	$\sigma_{\text{circum. min}}$ (MPa)	$\sigma_{\text{axial, min}}$ (MPa)		t_t (mm)	t_c (mm)	t_{LC} (mm)
A/K313 0°	920	780	-190	-170	4.62	100	160	230
A/K313 5°	880	740	-120	-200	4.66	115	260	230
U/K313 0°	870	660	-160	-275	4.50	110	300	120
U/K313 5°	670	600	-80	-160	4.61	60	200	150

Dans le cas d'une fraise à plaquettes rapportées rondes, [Poulachon et al., 2002] mettent en évidence que l'usinabilité d'un acier resulfuré est en moyenne 40% supérieure à celle d'une nuance standard, avec un faible taux de soufre.

1.2.5. Autres paramètres

Les paramètres de coupe et d'inclinaisons de l'outil ne sont cependant pas les seuls influents sur les propriétés mécaniques locales du matériau. En effet, certains autres paramètres comme l'usure de l'outil et la lubrification doivent également être pris en compte. Sur la Figure 2.8, on peut voir que les contraintes deviennent plus compressives en sous surface – à partir de 20 μm – lorsque l'outil est usé, c'est-à-dire avec une usure en flanc d'environ 0,3 mm. D'après les travaux de [Liew & Ding, 2008], on peut observer sur la Figure 2.10 un exemple d'usure des faces de dépouille d'un outil hémisphérique. Mantle rapporte que le facteur le plus influent de son plan d'expérience est l'usure de l'outil [Mantle, 2001].

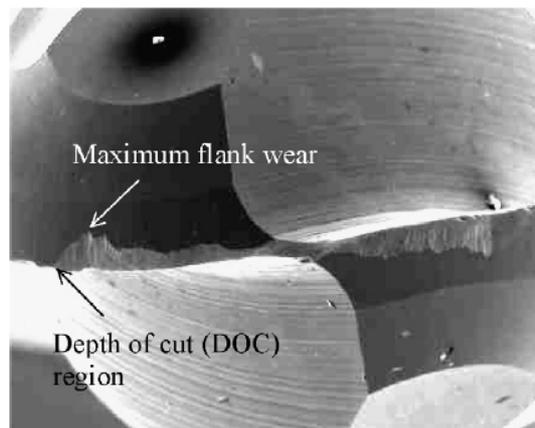


Figure 2.10. Usure de la face de dépouille d'une fraise hémisphérique [Liew & Ding, 2008]

Les travaux de [Segawa et al., 2004] traitent d'outils spéciaux développés dans le but d'introduire des contraintes résiduelles de compression au sein de pièces en alliage d'aluminium. L'influence de la lubrification est également étudiée mais les résultats montrent qu'il n'y a pas de différence significative entre les contraintes résiduelles de compression obtenues avec ou sans lubrification.

1.3. Synthèse

Nous avons vu que la littérature fait apparaître le rôle essentiel de l'avance, de la vitesse de coupe et de l'inclinaison de l'outil sur la qualité de la microgéométrie obtenue. La hauteur de crête, que nous avons définie par l'expression (2.1), joue également un rôle déterminant. Dans les paragraphes suivants, une démarche expérimentale est proposée afin de caractériser l'influence des paramètres de coupe et de l'inclinaison de l'outil sur l'état de surface généré en fraisage de finition pour les aciers.

L'état de l'art concernant l'influence des conditions de coupe sur l'état mécanique local met en évidence le rôle fondamental de plusieurs paramètres lors du fraisage. En fraisage de finition, la vitesse de coupe V_c et l'avance par dent f_z ont une influence très forte sur les contraintes résiduelles. De plus, l'inclinaison de l'outil est prépondérante lorsqu'un outil hémisphérique est utilisé car les conditions de coupe locales varient avec l'angle d'inclinaison. Une modélisation géométrique sera donc présentée en complément de celle de [Quinsat, 2004] pour la microgéométrie afin d'évaluer les conditions de coupe locales, notamment la vitesse effective de coupe. D'autre part, nous avons vu que la profondeur de passe radiale a_e , qui correspond à la hauteur de crête programmée h_c pour une surface usinée avec une fraise hémisphérique, est également influente. Nous étudierons donc l'impact de ces paramètres précédents sur l'intégrité de surface.

En dehors des conditions d'usinage, il est essentiel de maîtriser l'usure de l'outil qui peut aussi bien favoriser des contraintes plus compressives (Figure 2.7) que favoriser les contraintes de traction en surface (Cas « horizontal downwards à 45° » sur la Figure 2.9). A partir d'une usure en flanc de trois dixièmes de millimètres, l'usure s'avère un paramètre influent qu'il faudra absolument contrôler au cours de nos essais. Il sera donc nécessaire d'observer, par MEB, l'usure des faces de coupe et dépouilles mais également le rayon d'acuité d'arête.

Nous étudierons deux aciers à hautes caractéristiques élastiques dans le cadre de nos travaux pour comparer les résultats et conclure sur l'influence des paramètres d'usinage. De même, deux nuances différentes – normale et resulfurée – seront testées car nous avons vu que les inclusions peuvent améliorer l'usinabilité en diminuant les contraintes résiduelles de traction et l'écrouissage.

2. Présentation des conditions expérimentales d'usinage

2.1. Matériau étudié

Le matériau étudié dans la majeure partie de ce second chapitre est un acier à haute limite élastique, bainitique, resulfuré et de désignation 25MnCrSiVB6. Ce matériau a été choisi par l'industriel ASCOMETAL. La composition chimique et les caractéristiques mécaniques de cet acier – commercialisé sous le nom de METASCO MC – sont reportées dans le Tableau 2.2. La nuance resulfurée indique que le taux de soufre est de 0.08 wt% au lieu de 0.015 wt% pour une nuance standard. Ce soufre génère des inclusions molles non métalliques de sulfure de manganèse (MnS), allongées dans la direction de laminage, ce qui induit un comportement anisotrope pénalisant pour la tenue en fatigue [Pessard et al., 2008].

Tableau 2.2. Composition chimique et propriétés mécaniques de l'acier METASCO MC

Acier	Composition chimique (% wt)						Propriétés mécaniques				
	C	Mn	Si	Cr	S	V	Re _{0.2} % (MPa)	R _m (MPa)	A à 0° (%)	A à 90° (%)	Dureté (HV)
25MnCrSiVB6	0.24	1.45	0.72	0.80	0.08	0.19	755	1000	25	5	318

Les pièces utilisées pour les essais sont prélevées dans une barre laminée de Ø80 mm. Ces pièces tests sont des blocs parallélépipédiques de dimensions 30 mm × 70mm × 100 mm.

2.2. Conditions expérimentales d'usinage

Les essais d'usinage sont réalisés sur un centre d'usinage grande vitesse 5 axes (MIKRON UCP710 du site expérimental du LURPA). Tous les usinages réalisés dans la suite de ces travaux sont effectués en mode 5 axes positionnés. Les outils hémisphériques utilisés sont en carbure de tungstène (WC) revêtus de TiAlN, ce qui leur confère une bonne résistance à l'usure. Ces outils, de diamètre 10 mm, ont la particularité de posséder quatre dents, dont deux pour l'ébauche (Figure 2.11).

L'intégrité de surface est obtenue après la passe de finition. La profondeur de passe axiale a_p est donc choisie fixe, égale à 0.5 mm. Les pièces tests sont usinées suivant une stratégie « plans parallèles » dans une direction donnée et en aller simple. En effet, une stratégie spirale est inadaptée car on obtient des crêtes dans différentes directions. De même, une stratégie Zig-zag implique des effets d'usinage alternés en avalant puis en opposition. La direction d'avance de l'outil est noté X_p dans le référentiel pièce (Figure 2.12).

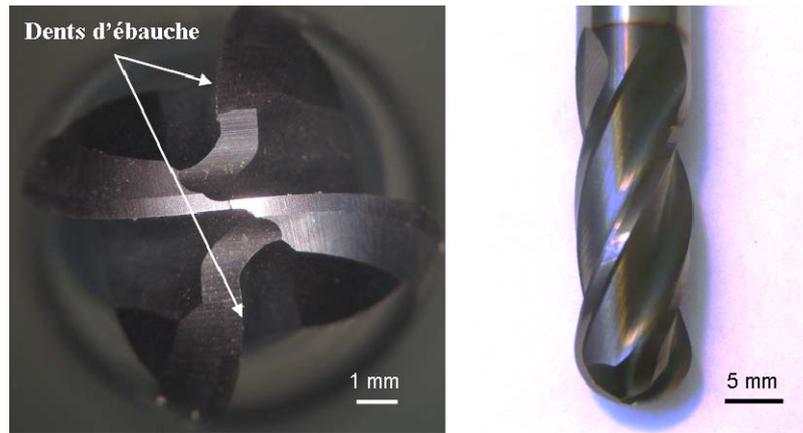


Figure 2.11. Outil hémisphérique 4 dents pour fraisage de finition

A partir d'un plan d'expérience préliminaire, nous avons choisi de faire varier les paramètres de coupe V_c , f_z et h_c ainsi que l'angle d'inclinaison « lead » de l'outil β_f . A la différence des travaux d'Aspinwall ou de Kalvoda, nous avons choisi de ne tester que le seul angle d'inclinaison β_f autour de l'axe Y_P qui correspond à la direction transversale par rapport à l'avance (Figure 2.12). Cet angle est étudié sur une large plage de valeurs afin d'établir l'intervalle permettant de minimiser la rugosité.

Une première étude consiste donc à étudier l'influence de l'angle d'inclinaison β_f en fixant les autres paramètres. L'influence des paramètres de coupe V_c , f_z et h_c sera étudiée dans un second temps.

2.3. Influence de l'inclinaison d'outil sur la vitesse effective de coupe

Dans la littérature, la plupart des travaux expérimentaux étudient l'influence des inclinaisons outils sur l'intégrité de surface pour un faible nombre d'inclinaisons [Aspinwall et al., 2007], [Axinte & Dewes, 2002], [Kalvoda, 2009]. Cela permet d'avoir un premier ordre d'idée des différentes grandeurs obtenues mais pas d'obtenir les valeurs d'angles pour lesquelles la rugosité est maximale. Il est essentiel de tester un grand nombre d'angles, surtout proches de la valeur 0° pour laquelle la vitesse de coupe est nulle. Dans ces conditions, le phénomène de coupe s'effectue difficilement avec beaucoup d'arrachements de matière et la microgéométrie devient plus accidentée. Dans cette 1^{ère} étude, les niveaux des paramètres de coupe V_c , f_z et h_c ont été fixés à partir des résultats du plan d'expérience préliminaire afin de maximiser l'influence de l'inclinaison sur la microgéométrie. La hauteur de crête programmée est par exemple volontairement choisie assez élevée. Les valeurs des paramètres de coupe sélectionnées sont reportées dans le Tableau 2.3.

Par ailleurs, les analyses du chapitre 1 paragraphe CHAPITRE 1:4.2 ont mis en avant les variations locales de vitesse de coupe sur la zone de contact outil-pièce. En particulier, il

existe une inclinaison outil critique pour laquelle on observe des zones singulières. L'angle théorique critique β_{fc} correspond à l'angle $\xi = 0$ pour lequel la vitesse effective de coupe moyenne entre A et B (Figure 2.12) est nulle.

La vitesse de coupe moyenne est estimée à partir de la modélisation 2D proposée Figure 2.12 dans le plan (X_p, Z_p) . Elle est calculée pour l'angle ξ correspondant à la médiane de la zone de contact. Soit R_{eff} , le rayon effectif moyen associé à cet angle. Le calcul de la vitesse de coupe effective moyenne V_{eff} est donnée par :

$$V_{eff} = \frac{2R_{eff} \cdot \pi \cdot N}{1000} \quad (2.3)$$

avec N la fréquence de rotation de l'outil (tr/min) obtenue par la vitesse de coupe programmée

$$\text{et } R_{eff} = R \cdot \sin \xi \quad (2.4)$$

où ξ se calcule par :

$$\xi = \beta_f - \theta + \frac{\theta + \delta}{2} = \beta_f + \frac{\theta - \delta}{2} \quad (2.5)$$

avec :

$$\begin{cases} \theta = \arcsin\left(\frac{f_z}{2R}\right) \\ \delta = \arccos\left(\frac{R - a_p}{R}\right) \end{cases} \quad (2.6)$$

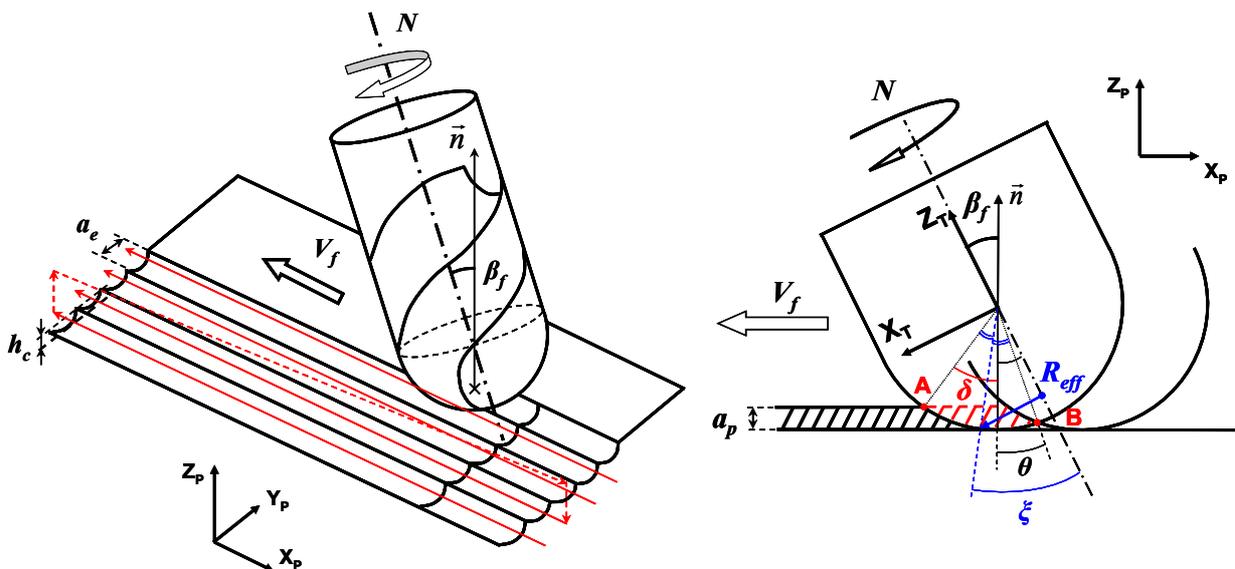


Figure 2.12. Outil hémisphérique engagé sur une surface avec une inclinaison ($\beta_f > 0$)

Les valeurs d'angle d'inclinaison testées sont sélectionnées autour de 0° , près de l'angle d'inclinaison critique β_{fc} et pour des angles élevés positif et négatif.

L'évolution de la vitesse de coupe effective moyenne V_{eff} est ainsi tracée sur la Figure 2.13. à partir des équations (2.3) à (2.6) et des conditions de coupe du Tableau 2.3. Pour ces paramètres d'usinage, une profondeur de passe $a_p = 0.5$ mm et un rayon outil $R = 5$ mm, l'angle d'inclinaison critique calculé est $\beta_{fc} = -11.7^\circ$. Nous retenons ainsi la valeur -12° pour nos expérimentations. Dans cette modélisation 2D, l'angle critique β_{fc} ne dépend que du rayon R de l'outil, de l'avance par dent f_z et de la profondeur de passe axiale a_p .

Tableau 2.3. Conditions de coupe pour l'étude de l'inclinaison d'outil

Vitesse de coupe V_c (m/min)	300
Avance par dent f_z (mm/dent)	0.2
Hauteur de crête h_c (μm)	20
Profondeur de passe axiale a_p (mm)	0.5
Angle d'inclinaison outil β_f (deg)	-45, -20, -12, -10, -5,-3, -1, 0, 1, 3, 5, 10, 20, 45

En comparaison, l'angle d'inclinaison limite issu des travaux de [Quinsat, 2004] est $\pm 2.3^\circ$ d'après l'équation (2.2). Il n'y a pas de distinction entre un angle d'inclinaison positif ou négatif dans ce calcul. On considère dans ce calcul une avance par dent f_z égale à deux fois celle programmée car seules les dents de finition génèrent la surface finale de la pièce.

Ces résultats permettent de conclure que les deux approches envisagées sont très différentes. Celle de [Quinsat, 2004] considère uniquement la position du centre de l'outil par rapport à la surface générée finale alors que celle-ci traite l'ensemble de la zone outil-matière dont le copeau créé pour identifier la vitesse de coupe effective.

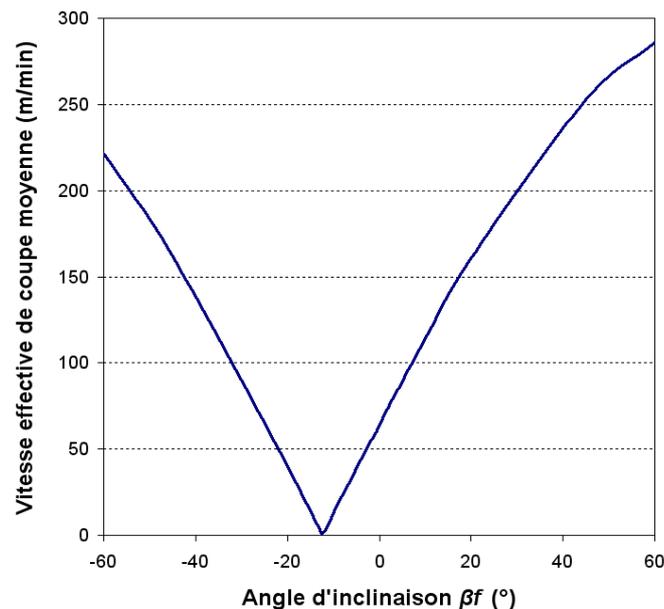


Figure 2.13. Estimation de la vitesse de coupe effective moyenne pour $V_c = 300$ m/min

3. Caractérisation 3D de la microgéométrie en fonction des conditions de coupe

L'objectif de ce paragraphe est d'évaluer l'influence des paramètres V_c , f_z , h_c et de l'inclinaison outil β_f sur la microgéométrie, décrites au travers des topographies 3D mesurées et des paramètres de rugosité surfaciques calculés. L'objectif est de déterminer si les différentes microgéométries obtenues sont susceptibles d'avoir une influence sur le comportement en fatigue.

3.1. Caractéristiques du système de mesure

Pour chaque essai, la topographie 3D de la microgéométrie est construite en réalisant une mesure de la surface à l'aide d'une station de micro-mesure 3D de type STIL (Figure 2.14), équipée d'un capteur chromatique confocal sans contact (<http://www.stilsa.com>). La mesure permet un relevé de la coordonnée Z d'une zone surfacique balayée par le capteur. La résolution du capteur est de $0,01 \mu\text{m}$. Le pas minimal de déplacement des axes transverses est de $0,1 \mu\text{m}$ et la fréquence d'acquisition maximale des points mesurés est de 1000 Hz.

Après mesure sur la station, les paramètres d'état de surface (linéaires et surfaciques) sont déterminés à l'aide du logiciel MountainsMap® Topography XT 4.1.

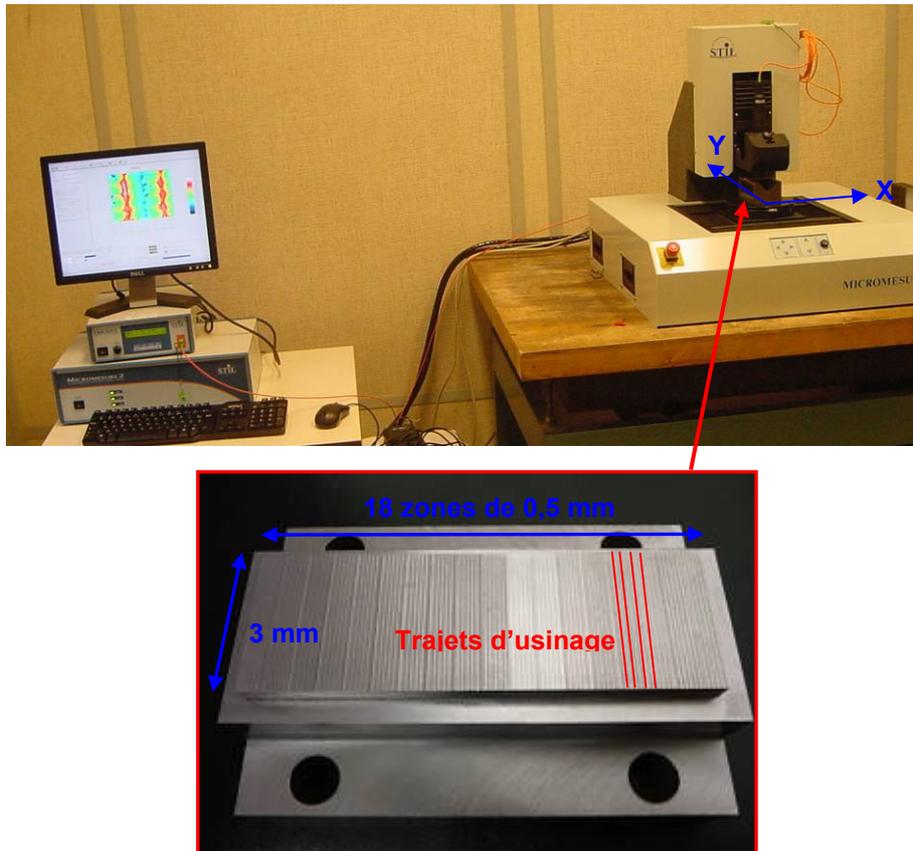


Figure 2.14. Station de micro-mesure 3D STIL et Damier mesuré

La topographie d'une surface usinée en fraisage étant très anisotrope, l'utilisation des paramètres de rugosité surfaciques est donc aujourd'hui recommandée pour ce type de surface [Smith, 2002]. Avant de calculer les paramètres surfaciques, la surface reconstituée à partir des hauteurs mesurées est dans un premier temps traitée puis redressée pour supprimer le défaut d'orientation de la surface par rapport au plan quadratique moyen. Toutefois, les paramètres de rugosité linéaires peuvent également être calculés si besoin. Un traitement est réalisé ponctuellement lorsqu'un point n'est pas mesuré localement. Il s'agit généralement d'un problème optique pour lequel le faisceau réfléchi ne parvient pas au capteur de réception du signal. Dans ce cas, une correction est effectuée en moyennant les hauteurs des points voisins.

3.2. Paramètres de Birmingham

3.2.1. Définitions

Les 14 paramètres dits de Birmingham, issus des travaux de Dong, Sullivan et Stout, forment un groupe de paramètres surfaciques classiquement utilisés, définis dans la norme [ISO 25178]. Cette norme définit les paramètres permettant de caractériser la microgéométrie des surfaces. Le calcul de ces paramètres s'appuie sur une représentation de la surface mesurée comme proposée sur la Figure 2.15.

Les paramètres de Birmingham sont regroupés en quatre familles représentatives des défauts que l'on cherche à caractériser : paramètres d'amplitude [Dong et al., 1992], fonctionnels [Dong- et al.-a, 1994], spatiaux et hybrides [Dong et al.-b, 1994] (Tableau 2.4).

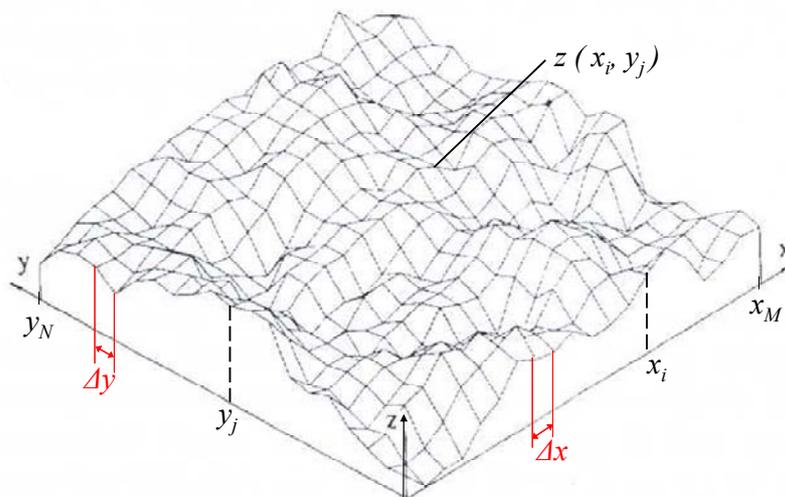


Figure 2.15. Système de coordonnées d'une surface 3D mesurée

Pour cette étude, un certain nombre de ces paramètres sont retenus. L'ensemble des paramètres d'amplitude est retenu. S_q est le plus utilisé dans la mesure où il représente

l'extension 3D du paramètre R_q (proche du R_a). S_z qui est proche du R_z et du R_t représente l'amplitude des défauts maximaux. Les deux autres paramètres d'amplitude S_{sk} (Skewness) et S_{ku} (Kurtosis) décrivent la courbe de distribution des hauteurs. La topographie de la surface correspond à un creux soit à une crête suivant que le Skewness S_{sk} est respectivement positif ou négatif.

En ce qui concerne les paramètres spatiaux, S_{al} et S_{tr} , ils permettent d'évaluer la texture de la surface. Le Tableau 1.2 de l'analyse bibliographique présentée dans le chapitre 1 montre que ces paramètres sont influents sur la fatigue. Si la valeur du paramètre S_{tr} est proche de zéro, la surface est anisotrope et présente donc une texture orientée. Si sa valeur est proche de 1, alors la surface est isotrope et possède les mêmes caractéristiques dans toutes les directions. Le paramètre S_{ds} ne nous intéresse pas directement car il renseigne sur la densité de pics qui n'est pas déterminant pour le comportement en fatigue. Le paramètre S_{td} n'est pas non plus retenu car il n'est pas adapté aux surfaces fraisées. En effet, en raison du fait qu'une surface fraisée présente une texture circulaire, ce paramètre donne une direction principale erronée proche de la tangente au cercle.

Les paramètres fonctionnels ne sont pas non plus tous étudiés. S_{bi} et S_{ci} qui caractérisent plutôt les crêtes et le noyau sont en général utilisés pour des problématiques de tribologie. Nous conservons en revanche le paramètre S_{vi} même s'il est classiquement utilisé pour la rétention de fluide, car il nous donnera des indications sur les creux.

Les paramètres hybrides S_{dr} et S_{dq} caractérisent l'hétérogénéité et la pente moyenne de la surface. Ils sont calculés pour déterminer si la surface est accidentée. S_{sc} qui représente la courbure moyenne des pics est non pertinent pour caractériser la tenue en fatigue.

Tableau 2.4. Définition des paramètres surfaciques de Birmingham

Paramètres d'amplitude	$S_q \approx \sqrt{\frac{1}{MN} \sum_{i=1}^M \sum_{j=1}^N z^2(x_i, y_i)}$ $S_z = \frac{1}{5} \left(\sum_{i=1}^5 \eta_{si} + \sum_{i=1}^5 \eta_{vi} \right)$ <p>où η_{si} et η_{vi} sont respectivement les 5 plus sommets les plus hauts et les 5 creux les plus profonds.</p> $S_{sk} \approx \frac{1}{MN \cdot S_q^3} \sum_{i=1}^M \sum_{j=1}^N z^3(x_i, y_i)$ $S_{ku} \approx \frac{1}{MN \cdot S_q^4} \sum_{i=1}^M \sum_{j=1}^N z^4(x_i, y_i)$
---------------------------	---

	$S_{al} = \text{MIN} \sqrt{\tau_x^2 + \tau_y^2} \quad \text{avec} \quad R(\tau_x, \tau_y) \leq 0.2 \quad (\text{fonction densité d'autocorrélation})$
Paramètres spatiaux	$S_{ds} = \frac{\text{Nbr de sommets}}{(M-1)(N-1)\Delta x \Delta y}$ $S_{tr} = \frac{\text{MIN}_{t_x, t_y \in R} \sqrt{t_x^2 + t_y^2}}{\text{MAX}_{t_x, t_y \in Q} \sqrt{t_x^2 + t_y^2}} \quad \text{ou} \quad \begin{cases} R = \{(t_x, t_y) : ACF(t_x, t_y) \leq 0.2\} \\ Q = \{(t_x, t_y) : ACF(t_x, t_y) \geq 0.2\} \end{cases} \quad \text{et} \quad (0 < \text{Str} \leq 1)$
	$S_{id} \text{ donne l'angle de la direction principale de texture}$
Paramètres fonctionnels	$S_{bi} = \frac{S_q}{z_{0.05}} = \frac{1}{h_{0.05}}$ $S_{ci} = \frac{1}{S_q} \frac{V_v(h_{0.05}) - V_v(h_{0.8})}{(M-1)(N-1)\Delta x \Delta y} \quad \text{ou} \quad V_v(h_{0.05}) \text{ et } V_v(h_{0.8}) \text{ sont le volume de vide au niveau des pics (5-100\% de la surface de portance) et celui des vallées (80-100\% de la portance)}$ $S_{vi} = \frac{1}{S_q} \frac{V_v(h_{0.8})}{(M-1)(N-1)\Delta x \Delta y}$
Paramètres hybrides	$S_{dq} = \sqrt{\frac{1}{(M-6)(N-6)} \sum_{i=4}^{M-3} \sum_{j=4}^{N-3} \rho_{ij}^2} \quad \text{avec } \rho_{ij} \text{ la pente de chaque surface élémentaire}$ $S_{sc} = \frac{1}{2} \frac{1}{n} \sum_{k=1}^n \left(\frac{\partial^2 z(x, y)}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 z(x, y)}{\partial y^2} \right) \quad \text{pour chaque sommet}$ $S_{dr} = \left(\frac{\sum_{i=1}^{M-1} \sum_{j=1}^{N-1} \sqrt{1 + \left(\frac{z(x_{i+1}, y_j) - z(x_i, y_j)}{\Delta x} \right)^2 + \left(\frac{z(x_i, y_{j+1}) - z(x_i, y_j)}{\Delta y} \right)^2}}{(M-1)(N-1)} - 1 \right) \times 100$

3.2.2. Influence des dimensions de la zone explorée

Avant d'effectuer les mesures de rugosité, il faut déterminer quelles sont les dimensions de la zone à étudier. En effet, la taille de la zone à explorer doit être suffisamment grande pour obtenir des résultats représentatifs de l'ensemble de la surface étudiée. Par ailleurs, une mesure de la surface entière d'une zone est inenvisageable car le temps de mesure serait trop long avec les paramètres choisis.

Les mesures sont effectuées avec un pas de déplacement du capteur optique de $\Delta x = \Delta y = 3 \mu\text{m}$ qui conduit à un compromis entre le temps de mesure et la représentativité de la surface construite par rapport à la texture réelle. Pour choisir la taille de la zone, des mesures sont effectuées sur des carrés de différentes tailles allant de $8 \times 8 \text{ mm}^2$ à $1 \times 1 \text{ mm}^2$

(Figure 2.16) pour le cas d'usinage $h_c = 5 \mu\text{m}$ ($a_e = 0.45 \text{ mm}$), $f_z = 0,2 \text{ mm}$, $V_c = 300 \text{ m/min}$ et $\beta_f = -3^\circ$. La zone de mesure est centrée sur une crête pour obtenir le même motif à chaque mesure comme le montreront les topographies suivantes. Cela limite les erreurs sur la distribution des hauteurs, surtout pour les petites zones de mesure. Alors que S_q , S_{ku} et S_{sk} restent relativement constants, on peut voir sur la Figure 2.16 que S_z diminue avec une plus forte chute à partir de $2 \times 2 \text{ mm}^2$. Par ailleurs, les paramètres hybrides décroissent et ne sont plus significatifs car une zone très restreinte de $1 \times 1 \text{ mm}^2$ ne contient qu'un seul sillon de microgéométrie. Elle est soit sur une crête ou soit au niveau d'un creux. S_{tr} augmente à partir de $3 \times 3 \text{ mm}^2$, puis la surface devient surtout moins anisotrope à partir de $2 \times 2 \text{ mm}^2$.

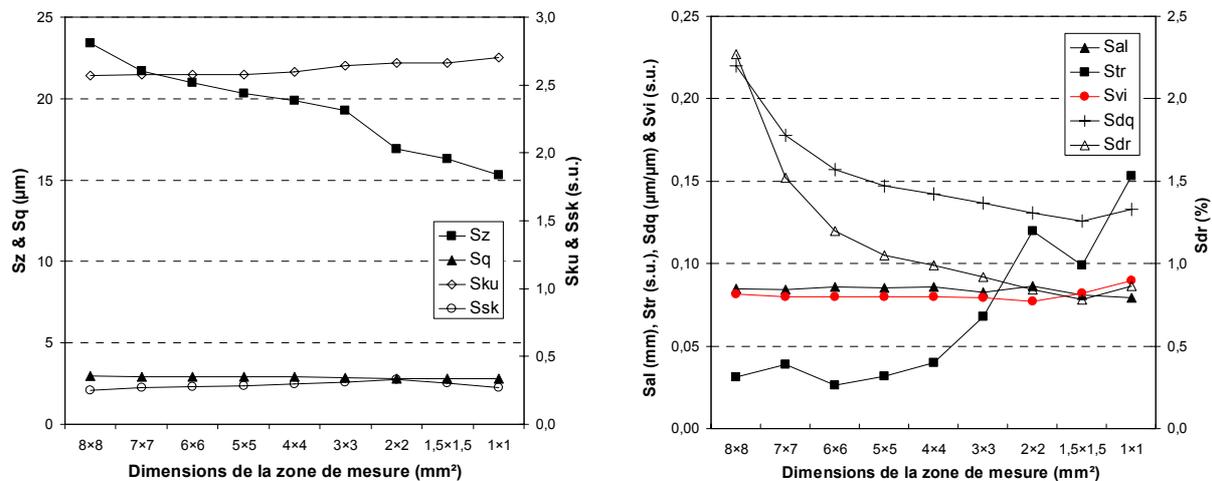


Figure 2.16. Influence de la taille de zone de mesure sur les paramètres d'états de surface

Afin de conserver des valeurs de S_z et de S_{tr} proches de celles obtenues sur de grandes zones, la zone gardée pour l'étude des conditions de coupe est de $3 \times 3 \text{ mm}^2$. En ce qui concerne la répétabilité des résultats, 6 mesures consécutives ont été réalisées à différents endroits de la surface avec les mêmes paramètres que précédemment. Les moyennes et écart-type ont ensuite été calculés pour chacun des paramètres surfaciques retenus (Tableau 2.5). Par exemple, la moyenne des valeurs de S_z est de $19.1 \mu\text{m}$ avec un écart-type de $0.96 \mu\text{m}$. L'écart-type ne représente que 5% de la moyenne pour une zone de $3 \times 3 \text{ mm}^2$. L'écart-type obtenu est faible pour S_q , S_z , S_{ku} , S_{tr} et S_{vi} mais assez important pour S_{sk} , S_{al} et S_{dr} . Pour le paramètre S_{dr} , l'écart-type est important ce qui prouve que ce paramètre ne semble pas adapté pour caractériser l'hétérogénéité de la surface.

Nous ferons l'hypothèse que les rapports entre moyennes et écarts-type de mesure sont sensiblement identiques à ce cas d'usinage.

Hormis pour les paramètres hybrides, la dispersion des résultats des paramètres est très faible. Nous ne réaliserons donc qu'une seule mesure de microgéométrie pour chaque cas d'usinage étudié.

Tableau 2.5. Écarts de répétabilité sur les mesures des paramètres surfaciques

	Paramètres d'amplitude				Spatiaux		Hybrides		Fonctionnel
	S_q (μm)	S_z (μm)	S_{sk} (s.u.)	S_{ku} (s.u.)	S_{al} (mm)	S_{tr} (s.u.)	S_{dq} ($\mu\text{m}/\mu\text{m}$)	S_{dr} (%)	S_{vi} (sans unité)
Moyenne	2.41	19.1	0.255	2.56	0.0840	0.113	0.184	1.65	0.0806
Min	2.34	17.8	0.222	2.49	0.0828	0.076	0.137	0.92	0.0762
Max	2.47	20.6	0.313	2.64	0.0848	0.124	0.228	2.48	0.0856
Ecart-type	0.05	0.96	0.036	0.05	0.0008	0.018	0.030	0.53	0.0032
Pourcentage (%)	1.9	5.0	14.1	1.9	1.0	16.0	16.6	31.9	3.9

3.3. Influence de l'inclinaison outil sur la microgéométrie

3.3.1. Analyse des topographies de surface

L'étude de l'influence de l'angle d'inclinaison a été réalisée pour $h_c = 20 \mu\text{m}$ ($a_e = 0.9 \text{ mm}$), $f_z = 0,2 \text{ mm}$, $V_c = 300 \text{ m/min}$. Les mesures sont effectuées avec un pas de déplacement de $3 \mu\text{m}$ à une fréquence de 300 Hz sur une zone de $3 \times 3 \text{ mm}^2$. Avec ces paramètres, la mesure d'une telle surface dure 45 minutes. Les résultats présentés sur la Figure 2.17 montrent qualitativement que la topographie 3D est très liée à l'angle d'inclinaison de l'outil. En effet, les surfaces générées avec des angles élevés ($\pm 45^\circ$) peuvent être décrites par une succession de calottes sphériques ; la topographie ne dépend alors que de la géométrie de l'outil.

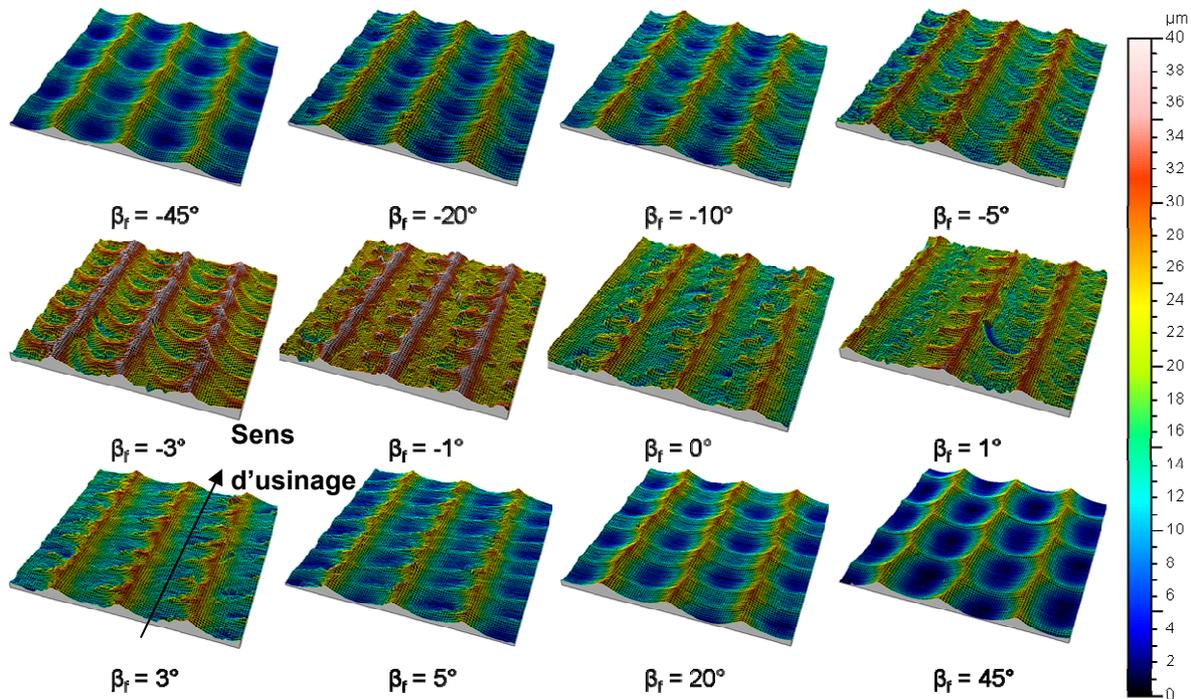


Figure 2.17. Topographie mesurées en fonction de l'inclinaison outil

En revanche, pour les angles faibles ($-3^\circ \leq \beta_f \leq 3^\circ$), la surface obtenue est d'avantage liée au procédé de coupe. En effet, des zones singulières dues au passage de la dent et des arrachements sont clairement mises en évidence. De plus, on observe une quasi symétrie entre les topographies autour de l'angle 0° pour les couples d'angles suivants : $\beta_f = -45^\circ$ et 45° , $\beta_f = -20^\circ$ et 20° et $\beta_f = -1^\circ$ et 1° .

Pour les angles faibles et négatifs, la surface apparaît plus endommagée à l'image du pire état de surface, c'est-à-dire avec le plus d'arrachements, qui correspond à $\beta_f = -3^\circ$. Nous remarquons également pour ce cas que la hauteur de crête réelle ($41 \mu\text{m}$) est beaucoup plus élevée que celle programmée initialement de $20 \mu\text{m}$. Cependant, cette valeur n'est pas corrélée avec la valeur de l'angle critique $\beta_{fc} = -12^\circ$ estimé par calcul pour lequel la vitesse de coupe effective moyenne est nulle. La topographie correspondant à $\beta_{fc} = -12^\circ$ n'est pas représentée sur la Figure 2.17 car elle est identique à celle obtenue pour $\beta_f = -10^\circ$. Cependant, en utilisant l'équation (2.2), la zone limite faisant apparaître des zones singulières serait comprise entre les angles $-2,3^\circ$ et $2,3^\circ$. Cette estimation correspond bien aux résultats des mesures car on observe que la surface la plus dégradée est obtenue pour une inclinaison d'outil comprise entre -3° et 3° .

Par ailleurs, l'analyse des topographies représentées en 2D sur la Figure 2.18 permet de comprendre plus en détail le phénomène d'enlèvement de matière. Comme précisé dans le paragraphe 2.2, l'outil possède deux dents d'ébauche et deux dents de finition (Figure 2.11). Ces dernières participent seules à la génération de la microgéométrie finale. L'écart obtenu entre 2 périodes doit donc être deux fois l'avance par dent programmée, c'est à dire $0,4 \text{ mm}$. Sur la Figure 2.18 (a), pour $\beta_f = 1^\circ$, cette période de $0,4 \text{ mm}$ est bien observée à partir des zones singulières où la matière n'est pas complètement usinée.

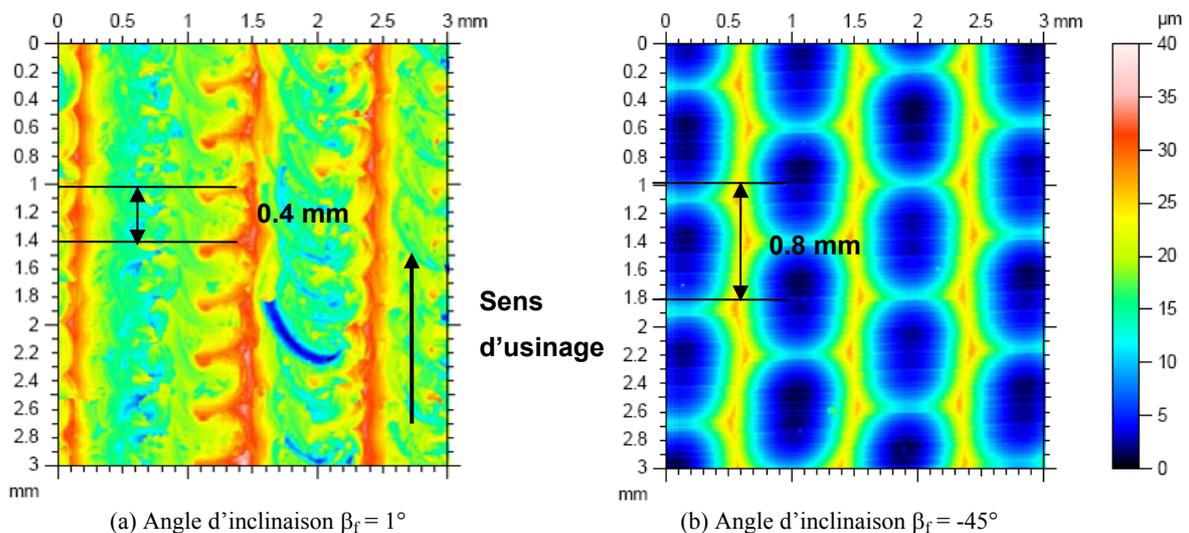


Figure 2.18. Topographies obtenues en fonction de l'angle d'inclinaison outil ($h_c = 20 \mu\text{m}$)

En revanche, ce n'est pas le cas pour $\beta_f = 45^\circ$ (Figure 2.18 (b)), la période est de 0,8 mm ce qui met en évidence le fait qu'une seule des deux dents de finition participe à la génération de la surface finale. L'explication que nous pouvons donner à ce niveau est soit un défaut d'asymétrie de l'outil, soit du porte-outil ou bien est la conséquence de la flexion de l'outil. En effet, il se peut que l'outil ne revienne pas tout à fait à sa position initiale entre le moment où une dent est en prise, donc l'outil fléchit, et le moment où la dent suivante pénètre dans la matière. Cette dernière ne pénètre donc pas suffisamment ce qui explique que l'on observe qu'une période sur deux.

3.3.2. Analyse des paramètres de Birmingham calculés

Nous avons représenté l'évolution des paramètres significatifs pour la durée de vie en fatigue en fonction de l'angle d'inclinaison sur les Figure 2.19 et Figure 2.21. Les paramètres d'amplitude montrent que S_z évolue significativement avec l'angle β_f alors que S_q , extension 3D du paramètre R_q , n'est pas représentatif de l'évolution de l'état de surface en fonction de l'inclinaison ; S_q reste quasiment constant quelle que soit la valeur de β_f (Figure 2.19). Le paramètre S_z est maximal à $42 \mu\text{m}$ pour les angles $\beta_f = -3^\circ$ et $\beta_f = -1^\circ$, ce qui est plus du double de la hauteur de crête programmée. Ce dépassement, déjà observé sur les topographies, est dû aux micro-entailles au fond des creux les plus profonds [Arola, 2002] et des arrachements au sommet des crêtes. Ce phénomène est très marqué dans la zone angulaire $[-3^\circ ; +3^\circ]$ et présente une légère asymétrie lorsque l'outil usine en repoussant la matière ($\beta_f < 0$).

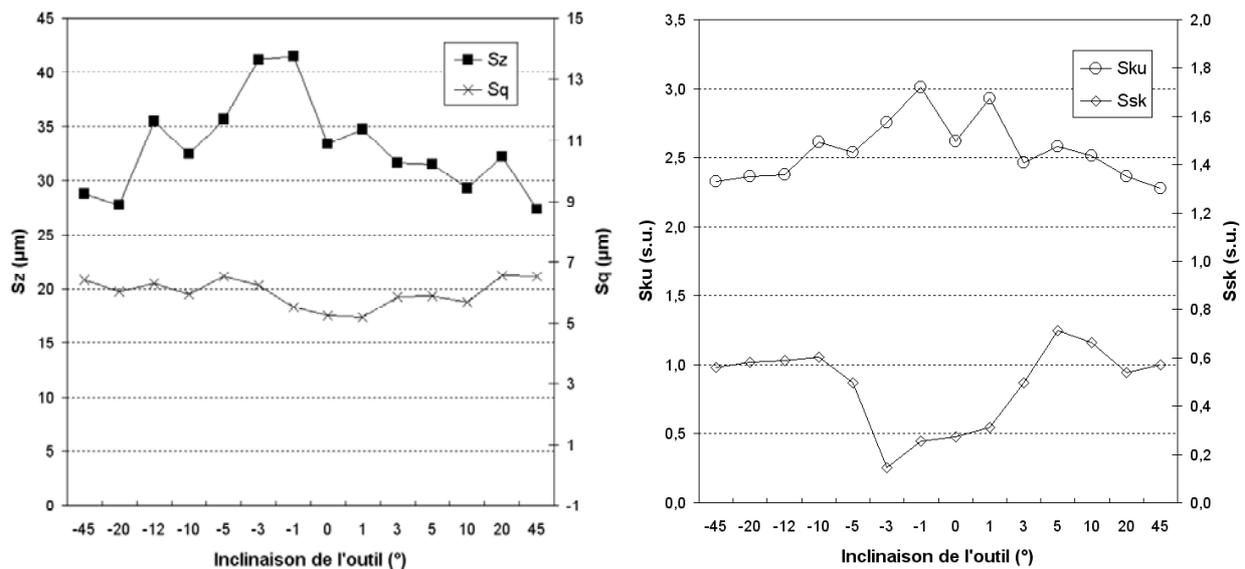


Figure 2.19. Évolution des paramètres d'amplitude en fonction de l'inclinaison β_f

Par ailleurs, la valeur du paramètre S_{sk} s'approche de zéro entre -3° et 1° , ce qui signifie que la distribution des hauteurs mesurées est d'avantage portée par les sommets comme expliqué

dans les travaux de [Novovic et al., 2004]. Les creux deviennent donc plus profonds avec un rayon de courbure plus faible et la concentration de contraintes risque ainsi d'être plus importante induisant par voie de conséquence une résistance en fatigue plus faible [Itoga et al., 2003], [Arola, 2002]. En outre, les plus faibles valeurs du Skewness varient entre 0,6 et 0,2 ce qui représente une diminution qui ne peut guère s'expliquer par l'incertitude de mesure estimée à environ 15%. Quant au Kurtosis S_{ku} qui représente la largeur de la distribution des hauteurs mesurées, sa valeur maximale de 3 est atteinte pour $\beta_f = -1^\circ$, ce qui complète l'analyse du Skewness dans la mesure où les entailles deviennent moins larges avec un rayon de courbure plus faible dans la zone comprise entre -3° et 1° (Figure 2.20).

La légère dissymétrie par rapport à 0° des valeurs des paramètres d'amplitude souligne la différence entre l'usinage en repoussant et l'usinage en tirant la matière, correspondant respectivement à des angles d'inclinaison négatifs et positifs. Les résultats de calcul des paramètres surfaciques sont donc corrélés aux observations faites précédemment sur les topographies.

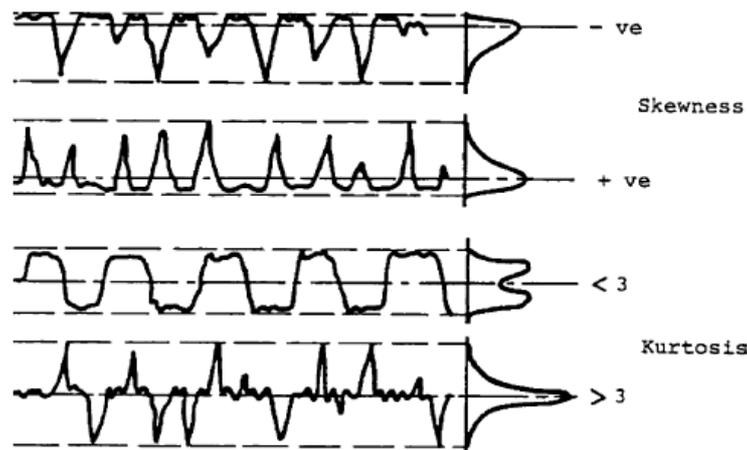


Figure 2.20. Illustration du Skewness et du Kurtosis linéaires [Novovic et al., 2004]

Les évolutions des autres paramètres représentatifs sélectionnés sont représentées sur la Figure 2.21. Le rapport d'aspect de la texture S_{tr} se situe entre 0.15 et 0.1 dans une zone critique de $[-3^\circ ; +1^\circ]$ avec une variation à nouveau supérieure aux 16% de l'écart type supposé. De même, le paramètre d'auto corrélation S_{al} passe de 0.20 à 0.15 mm dans la même zone. Ces variations impliquent que la surface devient plus anisotrope pour une faible inclinaison d'outil, c'est-à-dire que la surface est plus orientée. A l'inverse, pour $\beta_f = 45^\circ$, les calottes de sphère conduisent à un motif plus isotrope. L'augmentation du paramètre S_{vi} , couplée à l'augmentation de S_{ku} (entailles moins larges), indique que les creux deviennent plus profonds (Figure 2.21 (a)) dans la même zone critique. Les paramètres hybrides sont une combinaison des effets d'amplitude et spatiaux. Le paramètre S_{dr} , surface développée, ainsi

que la pente quadratique moyenne (S_{dq} et de S_{dr}) ont la même évolution. Ils augmentent fortement entre -5° et 3° , ce qui implique que la surface générée dans cette zone est plus proche d'un « état d'ébauche » que d'une véritable finition. Cette observation est d'ailleurs corrélée à l'augmentation de S_z . Les variations de S_{dq} et de S_{dr} respectivement de 0,1 à 0,25 $\mu\text{m}/\mu\text{m}$ et de 0,5 à 2,7% sont suffisamment importantes pour affirmer qu'il ne s'agit pas d'une incertitude de mesure.

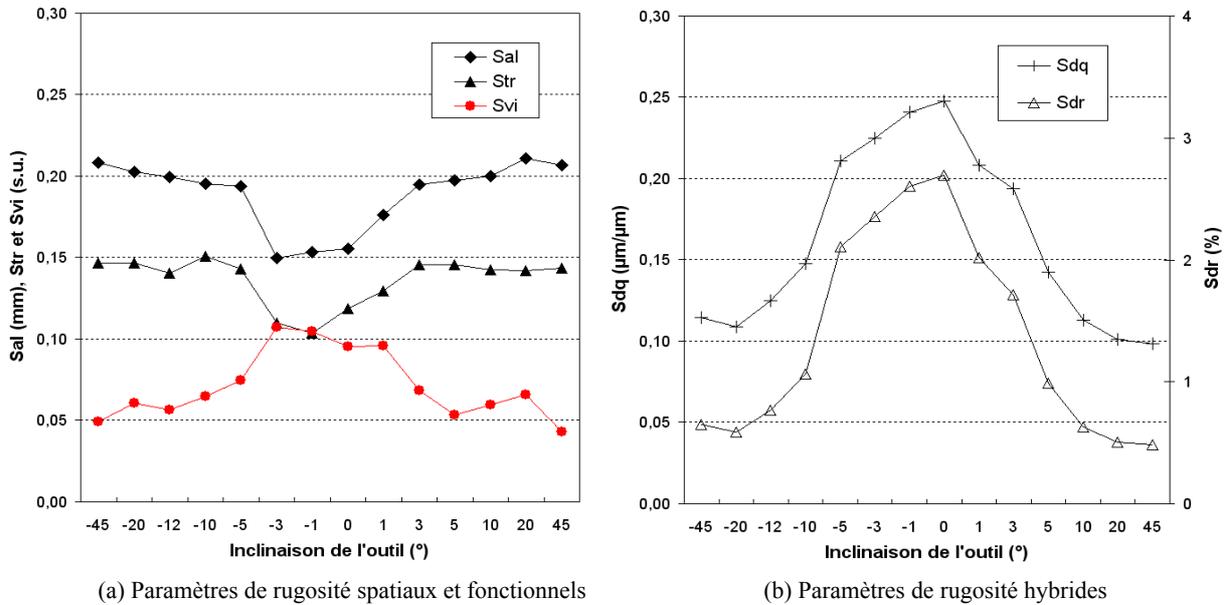


Figure 2.21. Évolution des paramètres spatiaux, hybrides et fonctionnels en fonction de β_f

3.4. Influence des paramètres de coupe

Dans un contexte de finition, l'étude des paramètres de coupe s'est limitée à celle de la vitesse de coupe programmée, de l'avance par dent et de la hauteur de crête programmée avec une profondeur de passe a_p constante égale à 0.5 mm. Pour chacun des paramètres de coupe, deux niveaux différents sont choisis. Les hauteurs de crête programmées h_c par l'intermédiaire du paramètre de profondeur de passe radial a_e sont 5 μm et 20 μm . 5 μm est une valeur classiquement utilisée pour des pièces complexes usinées en fraisage et 20 μm est choisie afin de bien mettre en évidence les effets de coupe.

Deux vitesses de coupe – 200 et 300 m/min – sont également testées par rapport à la vitesse de coupe recommandée par le fabricant outil qui est 300 m/min. Par ailleurs, l'usinage grande vitesse pouvant induire des ralentissements de la machine le long d'une trajectoire courbe, une faible avance (0.05 mm/dent) est donc étudiée en plus de la valeur recommandée de 0.2 mm/dent pour mettre en évidence ce ralentissement.

L'angle d'inclinaison de l'outil β_f est pris égal à 0° pour faire varier les paramètres de coupe.

3.4.1. Analyse des topographies de surface

Pour un angle d'inclinaison nul, la microgéométrie ne varie presque pas lorsque la vitesse de coupe passe de 300 à 200 m/min. A l'inverse, l'avance par dent est très influente. Une chute de l'avance de 0.2 mm/dent à 0.05 mm/dent, permet de générer des sillons bien droits sans zone singulière et sans arrachement de la matière (Figure 2.22).

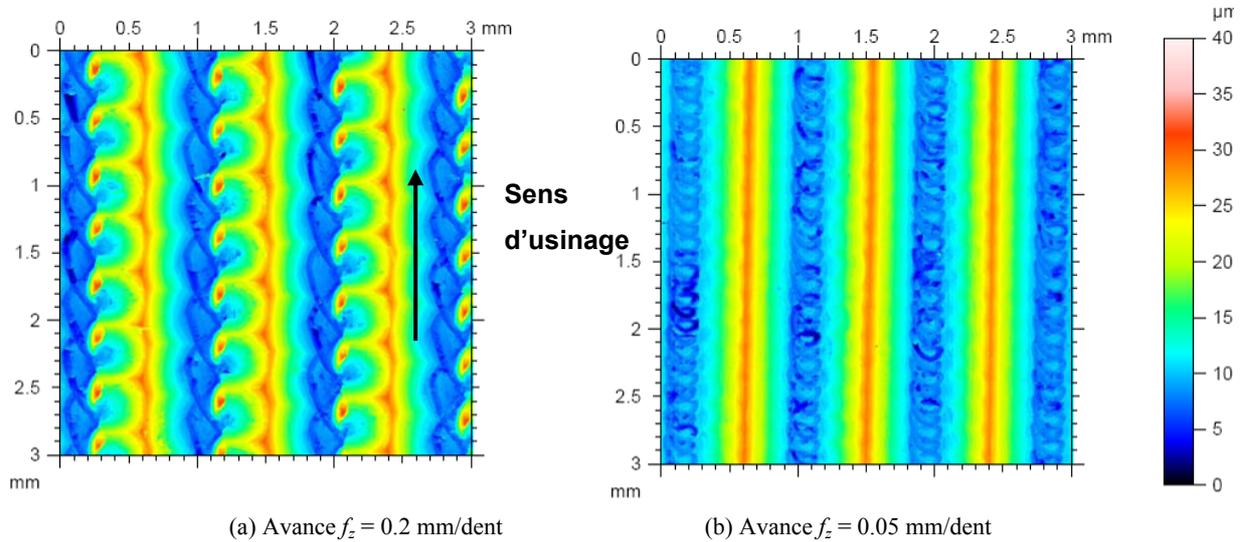


Figure 2.22. Topographies obtenues en fonction de l'avance par dent

La Figure 2.22 (b) montre que la trajectoire d'une dent, en forme de cycloïde, au fond des creux se superpose à chaque tour. Ce n'est pas le cas de Figure 2.22 (a) où la vitesse d'avance est trop élevée, ce qui génère des zones singulières périodiques. L'impact de ces conditions de coupe sur les paramètres de rugosité est abordé dans le paragraphe suivant.

3.4.2. Analyse des paramètres de Birmingham calculés

Les paramètres de Birmingham sont ensuite calculés sur les surfaces ainsi générées et les résultats sont représentés dans le Tableau 2.6.

Tableau 2.6. Influence des conditions de coupe sur les paramètres de rugosité surfaciques ($\beta_f = 0^\circ$)

Paramètres de coupe			Paramètres d'amplitude				Spatiaux		Hybrides		Fonctionnel
			S_q (μm)	S_z (μm)	S_{sk} (s.u.)	S_{ku} (s.u.)	S_{al} (mm)	S_{tr} (s.u.)	S_{dq} ($\mu\text{m}/\mu\text{m}$)	S_{dr} (%)	S_{vi} (sans unité)
f_z	V_c	h_c									
0.2	300	20	6.62	31.6	0.398	2.05	0.17	0.12	0.22	2.29	0.046
0.05	300	20	6.46	33.1	0.63	2.28	0.20	0.14	0.16	1.33	0.040
0.2	200	20	6.71	33.0	0.37	1.97	0.17	0.12	0.22	2.20	0.042
0.2	300	5	4.09	27.7	1.02	3.96	0.08	0.43	0.22	2.33	0.060

Nous observons tout d'abord qu'il n'y a presque aucune influence de la vitesse de coupe programmée entre 200 et 300 m/min. Les résultats sur l'influence de l'inclinaison outil ont montré que la surface est assez endommagée pour $\beta_f = 0^\circ$ (cf. paragraphe 3.3.2) et que la vitesse effective de coupe est très faible. Il est donc logique que la vitesse de coupe programmée ne modifie presque pas la microgéométrie pour cet angle d'inclinaison.

Par ailleurs, les résultats montrent également qu'une variation de l'avance par dent modifie les paramètres d'amplitude et hybrides. En effet, les paramètres S_z , S_{sk} et S_{ku} augmentent lorsque l'avance diminue. Cela signifie que bien que les hauteurs maximales deviennent plus importantes, la distribution de celles-ci est d'avantage portée par les creux ; le facteur de concentration de contrainte diminue donc. La diminution du paramètre S_q confirme d'ailleurs cette observation. La chute des paramètres hybrides indique de plus que la surface devient moins accidentée lorsque l'avance diminue comme le montrent les topographies de la Figure 2.22.

Enfin, lorsque la hauteur de crête programmée varie, les paramètres d'amplitude et spatiaux varient de manière significative, ce qui n'est pas surprenant. Pour $h_c = 5 \mu\text{m}$ comme pour $h_c = 20 \mu\text{m}$, S_z (respectivement égal à $27,7 \mu\text{m}$ et $31,6 \mu\text{m}$) est largement supérieur à la hauteur programmée, ce qui met en évidence la présence de pics et de micro-entailles. De plus, pour $h_c = 5 \mu\text{m}$, le Skewness et le Kurtosis sont très différents de ceux obtenus pour $h_c = 20 \mu\text{m}$. S_{sk} , supérieur à 1, indique que la surface est largement portée par les creux et S_{ku} , supérieur à 3, met en évidence une distribution des hauteurs mesurées très centrée sur le plan quadratique moyen. Contrairement à l'étude du paragraphe précédent sur l'inclinaison outil, il est difficile d'évaluer la répartition des entailles et donc de savoir si le facteur de concentration de contrainte est plus important pour $h_c = 5 \mu\text{m}$ ou $h_c = 20 \mu\text{m}$. L'hétérogénéité de la surface décrite par S_{dr} ne varie pas avec la hauteur de crête et S_{vi} augmente légèrement. Cependant le paramètre S_{vi} ne permet pas non plus de conclure car il décrit un volume et n'implique pas forcément que les entailles sont plus profondes. Ce paramètre peut croître avec l'augmentation de S_{sk} et signifier que les entailles sont plus larges ou plus nombreuses.

En ce qui concerne les paramètres spatiaux, S_{tr} ne varie pas avec l'avance mais devient plus important pour une faible hauteur de crête. L'anisotropie décrite par ce paramètre signifie que la surface peut être plus ou moins orientée. Pour $f_z = 0.05 \text{ mm/dent}$ comme pour $f_z = 0.2 \text{ mm/dent}$, la surface est clairement orientée suivant la direction d'avance (Figure 2.22) ; les valeurs de S_{tr} sont donc très proches. Par contre, pour $h_c = 5 \mu\text{m}$, S_{tr} se rapproche beaucoup plus de la valeur 1, ce qui implique que la texture devient plus isotrope. Les topographies de la Figure 2.23 permettent d'expliquer cette évolution vers une surface plus

isotrope car la hauteur des zones singulières devient prépondérante sur la hauteur de crête laissée (cf. S_z). Ceci est valable aussi bien pour une inclinaison de 0° , où la matière est tirée en arrière en avalant, que pour -3° où la matière est plutôt repoussée et donc on remarque que les zones sont courbées dans le sens de l'avance.

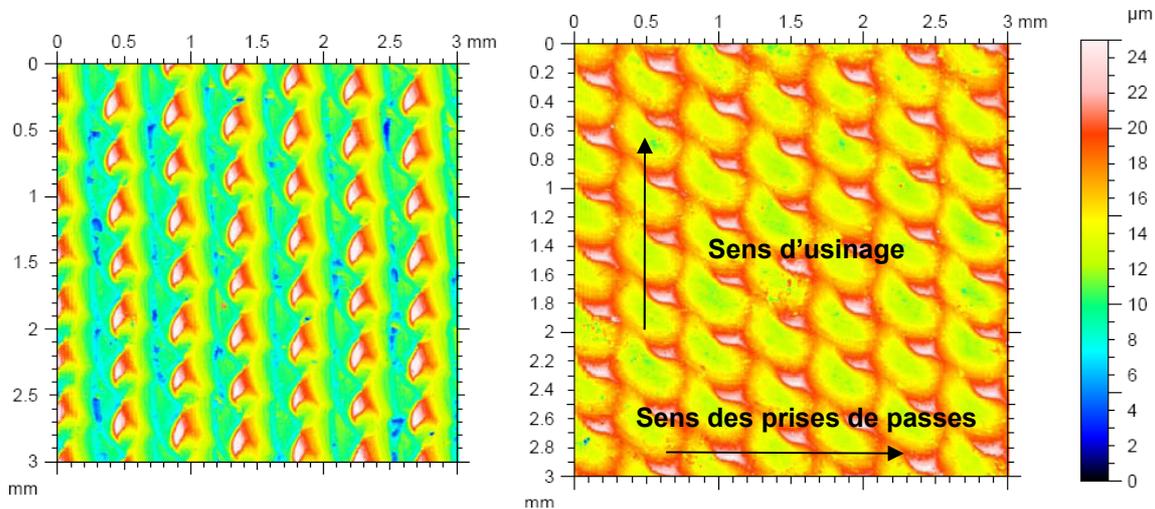


Figure 2.23. Topographie de surface pour $h_c = 5 \mu\text{m}$, $\beta_f = 0^\circ$ et $\beta_f = -3^\circ$

Les paramètres de coupe, notamment l'avance et la hauteur de crête programmée, ont donc une influence très significative sur les paramètres surfaciques de rugosité. La vitesse de coupe programmée n'a pas d'effet pour une inclinaison d'outil égale à 0° . Une augmentation de l'avance et de la hauteur de crête programmée engendre une amplitude de défauts plus élevée. Une avance élevée crée de plus des micro-entailles également susceptibles d'être pénalisantes pour la tenue en fatigue.

3.5. Mesure des efforts de coupe en fonction de l'inclinaison outil

L'objectif de l'étude des efforts est de voir s'ils ont une influence sur l'état de surface. La détermination analytique ou la mesure des efforts de coupe est souvent très utile pour prédire les effets de broutage dus aux vibrations dynamiques de la machine [Altintas, 2000]. Les composantes des efforts de coupe sont mesurées en fonction de l'angle de rotation de l'outil. Une platine d'effort à trois composantes de type 9443 (Kistler) est utilisée pour acquérir la mesure des efforts F_x , F_y et F_z dans le référentiel de la pièce (Figure 2.24).

Le signal est échantillonné par une carte d'acquisition à une fréquence d'échantillonnage de 15 kHz, ce qui permet ensuite d'observer l'évolution instantanée des composantes d'effort en fonction de l'angle de rotation de l'outil (Figure 2.24). Les valeurs extrémales sont retenues sur une plage d'au moins 40 révolutions de l'outil. Nous utilisons chaque courbe instantanée correspondant à un angle d'inclinaison pour tracer les courbes des trois composantes d'effort en fonction de l'angle d'inclinaison de l'outil (Figure 2.25).

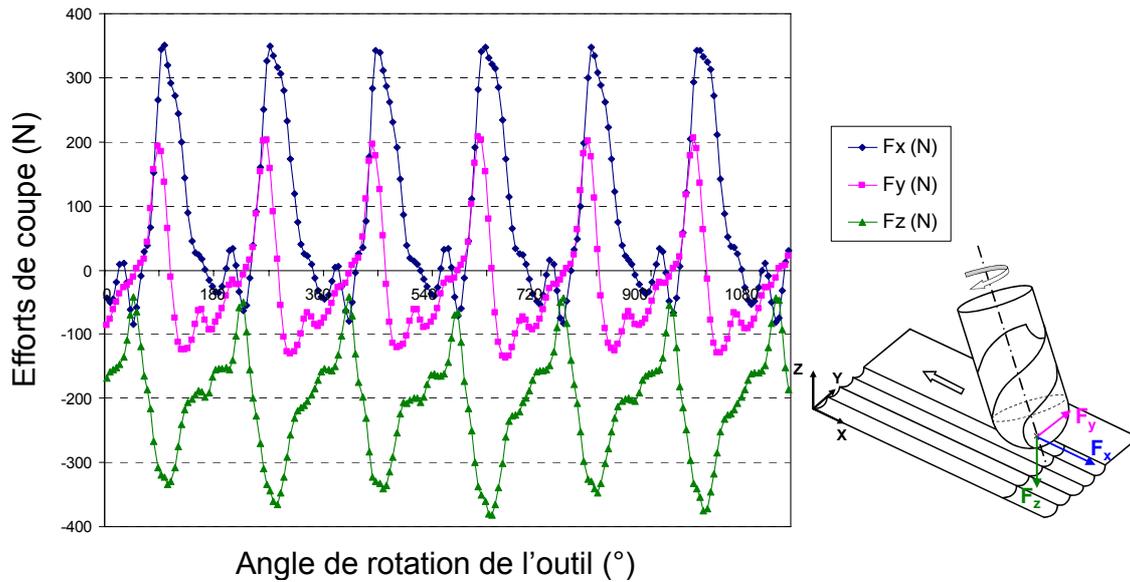


Figure 2.24. Mesure instantanée des composantes des efforts de coupe
 ($h_c = 20 \mu\text{m}$, $V_c = 300 \text{ m/min}$, $f_z = 0.2 \text{ mm/dent}$, $\beta_f = -10^\circ$)

La courbe d'évolution de la composante F_z en fonction de l'inclinaison outil présente un minimum de -380 N pour $\beta_f = -10^\circ$ et tend vers -20 N pour $\beta_f = 45^\circ$. De même, l'évolution de la composante d'effort F_x atteint une valeur maximale de 400 N pour $\beta_f = -12,4^\circ$. La composante suivant X est positive car l'usinage est réalisé en mode avalant. La matière est donc tirée par la dent vers l'arrière par rapport à la direction d'avance. Les résultats des composantes d'effort F_x et F_z sont fortement liés à la vitesse effective de coupe moyenne car lorsque cette vitesse est nulle, les composantes d'efforts tendent vers leurs valeurs maximales. En effet, l'effort F_z est minimal pour $\beta_f = -10^\circ$ et F_x maximal pour $\beta_f = -12,4^\circ$ (Figure 2.24 Figure 2.25). La valeur β_{fc} obtenue par calcul, proche de 12° , est en bon accord avec ces mesures d'effort.

Cet angle critique β_{fc} évalué à partir de la section du copeau moyenne aurait certes pu être calculé de manière plus précise en modélisant l'arête de l'outil et en prenant en compte l'angle d'hélice [Altintas, 2000], [Larue, 2003]. La troisième composante des efforts F_y n'évolue pas de la même manière que les deux autres. Elle est maximale entre -5° et 5° ce qui correspond d'avantage à la zone critique pour la microgéométrie $[-3^\circ; +3^\circ]$. Cette augmentation de la composante d'effort F_y met en évidence que lors de la formation des zones singulières, un phénomène de frottement important s'ajoute au phénomène de coupe.

Dans le cadre du fraisage de finition avec un outil hémisphérique, les observations faites permettent de conclure que la topographie est principalement générée par les aspects géométriques de l'outil et les conditions d'usinage. Les arrachements et zones singulières sont une conséquence d'une inclinaison d'outil trop faible.

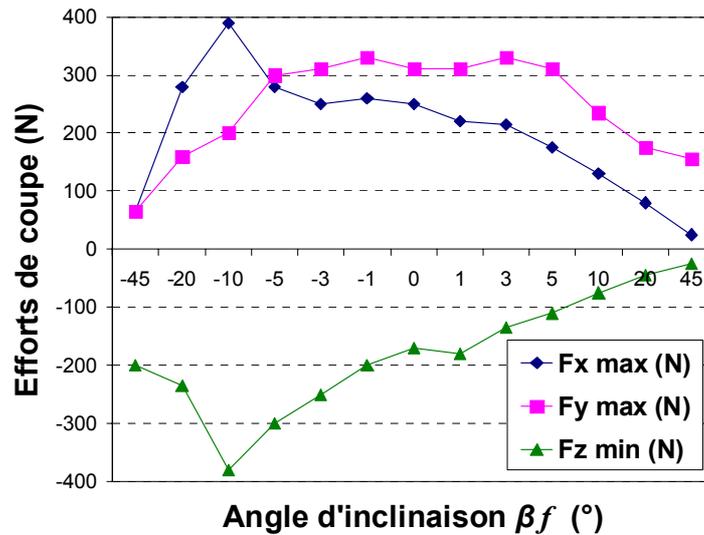


Figure 2.25. Effet de l'inclinaison d'outil sur les extremums des efforts de coupe ($h_c = 20 \mu\text{m}$, $V_c = 300 \text{ m/min}$, $f_z = 0.2 \text{ mm/dent}$)

Par ailleurs, pour une inclinaison de -10° (Figure 2.24), la période des efforts de coupe est de 180° ce qui signifie que seules les dents de finition usinent. Pour une inclinaison plus importante, la période devient 90° donc les dents d'ébauche participent également à la coupe comme par exemple pour $\beta_f = 45^\circ$ sur la Figure 2.26. Les efforts sont également légèrement plus faibles une période sur deux pour F_z sur la Figure 2.24 ou alors deux périodes consécutives sur quatre pour F_y sur la Figure 2.26. Ceci confirme l'hypothèse selon laquelle il y a un défaut d'asymétrie de l'outil ou du porte-outil ou un phénomène de flexion. Les efforts sont plus importants pour les dents qui enlèvent le plus de matière ce qui explique que la microgéométrie à 45° ait une période de 0,8 et non de 0,4 mm.

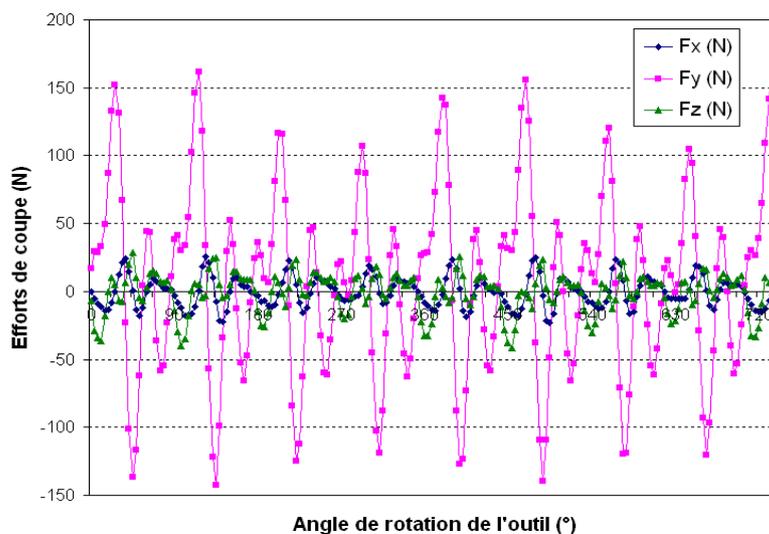


Figure 2.26. Mesure instantanée des composantes des efforts de coupe ($h_c = 20 \mu\text{m}$, $V_c = 300 \text{ m/min}$, $f_z = 0.2 \text{ mm/dent}$, $\beta_f = 45^\circ$)

3.6. Synthèse

Cette première partie expérimentale sur la microgéométrie 3D permet de conclure dans un premier temps que l'état de surface est plus endommagé pour des avances élevées et un angle d'inclinaison compris dans une plage de valeurs critiques $[-3^\circ ; 3^\circ]$. Cette plage de valeurs est bien prédite par l'approche de [Quinsat, 2004] raisonnant uniquement sur la position de l'axe outil par rapport à la surface finale générée. Cette approche détermine une zone critique de $[-2.3^\circ ; 2.3^\circ]$. Cet état de surface endommagé correspond à l'apparition de zones singulières et d'arrachements dus à un mauvais phénomène de coupe. De plus, une légère dissymétrie par rapport à 0° permet de conclure qu'il faut usiner avec un angle d'inclinaison positif pour favoriser la coupe en tirant plutôt qu'en poussant.

Par ailleurs, les paramètres de Birmingham retenus permettent de comparer les géométries pour une même hauteur de crête programmée comme pour évaluer l'influence de l'inclinaison. En ce qui concerne la fatigue mécanique où l'aspect des creux est prépondérant, ces paramètres ne paraissent pas adaptés pour décrire uniquement les creux en termes de taille et de nombres d'entailles. Les paramètres les plus adaptés sont sans doute S_z , S_{sk} et S_{vi} car ils présentent un extremum pour $\beta_f = -3^\circ$. En effet, on observe sur les topographies 3D que cet angle induit plus d'arrachements de matière.

L'étude des efforts de coupe permet d'aboutir à deux conclusions. La composante d'effort F_y est la seule directement liée à la microgéométrie générée. En revanche, les efforts de coupe F_x et F_z sont corrélés à la vitesse de coupe effective moyenne estimée par l'approche raisonnant sur l'interface outil-matière.

Tableau 2.7. Récapitulatif de l'influence de V_c , f_z , h_c et β_f sur la microgéométrie

		Microgéométrie 3D			Efforts de coupe		
		Amplitude	Micro-entailles	K_r estimé	F_x	F_y	F_z normé
V_c (m/min)	200 à 300	≈	≈	≈			
f_z (mm/dent)	0.05 à 0.2	↗	↗	↗			
h_c (μm)	5 à 20	↗	Indéfini	Indéfini			
β_f (°)	-45 à -10	↗	↗	↗	↗	↗	↗
	-10 à -3	↗	↗	↗	Maxi	↗	Maxi
	-3 à 3	Maxi	Maxi	Maxi	↘	Maxi	↘
	3 à 45	↘	↘	↘	↘	↘	↘

Cette étude préliminaire sur la microgéométrie est résumée dans le Tableau 2.7. Elle fait ressortir quatre angles caractéristiques pour lesquels il est nécessaire d'étudier les propriétés mécaniques locales. L'analyse d'un profil de contraintes résiduelles demande en effet beaucoup plus de temps qu'une mesure de microgéométrie, il n'est donc pas envisageable de tester autant d'angles d'inclinaison que précédemment. Les angles étudiés seront donc :

$\beta_f = -10^\circ$, qui correspond à l'effort de coupe F_z le plus important

$\beta_f = -3^\circ$, qui correspond au pire état de surface

$\beta_f = 0^\circ$, pour lequel il n'y a pas d'inclinaison d'outil

$\beta_f = 45^\circ$, afin d'avoir un cas pour lequel les efforts de coupe sont très faibles et pour lequel on obtient un bon état de surface.

4. Caractérisation de l'état mécanique en fonction des conditions de coupe

Dans cette partie, nous abordons les changements de l'état mécanique du matériau induits par l'opération de fraisage. Cet état mécanique non standard, caractérisé par les contraintes résiduelles et l'écrouissage, est principalement analysé par diffraction de rayons X. L'influence des paramètres de coupe standards (V_c , f_z , a_p , a_e) sera analysée mais également les conditions telles que l'inclinaison de l'outil par rapport à la surface, son usure et l'utilisation ou non de lubrification. Enfin, dans le cadre de notre étude, les résultats d'essais seront présentés pour les conditions d'usinage de finition retenues.

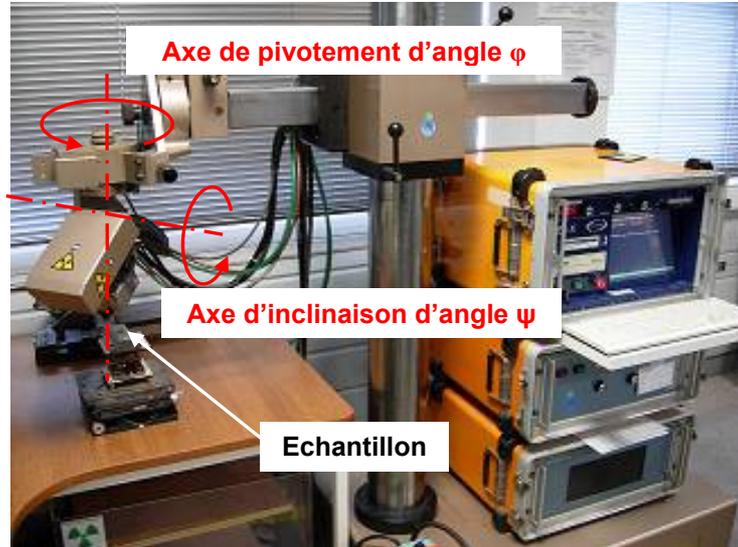
4.1. Présentation du dispositif de mesure par diffraction X

Les analyses de contraintes résiduelles sont effectuées sur une machine classique de type SET-X (Figure 2.27 (a)) sur le site d'Hagondange. Sur cette machine est installé un montage de type PSI. L'intensité est réglée à 5×10^{-3} A et dont la tension est de 20×10^3 V. Les contraintes résiduelles sont calculées à partir des mesures de déformations du réseau cristallin en se basant sur la loi de Bragg. Ce principe et la détermination des contraintes est détaillé en Annexe A.

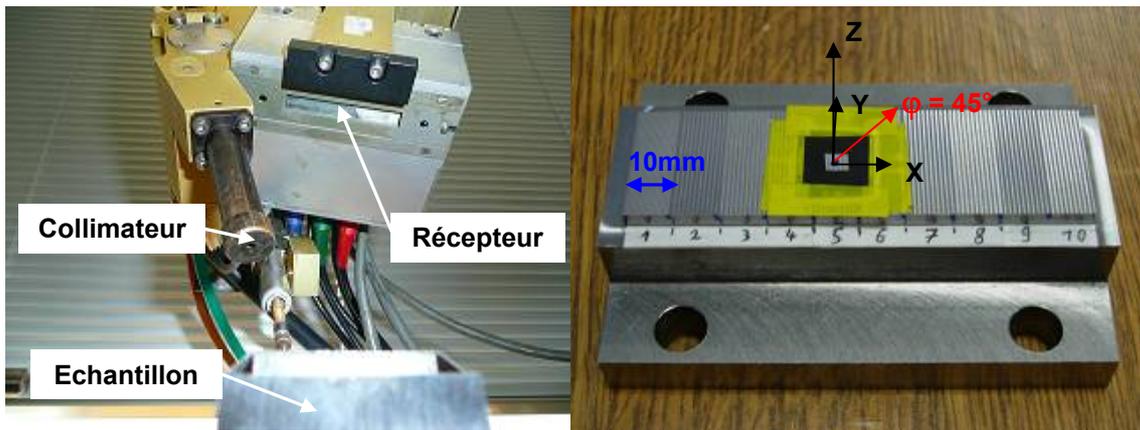
Il est nécessaire d'effectuer des mesures pour plusieurs angles de pivotement φ et d'inclinaison ψ , illustrés sur la Figure 2.27 (a) afin de diffracter différents grains. Cette analyse par diffraction des rayons X permet d'obtenir pour deux angles φ , la contrainte σ_{xx} perpendiculaire à la direction d'usinage et la contrainte σ_{yy} parallèle à la direction d'usinage (Figure 2.27 (c)). De plus, on peut également calculer le cisaillement σ_{xy} et la largeur de corde à mi-hauteur des pics de diffraction, ce qui permet d'évaluer l'écrouissage du matériau.

Pour chaque mesure, deux angles de rotation φ sont choisis, ainsi que onze angles d'inclinaison avec un temps d'acquisition de 60 secondes, assez long, afin de réduire les incertitudes des résultats de mesure. Les profils de contraintes sont obtenus par enlèvements successifs de matière à différentes profondeurs par polissage électrolytique. Ce procédé est utilisé pour éviter tout polissage mécanique qui est une source de contraintes résiduelles supplémentaires. L'épaisseur doit être faible devant l'épaisseur totale de la pièce pour que l'effet de redistribution des contraintes soit négligé. Dans notre cas la profondeur maximale est de 200 μm pour une épaisseur de pièce de 30 mm. Le polissage électrolytique consiste à faire passer un courant de 10 à 15 A dans une zone de la pièce avec une anode imbibée d'acide chlorhydrique. Les surfaces étudiées sont délimitées par un masque découpé dans un adhésif polymère qui est ensuite collé sur la pièce pour obtenir une surface polie de la même

dimension (Figure 2.27 (c)). Les mesures sont réalisées avec un collimateur de $\varnothing 3$ mm qui génère un faisceau de $\varnothing 5$ mm. Les contraintes résiduelles analysées sont donc des moyennes effectuées sur plusieurs motifs de microgéométrie (minimum 5 sommets et 5 creux dans le cas d'une hauteur de crête programmée de $20 \mu\text{m}$).



(a) Machine de mesure par diffraction RX de type SET-X



(b) Collimateur et cellule de réception

(c) Zone d'analyse pour un cas d'usinage spécifique

Figure 2.27. Station de mesure de type SET-X pour analyse des contraintes résiduelles

4.2. Paramètres de coupe étudiés

D'après l'étude menée dans le paragraphe précédent sur la caractérisation de la microgéométrie obtenue en fraisage, seuls quatre angles caractéristiques sont considérés pour l'état mécanique local : -10° , -3° , 0° et 45° . En dehors de la profondeur de passe a_p constante, égale à 0.5 mm pour assurer des conditions d'usinage de finition, deux niveaux correspondant à l'étude précédente sont choisis pour chacun des autres paramètres (Tableau 2.8).

Tableau 2.8. Niveaux de l'étude des conditions de coupe

Vitesse de coupe V_c (m/min)	200, 300
Avance par dent f_z (mm/dent)	0.05, 0.2
Hauteur de crête h_c (μm)	5, 20
Profondeur de passe axiale a_p (mm)	0.5
Angle d'inclinaison outil β_f (deg)	-10, -3, 0, 45

4.3. Résultats des mesures

L'objectif de cette partie expérimentale est de déterminer quelles sont les conditions de coupe permettant d'atteindre le meilleur état mécanique – contraintes résiduelles compressives et écrouissage important. Nous proposons de plus une procédure rapide permettant l'évaluation qualitative des contraintes résiduelles à partir de la vitesse effective de coupe et la mesure des efforts de coupe.

4.3.1. Influence de l'inclinaison d'outil

Pour plus de clarté, une seule composante du tenseur des contraintes résiduelles est représentée sur la Figure 2.28 (a) : $\sigma_{\varphi=0^\circ} = \sigma_{xx}$ qui est la composante perpendiculaire à la direction de la vitesse d'avance. Les profils des composantes $\sigma_{\varphi=90^\circ} = \sigma_{yy}$ sont très similaires.

Parmi les différents angles d'inclinaison considérés, on observe que $\beta_f = -10^\circ$ correspond au cas pour lequel les contraintes résiduelles sont les plus compressives en sous-surface. Ce résultat est en accord avec l'évaluation de la vitesse effective de coupe moyenne qui est nulle pour $\beta_f \approx \beta_{fc} = -11.7^\circ$ et le fait que les composantes de efforts de coupe F_x and F_z atteignent leur valeur maximale pour β_{fc} (cf. Figure 2.28 (b)).

Pour $\beta_f = -3^\circ$, l'évolution des contraintes est similaire bien que l'amplitude des contraintes soit plus faible. La profondeur affectée par les contraintes est également plus faible que pour $\beta_f = -10^\circ$. Cette observation est cohérente avec le fait que l'amplitude des efforts est plus faible pour $\beta_f = -3^\circ$ que pour $\beta_f = -10^\circ$.

Le cas $\beta_f = 0^\circ$, correspondant à un état de surface très dégradé et une composante F_y des efforts maximale (Figure 2.28 (b)), génère des contraintes légèrement positives.

Enfin, nous rappelons que le cas $\beta_f = 45^\circ$ correspond à la vitesse effective de coupe moyenne maximale, le meilleur état de surface et les plus faibles valeurs d'efforts de coupe. Ce cas induit de très faibles amplitudes de contraintes résiduelles.

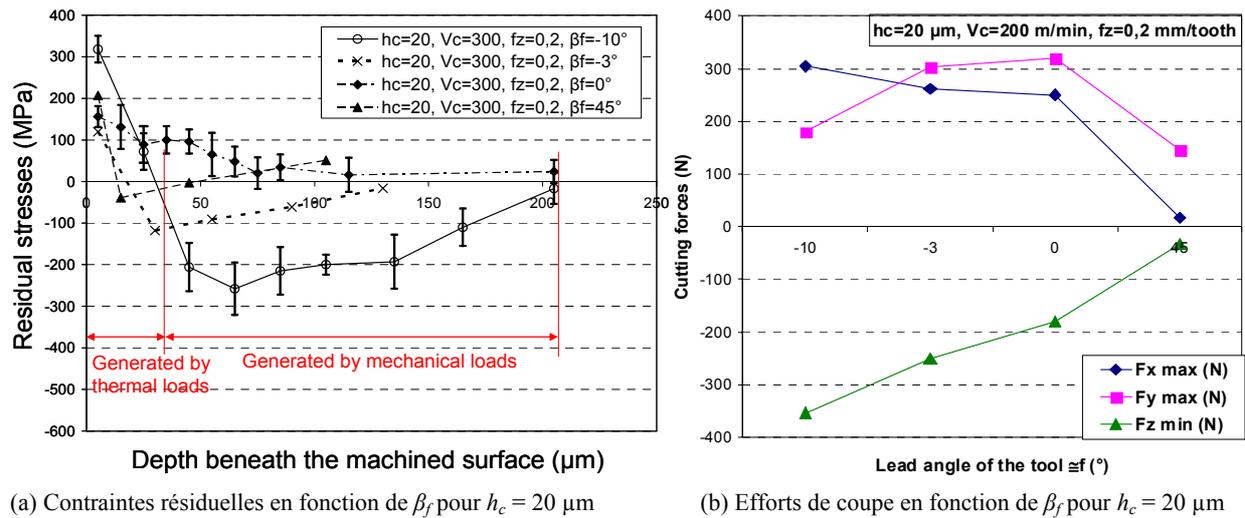


Figure 2.28. Évolution des contraintes résiduelles et des efforts selon l'inclinaison de l'outil pour $h_c = 20 \mu\text{m}$

Ces observations montrent une corrélation qualitative entre les efforts de coupe, en particulier F_x et F_z , avec l'amplitude des contraintes résiduelles. Nous remarquons également que la profondeur affectée par les contraintes est aussi fortement liée à l'amplitude des contraintes résiduelles. Cependant, on observe que pour ces conditions de coupe, les contraintes sont toujours en traction en extrême surface. Ce phénomène est dû aux chargements thermiques associés à l'opération d'usinage qui ne peut pas être négligé pour les aciers.

4.3.2. Influence de l'avance et de la vitesse de coupe

L'angle d'inclinaison $\beta_f = -10^\circ$ induisant des contraintes résiduelles compressives maximales pour $f_z = 0.2 \text{ mm/dent}$ et $h_c = 20 \mu\text{m}$, ce cas d'usinage est retenu pour étudier l'influence de la vitesse de coupe V_c . Les Figure 2.29 (a) et Figure 2.30 (a) montrent clairement que les composantes du tenseur des contraintes résiduelles $\sigma_{xx} = \sigma_{\phi=0^\circ}$ et $\sigma_{yy} = \sigma_{\phi=90^\circ}$ varient en fonction de la vitesse de coupe programmée. La vitesse de coupe programmée, c'est-à-dire la fréquence de rotation de la broche, a une faible influence car l'angle d'inclinaison correspond à une vitesse effective moyenne presque nulle. Néanmoins, la profondeur affectée augmente ce qui s'explique par l'augmentation des efforts de coupe pour $V_c = 300 \text{ m/min}$.

Sur les Figure 2.29 (b) et Figure 2.30 (b), on constate la différence des profils de contraintes résiduelles σ_{xx} pour les deux vitesses d'avance. Bien que la vitesse effective de coupe moyenne dépende de l'avance par dent (cf. Eqs. 2.3-2.6), la valeur de l'angle critique ne varie pas beaucoup si l'on compare $\beta_{fc} = -13^\circ$ pour $f_z = 0.05 \text{ mm/dent}$ à $\beta_{fc} = -11.7^\circ$ pour $f_z = 0.2 \text{ mm/dent}$. Néanmoins, une faible avance par dent induit une baisse simultanée des chargements mécaniques et thermiques ce qui se traduit par des contraintes quasiment nulle pour $f_z = 0.05 \text{ mm/dent}$.

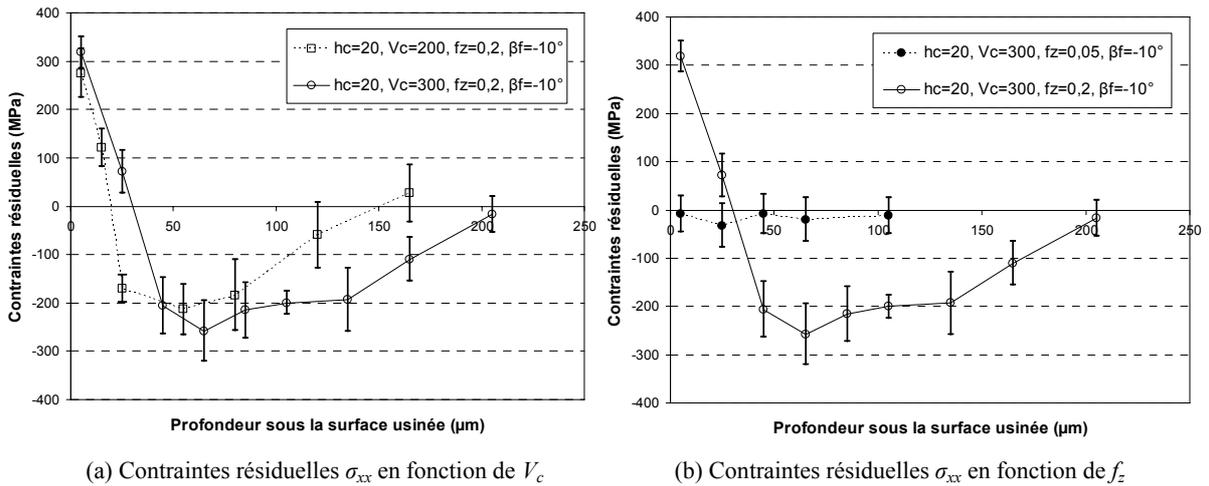


Figure 2.29. Évolution des contraintes σ_{xx} en fonction de l'avance et de la vitesse de coupe

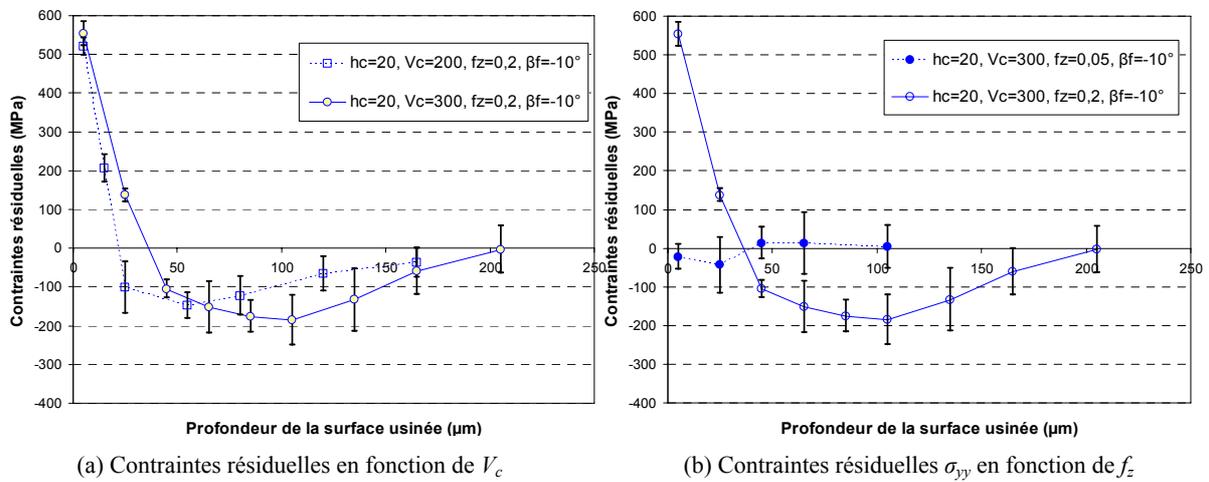


Figure 2.30. Évolution des contraintes σ_{yy} en fonction de l'avance et de la vitesse de coupe

Les évolutions des deux composantes σ_{xx} et σ_{yy} (Figure 2.29 (b) et Figure 2.30 (b)) ont la même allure mais les amplitudes sont assez différentes. En effet, l'amplitude des contraintes de traction en extrême surface pour $h_c = 20\mu\text{m}$, $V_c = 300$ mm/dent, $f_z = 0.2$ mm/dent et $\beta_f = -10^\circ$ est plus importante pour σ_{yy} (550 MPa) que pour σ_{xx} (300 MPa). En sous surface, les contraintes de compression affectent la même profondeur dans les deux directions et l'amplitude est légèrement différente (environ 50 MPa).

La contrainte σ_{xz} , représentée sur les Figure 2.31 (a) et (b) est le cisaillement obtenu pour une mesure perpendiculaire à la direction d'avance. On constate que cette contrainte est minimale en surface (-40 à -50 MPa), et devient presque nulle à partir de 50 μm . La vitesse de coupe n'est pas influente pour $\beta_f = -10^\circ$ et l'avance par dent a tendance à accroître la contrainte de cisaillement en surface. Les écarts-type en chaque point de mesure sont suffisamment faibles pour pouvoir considérer que les observations décrites précédemment sur ces figures sont effectivement liées à la vitesse de coupe et à l'avance.

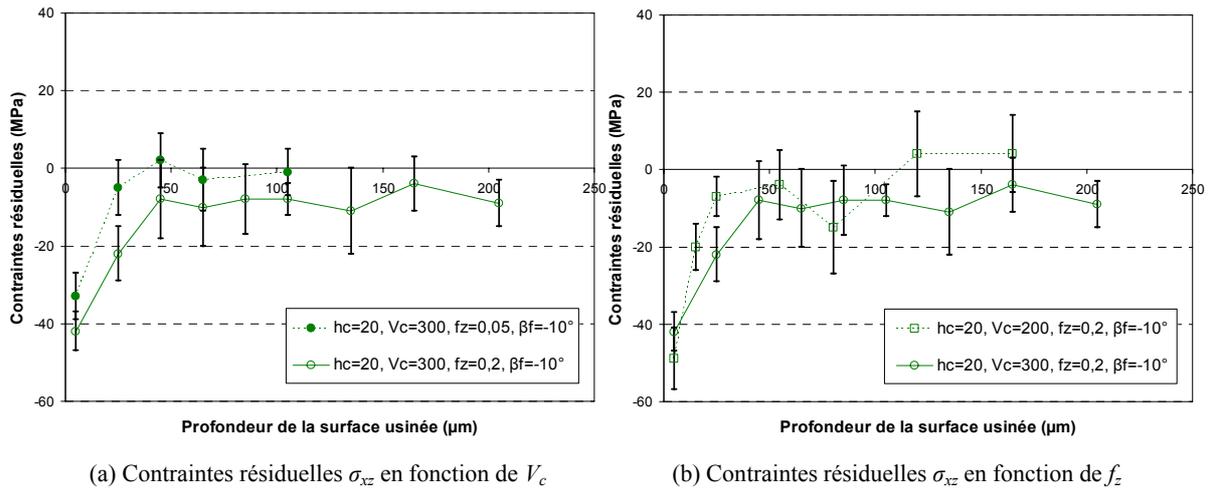


Figure 2.31. Évolution des contraintes σ_{xz} en fonction de l'avance et de la vitesse de coupe

4.3.3. Influence de la hauteur de crête

4.3.3.1. Résultats de l'influence de la hauteur de crête

La Figure 2.32 (b) présente l'influence de l'angle d'inclinaison β_f sur les composantes des efforts de coupe pour une faible hauteur de crête $h_c = 5 \mu\text{m}$. Les autres paramètres de coupe sont conservés comme pour les essais associés aux Figure 2.28 (a) et (b).

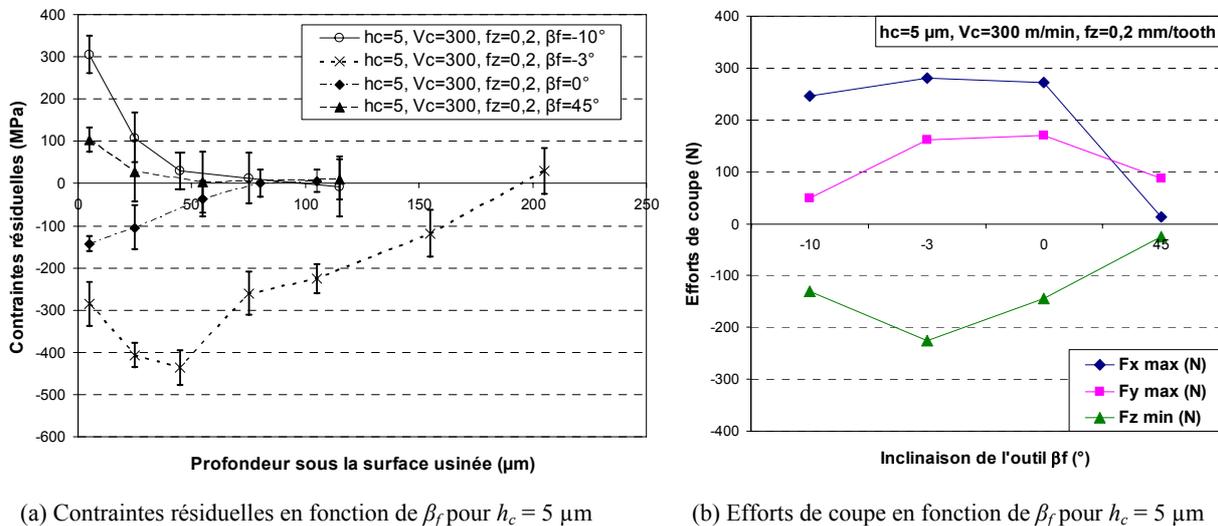


Figure 2.32. Évolution des contraintes résiduelles et des efforts selon l'inclinaison de l'outil pour $h_c = 5 \mu\text{m}$

Les valeurs extrêmes des composantes F_z et F_x sont obtenues pour $\beta_f = -3^\circ$ à la différence de $\beta_f = -10^\circ$ pour $h_c = 20 \mu\text{m}$. La modélisation géométrique 2D ne fonctionne donc pas dans ce cas. Par ailleurs, pour $\beta_f = -3^\circ$, les valeurs des composantes F_z et F_x sont presque les mêmes pour chacune des deux hauteurs de crête alors que la composante d'effort F_y est beaucoup

plus faible pour une hauteur de crête de 5 μm . Cette diminution est probablement liée à la longueur du copeau qui est plus faible dans la direction Y_P (cf. Figure 2.34).

La Figure 2.32 (a) présente le profil des contraintes résiduelles σ_{xx} en fonction de la profondeur sous la surface usinée pour différentes valeurs d'angle β_f . La valeur maximale des contraintes résiduelles de compression est obtenue pour $\beta_f = -3^\circ$ lorsque $h_c = 5 \mu\text{m}$ alors qu'elle était obtenue pour $\beta_f = -10^\circ$ lorsque $h_c = 20 \mu\text{m}$. Cette valeur maximale de contraintes coïncide avec les valeurs maximales des efforts de coupe analysés précédemment.

La conclusion est donc que la valeur de l'angle d'inclinaison d'outil pour laquelle les composantes d'efforts F_z et F_x sont maximales correspond au cas où les contraintes résiduelles sont les plus compressives, quelque soit la hauteur de crête. Une première approximation de la valeur de l'angle d'inclinaison critique peut être estimée par la mesure des efforts mais ne peut pas se limiter à un calcul simple géométrique 2D. Il est nécessaire d'évaluer la vitesse effective moyenne de coupe par un calcul géométrique 3D.

De plus, lorsque $h_c = 5 \mu\text{m}$ et $\beta_f = -3^\circ$, les contraintes résiduelles sont toujours compressives, contrairement aux profils observés jusqu'ici, comme le cas $h_c = 20 \mu\text{m}$ et $\beta_f = -10^\circ$ pour lequel l'extrême surface est en traction. Finalement, la contrainte la plus compressive atteint $\sigma_{xx} = -500 \text{ MPa}$ à 25 μm de profondeur pour $h_c = 5 \mu\text{m}$ et $\beta_f = -3^\circ$ alors qu'elle n'est que de -260 MPa à 70 μm de profondeur pour $h_c = 20 \mu\text{m}$ et $\beta_f = -10^\circ$. Ce phénomène est probablement dû au fait que le rapport entre les chargements mécanique et thermique est plus élevé pour $h_c = 5 \mu\text{m}$ et $\beta_f = -3^\circ$ que pour $h_c = 20 \mu\text{m}$ et $\beta_f = -10^\circ$. Comme nous l'avons déjà mentionné, l'épaisseur du copeau est la même dans les deux cas mais sa longueur (direction Y_P sur la Figure 2.34) est plus faible pour une faible hauteur de crête. Ainsi, le flux de chaleur associé à la coupe est plus faible et plus appliqué moins longtemps. Le fait que les contraintes résiduelles analysées lorsque $\beta_f = -10^\circ$ et $h_c = 5 \mu\text{m}$ sont toujours en traction signifie que la sollicitation thermique est très élevée pour ces conditions de coupe. Ceci explique d'ailleurs par la même occasion que les efforts de coupe diminuent lorsque l'angle d'inclinaison passe de -3° à -10° . Une meilleure compréhension de ces phénomènes thermiques requiert une analyse des champs de températures en sous-surface.

Par ailleurs, l'écroûissage a été caractérisé à l'aide des largeurs de corde des pics de diffraction (cf. Annexe A) qui permettent de déterminer les contraintes. Ce moyen de caractérisation est préférable à une mesure de microdureté car il permet d'évaluer l'écroûissage sous la surface et pour de faibles profondeurs.

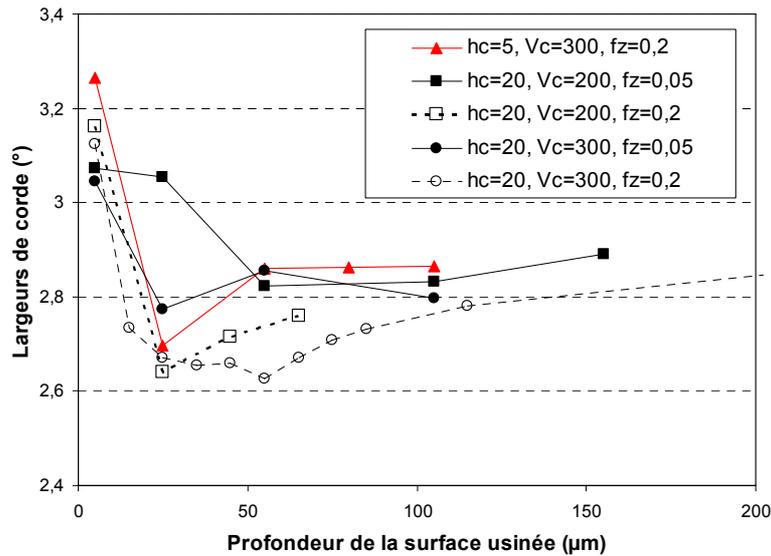


Figure 2.33. Évolution des largeurs de corde avec les paramètres de coupe à $\beta_f = 0^\circ$

Les résultats montrent clairement que l'extrême surface est plus écrouie que la sous-surface dans la plupart des cas d'usinage. Sur la Figure 2.33, pour une inclinaison d'outil nulle, la largeur de corde en surface est maximale pour $h_c = 5 \mu\text{m}$. En revanche, pour une faible avance, les efforts de coupe sont plus faibles et la surface est légèrement moins écrouie. Si l'écrouissage est la caractéristique prépondérante sur la durée de vie, il faut usiner avec une faible hauteur de crête et une avance élevée. Cependant, il est nécessaire d'approfondir la signification cette mesure de largeur de corde afin d'obtenir quantitativement les variations des caractéristiques mécaniques subies par la pièce usinée.

4.3.3.2. Estimation 3D de la vitesse effective de coupe

Le calcul pour évaluer la vitesse effective moyenne provient des équations (2.3) à (2.6) pour une estimation 2D basée sur la zone de contact arête de coupe-copeau dans le plan (X_P, Z_P) . Comme on peut le voir sur la Figure 2.34, la taille du copeau varie au cours de la rotation de la fraise. Ainsi, l'estimation de la vitesse effective moyenne peut être obtenue en remplaçant la profondeur de passe a_p de l'équation (2.6) par une profondeur de passe effective, $a_{p\text{ eff}}$, définie par

$$a_{p\text{ eff}} = R[1 - \cos(\chi)] \quad \text{avec} \quad \chi = \chi_{\min} + \frac{\chi_{\text{Max}} - \chi_{\min}}{2} \quad (2.7)$$

où

$$\chi_{\text{Max}} = \arccos\left(\frac{R - a_p}{R}\right) \quad \text{et} \quad \chi_{\min} = \arccos\left(\frac{R - a_{\min}}{R}\right) \quad (2.8)$$

En prenant en compte cette amélioration et en déterminant l'angle d'inclinaison critique correspondant à une vitesse de coupe effective moyenne nulle, cet angle devient d'autant plus faible que la hauteur de crête programme est petite. Pour une hauteur de crête $h_c = 20 \mu\text{m}$, la valeur de l'angle critique obtenue à partir des expressions (2.3)-(2.8) est $\beta_{fc} = -7.2^\circ$ alors qu'il était égal à 11.7° à partir d'une estimation 2D. Pour une faible hauteur de crête $h_c = 5 \mu\text{m}$, l'estimation 3D de l'angle critique est $\beta_{fc} = -6.1^\circ$ ce qui est relativement proche de l'angle $\beta_f = -3^\circ$ générant les contraintes résiduelles les plus compressives. De plus, comme les contraintes ne sont analysées que pour 4 valeurs d'angle d'inclinaison, il se peut qu'un usinage avec $\beta_f = -6^\circ$ génère plus de contraintes résiduelles de compression qu'un usinage avec $\beta_f = -3^\circ$.

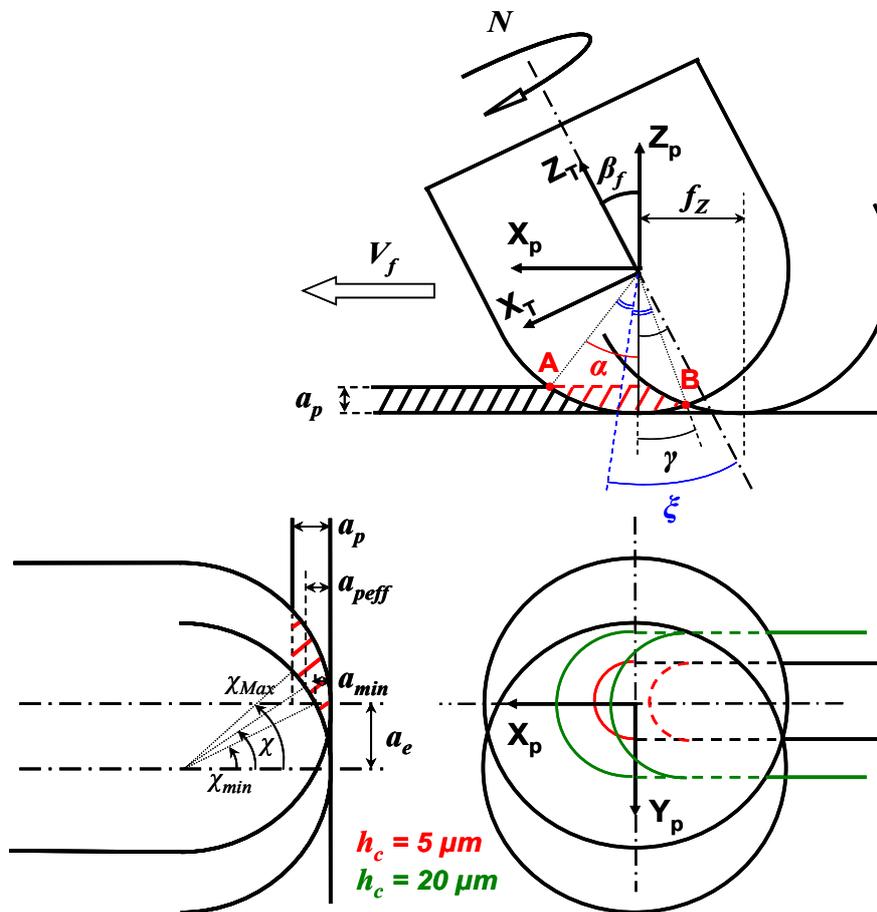


Figure 2.34. Définition du rayon effectif, R_{eff} , et de la profondeur de passe effective, $a_{p\,eff}$

4.4. Microstructure en sous-surface et usure de l'outil

Pour comprendre ce phénomène d'érouissage, la sous-surface est observée pour voir s'il y a une modification de la microstructure. Avant de pouvoir effectuer une observation précise au microscope, il est nécessaire de préparer l'échantillon. Une section d'éprouvette est donc

prélevée, puis polie avant de réaliser une attaque de la surface au Nital – mélange d'acide nitrique (4%) et d'éthanol – pendant dix secondes. Cette attaque permet de faire apparaître les joints de grains et donc d'observer la microstructure. La photo obtenue par microscopie optique sur la Figure 2.35 met en évidence qu'il n'y a aucune formation de couche blanche ou noire en sous-surface.

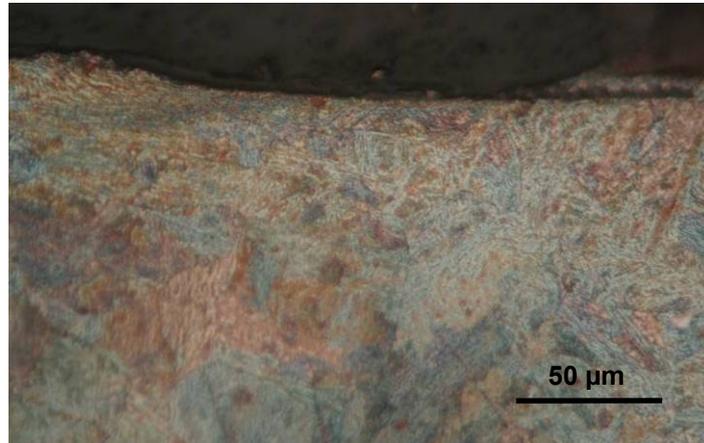


Figure 2.35. Microstructure sous une surface fraisée ($h_c = 5 \mu\text{m}$, $V_c = 200 \text{ m/min}$, $f_z = 0,2 \text{ mm/dent}$)

Par ailleurs, l'outil est aussi observé au microscope électronique à balayage (MEB) pour mesurer l'acuité de l'arête de l'outil neuf, puis après 100 mètres d'usinage réalisé avec une profondeur de passe de 0.5 mm et une profondeur de passe radiale de 0.45 mm. A partir de cette distance parcourue, l'outil est changé. Une acuité d'arête de 10 µm est obtenue pour l'outil neuf et de 20 µm pour l'outil usé. Dans les travaux de [Aspinwall et al., 2007], l'usure en flanc de 300 µm induit des variations maximales de contraintes résiduelles de 200 MPa. On considérera donc dans notre étude, la faible acuité de l'outil – même usé – ne change pas notablement l'état mécanique, ni la microgéométrie.

4.5. Synthèse

Après avoir caractérisé la microgéométrie en fonction des conditions de coupe, on observe que l'avance par dent, la hauteur de crête programmée et l'inclinaison de l'outil ont une forte influence sur les contraintes résiduelles et l'écrouissage généré.

Une approche géométrique simple mais 3D est proposée pour évaluer qualitativement l'amplitude des efforts de coupe à partir du calcul d'un angle d'inclinaison critique β_{fc} , correspondant à la vitesse effective de coupe moyenne nulle. Cet angle dépend du rayon de l'outil, de l'avance par dent, de la profondeur de passe et de la hauteur de crête programmée.

De plus, une procédure rapide peut être effectuée à partir du calcul de l'angle d'inclinaison critique β_{fc} et d'une mesure des efforts de coupe pour déterminer qualitativement la nature et

l'amplitude des contraintes résiduelles. Le Tableau 2.9 permet de résumer l'influence des conditions de coupe et la corrélation entre les composantes d'effort de coupe F_z et F_x et les contraintes résiduelles.

Tableau 2.9. Récapitulatif de l'influence de V_c , f_z , h_c et β_f sur les contraintes résiduelles

		Contraintes résiduelles σ_{xx}			Efforts de coupe		
		Nature	Amplitude	Prof. affectée (μm)	F_x	F_y	F_z normé
V_c (m/min)	200 à 300	Traction en surface (TS)			↗		
		Compression en sous-surface (CSS)					
f_z (mm/dent)	0.05 à 0.2	TS			↗		
		CSS					
β_f (°) pour $h_c = 20 \mu\text{m}$	-10	TS et CSS	++	200	Maxi	-	Maxi
	-3	TS et CSS	+	120	-	-	-
	0	TS et TSS	-	70	-	Maxi	-
	45	TS et ≈ 0 ensuite	-	20	-	-	-
β_f (°) pour $h_c = 5 \mu\text{m}$	-10	TS et TSS	++	50	-	-	-
	-3	CS et CSS	++++	200	Maxi	-	Maxi
	0	CS et CSS	-	70	-	Maxi	-
	45	TS et TSS	-	50	-	-	-

5. Couplage entre la microgéométrie et l'état mécanique local

Ce paragraphe a pour but de déterminer dans un premier temps le rôle des inclusions de sulfure de manganèse sur l'usinabilité du matériau en fraisage, et notamment sur les contraintes résiduelles générées.

De plus, l'objectif est de localiser la mesure par diffraction RX sur les motifs de microgéométrie. En effet, la rupture en fatigue se faisant au niveau des entailles et des lieux de concentration de contrainte, i.e. les creux, il est essentiel de connaître l'état mécanique local. Cette approche constitue une étude tout à fait nouvelle et originale.

5.1. Analyse moyenne des contraintes résiduelles

5.1.1. Mesure sur une nuance standard

L'influence des conditions d'usinage a été effectuée sur le 25MnCrSiVB6 dans les deux premières parties de ce chapitre. Cette dernière partie a pour but de voir si d'une part les résultats obtenus sur le 25MnCrSiVB6 sont similaires pour un autre matériau et, d'autre part, d'observer, grâce à des mesures plus locales s'il existe un couplage entre la microgéométrie et les propriétés locales.

Le second matériau étudié est également un acier à hautes caractéristiques élastiques mais de nuance 50CrMo4. Sa composition chimique sera donnée dans le quatrième chapitre et ses caractéristiques mécaniques seront déterminées expérimentalement. Ce matériau a été choisi par notre partenaire industriel Ascometal CREAS car il est d'avantage utilisé pour des applications de type fraisage hémisphérique, destinées au marché de la construction mécanique ou du nucléaire. Cet acier 50CrMo4 possède également une structure de type bainitique. Les expérimentations seront réalisées sur deux nuances, l'une resulfurée et l'autre standard afin de voir si l'usinabilité est améliorée comme les travaux de [M'Saoubi et al., 1999] le constatent. La nuance standard sera utilisée pour les essais de fatigue réalisés dans le chapitre 3.

Les conditions d'usinage utilisées pour ces essais proviennent des conclusions du paragraphe précédent. L'avance par dent $f_z = 0.2$ mm/dent et la vitesse de coupe $V_c = 300$ m/min reste constantes tandis que l'influence de la hauteur de crête – $h_c = 5$ et 20 μm – et celle de l'inclinaison d'outil – $\beta_f = -3^\circ$ et -10° – sont étudiées. Ces niveaux sont choisis car ils induisent les amplitudes de contraintes résiduelles, de traction ou de compression, les plus élevées.

D'une part, le 50CrMo4 subit des contraintes résiduelles de compression extrêmes dans le cas $h_c = 5 \mu\text{m}$, $\beta_f = -3^\circ$, tout comme le 25MnCrSiVB6 (Figure 2.28 (a)). Ces contraintes ne descendent que jusqu'à -400 MPa mais affectent une plus grande profondeur. Dans le cas $h_c = 20 \mu\text{m}$ et $\beta_f = -10^\circ$, le profil de contraintes est différent du 25MnCrSiVB6 (Figure 2.36 (a)). En effet, les contraintes ne sont pas de traction à la surface mais presque nulle. Elles descendent rapidement vers -300 MPa, puis reviennent vers zéro à une profondeur de 100 μm alors qu'elles restaient compressives jusqu'à 200 μm pour le 25MnCrSiVB6.

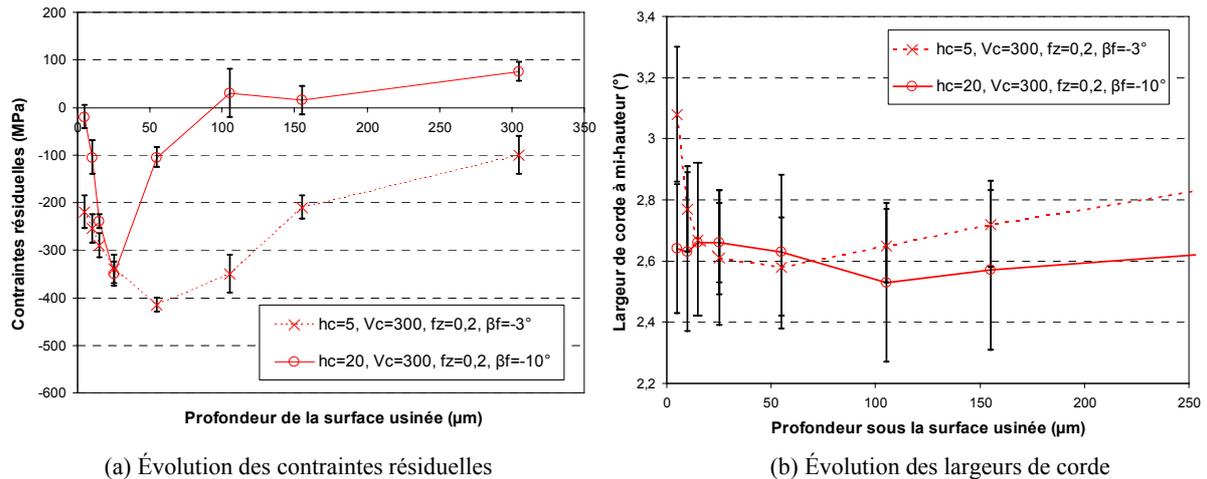


Figure 2.36. Évolution des caractéristiques mécaniques du 50CrMo4 standard

D'autre part, la largeur de corde à mi-hauteur des pics de diffraction est beaucoup plus élevée en surface dans le premier cas alors qu'elle est presque constante dans le second cas de figure (Figure 2.36 (b)). Cela signifie qu'il y a un écrouissage très important dans le cas $h_c = 5 \mu\text{m}$ et $\beta_f = -3^\circ$ alors qu'il n'y en a pas pour $h_c = 20 \mu\text{m}$ et $\beta_f = -10^\circ$. Dans le premier cas d'usinage, l'observation mène à l'existence de trois zones : un écrouissage intense de 5 à 25 μm , une zone adoucie entre 25 et 150 μm et le matériau de base à partir de 150 μm . La différence entre ces résultats est beaucoup plus importante que celle observée pour les essais du paragraphe précédent sur le 25MnCrSiVB6 (Figure 2.33). Le premier cas avec $h_c = 5 \mu\text{m}$ et $\beta_f = -3^\circ$ est donc privilégié pour le comportement en fatigue de la pièce.

5.1.2. Rôle des inclusions sur l'usabilité du matériau

Le rôle des inclusions d'un matériau sur l'usure des outils a déjà été largement étudié dans la littérature. Cependant, nous avons vu que les travaux traitant de l'influence des inclusions sur l'intégrité sont beaucoup plus rares. Les résultats ci-dessous ont pour but de contribuer à approfondir les connaissances sur l'influence des inclusions. Pour ce faire, nous avons usiné sous les mêmes conditions de coupe, deux nuances du même matériau 50CrMo4, l'une standard (N), l'autre resulfurée (S).

La Figure 2.37 montre clairement que les inclusions de sulfure de manganèse dans le cas du 50CrMo4 font évoluer les contraintes vers la traction. Ce résultat est surtout très net dans le cas d'une faible hauteur de crête où l'on voit un décalage du profil de contrainte d'environ une centaine de MPa. Le phénomène physique associé à ce décalage est le point de fusion très bas des inclusions molles. En effet, ces inclusions favorisent le cisaillement du matériau en diminuant les efforts de coupe ce qui peut expliquer en partie le fait que les contraintes deviennent moins compressives.

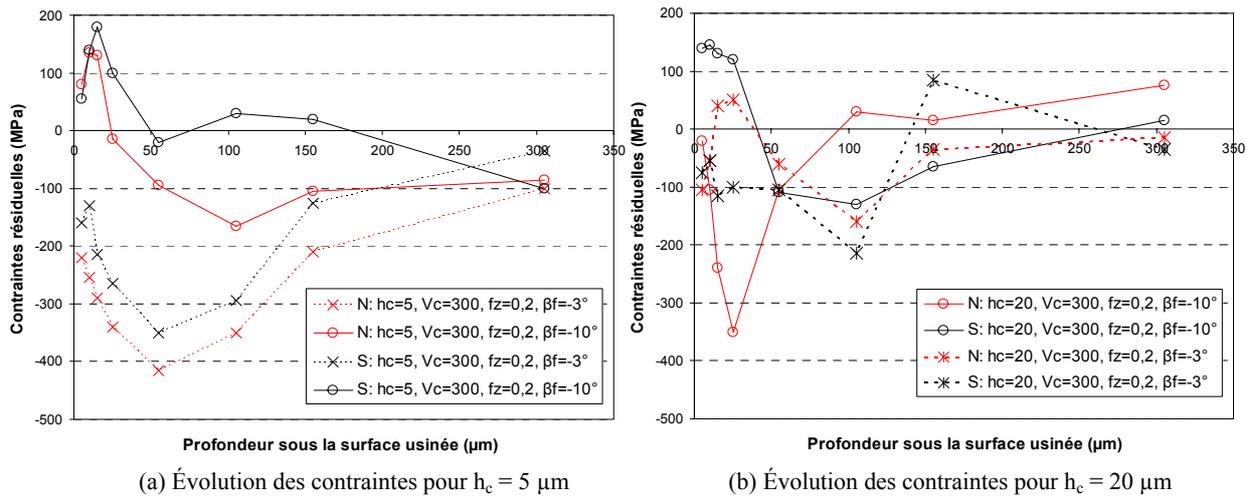


Figure 2.37. Influence des inclusions sur les contraintes résiduelles (50CrMo4)

Par ailleurs, l'écroûissage est certes beaucoup plus important pour une inclinaison de -3° que pour -10° mais on ne distingue pas d'influence notable des inclusions (Figure 2.38).

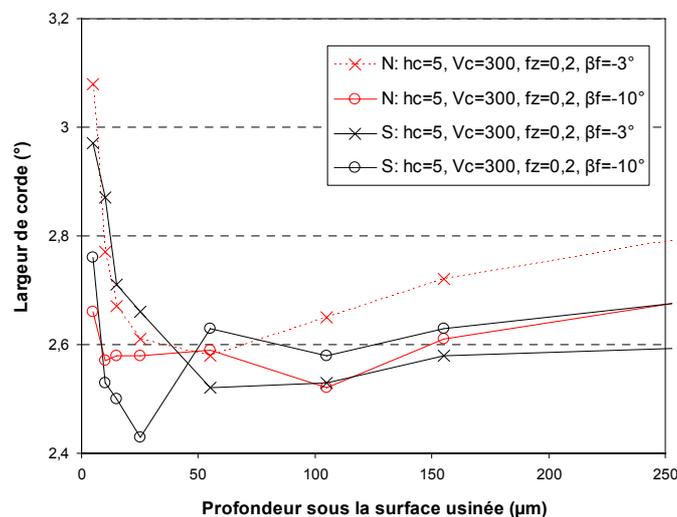


Figure 2.38. Influence des inclusions sur les largeurs de corde (50CrMo4)

Pour conclure sur l'effet des inclusions en fraisage d'un point de vue intégrité de surface et tenue en fatigue, l'utilisation d'une nuance resulfurée par rapport à une nuance standard n'est pas pertinente. Pour des pièces fabriquées en grande série, l'usure des outils sera sans doute

privilegiée mais dans le cas de pièces unitaires ou de petites séries où la qualité de la pièce est essentielle, il est préférable d'utiliser une nuance standard. En effet, resulfuré, le matériau a des contraintes résiduelles moins compressives et la présence des inclusions est une source de microfissuration en fatigue dans la structure [Pessard, 2009].

5.2. Mesures locales le long des crêtes

Lors de la rupture d'une éprouvette usinée, l'amorçage de fissure en surface semble se faire plutôt au niveau du fond des micro-entailles où la concentration de contrainte est maximale [Murakami, 2002]. Pour cette raison, une mesure moyennée sur plusieurs motifs de microgéométrie avec un faisceau circulaire de $\varnothing 5$ mm ne semble pas être assez représentative de l'état mécanique au niveau des creux où la fissure est susceptible d'être initiée. Des mesures plus localisées sur les crêtes et les creux sont donc envisagées afin de déterminer s'il existe une différence de contrainte ou d'écrouissage. Ces mesures novatrices sont réalisées avec un collimateur de type frange permettant d'avoir un faisceau rectangulaire de 0.1×3 mm² qui est déplacé parallèlement aux crêtes.

5.2.1. Microgéométrie après polissage électrolytique

Afin d'obtenir une description aussi précise que possible de l'état mécanique, l'étude locale des contraintes le long des crêtes a été menée en surface mais également en sous surface. On pourra ainsi observer l'évolution des contraintes résiduelles et de la largeur de corde le long des crêtes et des creux mais également dans la profondeur. Pour ce faire, il est nécessaire de déterminer comment l'enlèvement de matière est effectué par attaque électrochimique. L'enlèvement de matière se fait-il de manière privilégiée sur les crêtes ou alors a-t-on une attaque relativement uniforme ? Des mesures de microgéométrie après plusieurs attaques électrochimiques sont présentées sur la Figure 2.39 afin de répondre à cette question. L'échelle n'est pas représentée volontairement car chaque topographie possède une échelle particulière pour que l'on puisse visualiser l'évolution de la microgéométrie au fond de la zone attaquée.

La profondeur des zones attaquées par polissage électrolytique est généralement mesurée sur un marbre avec un comparateur près de la machine à rayons X mais l'on peut vérifier plus précisément la profondeur polie. Le logiciel MountainsMap® Topography XT 4.1 permet d'extraire des profils de rugosité à partir des topographies précédentes. De plus, on peut voir qu'au fur et à mesure des attaques électrochimiques, les crêtes semblent s'atténuer progressivement jusqu'à disparaître en grande partie à partir d'une profondeur de 100 μ m. Le

paramètre de rugosité surfacique S_z a été calculé dans des zones de $3 \times 3 \text{ mm}^2$ au fond de chaque trou pour identifier l'effet du polissage électrolytique.

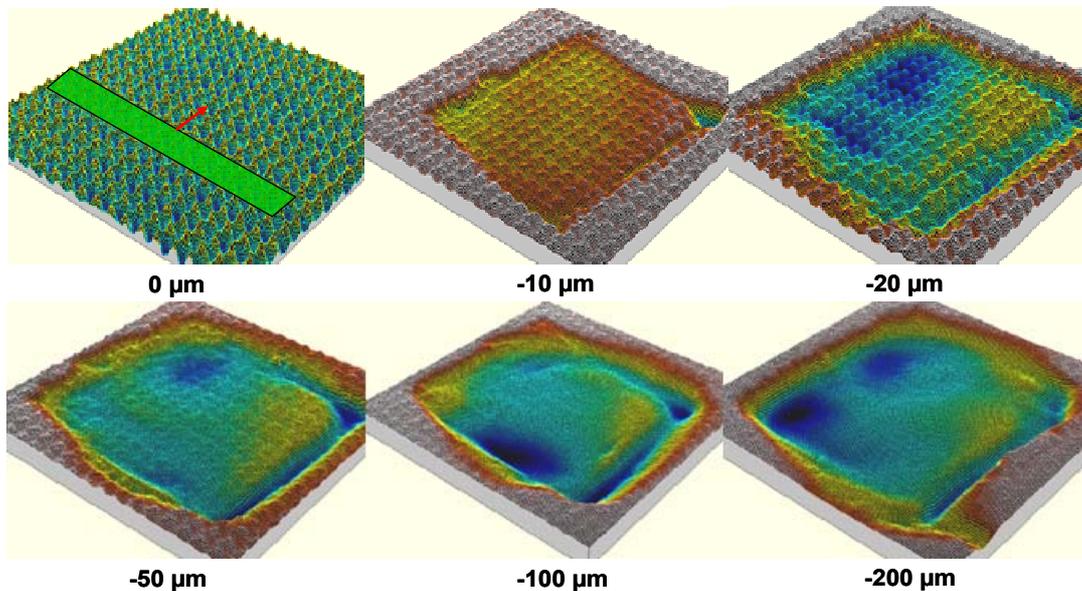


Figure 2.39. Topographies obtenues après plusieurs attaques consécutives

Les résultats présentés dans le Tableau 2.10 montrent que la rugosité ne varie presque pas après les polissages à 10 μm et à 20 μm . Le polissage électrolytique a donc tendance à enlever la matière de manière assez uniforme pour de fines épaisseurs d'enlèvement de matière.

En revanche, à partir de 50 μm , le paramètre S_z diminue de manière significative ce qui montre que les crêtes sont progressivement aplaties. La distinction entre les crêtes et les creux est possible jusqu'à 50 μm mais à partir de 100 μm de profondeur, les crêtes sont considérées comme totalement aplaties. On observe également sur la Figure 2.39 que le polissage électrolytique génère une surface irrégulière. A 100 et 200 μm , certaines zones sont plus profondes que d'autres ce qui explique l'augmentation du paramètre de rugosité surfacique S_z (Tableau 2.10).

L'étude sur la mesure de l'état mécanique local le long des crêtes et des creux est donc justifiée en surface, aussi bien qu'en sous-surface sur une profondeur pouvant aller jusqu'à 50 μm . Cependant, nous étudierons tout de même les contraintes résiduelles jusqu'à 200 μm et même 300 μm pour voir si le gradient de contraintes disparaît. Nous verrons si ce gradient est uniquement lié à la microgéométrie ou bien à l'hétérogénéité du chargement lors de l'usinage.

Tableau 2.10. Évolution de la rugosité dans les zones électropolies

Profondeur des zones attaquées (μm)	0	10	20	50	100	200
S_z (μm)	10.4	9.63	10.5	6.95	12.6	13.5

5.2.2. Analyse des contraintes résiduelles le long des crêtes

Les mesures localisées qui sont présentées dans ce paragraphe permettent essentiellement de déterminer la faisabilité de ce type d'expérimentation. La Figure 2.40 permet de décrire précisément le déplacement du faisceau de rayons X. Le faisceau rectangulaire de $0.1 \times 3 \text{ mm}^2$ est déplacé suivant la direction perpendiculaire à la direction d'usinage avec un pas de 0,1 mm sur une longueur de 1.2 mm. L'orientation du faisceau restant fixe (un seul angle φ), seules les contraintes perpendiculaires aux crêtes peuvent être calculées. Cette mesure est effectuée pour le cas d'usinage générant les contraintes résiduelles les plus compressives et l'écaillage le plus élevé, c'est-à-dire : $h_c = 5 \text{ }\mu\text{m}$, $V_c = 300 \text{ m/min}$, $f_z = 0,2 \text{ mm/dent}$ et $\beta_f = -3^\circ$. La profondeur de passe radiale étant de 0,45 mm pour une hauteur de crête de $5 \text{ }\mu\text{m}$, l'évolution des caractéristiques mécaniques est obtenue sur un peu plus de deux périodes de microgéométrie.

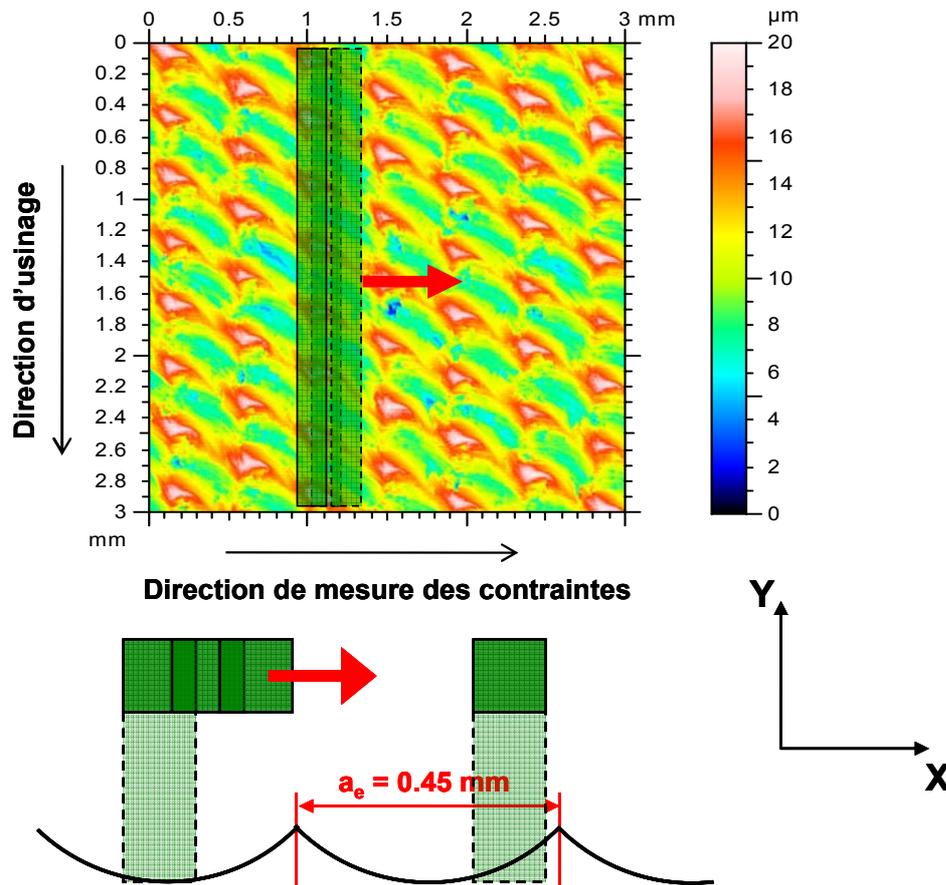


Figure 2.40. Mesure de diffraction RX localisée le long des crêtes et des creux

Par ailleurs, la surface du faisceau de type frange étant beaucoup plus faible que celle du faisceau circulaire de diamètre 5 mm, les temps de mesure sont multipliés par 65 si l'on veut pouvoir obtenir des écarts type de mesure aussi faibles que ceux obtenus pour les mesures

moyennées. Malgré ces importants temps de mesure, les résultats obtenus devront être analysés en prenant en compte le fait que les mesures sont moyennées sur 7 ou 8 crêtes ou bien sur 7 ou 8 périodes de creux.

Les résultats concernant l'évolution des contraintes résiduelles sont présentés sur les Figure 2.41 et Figure 2.42. A une profondeur de $55\ \mu\text{m}$ ($50\ \mu\text{m}$ plus $5\ \mu\text{m}$ de pénétration des rayons X) où les contraintes moyennes sont de $-415\ \text{MPa}$, les contraintes résiduelles localisées le long de l'axe X varient entre -300 et $-500\ \text{MPa}$ (Figure 2.41). De plus, l'évolution semble correspondre à la période de la microgéométrie et les contraintes semblent être plus compressives au niveau des creux qu'au niveau des crêtes. Les écarts type ($\pm 40\ \text{MPa}$ en moyenne) sont suffisamment faibles en comparaison des $200\ \text{MPa}$ sur la courbe de droite pour affirmer que l'on a un gradient des contraintes résiduelles le long des crêtes et des creux.

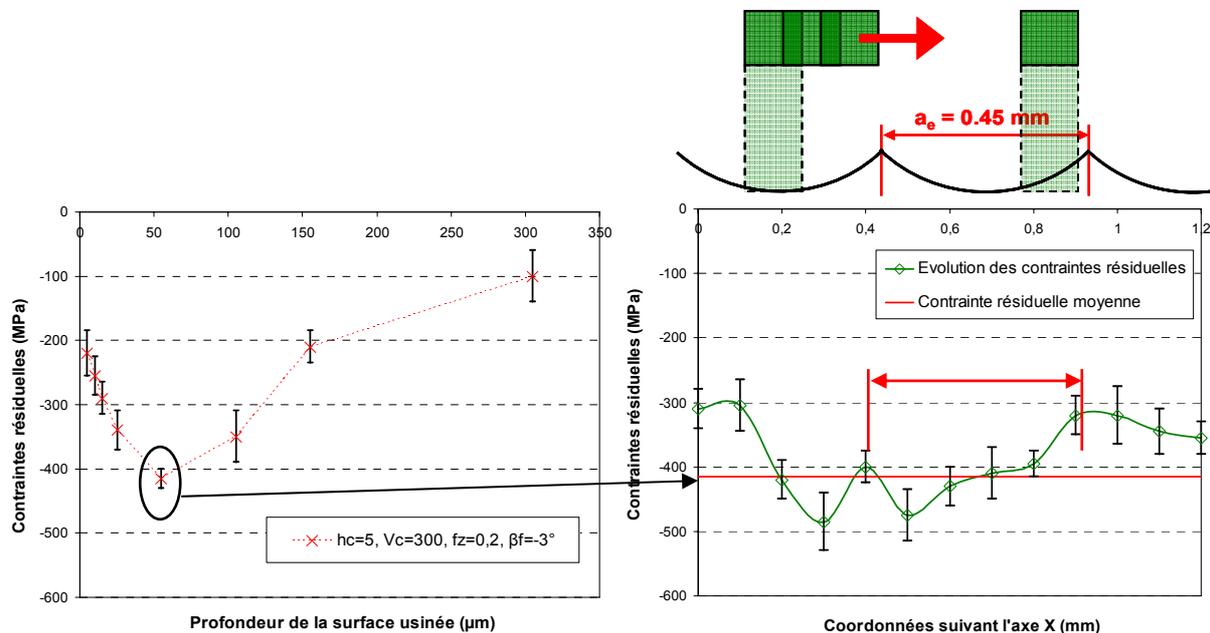


Figure 2.41. Contraintes résiduelles le long des crêtes à une profondeur de $55\ \mu\text{m}$

L'évolution des contraintes à d'autres profondeurs (5 et $305\ \mu\text{m}$) varie également d'un écart de $200\ \text{MPa}$ comme pour la profondeur de $50\ \mu\text{m}$. La Figure 2.42 décrit l'évolution spatiale des contraintes pour les profondeurs extrêmes, $5\ \mu\text{m}$ et $305\ \mu\text{m}$, du profil de contraintes moyennes.

A $5\ \mu\text{m}$, l'évolution des contraintes semblent d'avantage corrélée à la microgéométrie que pour $55\ \mu\text{m}$. En effet, les contraintes correspondant aux positions 0.2 , 0.65 et $1.1\ \text{mm}$ suivant l'axe X sont les trois maxima locaux de la courbe. Ces maxima sont mesurés sur trois crêtes consécutives ce qui indique que les contraintes sont à nouveau moins compressives sur les crêtes que sur les creux. En revanche, l'évolution des contraintes au niveau des creux est légèrement moins marquée. Même si l'on obtient une contrainte minimale de $-400\ \text{MPa}$ à la

coordonnée $X = 0.9$ mm et que la courbe tend vers -350 MPa à la position $X = 0.9$ mm, la diminution est plus faible pour $X = 0.4$ mm. Ces résultats permettent donc d'observer des contraintes de compression minimales au niveau des creux qui sont susceptibles de retarder l'apparition d'une fissure.

Par ailleurs, pour une profondeur de $305 \mu\text{m}$, on retrouve un écart de contraintes de 200 MPa (Figure 2.42). Les variations de contraintes coïncident avec celles des deux autres profondeurs mais avec un léger décalage suivant X qui correspond au défaut d'orientation en la tête du goniomètre et la table. Le résultat expérimental correspondant à cette profondeur est cependant à relativiser. En effet, la mesure de microgéométrie montre que les crêtes ont presque totalement disparu à $200 \mu\text{m}$ et que la profondeur obtenue par polissage est assez irrégulière. Cette observation est forcément vraie à une profondeur supérieure de $305 \mu\text{m}$. Cela signifie donc que soit cet écart est lié à l'hétérogénéité de polissage, soit il y a encore un gradient de contraintes à $305 \mu\text{m}$ de profondeur qui est dû à un chargement très localisé lors de l'opération de fraisage. Il est pour l'instant difficile de conclure sur l'une ou l'autre des possibilités d'interprétation.

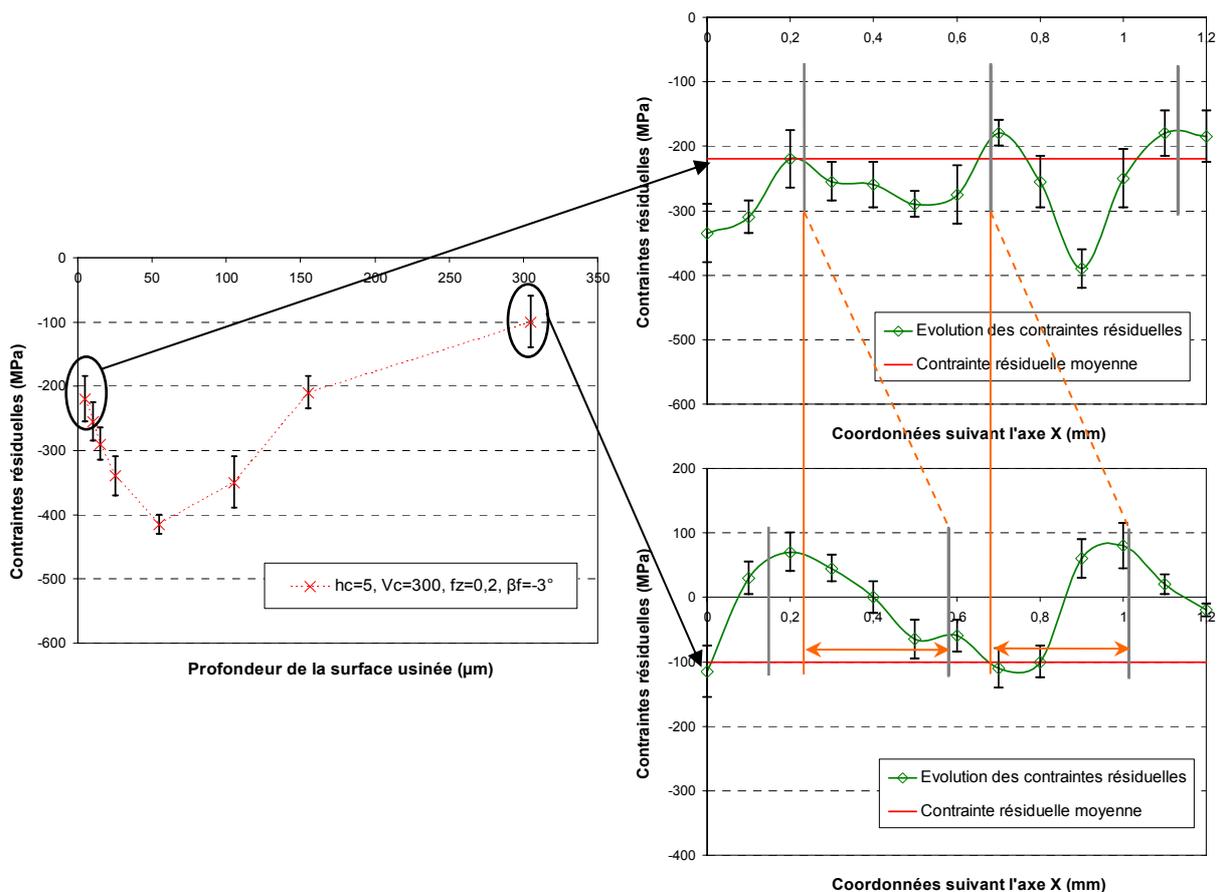


Figure 2.42. Contraintes résiduelles le long des crêtes aux profondeurs de $5 \mu\text{m}$ et $305 \mu\text{m}$

Cet écart est dû à une mauvaise orientation de la tête du goniomètre par rapport à l'axe X. En réalité, le faisceau RX est positionné au début de la mesure sur la surface à 0 μm et le décalage pour passer d'une zone de mesure à une autre s'effectue grâce au déplacement de la table à mouvements croisés suivant l'axe Y (Figure 2.43 (a)). L'échantillon est positionné par rapport à la table à l'aide d'une équerre. Nous n'avons pas réalisé un alignement de la tête du goniomètre par rapport à la table de façon suffisamment rigoureuse, ce qui a engendré un décalage entre les origines des mesures de chaque zone correspondants aux différentes profondeurs. Pour mesurer ce défaut d'alignement, nous avons utilisé un comparateur fixé sur la table. En parcourant la distance pour passer de la zone 1 (5 μm) à la zone 8 (305 μm) suivant l'axe Y, on obtient un écart suivant l'axe X de 0.26 mm (Figure 2.43 (b)). Cet écart se retrouve relativement bien sur les courbes de la Figure 2.42 où l'on a un décalage de 0.29 mm pour la première crête et de 0.31 mm pour la seconde.

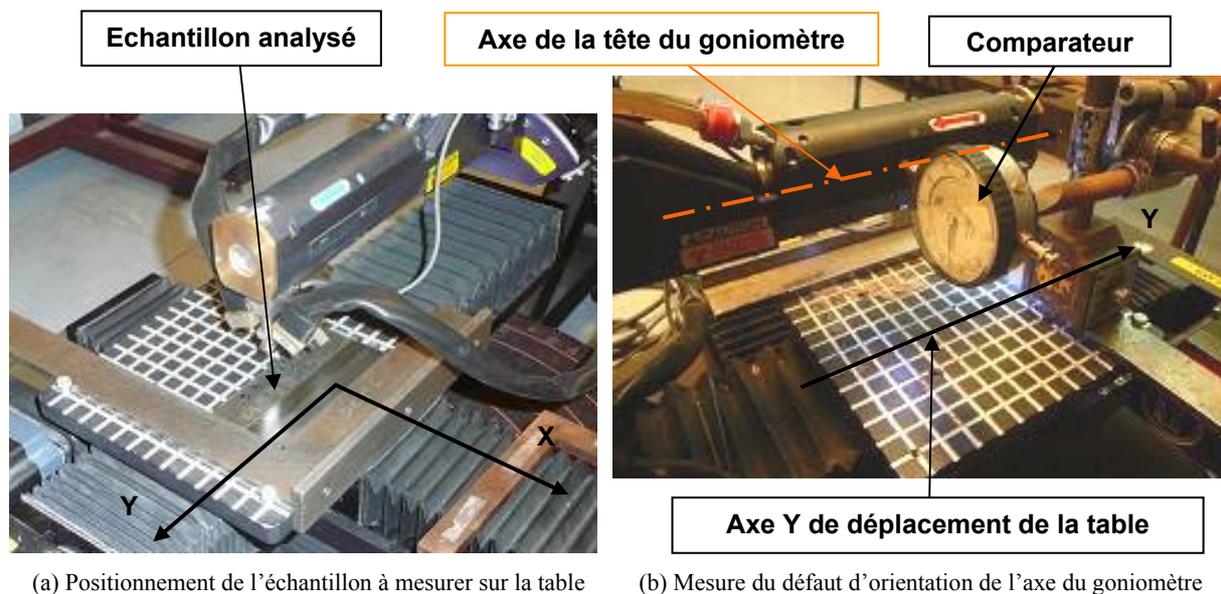


Figure 2.43. Mesure du défaut d'orientation entre la tête et la table

A 305 μm , la faible contrainte correspondant à la crête du centre pour $X = 0.6$ mm correspondrait dans ce cas à la contrainte obtenue pour $X = 0.4$ mm à la profondeur de 55 μm . Il s'agit sans doute d'une crête qui a été plus ou moins polie que les autres. On observe d'ailleurs une zone moins polie que les autres à la profondeur 305 μm (Figure 2.39).

En ce qui concerne l'évolution des contraintes par rapport aux mesures moyennes avec un collimateur circulaire, on observe un décalage. La moyenne est certes plutôt bien centrée pour la profondeur de 55 μm mais pas du tout pour les deux autres profondeurs. Cette observation est sans doute liée à la diminution de la zone irradiée dans le cas du collimateur de type frange, ce qui diminue par conséquent la largeur des pics de diffraction. Ceci peut engendrer

des incertitudes de mesure même si les écarts-type sur les valeurs de contraintes sont assez faibles.

Pour conclure, un gradient de contraintes résiduelles est observé entre les crêtes et les creux. Cependant, cet écart de résultats entre les mesures moyennées et les mesures locales effectuées avec le collimateur frange remet en cause l'exploitation des résultats. Des mesures similaires sur un appareil de diffraction différent pourraient nous permettre de confronter ces résultats.

5.2.3. Analyse des largeurs de corde

Les largeurs de corde sont également étudiées car leur évolution complète celle des contraintes résiduelles (Figure 2.44). L'écart type sur les largeurs de corde est assez important car la zone d'irradiation du matériau est plus faible que pour la mesure moyenne avec un faisceau de diamètre $\varnothing 5$ mm. En effet, le nombre de grains à diffracter est plus faible avec un faisceau de type frange de 0.1×3 mm². L'écart type, de l'ordre de $\pm 0.3^\circ$, rend donc l'interprétation des résultats délicate devant une variation maximale de 0.4° .

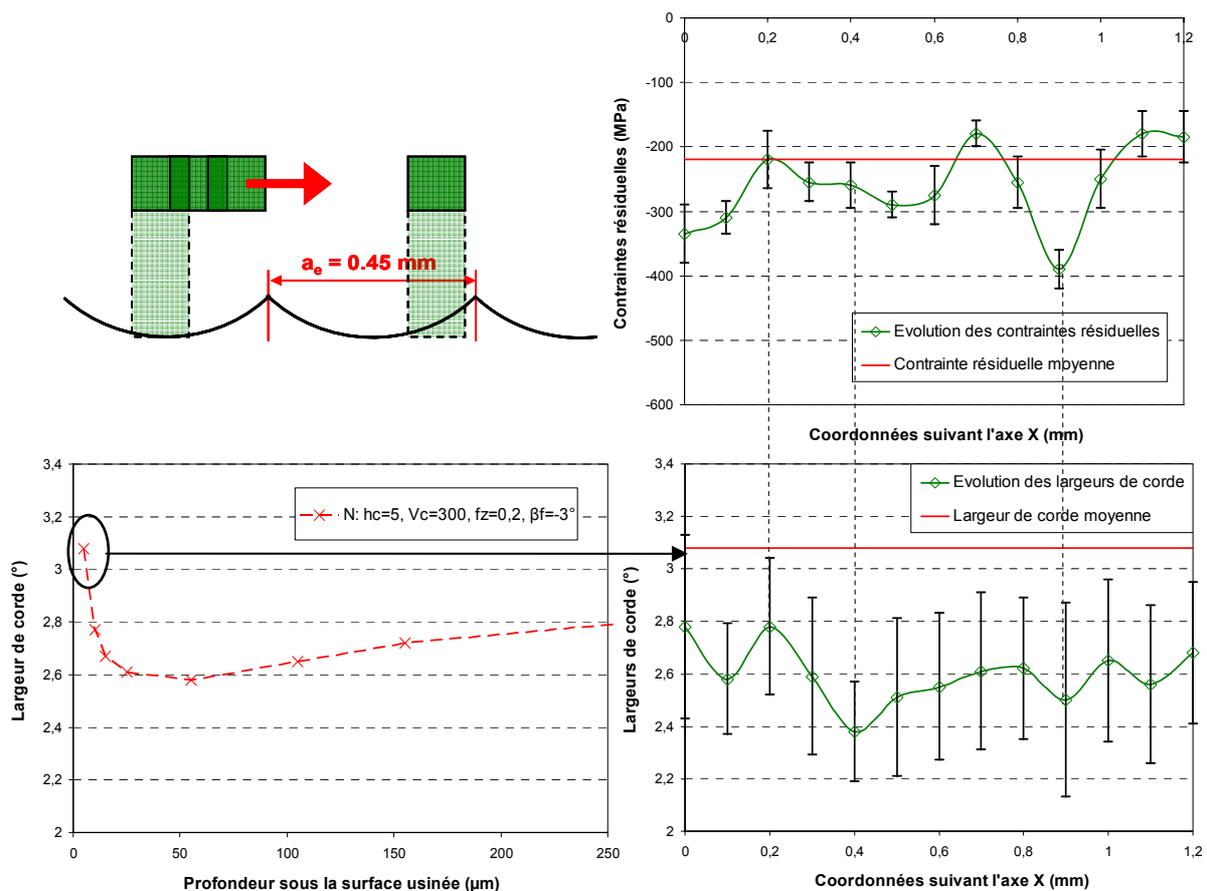


Figure 2.44. Largeurs de corde le long des crêtes à $5 \mu\text{m}$ de profondeur

Cependant, si l'on fait coïncider l'évolution des largeurs de corde avec celle des contraintes résiduelles en surface (Figure 2.44), on observe que les largeurs de cordes minimales locales correspondent aux creux. Il n'est pas nécessaire d'étudier l'évolution des largeurs de corde à des profondeurs plus importantes car la variation de largeur de corde est négligeable (0.1°) entre 20 et 250 μm . On peut donc supposer qu'en surface, les largeurs de corde ont tendance à être plus élevées lorsque les contraintes sont moins compressives, c'est-à-dire au niveau des crêtes.

Pour conclure sur le cas d'usinage traité, le procédé de fraisage avec un outil hémisphérique génère des contraintes résiduelles très compressives dans les creux et une tendance à un écrouissage légèrement supérieur pour les crêtes. L'écrouissage provient de la déformation plastique maximale et met donc en évidence que les déformations semblent être importantes sur les crêtes que dans les creux.

Par ailleurs, les contraintes résiduelles qui résultent du retour élastique hétérogène de la pièce après passage des sollicitations thermomécaniques, sont plus compressives sur les creux. Si l'on fait l'hypothèse que les creux sont dans un état de déformation plane à l'inverse des crêtes, cela explique que le retour élastique au niveau des crêtes est plus important et donc que les contraintes sont moins compressives que dans les creux. Cette interprétation n'est valable dans ce cas d'usinage où les contraintes résiduelles sont de compression.

6. Conclusion

Ce chapitre souligne que dans un contexte de fraisage de finition – avec une profondeur de passe de 0.5 mm –, l'inclinaison de l'outil par rapport à la surface β_f , l'avance par dent f_z et la hauteur de crête programmée h_c ont une forte influence sur la microgéométrie et l'état mécanique, c'est-à-dire les contraintes résiduelles et l'érouissage. Ainsi, l'intégrité de surface et vraisemblablement la tenue en fatigue dépendent fortement de ces conditions de fraisage. De plus, pour les pièces de formes complexes, l'usinage de surfaces présentant des courbures variées impose des conditions de coupe locales très différentes le long d'une trajectoire d'usinage.

Une simple étude géométrique est proposée dans ce chapitre pour calculer les valeurs de deux angles d'inclinaison particuliers. $\beta_{f(lim)}$ définit une plage d'angles critiques dans laquelle la microgéométrie est endommagée. Le second angle, β_{fc} fait référence à un angle d'inclinaison pour lequel la vitesse effective moyenne est nulle. Dans ce cas, il peut être considéré que les efforts de coupe élevés introduisent des contraintes résiduelles de compression en sous-surface. Une rapide procédure basée sur le calcul de ces angles et la mesure des efforts de coupe est donc proposée pour réaliser une première caractérisation de l'intégrité de surface :

- La rugosité surfacique critique est obtenue pour une opération de fraisage réalisée avec un angle d'inclinaison compris dans la plage $[-\beta_{f(lim)}, \beta_{f(lim)}]$. Pour de telles valeurs d'angle d'inclinaison, la microgéométrie obtenue présente des zones singulières et de nombreux arrachements de matière.
- Les composantes d'efforts F_z and F_x extrêmes et les contraintes résiduelles les plus compressives sont obtenues en usinant avec un angle d'inclinaison proche de β_{fc} .

Une première validation des résultats de cette procédure peut s'effectuer par mesure de la microgéométrie, puis par des analyses plus complexes de contraintes par diffraction RX. Les mesures montrent en effet une bonne corrélation entre les efforts de coupe et l'amplitude des contraintes résiduelles, ainsi que la profondeur affectée par celles-ci. De même, le cas d'usinage générant les contraintes résiduelles les plus compressives correspond également à l'érouissage surfacique le plus élevé. L'érouissage est maximum pour $\beta_f = -3^\circ$ et une hauteur de crête de 5 μm , ce qui indique que les déformations plastiques sont plus importantes pour ces conditions. Par ailleurs, une nuance resulfurée permet de générer des contraintes moins compressives car les efforts de coupe sont plus faibles.

Cette procédure ne permet cependant pas de quantifier un profil de contraintes résiduelles ou d'érouissage résultant de chargements thermomécanique complexes. Nous étudierons donc dans le chapitre suivant comment prédire le profil de contraintes résiduelles.

En ce qui concerne le couplage entre la microgéométrie et les contraintes résiduelles, les premières analyses effectuées – avec un collimateur de type frange – nous indique une variation non négligeable des contraintes pouvant atteindre 200 MPa et un écart de largeur de corde de 0.4° entre les crêtes et les creux. L'érouissage semble avoir tendance à être plus important sur les crêtes ce qui indique que la déformation plastique est plus élevée en périphérie de l'outil. En revanche, les contraintes résiduelles sont plus compressives dans les creux. Ceci peut s'expliquer par l'état de déformation plane au fond des creux lors du retour à l'équilibre après disparition du chargement thermomécanique.

Ces résultats ouvrent beaucoup de perspectives sur des travaux futurs d'approfondissement. En effet, même si ces premières observations sont intéressantes, il faut évaluer précisément les imprécisions que nous obtenons en réalisant une mesure sur plusieurs motifs dans le sens de l'avance. Il faudra compléter ces résultats par d'autres mesures en maîtrisant d'avantage l'orientation et la localisation du faisceau de rayons X sur la microgéométrie.

Par ailleurs, nous ne savons pas exactement à quelle grandeur physique correspond la mesure de largeur de corde pour déterminer à quel type d'érouissage et à quelle amplitude elle correspond. Une première solution consiste à simuler le procédé d'usinage pour déterminer en sous-surface le « chemin » de chargement, c'est-à-dire les déformations plastiques extrêmes en traction et en compression (cf. chapitre 3). Une seconde solution consiste à mesurer la largeur de corde pour un érouissage connu. Une analyse des contraintes résiduelles et des largeurs de corde sera réalisée au cours de la déformation plastique d'une éprouvette de flexion dans le chapitre 4.

CHAPITRE 3: Prévision de l'intégrité de surface en fraisage

L'objectif de ce chapitre est de déterminer par simulation l'intégrité de surface g en er e par le fraisage avec un outil hémisphérique. Nous focalisons principalement notre étude sur les contraintes résiduelles, qui suivant les conclusions du premier chapitre, est la caractéristique la plus influente sur la fatigue des aciers à haute limite élastique.

Nous présentons dans la première partie de ce chapitre les travaux existant sur la prévision de la microgéométrie g en er e en fraisage avec outil hémisphérique. Nous décrivons ensuite dans quelle mesure un calcul de durée de vie en fatigue est compatible avec ce type de modélisation de la microgéométrie.

Dans une deuxième partie, nous analyserons les trois principaux types d'approches existant pour prévoir les contraintes résiduelles après usinage (tournage ou fraisage) : numérique, analytique ou mixte. L'approche la plus souvent utilisée est l'approche numérique. Outre les difficultés liées à la modélisation numérique de la coupe, le fraisage est un procédé de mise en forme 3D qui génère des temps de calcul importants par éléments finis. Ceci nous incite donc à explorer d'autres méthodes, plutôt analytiques ou mixtes – c'est-à-dire ayant une partie analytique, puis numérique. Après avoir compar e les trois méthodes, l'approche mixte proposée par [Valiorgue, 2008] pour le tournage sera particulièrement détaillée.

La troisième partie de ce chapitre présente un modèle bas e sur l'approche mixte adaptée au cas du fraisage. Les données d'entrée du modèle sont issues d'une part de la littérature et d'autre part de mesures de sollicitations thermomécaniques subies par la pièce lors de l'opération de fraisage. Après avoir d etaill e les différentes étapes du modèle, celui-ci est appliqu e à la prédiction des contraintes résiduelles compressives pour un cas spécifique d'usinage ($h_c = 5 \mu\text{m}$, $V_c = 300 \text{ m/min}$, $f_z = 0,2 \text{ mm/dent}$ et $\beta_f = -3^\circ$). Le profil obtenu de contraintes résiduelles simul e dans la profondeur est enfin compar e au relevé obtenu expérimentalement dans le chapitre 2.

1. Prédiction des défauts de rugosité en surface

Dans ce paragraphe, nous présentons dans un premier temps une approche basée sur la modélisation de l'enlèvement de matière. Celle-ci est utilisée pour simuler la microgéométrie obtenue en fraisage trois ou cinq axes des pièces de formes complexes.

Dans un second temps, nous examinons comment exploiter cette simulation dans le but d'obtenir une densité de probabilité de tailles de défauts d'entaille, adaptée à un calcul probabiliste de durée de vie en fatigue [Andrews, 2000] comme décrit dans le premier chapitre.

1.1. Simulation de la topographie à partir des conditions de coupe locales

Afin de simuler la surface obtenue en fraisage, les approches Z-map ou N-map consistent à discrétiser la surface brute en un ensemble de vecteurs uniformément répartis [Lavernhe et al., 2010], [Limido, 2008], [Liu et al., 2005]. Ces vecteurs peuvent être soit perpendiculaires à un plan (Z-map sur la Figure 3.1 (a)), soit localement orientés suivant la normale à la surface (N-map). L'outil est maillé, représenté dans un format de type B-Rep comme on peut le voir sur la Figure 3.1 (a). A chaque incrément de rotation et d'avance de l'outil, l'intersection entre l'arête de coupe et les vecteurs permet de générer la texture de la surface obtenue.

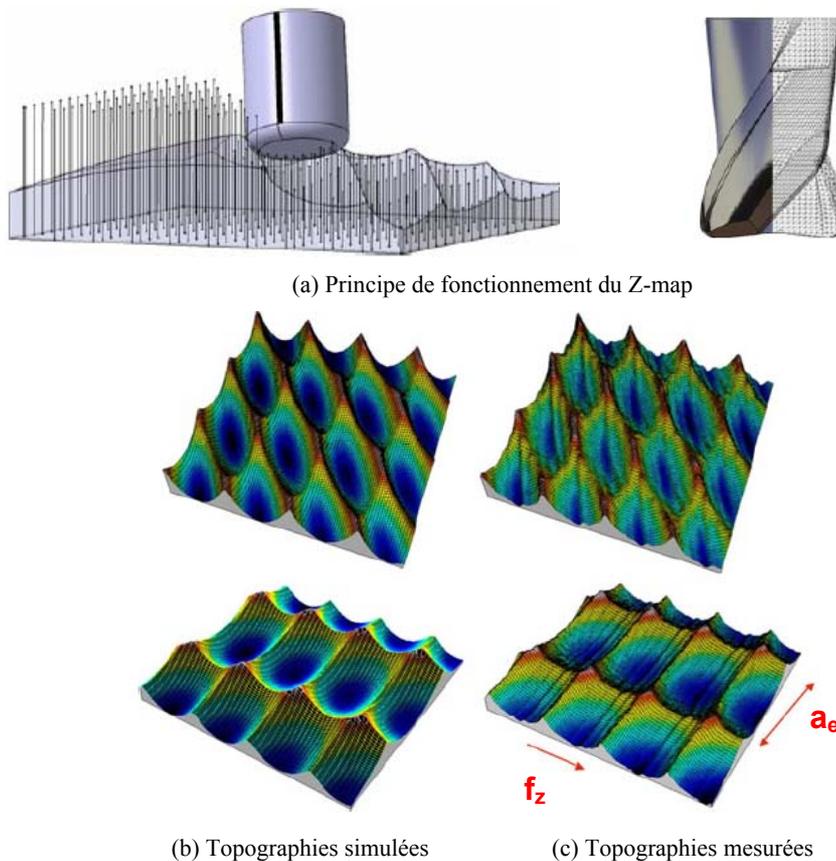


Figure 3.1. Topographies 3D simulées et mesurées (outil torique) [Lavernhe et al., 2010]

Cette méthode permet de simuler la topographie de surface en fonction des paramètres de coupe, de l'inclinaison de l'outil par rapport à la surface et de la géométrie de l'outil. Cependant, cette surface est générée par un procédé d'usinage considéré comme « parfait » ne prenant pas en compte les défauts liés au processus de coupe, les vibrations ou la flexion de l'outil causés par les variations d'efforts de coupe. La surface ainsi générée par ce type de modélisation peut décrire les défauts du 2nd ordre mais pas ceux du 3^{ème} ordre.

1.2. Simulation adaptée à un calcul prévisionnel de durée de vie de la pièce

La modélisation précédente, purement géométrique, peut être complétée par la prise en compte des efforts de coupe et donc de la flexion de l'outil lors de l'usinage [Dugas et al., 2002], [Limido, 2008]. Les efforts de coupe 3D sont déterminés de manière analytique pour ensuite évaluer la flexion au cours de la rotation en modélisant simplement l'outil par un modèle poutre.

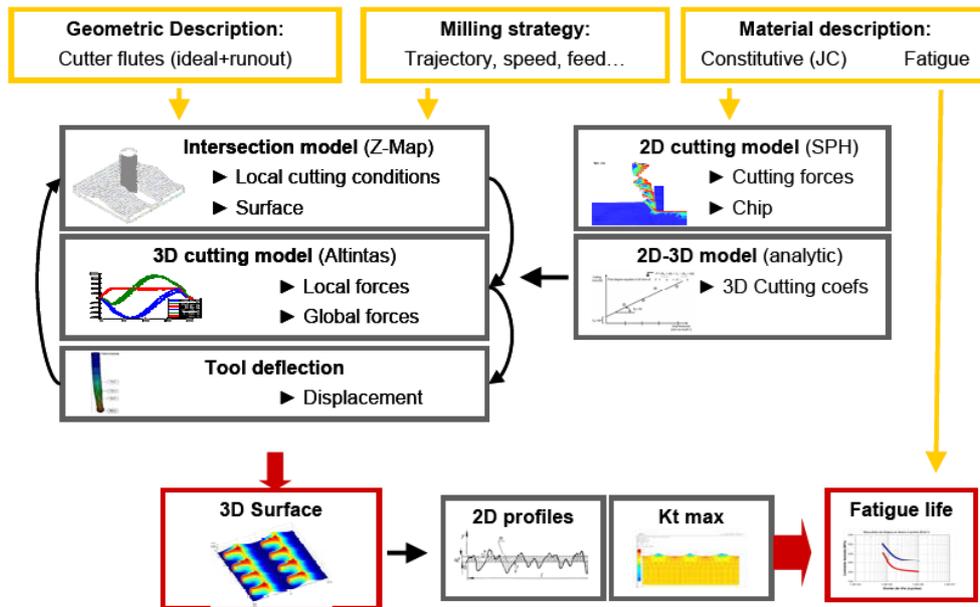


Figure 3.2. Principe d'un modèle de prédiction du comportement en fatigue à partir des conditions de coupe [Limido, 2008]

Le graphe de la Figure 3.2 présente ainsi le principe d'un modèle permettant d'extraire un profil de rugosité à partir de cette modélisation 3D. Le coefficient de concentration de contrainte K_t calculé à partir de ce profil permet ensuite de déterminer le comportement en fatigue. En réalité, ces travaux semblent privilégier pour l'instant l'exploitation des profils de rugosité mesurés plutôt que ceux issus de la simulation de la géométrie [Suraratchai, 2008].

2. Prédiction des contraintes résiduelles dans la littérature

L'objectif de ce paragraphe est de comparer les trois approches envisageables pour prévoir le profil de contraintes résiduelles générées dans le cadre du fraisage avec outil hémisphérique. L'approche numérique, la plus utilisée, est souvent complexe et nécessite un temps de calcul très important. L'approche analytique est instantanée mais les phénomènes réels de coupe sont souvent très simplifiés. L'approche mixte permet d'obtenir un compromis entre les deux.

2.1. Approche numérique

Les contraintes résiduelles peuvent être naturellement déduites d'analyses par éléments finis. Cependant, la plupart des études rencontrées dans la littérature traitent du tournage [Outeiro et al., 2006], [El-Wardany et al., 2000] et non du fraisage. Pour des études simples 2D, comme la coupe orthogonale, les résultats de prévisions des contraintes résiduelles sont très proches des mesures expérimentales. Cependant dès que l'on passe en 3D (fraisage, tournage 3D, perçage), la simulation numérique devient plus compliquée et induit des temps de calcul beaucoup plus importants.

Le problème à résoudre est thermodynamique couplé et implique la résolution des équations d'équilibre mécaniques. Pour un matériau solide dont la masse volumique est notée ρ . Pour un vecteur position x , l'équation d'équilibre de la dynamique à résoudre s'exprime :

$$\rho \ddot{x} = \text{div}(\boldsymbol{\sigma}) + f^v \quad (3.1)$$

avec $\boldsymbol{\sigma}$ le tenseur des contraintes et f^v le vecteur des efforts volumiques.

Le flux de chaleur est pris en compte par l'équation de la chaleur :

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \lambda \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + r \quad (3.2)$$

avec λ la conductivité exprimée en $\text{W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$ et r une source de chaleur extérieur.

Par ailleurs, la loi de comportement mécanique la plus utilisée dans le cas de l'usinage est sans doute la loi thermo-élasto-visco-plastique de Johnson-Cook [Johnson & Cook, 1983] :

$$\sigma_{eq} = \left(A + B \varepsilon_{eq}^n \right) \left(1 + C \ln(\dot{\varepsilon}_{eq}) \right) \left[1 - \left(\frac{T - T_0}{T_F - T_0} \right)^m \right] \quad (3.3)$$

avec :

- T_0 la température ambiante
- T_F la température de fusion du matériau
- ε_{eq} la déformation plastique équivalente

- $\dot{\epsilon}_{eq}$ la vitesse de déformation plastique équivalente
- A, B, C, n et m les constantes du modèle à déterminer de manière expérimentale

Les vitesses de déformations usuelles que l'on utilise sur une machine de traction sont de l'ordre de 10^{-3} - 10^{-1} s^{-1} . C'est environ 10^8 fois plus faible que les vitesses subies lors de l'opération de coupe (10^5 - 10^6 s^{-1}). Pour identifier ce modèle pour cette application, il faut donc avoir recours aux essais dynamiques à l'aide de barres d'Hopkinson qui permettent de s'approcher de vitesses de l'ordre de 10^3 - 10^4 s^{-1} .

L'identification des paramètres matériau est alors réalisée par des essais à chaud en quasi-statique et des essais dynamiques à température ambiante. L'influence de la température pour des vitesses de déformations élevées n'est donc pas réellement prise en compte.

Par ailleurs, ce modèle à écrouissage isotrope ignore l'écrouissage cinématique qui joue un rôle essentiel lors de la prédiction des contraintes résiduelles sur beaucoup de matériaux.

En ce qui concerne les conditions limites et les conditions d'interface, l'outil est considéré comme parfaitement rigide et défini par ses caractéristiques géométriques et thermiques. La surface de la pièce en contact avec l'outil est libre tandis que les autres faces sont encastrées. L'interface entre l'outil et la pièce est gérée par un modèle de friction.

Le modèle numérique dépend donc des paramètres d'entrée suivants (Figure 3.3) :

- Géométrie outil (Rayon de bec, acuité d'arête, angle de coupe et de dépouille, ...)
- Propriétés mécaniques de la pièce
- Propriétés thermiques de la pièce et de l'outil
- Modèle de friction à l'interface outil/pièce
- Paramètres numériques

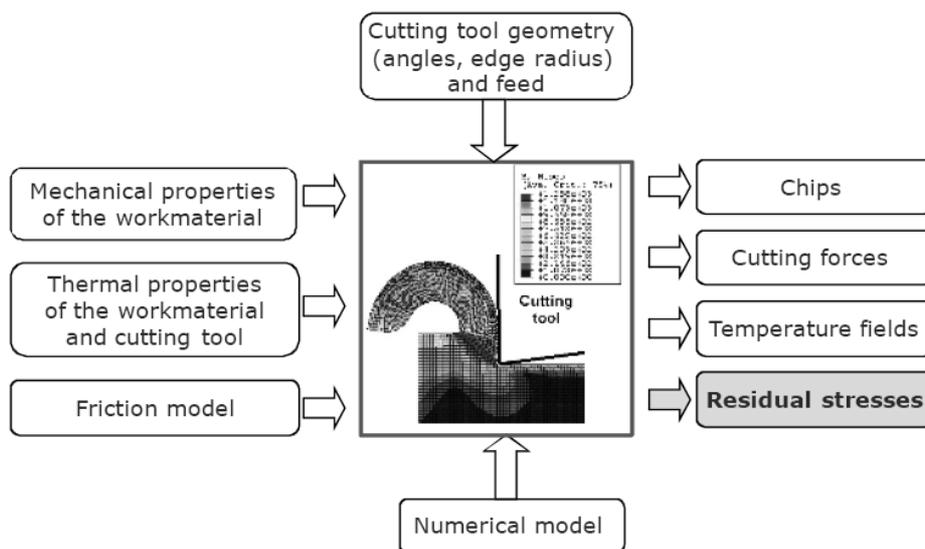


Figure 3.3. Données en entrée et en sortie d'un modèle numérique [Rech et al., 2008]

Enfin, la résolution dépend également des paramètres du modèle numérique utilis e (Lagrangien ou Eulérien, remaillage adaptatif ou non, méthode d'intégration implicite ou explicite, ...). Les modèles numériques classiquement utilis es sont bas es sur les méthodes Lagrangienne, Eulérienne et Euler-Lagrange arbitraire (ALE). La méthode Lagrangienne analyse un point discr etis e. Le maillage suit donc la matière et est r eactualis e à chaque pas de temps. La méthode Eulérienne consiste à observer un volume, sans induire de problèmes de distorsion du maillage. La troisième méthode Euler-Lagrange arbitraire (ALE) est une technique relativement récente, donc moins utilisée. Elle permet de modéliser le phénomène de coupe sans avoir besoin de traiter le critère de séparation de la matière par initiation, puis propagation d'endommagement. La majeure partie des développements numériques sont r ealis es par des formulations Lagrangiennes et par calcul implicite (itératif), ce qui augmente le temps de calcul. Ce temps de calcul atteint 10 jours pour une simulation de fraisage en utilisant un processeur de 3.2 GHz [Maurel et al., 2008].

Les principaux inconvénients de la méthode numérique sont donc le temps de calcul très  lev e d'une simulation, les limites de la loi de comportement du matériel et également la sensibilité des résultats aux variations des coefficients de friction [Valiorgue et al., 2007].

2.2. Approche analytique

Le premier modèle de coupe a été r ealis e par [Merchant, 1945] pour prédire la formation du copeau et les efforts dans le cas de la coupe orthogonale (modèle 2D). Dans cette modélisation purement géométrique, seule la zone de cisaillement primaire est prise en compte, le matériel est parfaitement plastique et la pointe de l'outil est parfaitement aig ee. On peut donc exprimer les composantes d'efforts de coupe en fonction de l'angle de frottement outil/pièce μ , de l'angle de coupe γ et de l'angle de cisaillement ϕ (Figure 3.4). L'angle de cisaillement est classiquement d etermin e en mesurant la largeur du copeau.

Par ailleurs, les travaux de [Oxley, 1989] approfondissent ceux de Merchant en introduisant l'effet de la zone de cisaillement secondaire car la vitesse d'écoulement du copeau sur la face de coupe est g eneralement inférieure à la vitesse de coupe. L'épaisseur de la zone de cisaillement primaire est également consid eree, ce qui permet de déterminer la contrainte dans cette zone. L'auteur prend également en compte l'écrouissage non linéaire, la viscosité du matériel et la température de coupe. Ce modèle permet non seulement de déterminer les contraintes mais aussi la température de coupe dans la zone de cisaillement primaire.

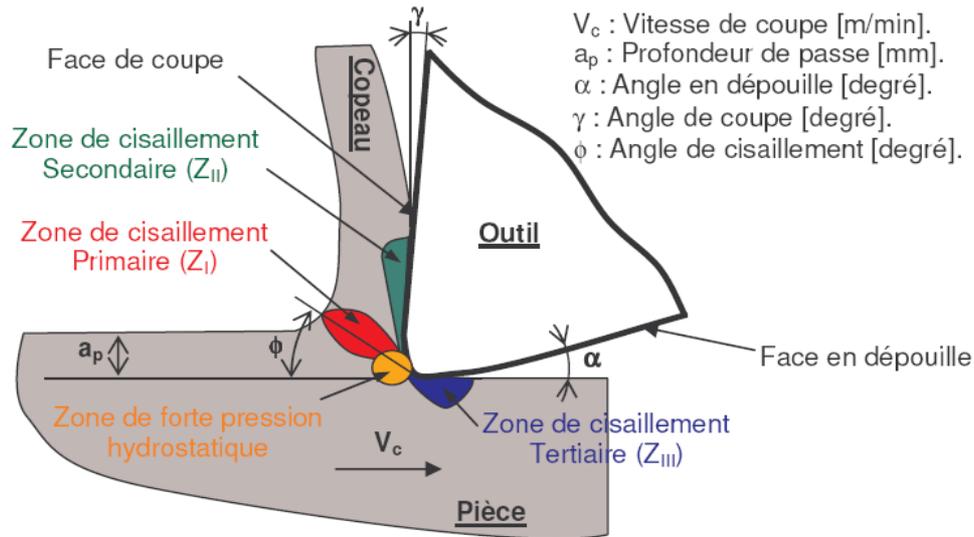


Figure 3.4. Zones de cisaillement en coupe orthogonale [Habak, 2006]

Il existe aussi des modèles analytiques de prédiction des contraintes résiduelles plus récents comme ceux de [Lazoglu et al., 2008] et [Ulutan et al., 2007]. Hormis la caractérisation quasi-statique du comportement du matériau à chaud et à température ambiante, seule la détermination des efforts et des angles de coupe est nécessaires au modèle. Cette méthode consiste à déterminer dans un premier temps les champs thermiques dans la pièce et le copeau. Les flux de chaleur générés dans les zones de cisaillement primaire et secondaire sont respectivement Q_ϕ et Q_s [Lazoglu et al., 2002] :

$$Q_\phi = F_\phi \cdot V_\phi = \frac{\tau \cdot c \cdot V_c \cos(\alpha)}{\sin(\phi) \cos(\phi - \alpha)} \quad (3.4)$$

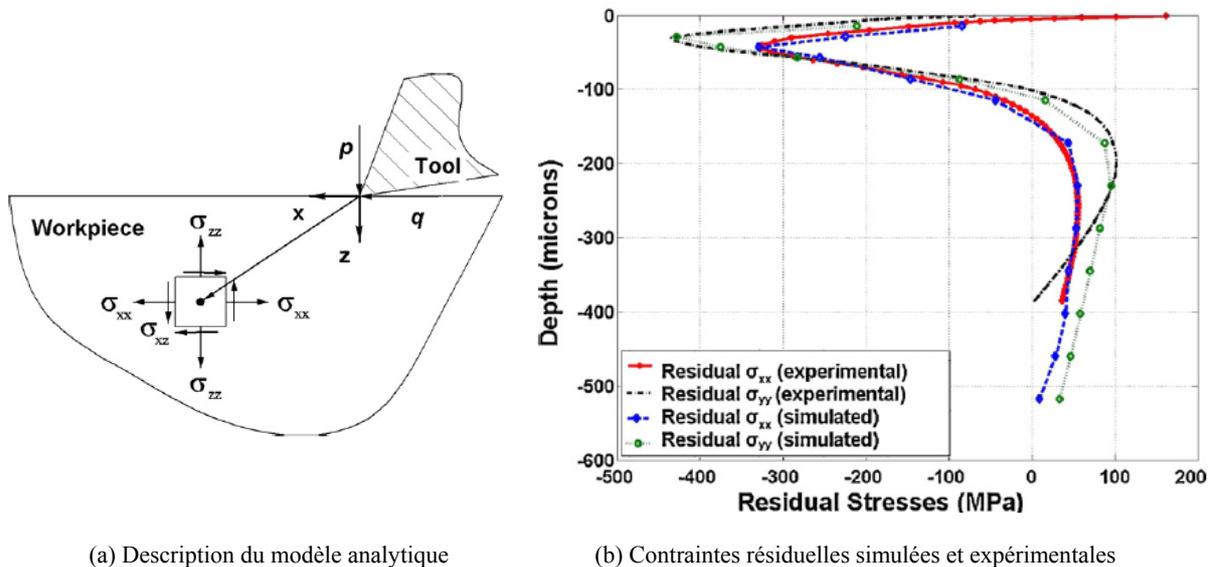
$$Q_s = F_s \cdot V_s = \frac{\tau \cdot c \cdot V_c \sin(\beta)}{\sin(\phi + \beta - \alpha) \cos(\phi - \alpha)} \quad (3.5)$$

avec $\beta = \pi/2 - \alpha - \gamma$. Les paramètres F_ϕ et F_s sont respectivement la composante d'effort compris dans le plan de cisaillement primaire et l'effort de frottement dans la zone de cisaillement secondaire. V_c , V_ϕ , et V_s sont respectivement la vitesse de coupe, la composante de la vitesse dans le plan de cisaillement et la vitesse le long de la face de coupe. Les angles α , β et γ sont définis sur la Figure 3.4. Par ailleurs, τ et c sont respectivement la contrainte moyenne dans le plan de cisaillement et l'avance par tour dans le cas du tournage.

L'augmentation de température moyenne du copeau par unité de profondeur de passe est déterminée par la fonction d'Oxley [Oxley, 1989]:

$$\Delta T = \frac{Q_\phi (1 - \chi)}{\rho C_c h V_c} \quad (3.6)$$

où χ représente la proportion du flux de chaleur entrant dans la pièce finie. ρ , h et C_c sont respectivement la masse volumique, le module de plasticité et la chaleur spécifique du copeau.



($V_c=55$ m/min, $f=0.15$ mm/tr, angle de coupe= 0° , Rayon de contact= 39μ m)

Figure 3.5. Modèle analytique de prédiction des contraintes résiduelles [Lazoglu et al., 2008]

Une fois le champ de température obtenu, un calcul thermomécanique découplé est réalisé pour déterminer le tenseur des contraintes résultantes (σ_{xx} , σ_{zz} , σ_{xz}) lors du chargement. Les contraintes mécaniques dépendent des efforts de coupe imposés p et q (Figure 3.5) et du rayon d'acuité d'arête tandis que les contraintes d'origine thermique sont obtenues à partir du champ de température. Cette partie du modèle est détaillée dans les travaux de [Ulutan et al., 2007]. Après relaxation du champ de contraintes résultantes – d'origine mécanique et thermique – on obtient le profil des contraintes résiduelles dans la profondeur, sous la pointe de l'outil.

Cette approche analytique a l'avantage d'avoir un temps de calcul de quelques secondes par rapport à un calcul numérique. Cependant, la description du phénomène physique de coupe n'est pas aussi proche de la réalité que le modèle numérique. En effet, les contraintes mécaniques calculées dans la pièce sont directement liées aux efforts d'entrée. La répartition du flux de chaleur est prise en compte entre les différentes zones de cisaillement mais ce n'est pas le cas pour la répartition du chargement mécanique. En effet, les efforts de coupe sont condensés à la pointe de l'outil alors que la répartition réelle des efforts se fait entre la face de coupe et celle de dépouille.

2.3. Approche mixte

Les contraintes résiduelles peuvent également être déterminées par une approche de type mixte [Valiorgue et al., 2007], [Valiorgue, 2008]. Cette méthode utilise principalement des mesures d'efforts en coupe orthogonale pour simplifier le modèle numérique complet initial. Cette simplification consiste à imposer uniquement les chargements thermomécaniques (Figure 3.6) en les déplaçant le long de la surface restant après enlèvement du copeau.

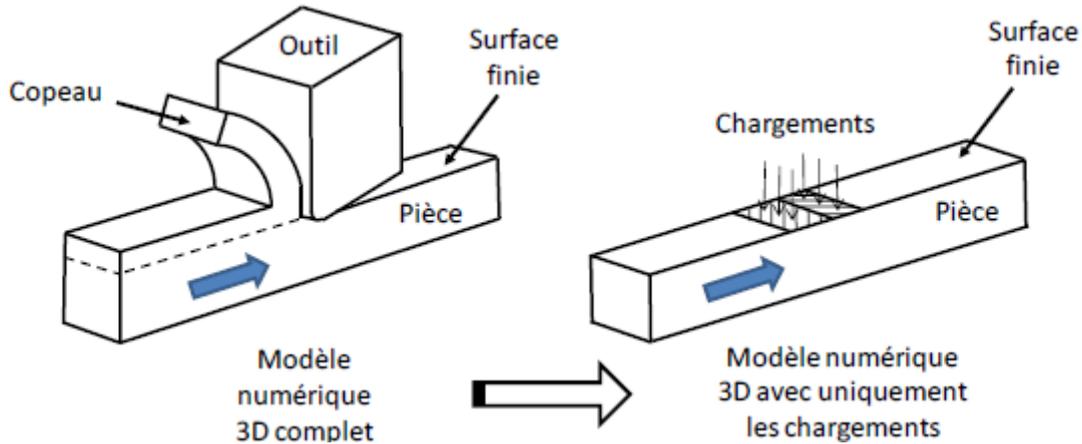


Figure 3.6. Adaptation du modèle numérique 3D à une approche mixte [Valiorgue, 2008]

Les études numériques menées dans la thèse de F. Valiorgue [Valiorgue, 2008] montrent la concordance entre les résultats obtenus pour d'une part un modèle numérique classique et d'autre part un modèle mixte (cf. Figure 3.7).

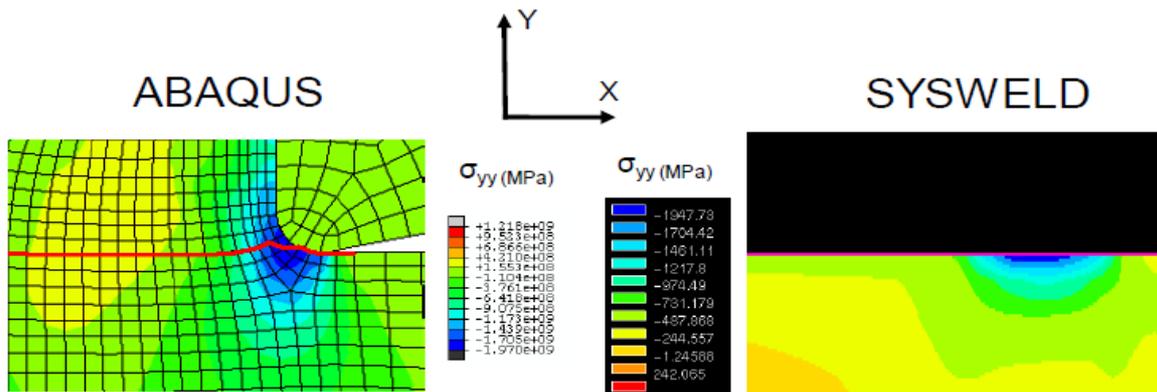


Figure 3.7. Comparaison des contraintes σ_{yy} obtenues pour des modèles numérique et mixte [Valiorgue et al., 2007]

De plus, les études numériques préliminaires réalisées par [Valiorgue et al., 2007] pour différentes vitesses de coupe, avance par tour et rayon de bec, permettent de déterminer que le chargement thermomécanique est réparti de la manière suivante sur 2 zones distinctes :

- Un chargement mécanique en zone de cisaillement tertiaire (ZCT) avec un effort normal F_a et un effort tangentiel F_c ;

- Un chargement thermique en zone ZCT ;
- Un chargement thermique dû au copeau en zone de cisaillement primaire (ZCP).

La détermination de ces chargements est présentée ci-dessous.

2.3.1. Détermination du chargement mécanique

En faisant un bilan des actions mécaniques exercées par l'outil sur l'ensemble {copeau-pièce} et en négligeant les moments car les distances entre les points d'application des forces sont faibles (Figure 3.8), on obtient :

$$F_c = F_{c(ZCP+ZCS)} + F_{c(ZCT)} \quad (3.7)$$

$$F_a = F_{a(ZCP+ZCS)} + F_{a(ZCT)} \quad (3.8)$$

La zone de cisaillement secondaire (ZCS) est regroupée avec la ZCP car en faisant le bilan des actions mécaniques exercées sur le copeau, on trouve que les efforts sont égaux dans ces deux zones.

Par ailleurs, les phénomènes de friction sur les faces de coupe et de dépouille permettent de relier les deux composantes d'effort sur chaque face par un coefficient de frottement :

$$F_{a(ZCP+ZCS)} = \mu_{(ZCP+ZCS)} \cdot F_{c(ZCP+ZCS)} \quad (3.9)$$

$$F_{cZCT} = \mu_{ZCT} \cdot F_{aZCT} \quad (3.10)$$

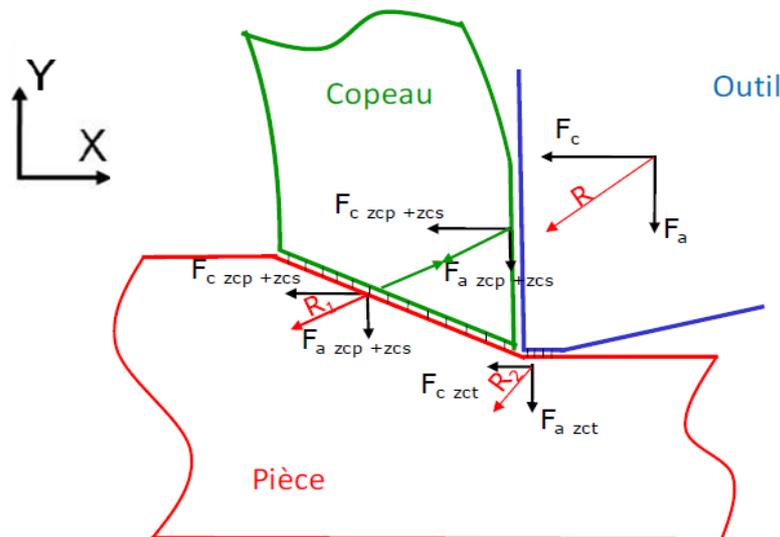


Figure 3.8. Répartition des efforts élémentaires dans les zones de cisaillement [Valiorgue, 2008]

L'objectif est de déterminer localement les efforts F_{aZCT} et F_{cZCT} à partir des efforts F_a et F_c mesurés expérimentalement. Les coefficients de frottement sont obtenus à l'aide d'essais et de modélisation de frottement d'un pion sur une pièce [Zemzemi, 2007]. La vitesse de glissement du copeau sur l'outil est ainsi déterminée pour obtenir le coefficient de friction

dans la zone de cisaillement secondaire μ_{ZCS} . De même μ_{ZCT} est calculé dans la zone de cisaillement tertiaire. On peut ainsi obtenir les relations suivantes :

$$F_{aZCT} = \frac{\mu_{ZCS} \cdot F_c - F_a}{\mu_{ZCS} \cdot \mu_{ZCT} - 1} \quad (3.11)$$

$$F_{cZCT} = \mu_{ZCT} \frac{\mu_{ZCS} \cdot F_c - F_a}{\mu_{ZCS} \cdot \mu_{ZCT} - 1} \quad (3.12)$$

Pour définir la répartition de pression dans la ZCT de manière semblable à celle observée sur la Figure 3.9, l'expression de la pression normale est assimilée à celle d'un contact plan-cylindre (théorie de Hertz) :

$$P_n(x) = \frac{2F_a}{\pi a^2} \sqrt{a^2 - x^2} \quad (3.13)$$

avec F_a l'effort normal à la surface et le paramètre a , la longueur de contact entre l'outil et la pièce dans la ZCT.

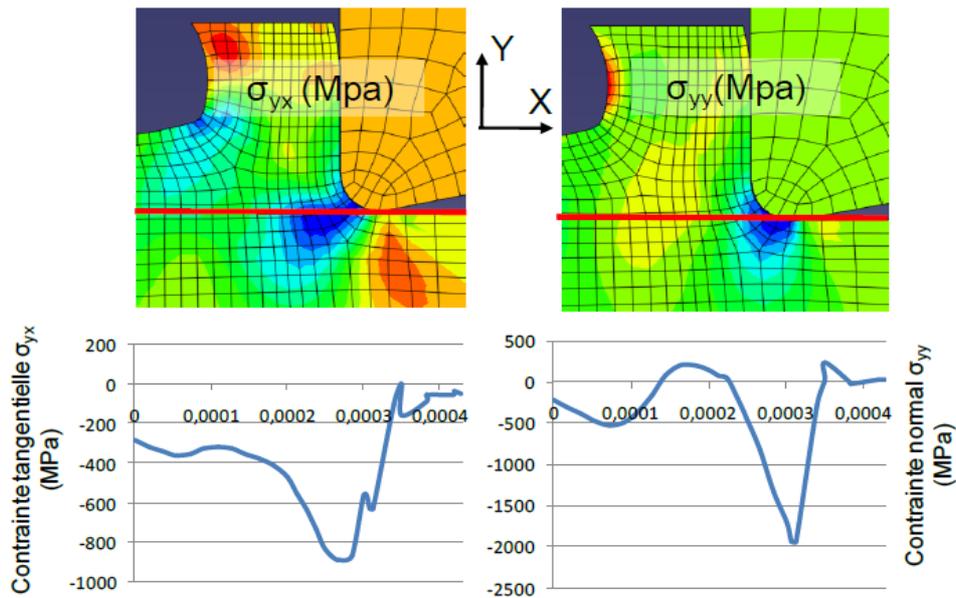


Figure 3.9. Répartition des contraintes lors de la coupe [Valiorgue, 2008]

Les pressions à appliquer sur la zone de cisaillement tertiaire dépendent de la taille de cette zone de contact outil-pièce. Les plaquettes ont été revêtues d'une couche noire afin de pouvoir observer, après usinage, la longueur de la zone en contact avec la pièce sur la face de dépouille. Dans le cas des travaux de [Valiorgue, 2008], cette zone a une longueur comprise entre 50 μm et 100 μm suivant les conditions d'usinage. Les pressions maximales exercées sur la surface dans la ZCT pour $x = 0$ ont donc pour expression :

$$P_n(0) = \frac{2F_a}{\pi a} \quad \text{et} \quad P_t(0) = \mu_{ZCT} \frac{2F_a}{\pi a} \quad (3.14)$$

2.3.2. Détermination du chargement thermique

Le chargement thermique est également déduit des mesures d'effort de coupe. En effet, d'après les travaux de [Shi et al., 2002] sur le tournage des aciers, la puissance de coupe développée dans la ZCP est répartie à 15% en une puissance mécanique et à 85% en dissipation thermique. D'autre part, dans le cas du perçage, [Schmidt et al., 1949] suppose que 90% de la puissance thermique est évacuée dans le copeau et seulement 10% dans la pièce. La taille de la zone de cisaillement primaire est déterminée en mesurant l'épaisseur $E_{p_{\text{copeau}}}$ du copeau continu. Lorsque le copeau est festonné, on considère l'épaisseur moyenne de celui-ci. Le flux thermique appliqué sur la pièce dans la ZCP est exprimé sous la forme d'une densité de flux de chaleur en considérant que le modèle 2D a une épaisseur unitaire :

$$D_{\text{fluxZCP}} = \frac{F_{cZCP} \cdot V_c}{60 \cdot E_{p_{\text{copeau}}}} \cdot \Lambda_1 \cdot \Lambda_2 \quad (3.15)$$

avec $\Lambda_1 = 0.85$ et $\Lambda_2 = 0.1$ (dans le cas d'un acier 316L) respectivement la fraction de puissance convertie en chaleur et la fraction de puissance de chaleur transmise à la pièce dans la zone de cisaillement primaire.

La fraction de puissance Λ_3 convertie en chaleur dans la ZCT est identifiée à partir d'un modèle de recalage sur des mesures expérimentales [Valiorgue, 2008] et permet ainsi d'obtenir la densité de flux de chaleur :

$$D_{\text{fluxZCT}} = \frac{F_{cZCT} \cdot V_c}{60 \cdot 2a} \cdot \Lambda_3 \quad (3.16)$$

Le coefficient Λ_3 varie très peu – de 87% pour $V_c = 60$ m/min à 90% pour $V_c = 150$ m/min – dans le cas d'un acier 316L. Les flux de chaleur calculés par les expressions (3.13) et (4.14) sont ensuite implantés dans un logiciel éléments finis pour déterminer les contraintes exercées dans la pièce lors du chargement, puis les contraintes résiduelles, après relaxation.

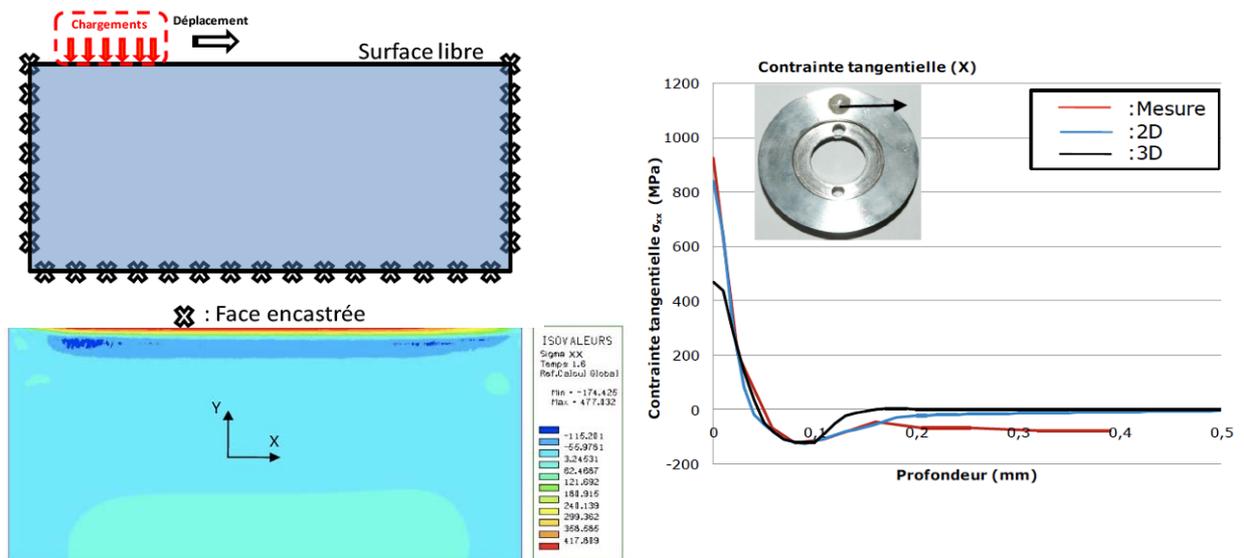
Par ailleurs, on trouve récemment dans les travaux de [Bonnet, 2010] sur le perçage des empilages titane/carbone, une autre méthode permettant de déterminer le champ thermique dans la pièce. Des essais avec un foret à une dent et des éprouvettes tubulaires de différents diamètres permettent de mesurer les efforts sur différentes portions de l'arête principale. Les composantes d'efforts sont ensuite réparties, pour chaque zone discrétisée, entre la ZCS et la ZCT en fonction des angles de l'outil. Une fois les efforts déterminés, la puissance mécanique locale est obtenue en multipliant par la vitesse de coupe ou de glissement locale. Le flux

thermique est enfin déduit de la puissance mécanique par un coefficient empirique d'échange thermique dépendant de la vitesse de glissement et provenant d'essais de tribologie.

2.3.3. Simulation numérique

L'analyse thermomécanique est découplée, c'est-à-dire que le calcul a lieu en deux temps. Le flux de chaleur est imposé et génère un champ de température qui est ensuite pris en compte dans le calcul mécanique. Le découplage tend à négliger l'effet de la mécanique sur la thermique ce qui est plus facilement justifié quand l'analyse est restreinte à la pièce en dessous de la surface usinée. Le comportement thermo-visco-élasto-plastique de la pièce est simulé en imposant d'une part un chargement thermique dans la ZCP dont la largeur est définie par l'épaisseur du copeau. D'autre part, le chargement thermomécanique dans la ZCT est appliqué sur une zone dont la taille est déterminée par la zone usée sur la face de dépouille. En 2D, ces chargements sont ensuite déplacés sur la surface à une vitesse égale à la vitesse de coupe. La loi de comportement du matériau est une loi de type Johnson-Cook mais pourrait être facilement remplacée par une loi plus réaliste (cf. chapitre 4). Les conditions limites et le chargement sont représentés sur la Figure 3.10 (a).

Après déformation plastique en surface du bloc 2D puis suppression des chargements imposés, la relaxation entraîne des contraintes résiduelles que l'on peut observer sur cette même Figure 3.10 (a). Un profil de contraintes est ensuite prélevé et comparé au résultat expérimental comme sur la Figure 3.10 (b).



(a) Simulation numérique du modèle mixte

(b) Comparaison entre simulations et expérimentations

Figure 3.10. Résultat d'une simulation de contraintes résiduelles σ_{xx} (tangentielle) pour $V_c = 60$ m/min [Valiorgue, 2008]

Les résultats de simulation pour une faible vitesse de coupe ($V_c = 60$ m/min) sont proches du profil de contraintes expérimental. En revanche, les niveaux de contraintes atteints pour des vitesses de coupe plus élevées sont assez éloignés des simulations. Un modèle 3D existe également pour prendre en compte la superposition des différentes passes d'usinage lors d'une opération de chariotage.

2.4. Conclusion sur les différentes approches

Les avantages et les inconvénients de chacun de ces trois types de modélisation sont résumés dans le Tableau 3.1 ci dessous :

Tableau 3.1. *Avantages et inconvénients des différentes modélisations de contraintes résiduelles*

	Représentativité des phénomènes réels	Temps de calcul	Précision des résultats	Identification expérimental
Numérique	+++	1 ou 2 semaines	+++	Élevé
Analytique	-	Quelques secondes	++	Faible
Mixte [Valiorgue, 2008]	++	Quelques minutes	++	Moyenne

Le modèle numérique complet de l'opération de coupe est évidemment le plus représentatif des phénomènes réels. L'approche mixte est assez représentative car elle prend en compte les trois zones de cisaillement. De plus, celle-ci semble robuste lors d'une variation des paramètres d'entrée [Valiorgue, 2008]. La méthode numérique est certes représentative mais elle entraîne des temps de calcul très élevés par rapport aux autres méthodes.

Par ailleurs, la précision des résultats pour les modèles analytiques et mixtes est assez semblable. Le modèle analytique semble assez peu représentatif des phénomènes réels de coupe car il ne prend ni en compte les coefficients de frottement sur les faces de coupe et dépouille, ni la répartition des efforts de coupe entre la ZCP et la ZCT. De plus, la méthode mixte a l'avantage d'avoir été comparée à une simulation éléments finis pour constater la coïncidence entre les champs de contraintes générés dans la pièce par une approche entièrement numérique et une approche mixte.

Suite à ces comparaisons, notre choix s'est porté sur la méthode mixte qui présente le meilleur compromis entre performances et temps de calcul.

3. Extension du modèle mixte au cas du fraisage : Méthode StResMill

Nous venons de présenter les différentes approches rencontrées dans la littérature pour modéliser les contraintes résiduelles générées en sous-surface après usinage. La troisième approche mixte est retenue car elle propose un bon compromis entre temps de calcul et précision des résultats obtenus. L'objectif de ce paragraphe est donc de proposer un modèle adapté au cas du fraisage avec outil hémisphérique en se basant sur une approche de type mixte. Les travaux présentés ont été en partie effectués dans le cadre du Master recherche de B. Beaubier [Beaubier, 2010].

Tout comme les travaux réalisés par [Valiorgue, 2008], l'approche mixte de prévision des contraintes résiduelles en fraisage est basée sur l'exploitation de mesures d'efforts associées aux conditions de coupe. Par ailleurs, des mesures thermiques sont réalisées à l'aide d'une caméra infrarouge pour chercher à identifier les flux de chaleur transmis à la pièce. La problématique à résoudre pour obtenir un modèle précis et simplifié peut se décomposer en plusieurs parties :

- Comment passer d'un modèle 3D complexe à un modèle 2D simplifié afin de diminuer les temps de calcul ?
- Comment déterminer le gradient de pression appliqué le long de l'arête de coupe dans la ZCT à partir des mesures expérimentales des efforts ?
- Comment déterminer le flux de chaleur transmis sur cette même zone à partir des mesures expérimentales de température ?

L'approche mixte développée dans ce chapitre est synthétisée sur la Figure 3.11.

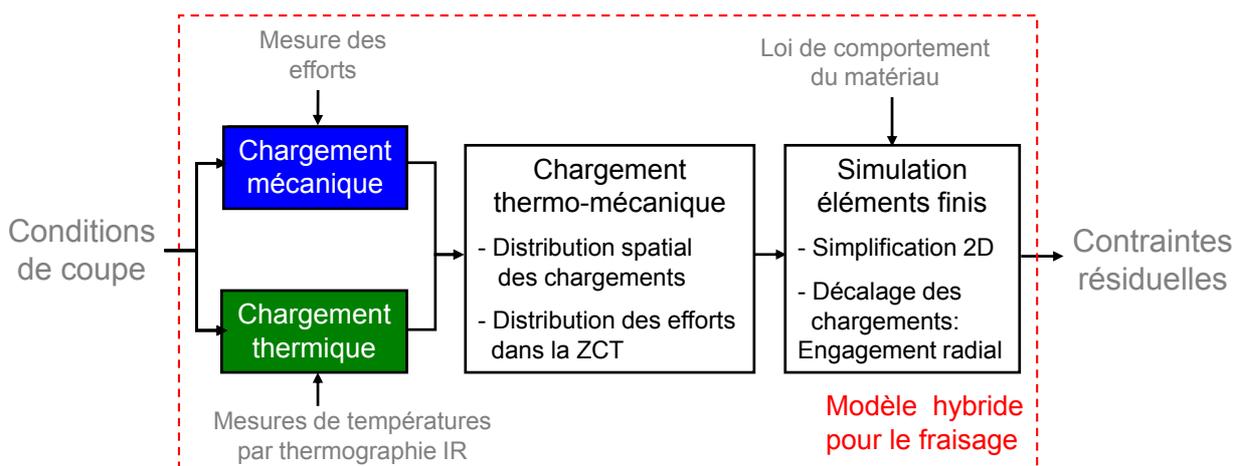


Figure 3.11. Synthèse du modèle mixte adapté au cas du fraisage

3.1. Principe du modèle

Le modèle mixte adapté au cas du fraisage se décompose naturellement en une étape de calculs analytiques et une étape de simulation (cf. Figure 3.12).

La partie analytique permet de déterminer la répartition des pressions dans la ZCT à partir de la mesure globale des efforts de coupe en fraisage et de quelques essais d'identification de coupe orthogonale. Seul le chargement subit dans la ZCT est pris en compte car l'énergie due aux chargements générés dans la ZCP et la ZCS est principalement évacuée dans le copeau.

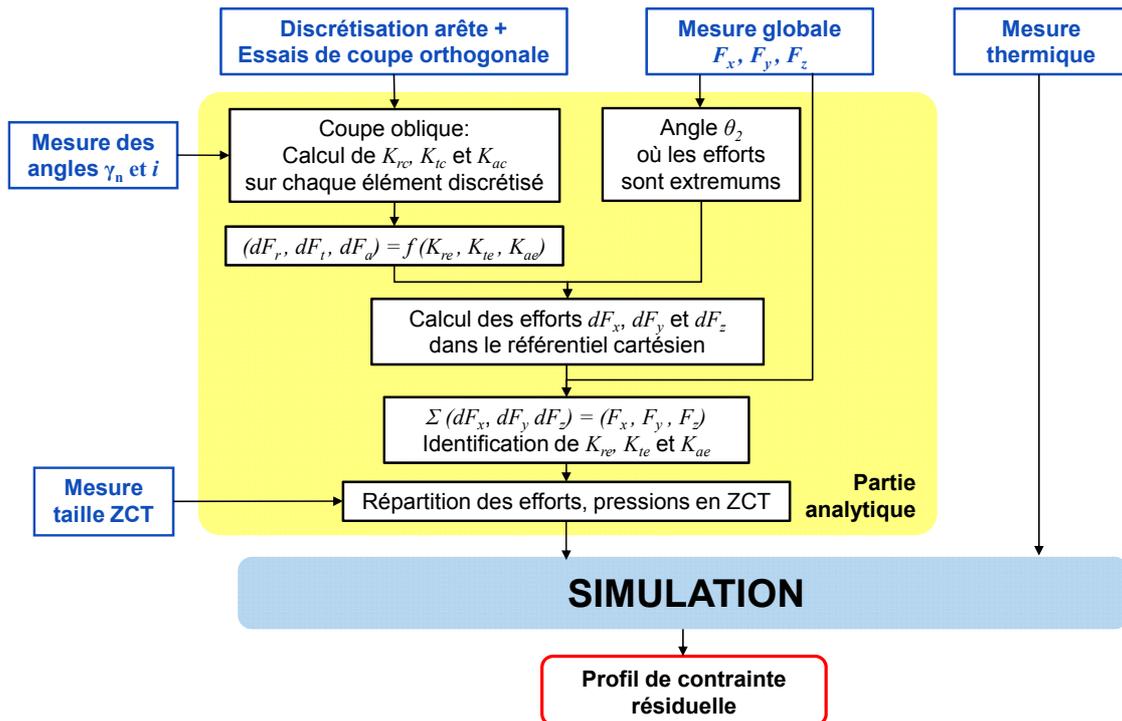


Figure 3.12. Schéma de principe de l'approche mixte proposée pour le cas du fraisage

Les principales étapes du calcul analytique et de la simulation du profil des contraintes résiduelles sont les suivantes :

1. Mesure des efforts de coupe globaux F_x , F_y et F_z et identification de l'angle de rotation pour lequel les efforts de coupe sont extrema. On en déduit de même l'épaisseur $f_z \cdot \sin\theta_2$ associée à l'avance par dent programmée.
2. Discretisation de l'arête de coupe suivant l'axe Z (Figure 3.13). Des essais de coupe orthogonale sont ensuite effectués pour identifier le comportement local sur chaque portion d'arête. Ces essais, réalisés avec une avance $f_z \cdot \sin\theta_2$ sont effectués pour différentes vitesses de coupe correspondant aux vitesses effectives de coupe locales.
3. Calcul des coefficients spécifiques de coupe K_{rc} , K_{tc} et K_{ac} associés.
4. Calcul des efforts élémentaires dF_r , dF_t et dF_a sur chaque portion d'arête en fonction des coefficients spécifiques d'arête K_{re} , K_{te} et K_{ae} .

5. Passage du référentiel sphérique au référentiel cartésien pour obtenir les efforts élémentaires dF_x , dF_y et dF_z .
6. Sommation des efforts élémentaires dF_x , dF_y et dF_z . La comparaison aux efforts globaux mesurés permet ainsi d'identifier les coefficients spécifiques d'arête.
7. Répartition des efforts dans la ZCT et mesure de la zone de contact face de dépouille/pièce pour identifier la taille de la surface de contact dans la ZCT. Les distributions de pressions radiale dP_{r2} et axiale dP_{a2} sont ainsi déterminées à l'interface outil-pièce. La pression tangentielle dP_{t2} n'est pas prise en compte car nous verrons que le modèle peut être simplifié au cas de figure 2D.

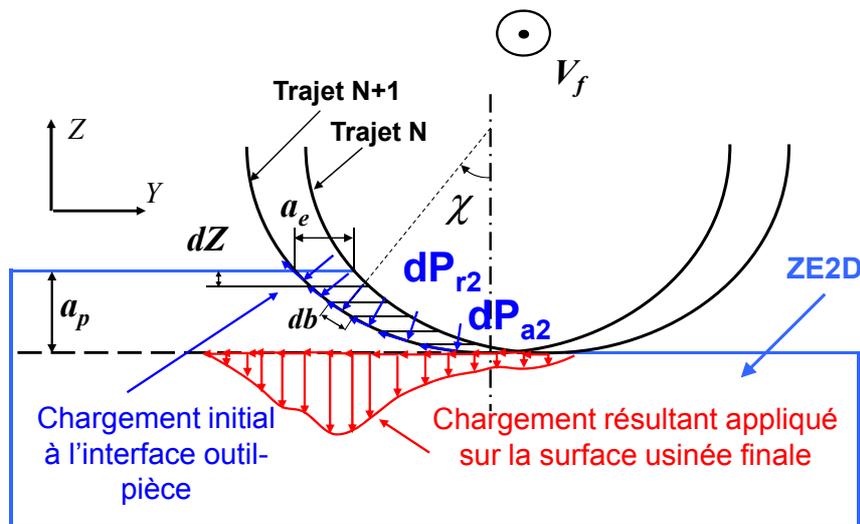


Figure 3.13. Détermination des chargements appliqués sur la surface usinée finale pour un passage d'outil [Beaubier, 2010]

Les trois dernières étapes concernent la partie simulation exploitant la loi de comportement thermo-élasto-plastique du matériau pour identifier les contraintes résiduelles générées.

8. Identification inverse du flux de température à imposer sur la pièce usinée finale à partir des températures mesurées par caméra infrarouge.
9. Identification des chargements (en rouge sur la Figure 3.13) sur la surface usinée finale (en pointillé sur la Figure 3.13).
10. Simulation du chargement thermomécanique par couplage faible en imposant les chargements précédents avec un champ de température prédéfini. Les contraintes résiduelles sont obtenues après plusieurs chargements décalés et déchargements, correspondant aux passages successifs de l'outil.

Nous verrons dans les paragraphes suivants que le mouvement de coupe 3D peut être simplifié à l'étude d'une zone élémentaire 2D (ZE2D) dans le plan YZ pour ces 3 dernières étapes de simulation.

La partie analytique du modèle consiste à déterminer localement quelles sont les répartitions de pressions P_{r2} et P_{a2} ainsi que le flux thermique q exercés dans la zone de cisaillement tertiaire en (1) (cf. Figure 3.14). Les coefficients de friction entre d'une part le copeau et la face de coupe et d'autre part la pièce et la face de dépouille, choisis à partir de la littérature, permettent d'obtenir les efforts dans la zone de cisaillement tertiaire.

Par ailleurs, pour la partie simulation, le chargement thermique est imposé sur la ZE2D à chaque passage de l'outil pendant une durée relative à la vitesse de coupe programmée. Cela permet ainsi d'obtenir un champ de température. A partir de ce champ, un couplage faible thermomécanique est effectué en imposant les chargements initiaux P_{r2} et P_{a2} à l'interface outil-pièce. Ceci permet ensuite de passer d'efforts mesurés sur une surface non finie – qui est usinée au passage de l'outil suivant – à l'état de contrainte subit sous la « future » surface usinée finale. On peut donc remonter au chargement résultant p' exercé sur la surface usinée finale en (2).

Ce chargement mécanique p' est imposé à chaque passage de l'outil, ce qui correspond à une stratégie par plans parallèles. Le champ de température obtenu sur la pièce finale provient d'une densité de flux thermique q' , appliquée pendant la durée de contact entre la dent et la pièce. Les passages successifs sont simulés par un chargement suivi d'un déchargement (effort nul) avec un décalage de l'engagement radial de l'outil a_e (3). Après le dernier déchargement, on obtient la répartition des contraintes résiduelles σ_{xx} . Le profil est ainsi déterminé et comparé à celui obtenu expérimentalement (4 et 5).

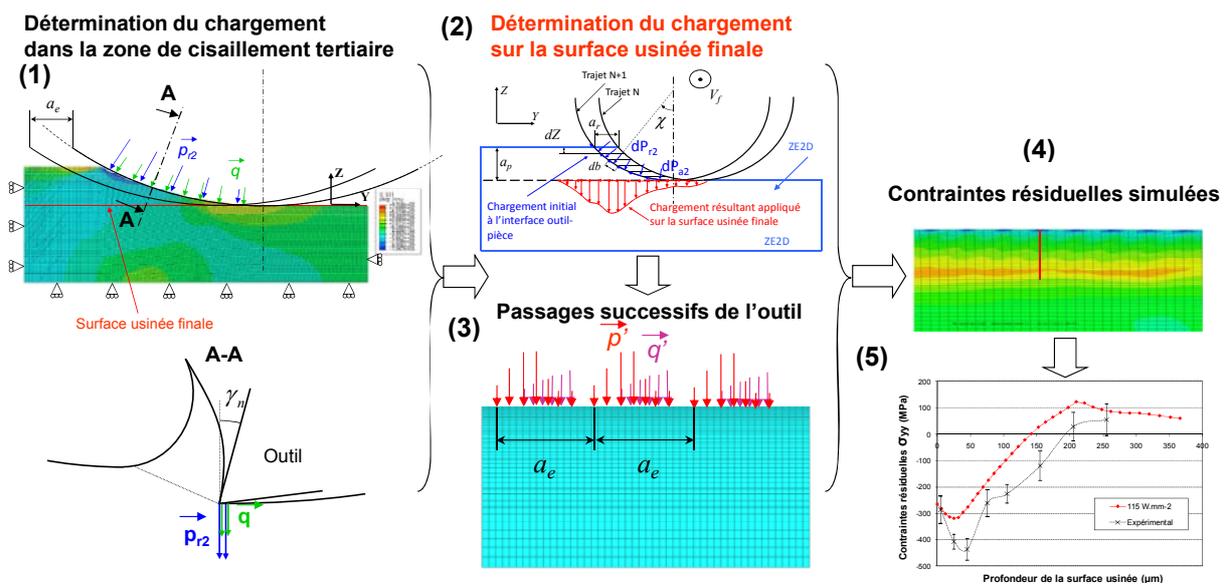


Figure 3.14. Schéma synoptique du modèle mixte de prédiction des contraintes résiduelles en fraisage

3.2. Mesure des efforts de coupe globaux

Les mesures des efforts de coupe sont exploitées comme données d'entrée du modèle de simulation des contraintes résiduelles. Cette mesure peut d'ailleurs être remplacée par un modèle analytique de prévision des efforts comme celui de [Lamikiz et al., 2004] ou [Fontaine et al., 2007]. La norme de chacune des composantes des efforts est maximale lorsque la section du copeau est la plus importante. Nous prenons donc uniquement les extrema des composantes d'effort sur un tour de fraise qui engendrent les plus grandes déformations et donc les contraintes résiduelles maximales. Les composantes d'effort extrema sont obtenues simultanément sur les trois composantes – pour un angle de rotation θ_2 (Figure 3.15). On observe de plus que cet angle θ_2 coïncide presque avec la sortie matière de la dent car la mode d'usinage est en avalant.

Par ailleurs, le repère cartésien est différent de celui des mesures du chapitre 2 car les efforts sont exprimés dans le repère de la Figure 3.16. Ceci explique que les composantes sont négatives. Nous rappelons également que, comme dans le chapitre 2, seules deux dents sur quatre participent à la coupe pour les faibles inclinaisons d'outil ce qui entraîne une avance effective réelle de 0.4 mm/dent au lieu de 0.2 mm/dent.

Cette première étape du calcul analytique permet aussi de déterminer l'angle θ_2 dans le cas d'usinage ($h_c = 5 \mu\text{m}$, $V_c = 300 \text{ m/min}$, $f_z = 0.2 \text{ mm/dent}$, $\beta_f = -3^\circ$) qui sera le cas d'application. Cette mesure permet d'identifier l'épaisseur $f_z \cdot \sin\theta_2$ – correspondant aux efforts extrema – qui est ensuite utilisée comme avance pour effectuer les essais de coupe orthogonale.

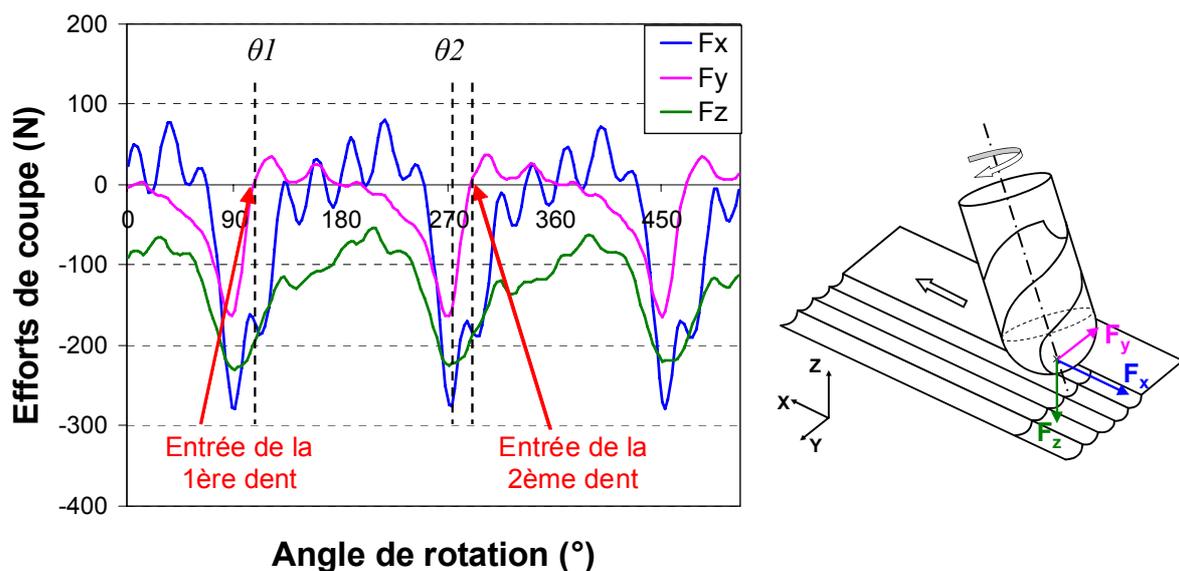


Figure 3.15. Mesure des efforts de coupe pour le 25MnCrSiVB6 ($h_c = 5 \mu\text{m}$, $V_c = 300 \text{ m/min}$, $f_z = 0.2 \text{ mm/dent}$, $\beta_f = -3^\circ$)

3.3. Détermination du chargement mécanique sur la pièce usinée finale à partir de la mesure des efforts

Ce paragraphe détaille la procédure permettant de déterminer le chargement mécanique dans la zone de cisaillement tertiaire à partir de la mesure des efforts de coupe F_x , F_y et F_z en fraisage et d'essais de coupe orthogonale réalisés en tournage.

Les efforts mesurés de l'outil sur la pièce en fraisage sont globaux. Il faut donc déterminer localement quels sont les efforts exercés sur la pièce, puis identifier les efforts exercés au niveau de la face de dépouille car seule cette face génère des efforts significatifs sur la pièce finale. De plus, la vitesse effective de coupe varie le long de l'arête de l'outil hémisphérique. Celle-ci est donc discrétisée suivant Z en plusieurs segments comme dans les travaux de [Lee & Altintas, 1996], [Lamikiz et al., 2004] ou [Fontaine et al., 2007] afin d'identifier le phénomène de coupe local. Un modèle de coupe oblique est utilisé sur chacun de ces segments d'arête pour identifier les trois composantes d'effort dans le référentiel sphérique à partir des coefficients spécifiques issus du modèle utilisé [Armarego, 1985].

3.3.1. Calcul des efforts élémentaires sur les segments d'arête de coupe

L'étape 2 du modèle consiste à discrétiser la zone de l'arête de coupe en contact avec la matière suivant l'axe Z . Sur chaque élément de hauteur dZ et de largeur t_n (Figure 3.16) est appliqué un effort élémentaire dF que l'on décompose en trois composantes dF_r , dF_t et dF_a dans le repère sphérique (e_r , e_θ , e_ϕ).

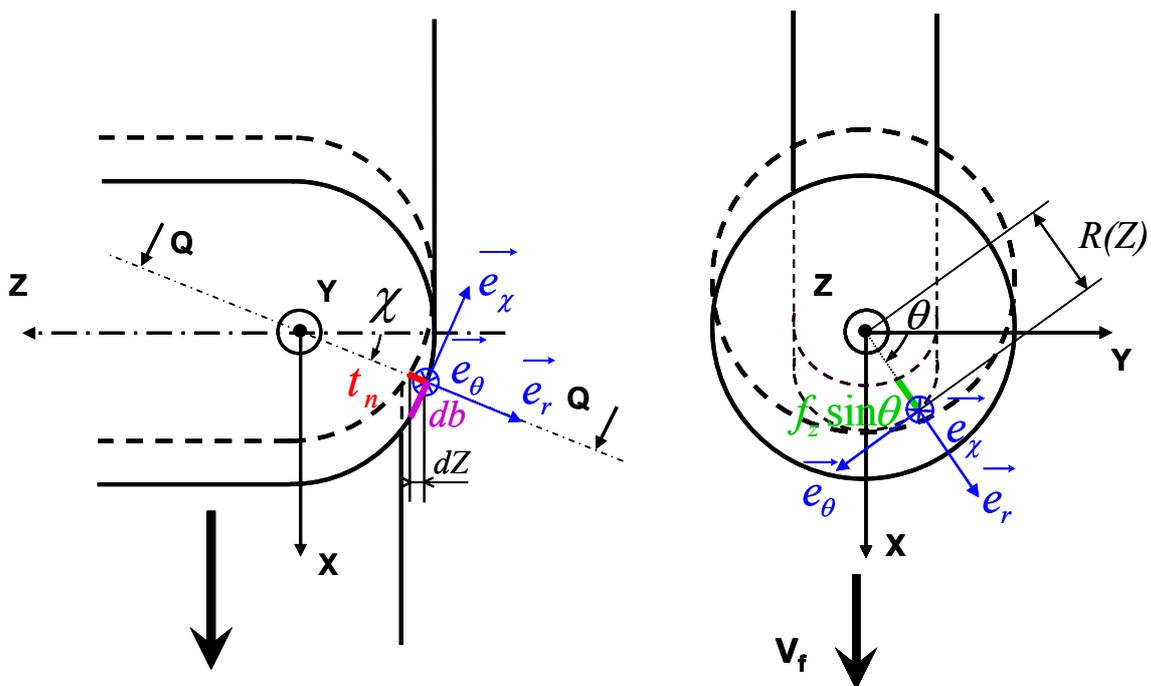


Figure 3.16. Répartition des efforts élémentaires sur un élément discrétisé de l'arête

D'après les travaux réalisés par [Lee & Altintas, 1996], les trois composantes d'effort dans le repère sphérique peuvent s'exprimer en fonction des coefficients spécifiques de l'arête K_{ie} (N/mm) et des coefficients spécifiques de coupe K_{ic} (N/mm²) avec $i = r, t, a$:

$$\begin{cases} dF_r = K_{re}dS + K_{rc}Ad_e \\ dF_t = K_{te}dS + K_{tc}Ad_e \\ dF_a = K_{ae}dS + K_{ac}Ad_e \end{cases} \quad (3.19)$$

avec Ad_e la section du copeau élémentaire, exprimée en fonction de db et t_n (Figure 3.17). Les paramètres t_n et db sont respectivement l'épaisseur et la largeur du copeau non déformé. dS est la longueur de chaque élément discrétisé de l'arête. Cette longueur est considérée en première approximation égale à l'épaisseur db du copeau. La section du copeau élémentaire peut également être exprimée en fonction de l'avance par dent f_z et de la hauteur de discrétisation dZ :

$$Ad_e = t_n \cdot db = \frac{dZ}{\sin \chi} \cdot f_z \sin \theta \sin \chi = f_z \sin \theta \cdot dZ \quad (3.20)$$

De plus, les coefficients spécifiques de coupe K_{rc} , K_{tc} et K_{ac} sont déterminés à partir d'un modèle de coupe oblique [Armarego, 1985] :

$$\begin{cases} K_{rc} = \frac{\tau_s}{\sin \phi_n \cos i} \frac{\sin(\beta_n - \gamma_n)}{\sqrt{\cos^2(\phi_n + \beta_n - \gamma_n) + \tan^2 \eta \sin^2 \beta_n}} \\ K_{tc} = \frac{\tau_s}{\sin \phi_n} \frac{\cos(\beta_n - \gamma_n) + \tan i \tan \eta \sin \beta_n}{\sqrt{\cos^2(\phi_n + \beta_n - \gamma_n) + \tan^2 \eta \sin^2 \beta_n}} \\ K_{ac} = \frac{\tau_s}{\sin \phi_n} \frac{\cos(\beta_n - \gamma_n) \tan i - \tan \eta \sin \beta_n}{\sqrt{\cos^2(\phi_n + \beta_n - \gamma_n) + \tan^2 \eta \sin^2 \beta_n}} \end{cases} \quad (3.21)$$

avec τ_s la contrainte de cisaillement, ϕ_n , β_n , γ_n , η et i respectivement les angles de cisaillement, de friction, de coupe, d'évacuation du copeau et d'inclinaison de l'arête de coupe. Le modèle d'Armarego fait l'hypothèse que les angles d'inclinaison i et d'évacuation du copeau η sont identiques en adoptant la règle de Stabler (cf. Figure 3.17).

Pour chacun des segments d'arête, ces paramètres sont déterminés à partir d'essais de coupe orthogonale en tournage et des expressions suivantes :

$$\tau_s = \frac{F_s}{A_s} = \frac{F \sin(\phi_n + \beta_n - \gamma_n)}{b \cdot \frac{f_z \sin \theta_2}{\sin \phi_n}} \quad (3.22)$$

$$\text{avec } F = \sqrt{F_t^2 + F_r^2} \quad (3.23)$$

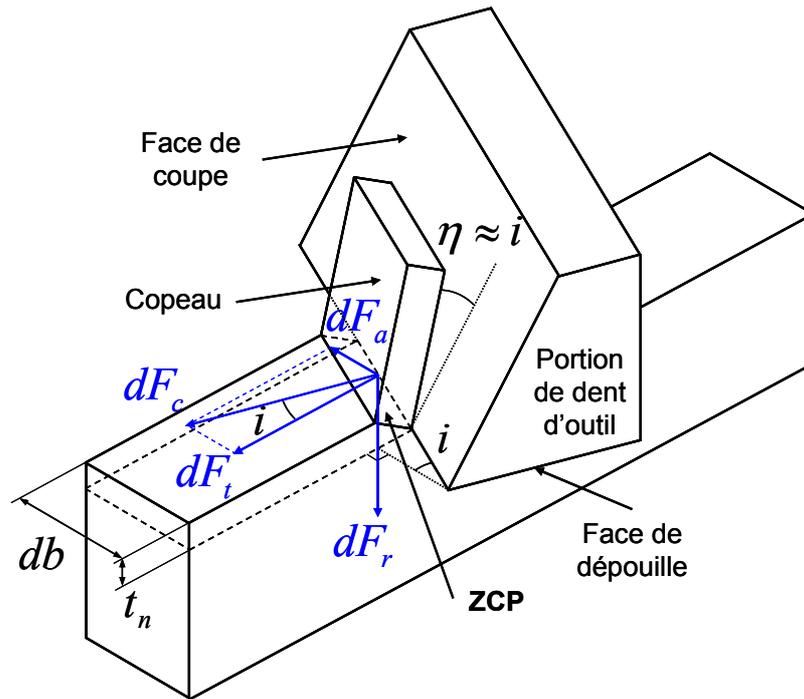


Figure 3.17. Répartition des composantes d'effort en coupe oblique

Le paramètre b de l'expression (3.22) est la largeur du palier utilisé pour la coupe orthogonale (classiquement la largeur d'un disque ou l'épaisseur d'un tube). Par ailleurs, l'angle de cisaillement ϕ_n est mesuré à partir des copeaux festonnés et l'angle de friction β_n est donné par l'expression suivante :

$$\beta_n = \gamma_n + \tan^{-1}\left(\frac{F_r}{F_t}\right) \quad (3.24)$$

En ce qui concerne les angles relatifs à la géométrie de l'outil, l'angle de coupe γ_n est constant, égal à 5° , et l'angle d'inclinaison $i = \eta$ varie de 0° , sur l'axe outil, à $i_0 = 30^\circ$ (angle d'hélice) sur la partie cylindrique de la fraise. L'angle d'inclinaison local $i(Z)$ est défini en fonction du rayon de l'outil R_0 et du rayon effectif $R(Z)$ [Fontaine et al., 2007] par :

$$i(Z) = \tan^{-1}\left(\frac{R(Z)}{R_0} \tan i_0 \sin \chi\right) \quad (3.25)$$

En ce qui concerne la prise en compte de l'angle d'inclinaison β_f , elle est certes déjà réalisée par la mesure des efforts de coupe, cependant, l'angle d'hélice local joue aussi un rôle important sur la répartition des différentes composantes des efforts élémentaires. En introduisant l'angle d'inclinaison β_f , la formule (3.25) devient :

$$i(Z) = \tan^{-1}\left(\frac{R(Z)}{R_0} \tan i_0 \sin(\chi + \beta_f)\right) \quad (3.26)$$

Les exemples (a) et (b) de la Figure 3.18 illustrent les inclinaisons positive et négative.

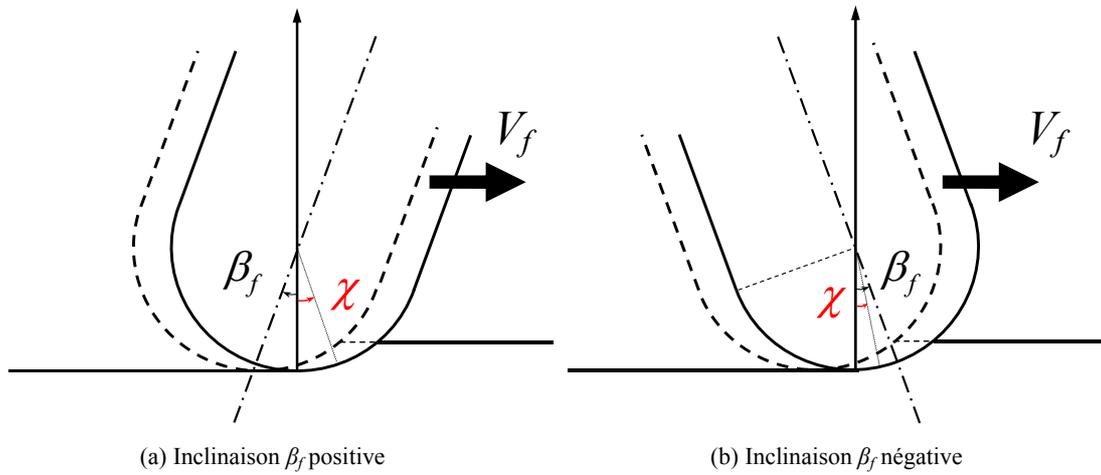


Figure 3.18. Influence de l'inclinaison outil sur l'angle d'hélice local

Enfin, les coefficients spécifiques d'arête K_{re} , K_{te} et K_{ae} sont déterminés en étape 6 à partir de la mesure des efforts de coupe globaux.

3.3.2. Détermination des coefficients spécifiques d'arête

Les efforts cartésiens sont obtenus en introduisant une matrice de passage par rapport aux efforts de coupe élémentaires radiaux, tangentiels et axiaux dF_r , dF_t et dF_a exprimés dans le référentiel sphérique (e_r, e_θ, e_χ) en fonction des coefficients K_{re} , K_{te} et K_{ae} :

$$\begin{bmatrix} dF_x(\theta) \\ dF_y(\theta) \\ dF_z(\theta) \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \sin \theta \sin \chi & \cos \theta & \sin \theta \cos \chi \\ \cos \theta \sin \chi & -\sin \theta & \cos \theta \cos \chi \\ -\cos \chi & 0 & \sin \chi \end{bmatrix} \begin{bmatrix} dF_r(\theta) \\ dF_t(\theta) \\ dF_a(\theta) \end{bmatrix} \quad (3.27)$$

L'intégration de ces efforts élémentaires permet ensuite d'obtenir les efforts globaux :

$$\begin{bmatrix} F_x(\theta) \\ F_y(\theta) \\ F_z(\theta) \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \int_{z=0}^{a_p} dF_x(\theta, z) \\ \int_{z=0}^{a_p} dF_y(\theta, z) \\ \int_{z=0}^{a_p} dF_z(\theta, z) \end{bmatrix} \quad (3.28)$$

Pour la valeur particulière de l'angle θ_2 où les efforts sont extremum, la comparaison des efforts calculés avec les efforts globaux mesurés en fraisage permet de déterminer les valeurs des coefficients spécifiques d'arête K_{re} , K_{te} et K_{ae} . En général, le coefficient spécifique K_{ae} est considéré négligeable [Lee & Altintas, 1996]. Cette hypothèse sera vérifiée pour le cas d'application effectué.

3.3.3. Répartition des chargements entre les zones de cisaillement

L'étape 7 porte sur le calcul de la partition des efforts radiaux, tangentiels et axiaux dans la zone de cisaillement tertiaire à partir des mesures d'efforts globaux. La Figure 3.19 ci-dessous est un agrandissement de la coupe Q-Q de la Figure 3.16. Elle présente l'une des dents d'un outil hémisphérique ayant un angle de coupe γ_n , constant sur l'outil entier. Les composantes des efforts seront indicées 1 dans la ZCS et 2 dans la ZCT (Figure 3.19).

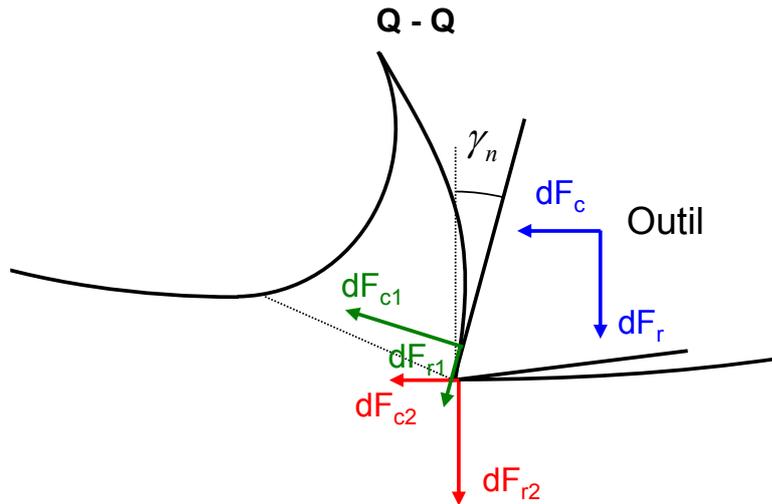


Figure 3.19. Relation entre les efforts globaux et locaux dans les zones de cisaillement

Par analogie aux équations (3.7) à (3.10) et en prenant en compte l'angle de coupe γ_n , le bilan des actions mécaniques exercés sur chaque élément discrétisé de l'outil permet d'obtenir les relations suivantes entre les composantes dF_c et dF_r sont celles associées aux ZCS et ZCT :

$$\begin{cases} dF_c = dF_{r1} \sin \gamma_n + dF_{c1} \cos \gamma_n + dF_{c2} \\ dF_r = -dF_{c1} \sin \gamma_n + dF_{r1} \cos \gamma_n + dF_{r2} \end{cases} \quad (3.29)$$

De plus, ces 2 composantes normales et tangentielles sur les faces de coupe et de dépouille peuvent être reliées par la loi de Coulomb avec un coefficient d'adhérence.

$$\begin{cases} dF_{c1} \cdot \mu_{ZCS} = dF_{r1} \\ dF_{c2} = \mu_{ZCT} \cdot dF_{r2} \end{cases} \quad (3.30)$$

Sur chacune de ces 2 faces, les composantes d'effort $dF_{a1,2}$ et $dF_{t1,2}$ peuvent être obtenues à partir de dF_{c1} et dF_{c2} comme illustré sur la Figure 3.17 :

$$\begin{cases} dF_{a1} = dF_{c1} \sin i \\ dF_{a2} = dF_{c2} \sin i \end{cases} \quad \text{et} \quad \begin{cases} dF_{t1} = dF_{c1} \cos i \\ dF_{t2} = dF_{c2} \cos i \end{cases} \quad (3.31)$$

A partir des relations précédentes, l'effort radial dans la zone de cisaillement tertiaire peut être identifié en fonction des composantes élémentaires dF_c et dF_r :

$$dF_{r2} = \frac{dF_c(\mu_{ZCS} \cos \gamma_n - \sin \gamma_n) - dF_r(\mu_{ZCS} \sin \gamma_n + \cos \gamma_n)}{\mu_{ZCT}(\mu_{ZCS} \cos \gamma_n - \sin \gamma_n) - \mu_{ZCS} \sin \gamma_n - \cos \gamma_n} \quad (3.32)$$

Une fois le calcul de l'effort élémentaire dF_{r2} effectué, l'expression (3.30) est utilisée pour déterminer la composante dF_{c2} , puis les expressions (3.31) permettent de déterminer les composantes des efforts élémentaires dF_{t2} et dF_{a2} dans la ZCT.

L'étape 7 consiste aussi à mesurer la largeur de la zone de contact a dans la ZCT. En effet, après une certaine longueur – quelques mètres – parcourue par l'outil, on observe une fine bande d'usure constante (Figure 3.20).

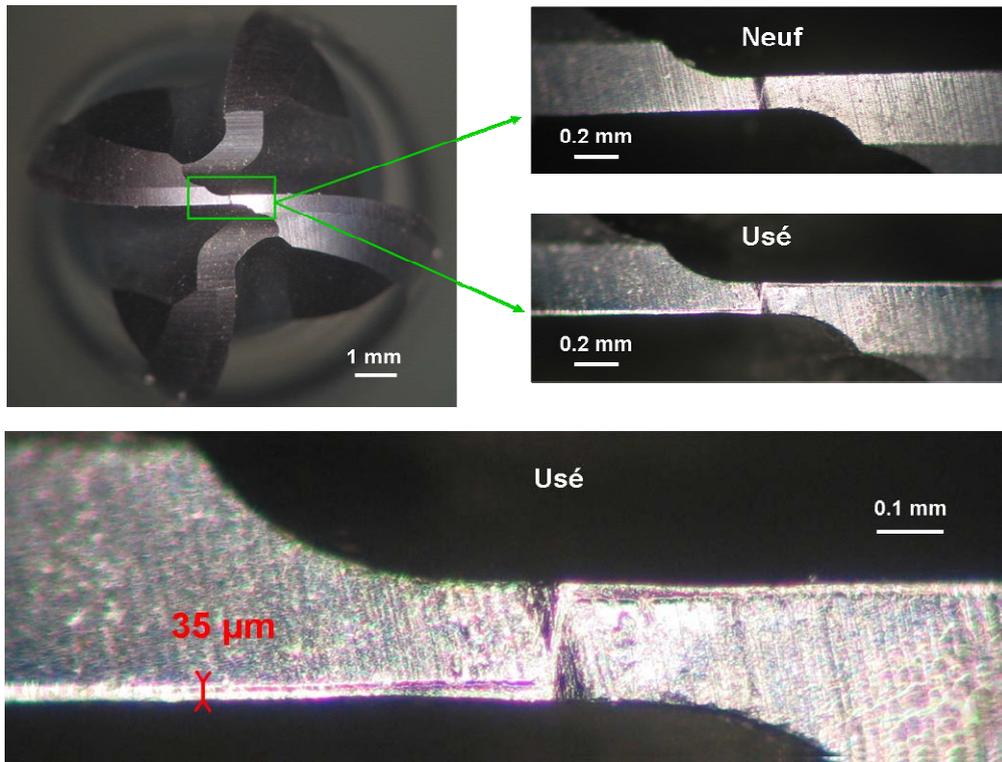


Figure 3.20. Mesure de la zone de contact dans la ZCT ($h_c = 5 \mu\text{m}$ et $\beta_f = -3^\circ$)

Les répartitions de pressions radiale dP_{r2} et axiale dP_{a2} sont ensuite obtenues à partir de la théorie de Hertz en assimilant la zone de contact outil-pièce à un contact de type cylindre-plan :

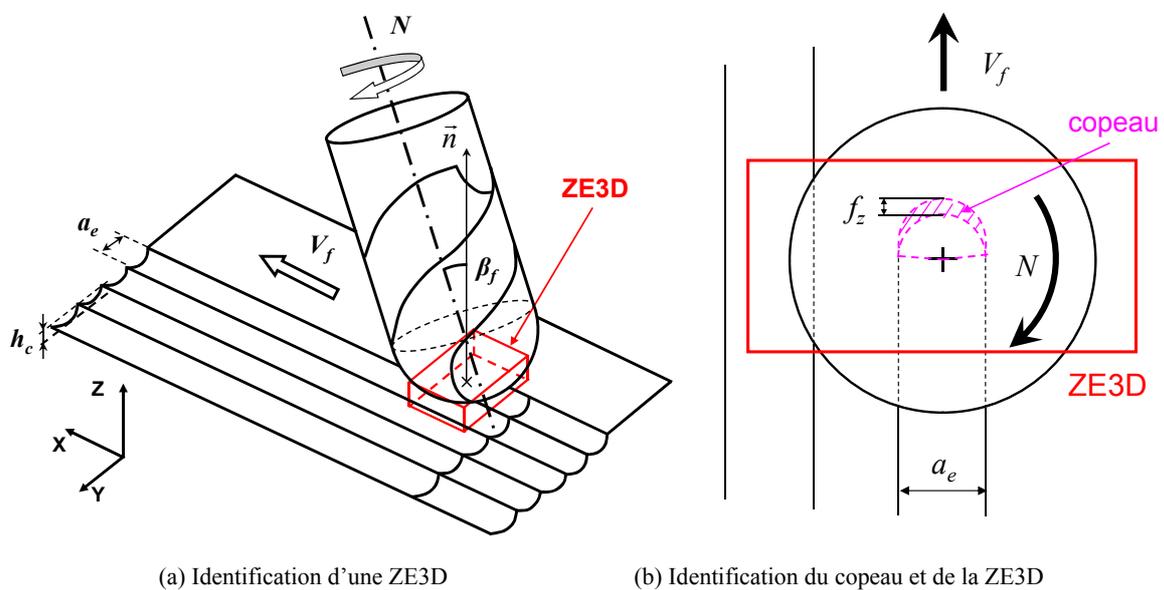
$$dP_{r2} = \frac{2dF_{r2}}{\pi a \cdot db} \quad \text{et} \quad P_{a2} = \frac{2dF_{a2}}{\pi \cdot db} \quad (3.33)$$

Où a est la demi-largeur de contact et la longueur de l'élément db .

Enfin, avant de présenter les dernières étapes du modèle qui sont expliquées en détail dans le paragraphe 3.7 pour le cas d'application ($h_c = 5 \mu\text{m}$, $V_c = 300 \text{ m/min}$, $f_z = 0.2 \text{ mm/dent}$, $\beta_f = -3^\circ$), le problème 3D peut être simplifié.

3.4. Représentation 2D d'un mouvement de coupe 3D

A l'inverse du tournage, le phénomène de coupe en fraisage est discontinu. Le copeau est fragmenté et a une épaisseur non constante. De manière simplifiée pour un outil de type hémisphérique, la forme du copeau, identique à chaque passage d'une dent, est représentée sur la Figure 3.21 (b). Nous proposons donc d'élaborer un modèle mixte dans une zone élémentaire 3D (ZE3D) de largeur a_e , ce qui correspond à un passage d'outil Figure 3.21 (a). Afin de déterminer un profil de contraintes sur 500 μm de profondeur, la profondeur de la zone simulée est choisie égale à 1 mm pour éviter les effets de bord et de réflexion thermique. De même, la longueur de la ZE3D est choisie suffisamment grande (4.2 mm) pour appliquer le chargement thermomécanique plusieurs fois et ainsi cumuler plusieurs passages successifs de l'outil.



(a) Identification d'une ZE3D

(b) Identification du copeau et de la ZE3D

(c) Décomposition dans la ZE3D du passage d'une dent en plusieurs ZE2D

Figure 3.21. Représentation du passage d'une dent dans une ZE3D en fraisage

Par ailleurs, la rotation d'une dent peut être décomposée en plusieurs secteurs angulaires pour lesquels les efforts de coupe sont très variables. A chaque secteur correspond une zone élémentaire 2D (ZE2D) définie par l'angle θ (Figure 3.21 (c)) sur laquelle sont imposées les composantes d'efforts $F_x(\theta)$, $F_y(\theta)$ et $F_z(\theta)$.

Ces efforts sont nuls lorsque $\theta = 0$ et lorsque $\theta = \pi$. En revanche, ils évoluent en fonction de la section du copeau qui est maximale pour θ_2 , lorsque la profondeur de passe effective est égale à a_p (Figure 3.21 (c)). Etant donné que de faibles efforts entraînent également de faibles champs de température, nous faisons l'hypothèse que les contraintes résiduelles sont essentiellement dues aux efforts et aux températures maximales. Seule la ZE2D où les efforts sont maximaux est considérée, ce qui simplifie le problème à un cas 2D. De plus, l'angle θ_2 peut être mesuré sur la courbe d'effort (Figure 3.15). Cet angle est de 170° ce que l'on observe de même sur la Figure 3.21 (c). La ZE2D est proche de $\theta = \pi$ ce qui permet, en première approximation, de considérer que les chargements successifs générés par les différentes passes de l'outil peuvent se superposer dans le même plan.

3.5. Détermination des sollicitations thermiques en sous-surface

En usinage, le phénomène de coupe ne génère pas seulement des efforts de coupe importants mais également un flux de chaleur sous l'effet des déformations plastiques. Ce flux de chaleur est évacué en partie dans le copeau, dans l'outil, dans la pièce et également par l'air (Figure 3.22). Dans les travaux de [Valiorgue, 2008] qui sont présentés au paragraphe 2.3.2, la répartition des flux de chaleur est proposée à partir de divers travaux de la littérature réalisés dans le cas de la coupe orthogonale. En fraisage, la coupe est discontinue et localement oblique. Nous proposons donc de mesurer l'évolution de la température en sous surface pour déterminer ensuite le flux de chaleur évacué dans la pièce.

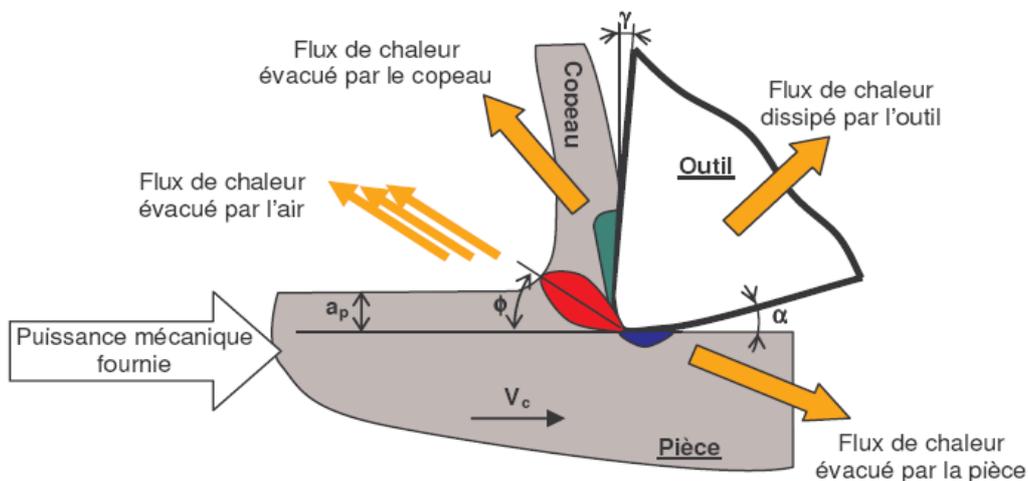


Figure 3.22. Distribution des flux de chaleur générés en coupe orthogonale [Habak, 2006]

Il existe principalement deux techniques expérimentales pour mesurer les températures de coupe en fraisage. La mesure par thermocouple qui consiste à insérer un ou plusieurs thermocouples dans la pièce (Figure 3.23) ou alors la mesure thermographique des radiations par caméra infrarouge. La mesure par thermocouple permet d'obtenir la température de coupe maximale mais il est très difficile par contre de reconstruire un champ de températures. La mesure par thermographie quant à elle mesure l'émissivité de la pièce, c'est-à-dire le rapport entre luminescence de la pièce et celle du corps noir. La caméra doit donc être précisément étalonnée sur un corps noir au préalable pour faire correspondre à une mesure d'émissivité, une température par une loi puissance.

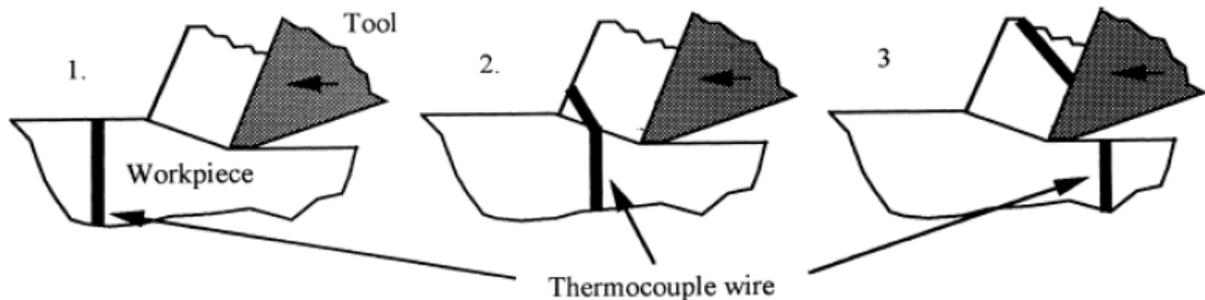


Figure 3.23. Mesure de température en fraisage à l'aide de thermocouples [Dewes et al., 1999]

La mesure par thermographie est également beaucoup plus utilisée pour le tournage que pour le fraisage. En effet, la coupe continue et l'outil fixe permettent de placer une caméra de manière à observer les différentes zones de cisaillement et ainsi d'obtenir un champ de températures (Figure 3.24).

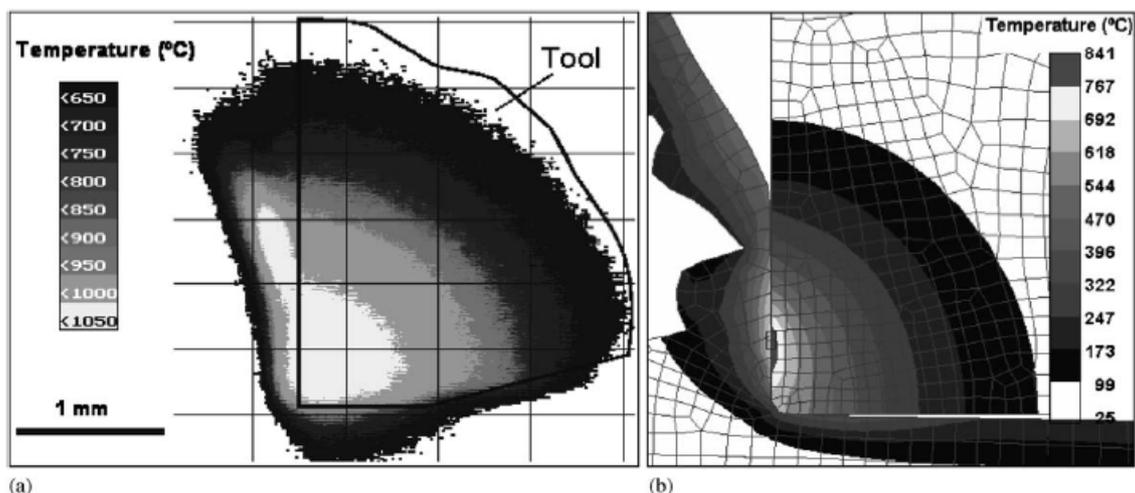


Figure 3.24. Distribution de températures obtenues (a) expérimentalement et (b) numériquement en tournage [Outeiro et al., 2006]

En revanche pour le fraisage, il est plus délicat de suivre la zone arête de coupe/pièce lorsque l'outil est en rotation. Dans le paragraphe suivant, un protocole expérimental est donc proposé

pour chercher à identifier la température, voir un champ de températures, en fraisage avec outil hémisphérique.

L'originalité de l'expérimentation que nous avons réalisée est d'adapter une mesure par caméra IR, classiquement réalisée en tournage, au cas du fraisage. Le protocole expérimental ainsi que les résultats des premiers essais sont détaillés en annexe B.

La thermographie telle que nous l'avons mise en œuvre ne permet pas pour l'instant de déterminer un champ de température. Cette expérimentation est au stade de développement et demande de nombreux autres essais et améliorations. A 1000 Hz, il est uniquement possible d'obtenir trois images sur un passage de dent. De plus, la vitesse de refroidissement de l'acier est trop importante par rapport à la fréquence d'acquisition de la caméra IR. Cependant, il est tout de même possible de mesurer la température obtenue dans la zone de contact arête de coupe/pièce.

Pour conclure, la valeur du flux imposée dans le modèle est identifiée de manière empirique par simulation numérique pour atteindre une température maximale de 207°C à l'interface arête de coup/pièce. Ce flux sera identifié dans le paragraphe d'application.

3.6. Identification des paramètres matériau du modèle

Les paramètres élasto-plastiques du matériau sont identifiés à température ambiante à partir des essais monotones et cycliques réalisés sur le 25MnCrSiVB6 présentés en annexe C. De plus, l'effet de la viscosité de ce matériau est négligé en faisant l'hypothèse qu'il est semblable à celui du 50CrMo4, étudié dans le chapitre 4 (cf. Figure 4.2 (a)). Des essais sur barres d'Hopkinson auraient dû être réalisés pour atteindre des vitesses représentatives du fraisage de 10^5 s^{-1} mais l'objectif est dans un premier temps de montrer la faisabilité de l'approche. Le comportement élasto-plastique avec écrouissage cinématique non linéaire identifié en quasi-statique à température ambiante est donc conservé.

Il est néanmoins nécessaire de déterminer le comportement élasto-plastique à chaud, pour une température atteinte de 207°C lors des essais thermiques. La détermination des coefficients d'écrouissage non linéaires est basée sur les travaux de [Roux, 2007] sur un acier, non pas bainitique mais martensitique. Les microstructures étant proches, les valeurs des différents coefficients sont reportées dans le Tableau 3.2 pour les températures de 20°C et de 200°C.

En ce qui concerne la masse volumique ρ , la chaleur spécifique C , la conductivité thermique λ et le coefficient de dilatation α , l'élévation en température n'est pas suffisante pour qu'ils varient significativement entre 20°C et 200°C. Ils seront donc pris constants sur toute la plage de températures.

Tableau 3.2. Paramètres matériau utilisés pour la simulation

	ρ (kg.m ⁻³)	C (J.K ⁻¹ .kg ⁻¹)	λ (W.m ⁻¹ .K ⁻¹)	α (K ⁻¹)	E (GPa)	Σ_y (MPa)	C_1 (MPa)	γ_1
20°C	7800	440	47	12.10 ⁻⁶	190	565	157 000	767
200°C	7800	440	47	12.10 ⁻⁶	190	510	52 000	346

3.7. Application du modèle à un cas d'usinage

Après avoir déterminé les efforts appliqués sur la pièce en fonction des conditions de coupe et ébauché la détermination des sollicitations thermiques, nous appliquons le modèle à un cas d'usinage. Le cas retenu est celui pour lequel les contraintes résiduelles sont les plus compressives, celui pour lequel l'étude thermique et la mesure de la zone de contact dans la ZCT ont été réalisés : $h_c = 5 \mu\text{m}$, $V_c = 300 \text{ m/min}$, $f_z = 0.2 \text{ mm/dent}$ et $\beta_f = -3^\circ$.

3.7.1. Identification de la répartition du chargement

3.7.1.1. Chargement mécanique

Comme nous l'avons présenté dans le paragraphe 3.1, l'ensemble des premières étapes consiste à déterminer la distribution des efforts radiaux dF_{r2} , tangentiels dF_{t2} et axiaux dF_{a2} au niveau de ZCT à partir d'une mesure globale des efforts de l'outil hémisphérique sur la pièce et des mesures de coupe orthogonale (cf. Tableau 3.3) qui permettent de déterminer les coefficients spécifiques de coupe K_{rc} , K_{tc} et K_{ac} avec les expressions (3.21).

Les essais de coupe orthogonale utilisés sont effectués sur un disque en acier 25MnCrSiVB6 de largeur $b = 3 \text{ mm}$. Les mesures des efforts et des angles de cisaillement sont effectués pour différentes vitesses de coupe, représentatives des vitesses effectives atteintes le long de l'arête de l'outil hémisphérique. De plus, la vitesse d'avance testée correspond à l'épaisseur de copeau effective pour l'angle $\theta = \theta_2$. Les résultats de ces essais sont reportés dans le Tableau 3.3 ci-dessous.

Tableau 3.3. Résultats des essais de coupe orthogonale pour $f = 0.1 \text{ mm/tr}$ et $b = 3 \text{ mm}$ (25MnCrSiVB6)

V_c (m/min)	F_t (N)	F_r (N)	F (N)	$\mu = F_r/F_t$	$\beta_n - \gamma_n$ (°)	ϕ_n (°)	τ_s (MPa)
50	543	326	633	0.60	31.0	67.3	281
100	493	320	587	0.65	33.0	61.6	136
150	470	316	566	0.67	33.9	61.1	145
200	424	276	506	0.65	33.1	60.0	79
250	471	297	557	0.63	32.2	53.0	124
300	418	241	482	0.58	30.0	47.7	254

Les essais de coupe orthogonale permettent aussi de déterminer les coefficients de friction dans les ZCS et ZCT qui sont considérés constants ($\mu_{ZCS} = \mu_{ZCT} = 0.6$) tout le long de l'arête de coupe. Ces coefficients, les angles de coupe locaux γ_n et les angles d'inclinaison i permettent de déterminer localement sur chaque élément discrétisé les efforts élémentaires dF_{r2} et dF_{a2} . L'angle de coupe γ_n de l'outil hémisphérique utilisé est constant, égal à 5° et les angles d'inclinaison locaux i évoluent le long de l'arête suivant l'expression (3.26).

Comme le modèle considéré est 2D, la distribution des efforts tangentiels dF_{t2} n'est pas prise en compte.

A partir de ces efforts élémentaires et de la largeur $a = 0.035$ mm, mesurée sur la face de dépouille, les répartitions des efforts surfaciques dP_{r2} et dP_{a2} sont obtenues grâce aux équations (3.33) le long de la zone de contact outil-pièce (Figure 3.34).

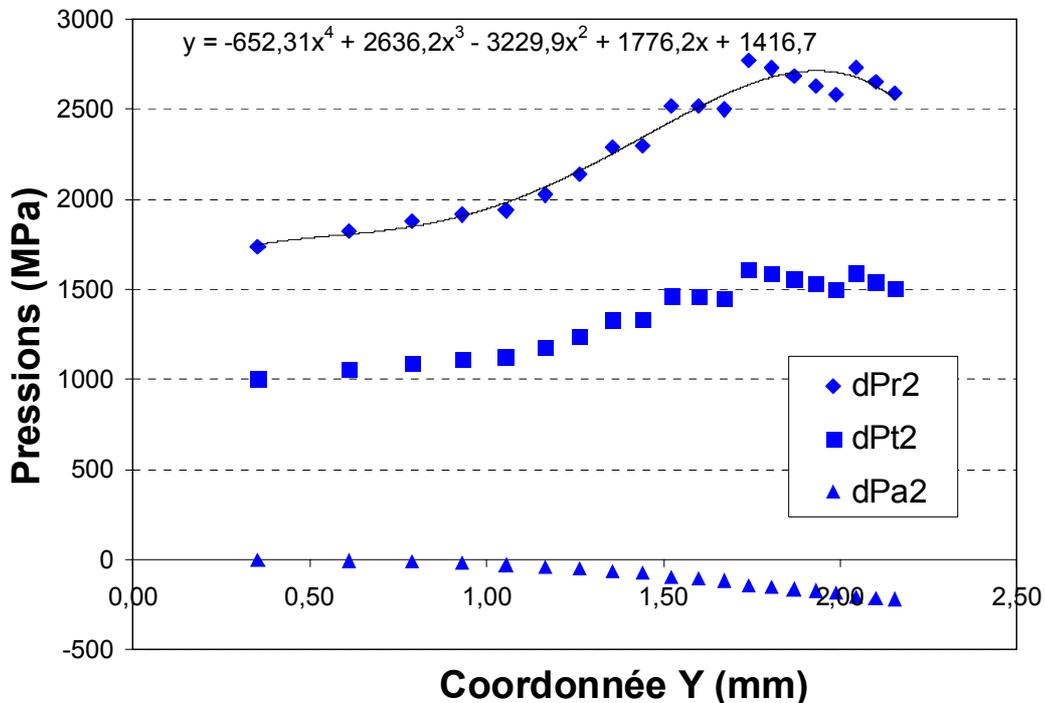


Figure 3.25. Répartition de pressions le long de l'arête de coupe

Les courbes de la Figure 3.25 montrent que la répartition des efforts surfaciques élémentaires dP_{a2} est négligeable devant les autres pressions. Les effets de dP_{t2} le sont également dans une moindre mesure par rapport à la pression dP_{r2} . L'utilisation d'une ZE2D dans laquelle on ne prend pas en compte le chargement dP_{t2} est donc une hypothèse raisonnable.

Les dernières étapes du modèle numérotées de 8 à 10 représentent la partie simulation du modèle. L'étape 8 est explicitée dans le paragraphe suivant pour déterminer le chargement thermique. L'étape 9 permet de passer du chargement des distributions dP_{r2} et dP_{a2} sur la

ZE2D au chargement équivalent sur la surface usinée finale. Les déplacements U_x et U_z sont ensuite relevés au niveau des nœuds de la surface finale en rouge (Figure 3.26). Le type d'élément choisi pour les simulations est le quadratique à 8 nœuds sans intégrités (4 points de Gauss) afin d'éviter les problèmes de blocage pour la plasticité. L'épaisseur est considérée unitaire en 2D. Les conditions limites sont positionnées sur la figure ci-dessous.

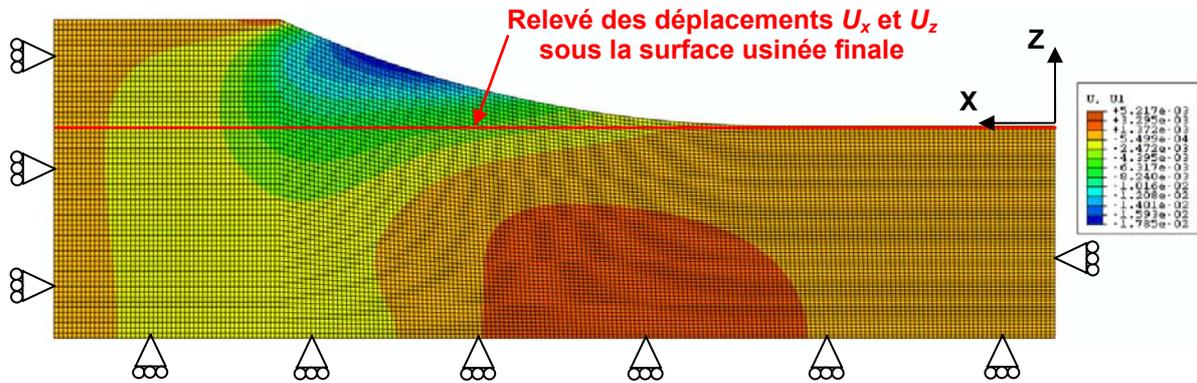


Figure 3.26. Simulation des déplacements U_x pendant chargement de la ZE2D

Ces déplacements sont tracés sur la Figure 3.27 dans le repère cartésien précisé par rapport au sens du chargement, c'est-à-dire de la droite vers la gauche.

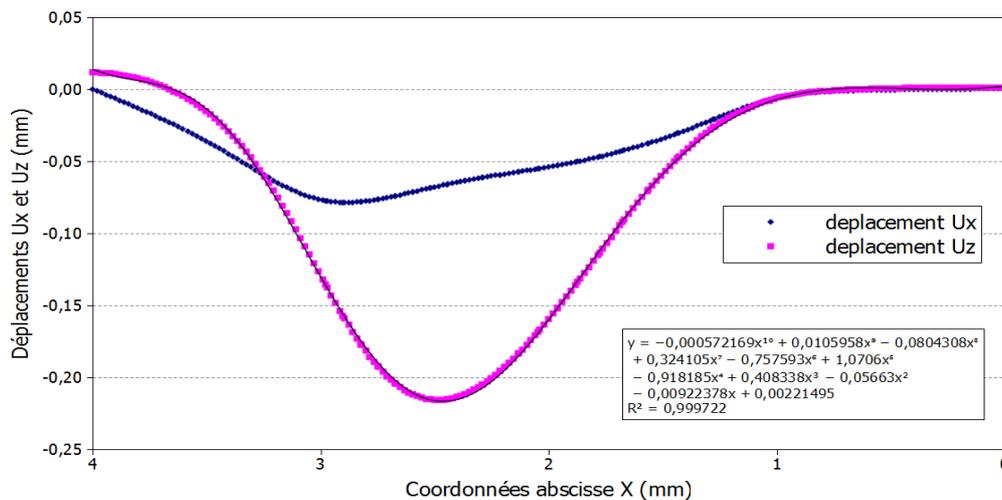


Figure 3.27. Distribution de déplacements U_x et U_z simulés sur la surface usinée finale

Après avoir obtenu les équations des courbes de déplacements par régression linéaire, comme par exemple U_z sur la Figure 3.27, ces chargements de déplacement sont appliqués sur la pièce finale maillée (sans surépaisseur d'usinage) qui est appelée ZE2D finale.

Ces déplacements U_x et U_z correspondent aux chargements qui sont imposés successivement le long d'une surface maillée. Ces déplacements sont imposés successivement pour représenter le passage de l'outil avec la prise de passe radiale a_e . L'objectif est par la suite de

comparer le profil expérimental des contraintes résiduelles pour ce cas d'usinage aux simulations qui seront obtenues une fois le couplage faible thermomécanique effectué.

3.7.1.2. Chargement thermique

Les mesures par caméra infrarouge n'ont pas permis de déterminer un champ de température car la diffusion de chaleur dans l'acier est trop rapide par rapport à la fréquence de prise d'image de la caméra. Dans le cadre d'un modèle thermomécanique découplé, nous allons donc utiliser, de manière simple, une densité de flux de chaleur constante imposée sur la zone où les pressions sont maximales – entre $X = 0.8$ et 2.8 mm – pour chaque passage de dent. La valeur de la densité de flux est choisie de manière itérative en fonction de la température maximale atteinte en surface.

La simulation thermique obtenue pour une densité de flux de chaleur de 115 W.mm^{-2} sur la Figure 3.28 indique une température maximale en sous-surface de 467 K (194 °C). Ce flux est choisi en fonction de la mesure de température maximale observée avec la caméra thermique qui est proche de 207 °C .

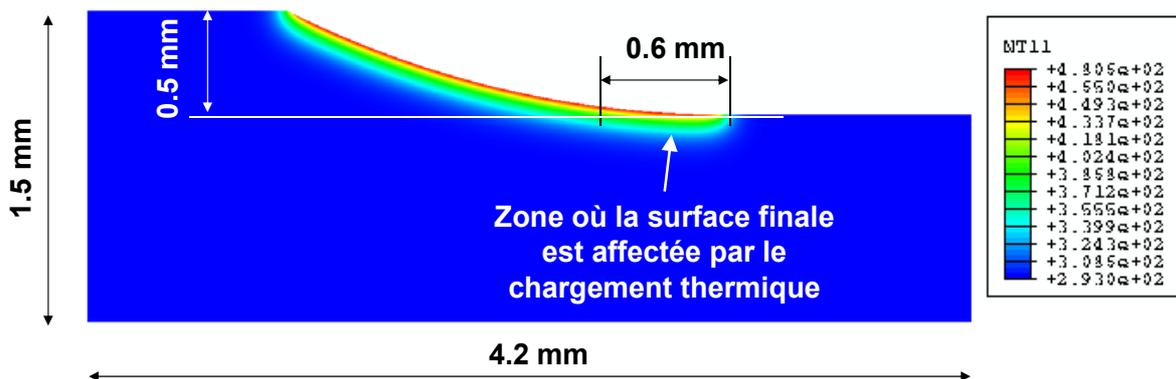
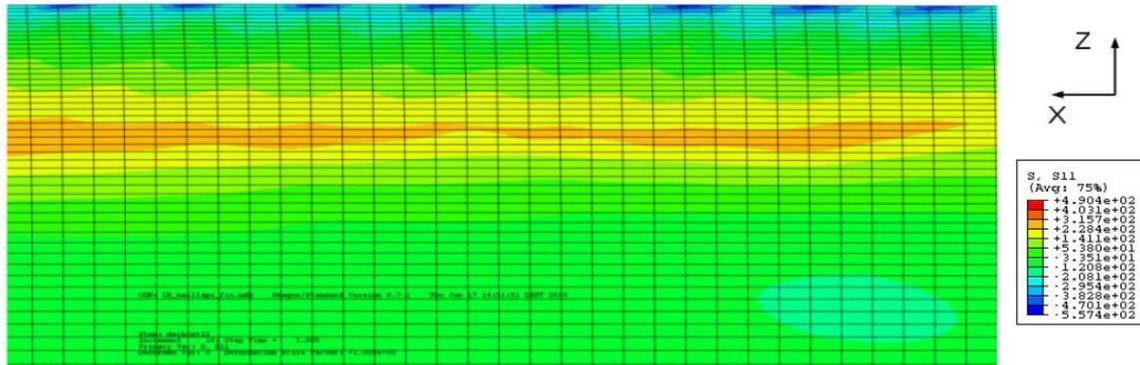


Figure 3.28. Simulation du chargement thermique lors du passage d'une dent

Ce flux est ensuite décalé de l'avance par dent réelle, c'est-à-dire 0.4 mm car une dent sur deux ne génère pas la surface finale pour $\beta_f = -3^\circ$. On obtient ainsi à chaque instant la carte de températures de la pièce introduite en tant que champ prédéfini initial de la simulation mécanique.

3.7.2. Résultat avec chargement mécanique uniquement

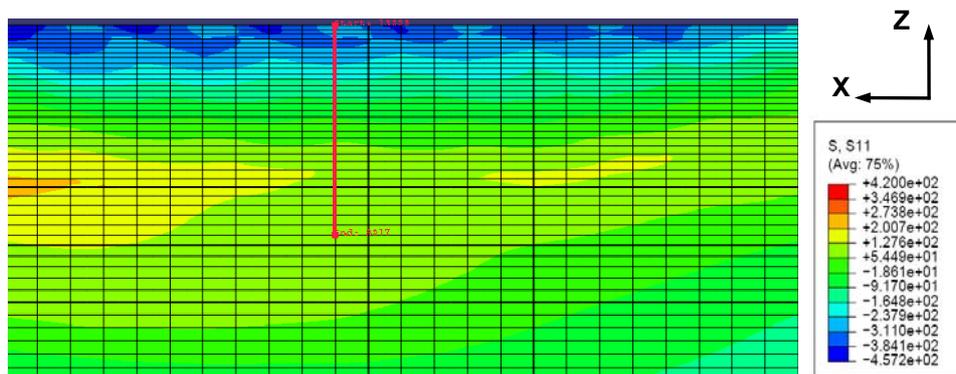
Afin de comprendre l'influence thermique de l'usinage sur les contraintes résiduelles, et notamment celle des faibles températures, une première simulation est réalisée avec un chargement mécanique uniquement. Ceci permet d'avoir un point de comparaison avec le cas d'application dont la température maximale atteinte est assez faible (207 °C).



Pour obtenir un état de contraintes stabilisé, il est nécessaire de réaliser suffisamment de chargements successifs correspondant au passage de plusieurs dents. Le champ de contraintes σ_{xx} sur la Figure 3.29 est uniforme en sous surface suivant l'axe X. Néanmoins, l'avance par dent étant importante, il est impossible d'obtenir un état de contraintes uniforme suivant l'axe X en extrême surface. Le profil de contraintes résiduelles obtenu est comparé aux autres profils avec chargement thermomécanique sur la Figure 3.33.

3.7.3. Résultat avec chargement thermomécanique

La Figure 3.30 présente le résultat de la simulation thermomécanique obtenu avec une densité de flux de chaleur de $115 \text{ W}\cdot\text{mm}^{-2}$ et le chargement mécanique identifié sur la Figure 3.27. On observe à nouveau une zone hétérogène en extrême surface dont l'espace régulier correspond à l'engagement radial a_e .



Un profil est extrait au niveau de la zone rouge de cette simulation, est tracé sur la Figure 3.31 puis est comparé au résultat du profil expérimental obtenu au chapitre 2 (paragraphe 2.5.3.2) sur la Figure 2.32 (a).

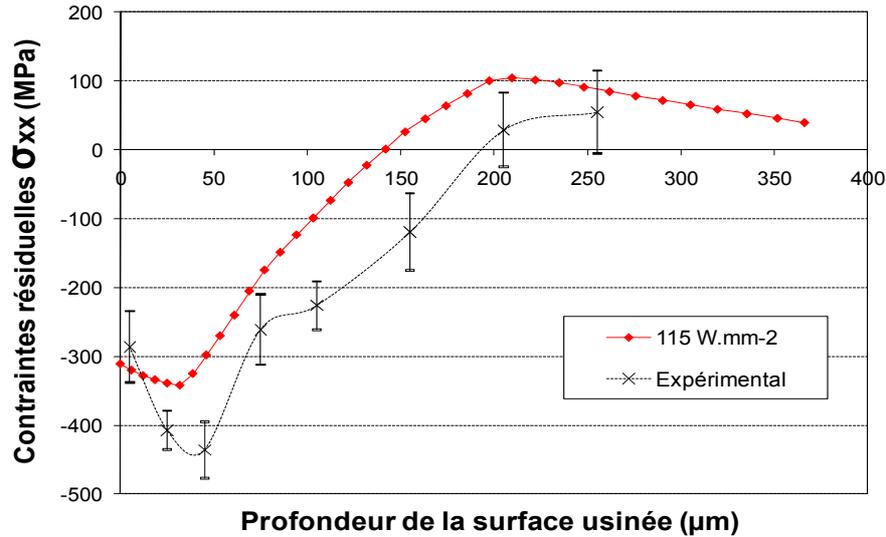


Figure 3.31. Comparaison des profils de contraintes résiduelles simulés et expérimentaux

On observe d'une part que malgré un léger décalage des niveaux de contraintes, la nature des deux courbes est similaire et la profondeur affectée est la même. La prévision des contraintes résiduelles σ_{xx} par le modèle mixte est donc assez proche de la réalité pour ce cas d'usinage. L'écart observé provient du fait que la simulation permet d'obtenir un profil local qui est ici comparé avec un profil de contraintes analysé à partir d'une mesure moyenne sur plusieurs motifs de microgéométrie.

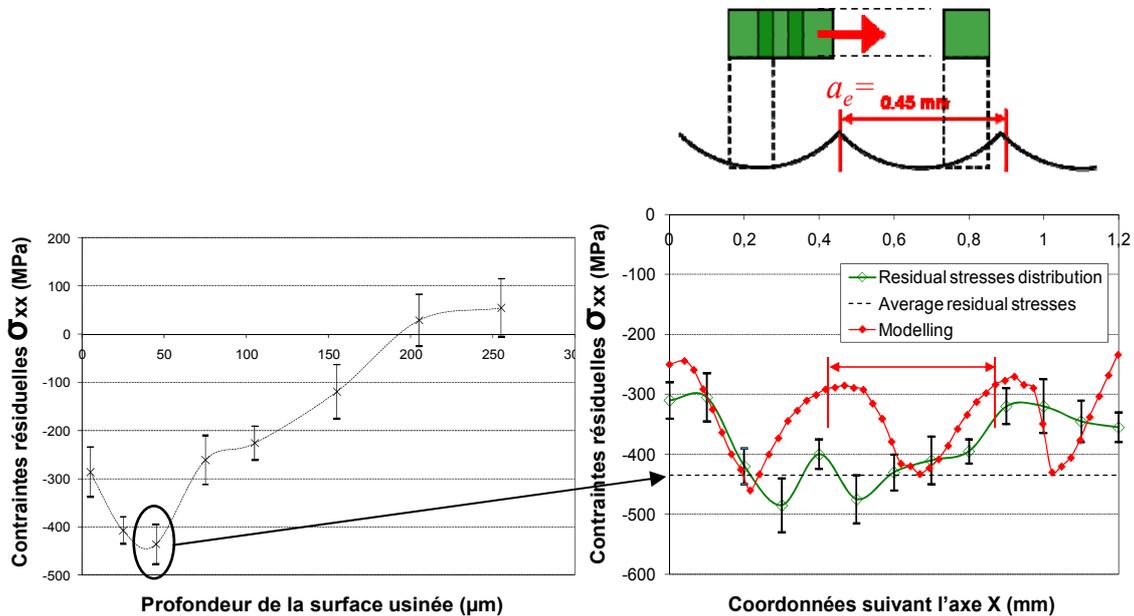


Figure 3.32. Distribution de contraintes résiduelles simulés et expérimentales à une profondeur de 50 μm

D'autre part, la simulation thermo-mécanique permet également de déterminer la distribution des contraintes résiduelles le long des crêtes. Sur la Figure 3.32, un écart de 200 MPa entre le niveau de contraintes des crêtes et celui des creux est observée sur la simulation tout comme

expérimentalement. De plus, cette distribution de contraintes résiduelles évolue avec une période égale à l'engagement radial a_e . Le léger décalage entre le profil de contraintes résiduelles obtenu par analyse expérimentale et par simulation (Figure 3.31) est également observé pour la distribution de contraintes sur la Figure 3.32.

3.7.4. Sensibilité au flux de chaleur

La sensibilité au flux de chaleur est étudiée pour déterminer si l'approximation du choix de la densité de flux thermique est raisonnable. Pour chacune des simulations réalisées avec différentes valeurs de densité de flux de chaleur, le profil de contraintes résiduelles est extrait au même endroit sur la pièce maillée. Les simulations sont effectuées sans chargement thermique, avec des densités de flux de chaleur de 115, 250, 350 et 500 $\text{W}\cdot\text{mm}^{-2}$. Ces champs génèrent respectivement des températures de coupe maximale de 20, 194, 233, 300 et 426°C en extrême surface.

Les profils de contraintes résiduelles tracés sur la Figure 3.33 soulignent clairement que le chargement thermique a une forte influence. L'absence de densité de flux de chaleur génère des contraintes très compressives, maximales en sous surface et qui deviennent de traction dans la profondeur à partir de $100\ \mu\text{m}$.

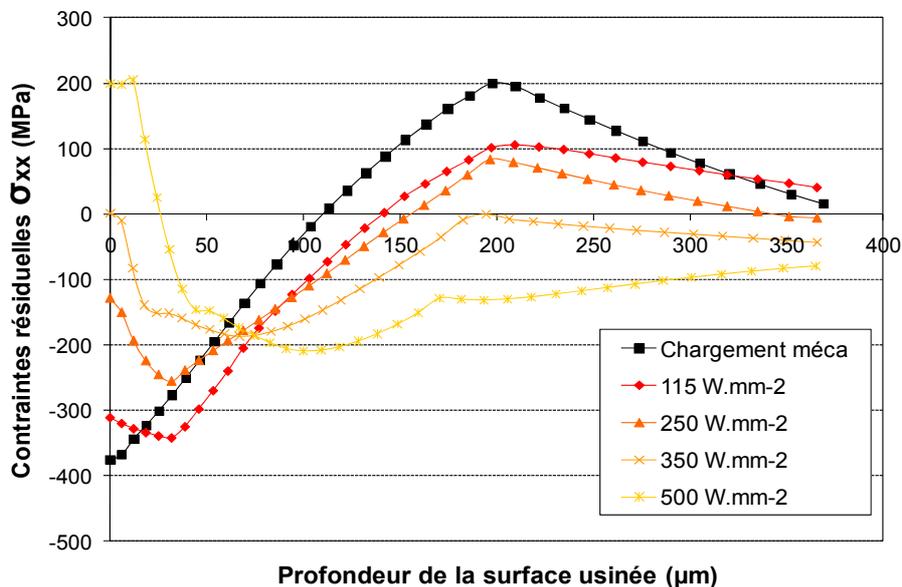


Figure 3.33. Répartition des contraintes résiduelles simulées pour différents chargements thermiques

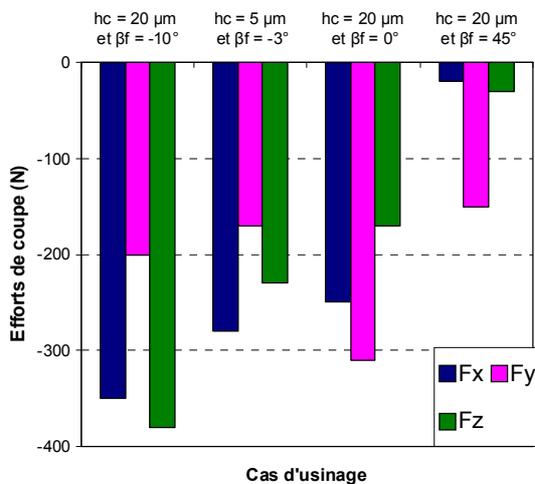
Le niveau de la densité de flux de chaleur agit directement sur celui des contraintes en extrême surface mais aussi en sous-surface. En effet, les contraintes tendent de plus en plus vers la traction dans les 20 premiers microns avec un flux élevé alors que la tendance s'inverse en sous-surface. Les contraintes sont compressives en sous-surface pour équilibrer

les contraintes de traction en surface. Le choix de la densité de flux thermique correspondant au cas d'usinage traité – 115 W.mm^{-2} – semble justifié car un champ thermique plus important induit des contraintes de traction en surface ce qui est éloigné des résultats expérimentaux. En revanche, un flux thermique plus faible ne modifierait pas beaucoup le résultat car le profil de contraintes résiduelles obtenu pour un chargement mécanique pur est proche de celui obtenu pour une densité de flux de 115 W.mm^{-2} . Les conditions de coupe utilisées dans ce cas d'usinage génèrent un flux thermique faible, qui a peu d'influence sur les contraintes résiduelles.

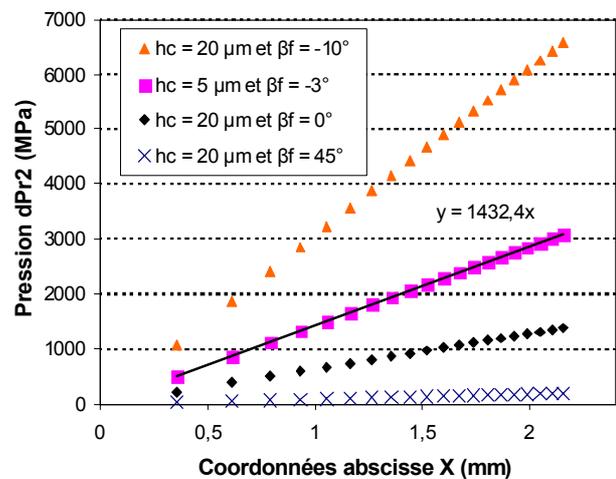
3.7.5. Discussion sur les autres cas d'usinage

La comparaison entre les différents cas d'usinage reste délicate car les courbes de la Figure 3.34 sont tracées en faisant l'hypothèse que la taille de la zone de contact dans la ZCT est la même. Pour $\beta_f = -10^\circ$ par exemple, toutes les composantes des efforts de coupe sont plus élevées et peuvent avoir pour conséquence d'augmenter la taille de cette zone. Cela engendrerait donc la diminution de la pression élémentaire dP_{r2} .

Néanmoins, on observe sur la Figure 3.34 qu'une légère diminution des efforts F_x et F_z entre les cas d'usinage ($h_c = 5 \mu\text{m}$, $\beta_f = -3^\circ$) et ($h_c = 20 \mu\text{m}$, $\beta_f = 0^\circ$) engendre des pressions locales très différentes dans la ZCT. Ce résultat est en accord avec les mesures expérimentales de contraintes résiduelles réalisées dans le deuxième chapitre. En effet, les contraintes sont très compressives dans le premier cas alors qu'elles sont de traction dans le second cas. De même, les distributions de pressions dP_{r2} sont beaucoup plus faibles pour l'inclinaison $\beta_f = 45^\circ$ ce qui engendre probablement des contraintes résiduelles moins compressives comme celles observées expérimentalement.



(a) Efforts globaux mesurés dans 4 cas d'usinage



(b) Distribution de dP_{r2} le long de l'abscisse X

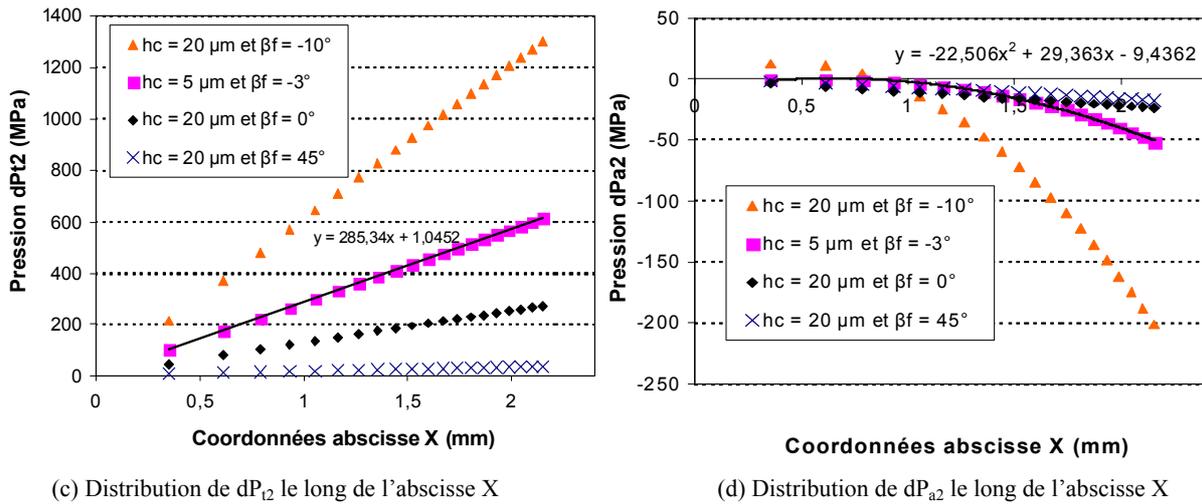


Figure 3.34. Détermination de la distribution des efforts surfacique dans la ZCT

En revanche, pour une inclinaison $\beta_f = -10^\circ$ les efforts de coupe sont plus  lev es et la distribution dP_{r2} probablement aussi. Il faut d'ailleurs mesurer la taille de la ZCT pour le vérifier. Il sera donc nécessaire de mesurer expérimentalement si la profondeur de passe radiale – plus élevée pour $h_c = 20\mu\text{m}$ – et les efforts de coupe plus importants suffisent à générer une densité de flux de chaleur plus élevée que pour $\beta_f = -3^\circ$. En effet, les températures de coupe doivent être suffisamment importantes pour obtenir des contraintes de traction en surface et de compression en sous surface comme on l'observe expérimentalement.

4. Conclusion

Ce troisième chapitre a permis de montrer la faisabilité du modèle de prévision des contraintes résiduelles proposé qui est basé sur une approche mixte avec identification expérimentale des chargements mécanique d'une part et thermique de l'autre. Malgré la complexité des chargements en fraisage, nous avons utilisé la même méthode que celle de [Valiorgue et al., 2007] pour traiter un problème de coupe discontinue, prenant en compte la décomposition du 3D au 2D, l'angle de coupe et l'inclinaison de l'outil. Ce modèle original a été validé sur un cas d'application et l'influence du flux de chaleur a été testée sur ce même cas d'usinage. Les écarts entre simulation et expérimental peuvent provenir du fait que la simulation permet d'obtenir un profil très local alors que la mesure est moyenne sur plusieurs motifs de microgéométrie. L'analyse locale des contraintes résiduelles réalisée au chapitre 2 doit donc être approfondie pour pouvoir comparer la mesure et la simulation de la façon la plus précise possible.

En revanche, n'ayant mesuré la largeur de la zone de cisaillement tertiaire (ZCT) que pour un cas d'usinage, nous n'avons pas étudié l'influence du chargement mécanique. Il faudra réaliser cette mesure et l'identification inverse de la densité de flux thermique pour appliquer le modèle aux autres cas d'usinage décrits dans ce chapitre. Il s'agit de la principale perspective pour ce modèle 2D.

Par ailleurs, le développement de l'érouissage du matériau soumis au chargement complexe (succession de chargements de compression de plus en plus élevés, puis succession de chargements de traction de moins en moins élevés) induit par le fraisage reste à étudier en détail.

L'avantage d'utiliser un modèle 2D pour le fraisage est la simplification de la détermination du chargement mécanique et le gain important sur le temps de calcul. L'hypothèse de ce modèle 2D est acceptable si le chargement tangentiel dP_{t2} est négligeable devant le chargement radial dans la ZCT. Dans le contexte de nos travaux, l'inclinaison de l'outil par rapport à la surface est l'un des paramètres ayant le plus d'influence sur les contraintes résiduelles. Ce paramètre est traité en grande partie par le relevé expérimental des efforts alors que l'évolution locale de l'angle d'hélice ne semble pas très influente car les chargements dP_{a2} sont très faibles. Par ailleurs, l'évolution du modèle en 3D permettrait non seulement de prendre en compte la composante dF_{t2} mais aussi de traiter l'influence des autres passages successifs de l'outil lors d'une stratégie par plans parallèles. Les passes suivantes de l'outil et

notamment l'effet de l'effort tangentiel sont en effet susceptibles de modifier les contraintes résiduelles. La modélisation 3D semble une perspective intéressante car elle permettrait de prendre en compte les hétérogénéités de contraintes entre les crêtes et les creux comme nous l'avons vu dans l'étude de corrélation entre microgéométrie et contraintes résiduelles effectuée au chapitre 2.

La mesure de la taille de la ZCT est également un point particulièrement primordial dans le modèle qui impacte directement la distribution de pressions en entrée de la simulation. Cette mesure nécessite beaucoup de passes d'usinage pour déterminer la largeur de la zone d'usure, donc de frottement. Néanmoins, l'utilisation de noir du carbone sur l'outil peut être une alternative en réalisant une seule passe mais sans lubrification.

Par ailleurs, la mesure de champ par caméra thermique en fraisage est délicate à réaliser et demande des améliorations sur le protocole expérimental à défaut d'avoir des caméras infrarouge fonctionnant à des fréquences plus élevées. La caméra ne peut pas se synchroniser sur le fonctionnement du centre d'usinage. Néanmoins, si la caméra est focalisée sur l'outil, et non sur la pièce, la quantité d'images à traiter sera plus importante et la probabilité de trouver des images exploitables également. La combinaison des mesures par thermocouples et caméra thermique devrait permettre d'améliorer la procédure. De manière analogue aux mesures thermiques, le champ de déformations peut aussi être déterminé en sous-surface pendant l'usinage à l'aide d'une caméra rapide et du logiciel Correl^{Q4}-LMT. Ce moyen expérimental serait une solution complémentaire au modèle pour déterminer le chargement mécanique.

CHAPITRE 4: Mise en évidence de l'influence de l'intégrité de surface sur le comportement mécanique

De nombreuses études font état d'une forte influence de l'intégrité de surface sur le comportement en fatigue mécanique. Cependant, peu de travaux complets proposent de prendre en compte cette intégrité de surface dans un modèle de prévision de la durée de vie en fatigue. C'est en vue de proposer un tel modèle que de nombreuses expérimentations ont été réalisées dans le cadre de cette étude. Ce chapitre présente une campagne d'essais de type Staircase, des essais d'auto-échauffement complétés par des essais de caractérisation qui mettent en évidence les différents mécanismes de rupture intervenant selon l'état mécanique non standard généré par fraisage.

Dans un premier temps, le comportement élasto-plastique de l'acier 50CrMo4 est caractérisé sous sollicitation monotone, puis sous sollicitation cyclique afin de pouvoir être utilisé dans un modèle de fatigue au chapitre 5.

Dans un second temps le comportement en fatigue en traction-compression d'un acier 25MnCrSiVB6 est étudié. Nous avons comparé les limites d'endurance et cherché à distinguer les différents mécanismes de rupture intervenant lors de l'amorçage d'une fissure sur éprouvettes polies et sur éprouvettes usinées. En effet, sous l'effet d'une contrainte, l'endommagement d'un matériau peut classiquement se produire par plasticité dans la matrice ou bien par propagation de fissure à partir d'un défaut. Afin de déterminer séparément l'influence de la microgéométrie et des contraintes résiduelles, quatre campagnes d'essais de fatigue sont ensuite réalisées en flexion plane pour maximiser l'influence de l'intégrité de surface. Deux approches expérimentales sont mises en oeuvre : la méthode Staircase ainsi que les essais d'auto-échauffement. Les résultats obtenus avec ces deux méthodes et différents traitements statistiques des résultats, pour évaluer la limite d'endurance et la dispersion en fatigue, sont comparés entre eux. Nous utilisons le facteur d'hétérogénéité des contraintes pour identifier la méthode la plus proche du comportement réel.

D'autre part, comme envisagé dans la conclusion du chapitre 2, un essai de flexion plane a été réalisé pour tenter de comprendre à quel type et quelle amplitude d'écrouissage correspond la mesure de largeur de corde mesurée lors des essais de diffraction par rayons X.

1. Caractérisation du comportement mécanique d'un acier 50CrMo4 bainitique

Ce paragraphe a pour but de présenter les caractéristiques chimiques et métallurgiques du matériau 50CrMo4 testé pour les essais de fatigue en flexion. Les caractéristiques mécaniques d'élasto-plasticité sont identifiées à partir d'essais de traction monotones et cyclique.

1.1. Présentation de l'acier 50CrMo4

L'acier à haute limite élastique 50CrMo4 développé par la société ASCOMETAL est essentiellement destiné au domaine de la construction mécanique et de l'automobile. La nuance étudiée dans ce chapitre est bainitique et non resulfurée – %wt S < 0.015 % – contrairement au 25MnCrSiVB6 (METASCO MC). La composition chimique de cet acier est détaillée dans le Tableau 4.1.

Tableau 4.1. Composition chimique de l'acier 50CrMo4

Acier	Composition chimique (% wt)						
	C	Mn	Si	Cr	Mo	S	P
50CrMo4	0.46-0.54	0.5-0.8	0.4	0.9-1.2	0.15-0.3	0.015	0.025

Ce matériau est obtenu par laminage à chaud sous la forme de barres brutes de diamètre 150 mm de plusieurs mètres de long. De plus, les bruts prismatiques (110×20×10 mm³) servant à la réalisation des éprouvettes de cette étude sont prélevés dans la direction de laminage afin d'éviter les problèmes d'anisotropie liées aux inclusions [Pessard, 2009]. Le faible taux de soufre réduit également ce risque avec un faible taux inclusionnaire de sulfure de manganèse. Un recuit est réalisé sur l'ensemble des bruts prismatique pour garantir l'uniformité de la microstructure de chacune des pièces.

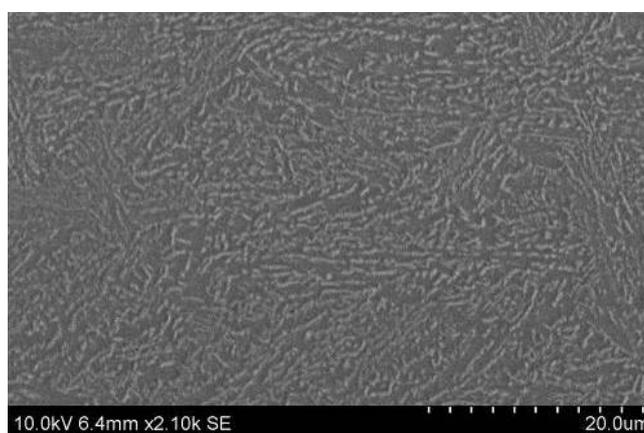


Figure 4.1. Analyse micrographique au MEB de l'acier 50CrMo4 bainitique

Par ailleurs, l'acier 50CrMo4 possède une matrice bainitique dont la dureté est de 315 HV, tout comme le METASCO MC. Cependant, la bainite observée sur la Figure 4.1 est une structure métastable qui est susceptible, comme nous l'avons vu dans le premier chapitre, de se transformer en martensite lorsque la pièce est soumise à de fortes sollicitations thermomécaniques comme l'usinage.

1.2. Identification du comportement élasto-plastique

En vue d'identifier le comportement élasto-plastique du matériau à température ambiante, plusieurs essais de caractérisation sont réalisés :

- Un essai monotone avec sauts de vitesse de déformation
- Un essai monotone avec charges-décharges
- Un essai cyclique de traction-compression

Ces essais sont effectués sur une machine de traction-compression MTS équipée du logiciel MPT. Les plans de définition des éprouvettes fournies en Annexe D présentent la géométrie des éprouvettes utilisées. Ces essais de traction monotones ou cycliques sont réalisés avec une éprouvette à section constante.

L'essai de traction monotone jusqu'à rupture est classique. Cependant, afin de tester la viscosité du matériau, différentes vitesses de déplacements sont imposées successivement lors de l'essai (10^{-4} , 10^{-3} et 10^{-2} mm.s⁻¹). La machine est pilotée en déplacement et la déformation est mesurée à l'aide d'un extensomètre dans la zone utile. L'effet de la viscosité (Figure 4.2 (a)) pour les vitesses de déformation testées apparaît quasi négligeable à température ambiante.

L'essai de charges-décharges permet de déterminer l'évolution de l'écrouissage et l'apparition de l'endommagement. Il consiste à passer légèrement en compression pour chacun des paliers de décharges afin de pouvoir évaluer l'augmentation et le déplacement dans l'espace des contraintes du domaine d'élasticité, et donc d'identifier les écrouissages isotrope et cinématique. La vitesse de déplacement imposée pendant cet essai est de 0.003 mm.s⁻¹. Les trois dernières décharges de l'essai (Figure 4.2 (b)) ne sont pas faites jusqu'à la compression pour éviter que l'éprouvette ne flambe. En revanche, elles permettent de déterminer la diminution du module de Young jusqu'à rupture et donc de caractériser l'endommagement du matériau.

L'essai cyclique est piloté en déformation à l'aide de l'extensomètre. Plusieurs paliers sont atteints : 0,5 %, 0,75 %, 1 %, 1,25 %, 1,5 %, 1,75 %, 2 %. Au delà, l'éprouvette commence à flamber en compression ce qui nous empêche de poursuivre l'essai. Dix cycles sont imposés à

chaque palier ce qui permet d'observer un léger adoucissement du matériau. Nous considérerons que l'adoucissement cyclique observé sur la Figure 4.2 (c), de 30 MPa au maximum pour les cycles de petite amplitude de déformation, est négligeable sur le comportement en fatigue à grand nombre de cycles.

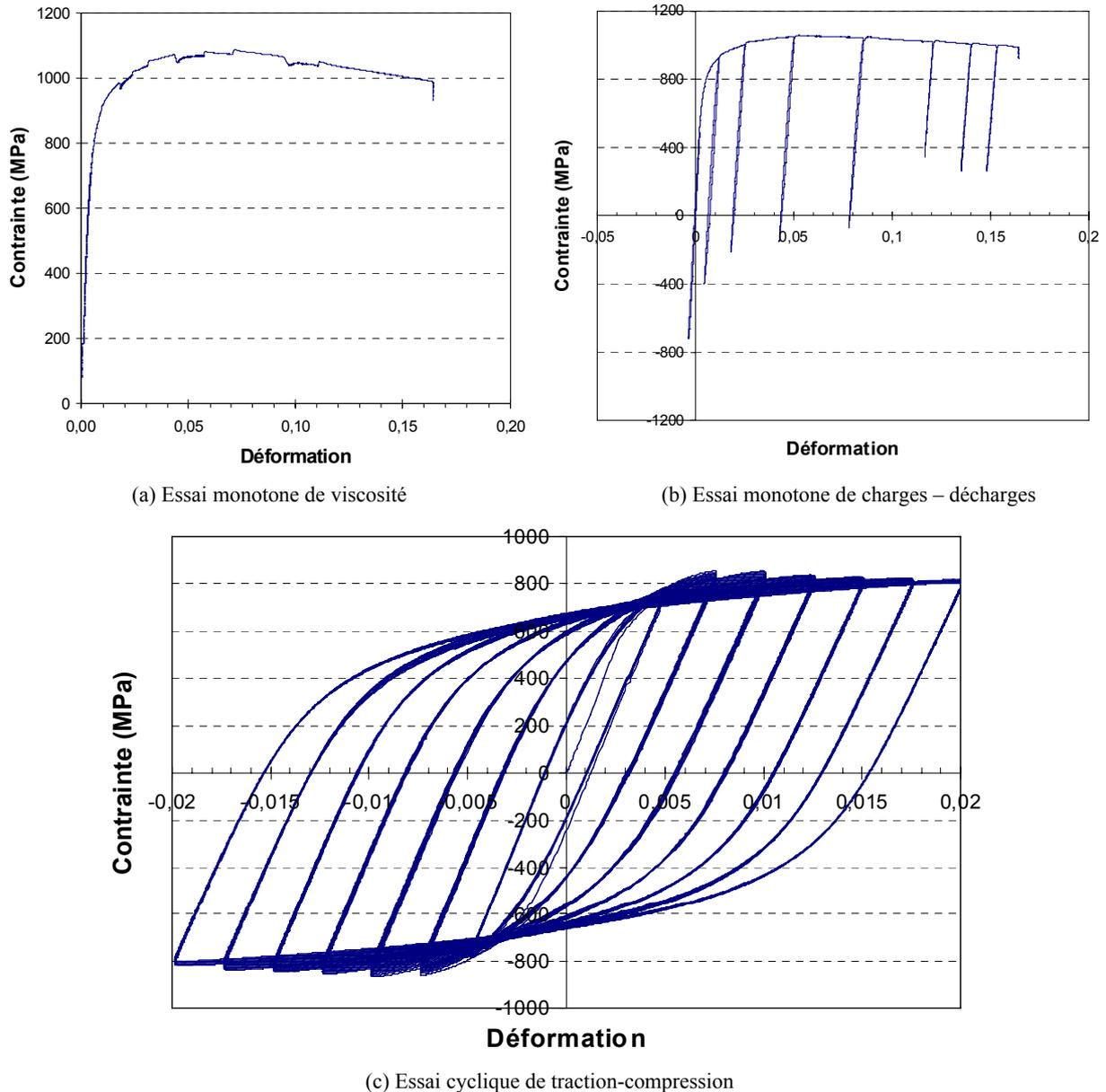


Figure 4.2. Essais de caractérisation de l'acier bainitique 50CrMo4

Même en négligeant ce phénomène d'adoucissement cyclique, pour rendre compte du comportement élasto-plastique cyclique du matériau, il est nécessaire d'utiliser un écrouissage isotrope non linéaire négatif, un écrouissage cinématique non linéaire et un second écrouissage cinématique linéaire. Pour décrire l'essai cyclique à petites amplitudes de déformation ($\varepsilon < 0.75 \%$), correspondant au cas de la fatigue à grand nombre de cycles, il est possible d'employer un modèle sans écrouissage isotrope et avec un seul écrouissage

cinématique non linéaire d'Armstrong-Frederick. En supposant une élasticité isotrope et une contrainte équivalente de Von Mises, le comportement élasto-plastique du matériau peut alors être modélisé par les équations suivantes :

$$\begin{aligned} \underline{\underline{\varepsilon}} &= \underline{\underline{E}}^{-1} : \underline{\underline{\sigma}} + \underline{\underline{\varepsilon}}_p \quad \text{with} \quad \underline{\underline{E}} = \underline{\underline{E}}(E, \nu) \\ f_p &= \sigma_{eq} - \sigma_y \leq 0 \quad \text{with} \quad \sigma_{eq} = \sqrt{3/2 (\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}}) : (\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}})} \\ \underline{\underline{\dot{X}}} &= C \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}_p - \gamma \underline{\underline{X}} \dot{p} \quad \text{with} \quad \dot{p} = \left[2/3 \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}_p : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}_p \right]^{1/2} \end{aligned} \quad (4.1)$$

où ε , ε_p , σ , X et E sont respectivement les tenseurs de déformation, de déformation plastique, des contraintes, d'écrouissage cinématique et d'élasticité et p la déformation plastique cumulée.

On peut remarquer que la modélisation de l'endommagement cyclique est possible avec ce modèle en identifiant l'évolution du coefficient γ en fonction de la déformation plastique cumulée p .

Les paramètres matériau, identifiés à partir des courbes expérimentales ci-dessus sont regroupés dans le Tableau 4.2. La Figure 4.3 permet de comparer la courbe expérimentale avec la réponse de ce modèle pour d'une part les valeurs de paramètres matériau et pour un autre jeu de paramètres identifiés avec une limite d'élasticité de 600 MPa.

Tableau 4.2. Paramètres matériau de l'acier 50CrMo4

Acier	Propriétés mécaniques								
	E (MPa)	Re _{0.2%} (MPa)	R _m (MPa)	Σ_y (MPa)	ν	C (MPa)	γ	A à 0° (%)	Dureté (HV)
50CrMo4	190 000	800	1080	480	0.3	188 000	580	17	315

Il convient de noter par ailleurs que le type de modélisation à un seul écrouissage cinématique est de mise en œuvre simple dans un modèle de comportement en fatigue dit à 2 échelles étudiés au chapitre 5 de ce mémoire.

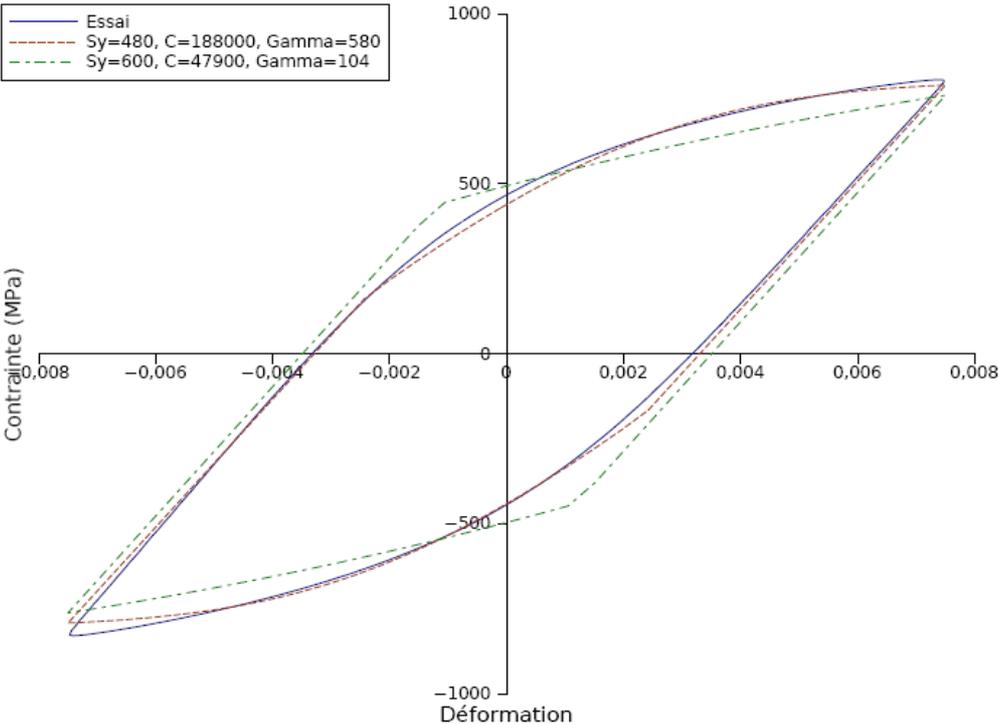


Figure 4.3. Identification de l'érouissage pour une déformation de 0.75% [Souto-lebel, 2010]

2. Mise en évidence des différents mécanismes de rupture en fatigue

Afin de mettre en évidence l'influence de l'intégrité de surface sur la tenue en fatigue, plusieurs campagnes d'essais ont été réalisées pour différents types de sollicitations. De plus, plusieurs méthodes de détermination de la limite d'endurance ont été utilisées pour identifier qu'elle est la plus précise pour décrire le comportement en fatigue. Ce paragraphe présente donc succinctement les analyses et les interprétations des résultats de ces essais.

2.1. Influence de la microgéométrie en traction-compression

L'influence de l'usinage sur le comportement en fatigue illimitée, c'est-à-dire à l'endurance, est étudiée en traction-compression. Des essais de fatigue à rupture et par auto-échauffement sont effectués pour mettre en évidence les différents mécanismes de rupture.

2.1.1. Évaluation de la limite d'endurance moyenne

Ce matériau n'étant pas disponible au début de cette étude, les premiers essais réalisés n'ont pas été effectués sur l'acier 50CrMo4 mais sur un acier 25MnCrSiVB6. Cet acier également bainitique a un comportement mécanique très proche comme décrit dans le chapitre précédent. Cependant, cet acier étant resulfuré, son comportement en fatigue est anisotrope (cf. [Pessard et al., 2008]). La direction de prélèvement des éprouvettes est donc choisie parallèle à la direction de laminage (notée 0°_L) les inclusions de sulfure de manganèse étant alors parallèles à la direction de chargement. Les essais de fatigue sont réalisés sur des éprouvettes usinées et polies et comparés aux résultats issus des travaux de [Pessard, 2009] sur des éprouvettes toroïdales et cylindriques (Figure 4.4).

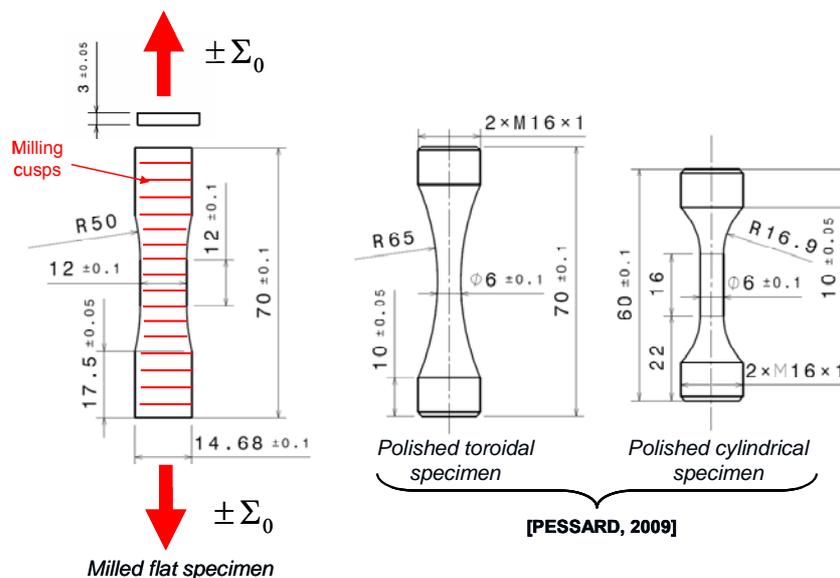


Figure 4.4. Géométries des éprouvettes de traction-compression $R_\sigma = -1$ [Guillemot et al.-a, 2010]

La géométrie toroïdale est utilisée pour des essais de type « Staircase » et la géométrie cylindrique pour des essais d'auto-échauffement. Afin de pouvoir comparer les résultats d'essais obtenus avec différentes géométries d'éprouvettes, il est essentiel d'utiliser le volume effectif V_{eff} , défini comme le produit du facteur d'hétérogénéité des contraintes H_m et du volume total V de la partie utile de l'éprouvette [Hild et al., 1992]:

$$V_{eff} = H_m \cdot V = \frac{1}{V} \int_V \left(\frac{\Sigma_0}{\Sigma_F} \right)^m dV \cdot V \quad \text{avec} \quad \Sigma_F = \max_V(\Sigma_0) \quad (4.2)$$

où Σ_0 est la contrainte appliquée sur l'éprouvette. Le facteur H_m permet de prendre en compte les effets de volume et d'hétérogénéité des contraintes dans chacune des éprouvettes. A chaque géométrie et type de sollicitation est associé un volume effectif. Plus celui-ci est grand, plus la probabilité de rencontrer un défaut critique dans la pièce et plus la limite d'endurance est faible.

La limite d'endurance moyenne $\overline{\Sigma_\infty}$ à 50% de probabilité de rupture – communément notée aussi σ_D – peut alors s'écrire :

$$\overline{\Sigma_\infty} = S_0 \left(\frac{V_0}{V_{eff}} \right)^{1/m} \Gamma \left(1 + \frac{1}{m} \right) \quad (4.3)$$

où m et S_0 désignent respectivement le module et le paramètre d'échelle d'une loi de Weibull à deux paramètres [Weibull, 1939], Γ la fonction d'Euler du second type (fonction gamma) et V_0 un volume de référence.

Il convient de noter que la relation entre les limites d'endurance d'une éprouvette plate et d'une éprouvette cylindrique, ne fait pas intervenir l'ensemble de ces paramètres mais uniquement le module de Weibull m puisque :

$$\overline{\Sigma_{\infty \text{ plate}}} = \left(\frac{V_{eff \text{ cylindrique}}}{V_{eff \text{ plate}}} \right)^{1/m} \overline{\Sigma_{\infty \text{ cylindrique}}} \quad (4.4)$$

Plusieurs exemples de calculs du facteur d'hétérogénéité des contraintes et du volume effectif associé à un type d'éprouvette et de sollicitation sont donnés en Annexe E.

Différents types d'essais de fatigue ont été réalisés dans le cadre de cette étude. La méthode dite du « Staircase » consiste à solliciter une première éprouvette à un niveau de contrainte proche de la limite d'endurance. Cet essai est réalisé pour un nombre de cycles (par exemple 2.10^6 cycles) auquel est associée la limite d'endurance. En fonction du résultat du premier

essai, i.e. rupture ou non avant d'atteindre le nombre de cycle imposé, l'éprouvette suivante est sollicitée à un niveau de contrainte inférieur ou supérieur. Cette technique de référence est malheureusement longue et coûteuse en nombre d'éprouvettes (15 de préférence).

Pour de nombreux matériaux, les essais connus sous le nom de mesures d'auto-échauffement ([Doudard, 2004], [Poncelet, 2007] ou [Berthel et al., 2007]) ont l'avantage de permettre une évaluation rapide de la limite d'endurance moyenne et de la dispersion avec une seule éprouvette. L'évaluation précise de la courbe de Wöhler requiert en revanche des éprouvettes supplémentaires [Doudard, 2004]. Des mesures d'auto-échauffement ont donc été effectuées pour des essais de traction-compression symétrique ($R_\sigma = -1$) à une fréquence de 15 Hz sur des éprouvettes usinées – avec une hauteur de crête de 20 μm – et polies. Le principe d'évaluation de la limite d'endurance par auto-échauffement est détaillé en Annexe F.

Les travaux de [Pessard et al., 2009] sur l'acier 25MnCrSiVB6 resulfuré mettent en évidence que contrairement aux essais de Staircase, les essais d'auto-échauffement ne permettent pas de rendre compte de l'anisotropie du comportement en fatigue du matériau à cœur. Les limites d'endurance, clairement différentes suivant la direction de prélèvement des éprouvettes par rapport à la direction de laminage, sont liées à différents mécanismes de rupture dans la matrice et près des inclusions molles de sulfure de manganèse. La rupture initiée dans la matrice est associée à la micro-plasticité et dissipe beaucoup d'énergie, ce qui n'est pas le cas de la micro-fissuration au niveau des inclusions (Figure 4.5). Les essais d'auto-échauffement étant essentiellement sensibles à la dissipation thermique associée à l'apparition de foyers de micro-plasticité, ils ne rendent pas bien compte de la micro-fissuration sur défauts pré-existants (ici les inclusions molles).

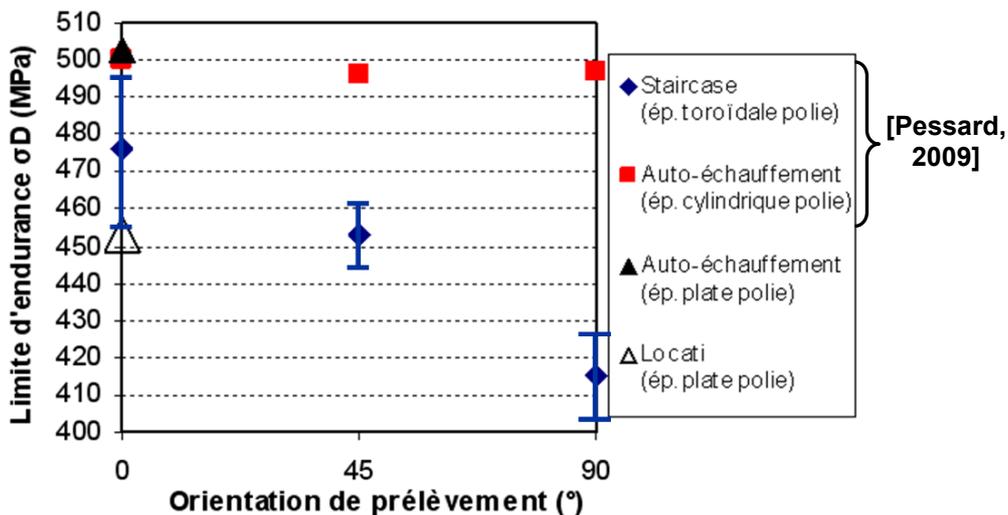


Figure 4.5. Anisotropie du comportement en fatigue de l'acier 25MnCrSiVB6 à cœur

Une autre conclusion à tirer de ces constatations est que les essais d'auto-échauffement ne permettent probablement pas de détecter un amorçage de fissure sur un défaut de rugosité (3ème ordre).

Par ailleurs, il existe d'autres méthodes permettant de déterminer rapidement une première évaluation de la limite d'endurance. La méthode des paliers successifs (Locati) consiste à réaliser un essai à rupture sur une seule éprouvette également. L'évaluation est donc moins précise qu'un « Staircase » mais beaucoup plus rapide. Le principe est proche de celui de l'auto-échauffement car la sollicitation se fait par paliers de contrainte croissants. Chaque niveau correspond à $N_i = 10^5$ cycles en commençant avec un premier niveau juste en dessous de la limite d'endurance supposée. Dans notre cas, pour une limite d'endurance supposée entre 450 et 500 MPa, le premier niveau est $\Sigma_1 = 425$ MPa avec un pas croissant de 25 MPa entre chaque palier.

Le niveau maximum atteint à rupture est $\Sigma_n = 525$ MPa. Un modèle d'endommagement linéaire de Miner est ensuite utilisé pour évaluer la limite d'endurance à $N = 2 \cdot 10^6$ cycles :

$$D = \sum_{i=1}^n D_i = \sum_{i=1}^n N_i \left(\frac{\Sigma_i}{C} \right)^{m_D} \leq 1 \quad (4.5)$$

où D désigne le paramètre d'endommagement ($0 \leq D \leq 1$), Σ_i et N_i respectivement la contrainte et le nombre de cycles appliqué à chaque palier, C et m_D les paramètres de la loi de Miner. Pour un paramètre m_D fixé, le paramètre C est calculé à partir de l'expression (4.5) en additionnant les endommagements élémentaires D_i pour obtenir un endommagement cumulé D égal à 1.

Une fois les paramètres C et m_D identifiés, la limite d'endurance moyenne est obtenue en considérant que l'évolution de l'endommagement au cours des cycles suit une évolution linéaire. La limite d'endurance moyenne est déterminée à partir de la relation suivante :

$$D = N \left(\frac{\overline{\Sigma_\infty}}{C} \right)^{m_D} = 1 \quad \text{avec} \quad N = 2 \cdot 10^6 \text{ cycles} \quad (4.6)$$

Ainsi pour une plage de valeurs de m_D prise entre 7 et 35, les limites d'endurances obtenues pour une éprouvette usinée et une éprouvette polie sont tracées sur la Figure 4.6. Les résultats soulignent une différence de 50 MPa entre une éprouvette polie et usinée quelle que soit la valeur du paramètre m_D .

Cependant, le paramètre m_D peut être identifié à partir du résultat de la limite d'endurance obtenue par « staircase » pour une orientation 0°L [Pessard et al., 2008] qui égal à 16. Les limites d'endurance à $2 \cdot 10^6$ cycles, respectivement de 394 MPa pour une éprouvette usinée et

de 440 MPa pour une éprouvette polie, doivent ensuite être corrigées par le facteur d'hétérogénéité des contraintes pour pouvoir les comparer aux autres résultats.

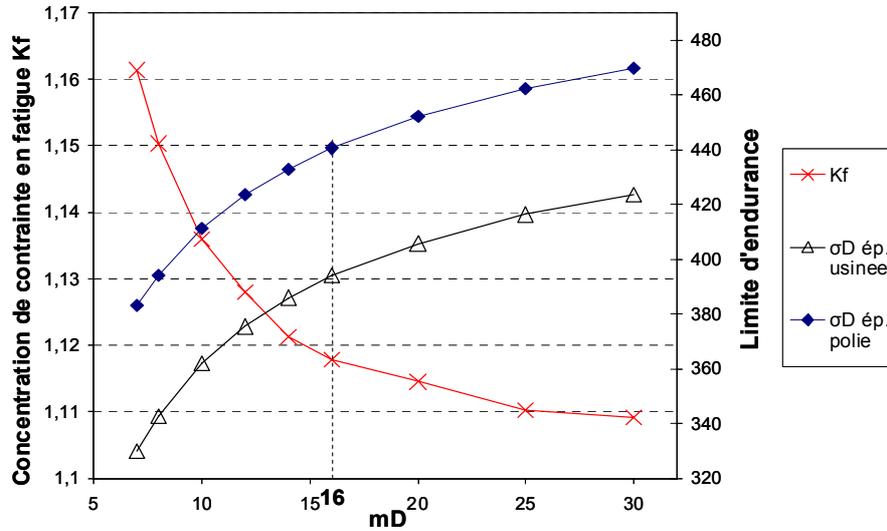


Figure 4.6. Influence de m_D sur les limites d'endurance obtenue par méthode Locati

Des essais d'auto-échauffement et de rupture avec une méthode de type Locati ont donc été effectués sur des éprouvettes polies et usinées (hauteur de crête h_c programmée de 20 μm). Les limites d'endurance obtenues par les différents types d'essais et différentes géométries sont toutes corrigées par le facteur d'hétérogénéité des contraintes. Les résultats résumés sur la Figure 4.7 montrent que la mesure par auto-échauffement n'est pas adaptée pour mettre en évidence les effets d'intégrité de surface sur ce matériau. En effet, les résultats associés à la méthode Locati montrent que la différence entre les limites d'endurance mesurées sur éprouvettes polie ou usinée est de 11% tandis qu'elle n'est que de 4% par la méthode d'auto-échauffement.

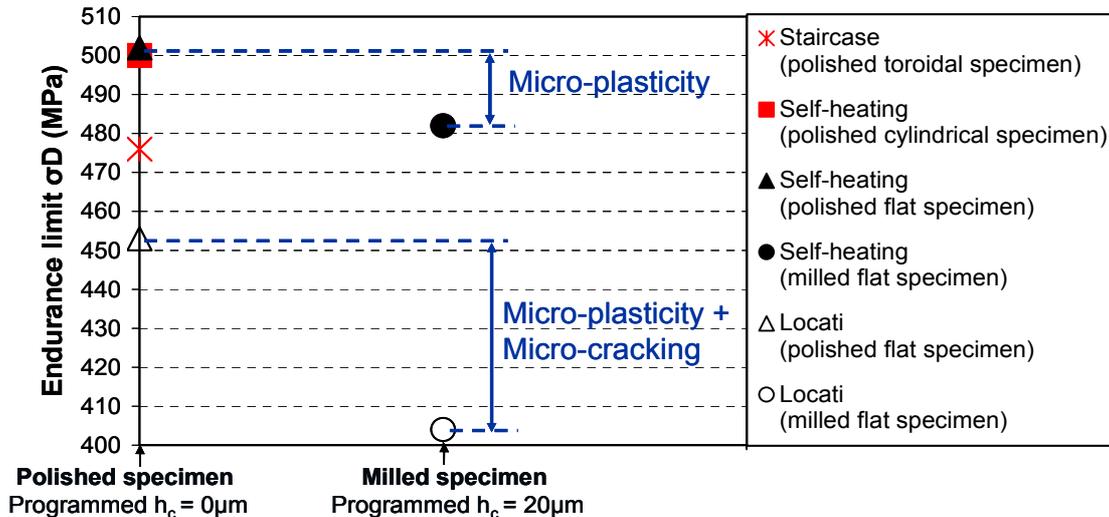


Figure 4.7. Synthèse des premiers tests de traction-compression $R_\sigma = -1$ [Guillemot et al.-a, 2010]

L'écart entre éprouvettes polie et usinée pour la méthode d'auto-échauffement atteste d'un mécanisme de micro-plasticité accentué en surface pour l'éprouvette usinée. En effet, la bonne répétabilité de cette méthode [Doudard, 2004] nous permet d'affirmer que la différence de 20 MPa est supérieure à l'incertitude de mesure. La différence plus importante entre éprouvette polie et usinée pour la méthode Locati confirme que la micro-plasticité n'est pas le mécanisme de rupture prédominant et qu'un phénomène de micro-fissuration à partir des défauts d'entaille est probablement également présent.

La dispersion autour de la limite d'endurance moyenne est également une information essentielle à connaître, notamment car nous comparons plusieurs méthodes de détermination de la limite d'endurance.

2.1.2. Dispersion associée au type d'essai effectué

Nous avons vu que les écarts de limite d'endurance, entre éprouvettes polies et usinées, issus d'un essai d'auto-échauffement et d'un essai à rupture sont différents, notamment lorsque le mécanisme d'amorçage est la micro-fissuration (Figure 4.7).

Il est également intéressant de comparer l'estimation de la dispersion en fatigue pour les deux méthodes précédentes. Les travaux de [Doudard, 2004] sur les essais d'auto-échauffement ont permis de développer une procédure basée sur un modèle probabiliste pour identifier la limite d'endurance et la dispersion. La dispersion est généralement associée à un module de Weibull [Weibull, 1939]. Plus ce paramètre, noté m , est élevé et plus la dispersion en fatigue est faible. Les essais de fatigue ont été réalisés sur les deux matériaux utilisés lors de cette étude pour des éprouvettes polies et usinées (avec une inclinaison d'outil nulle). Les contraintes résiduelles sont évaluées pour ces deux cas d'usinage. Pour les éprouvettes polies, les contraintes sont compressives d'une amplitude de -100 MPa sur les 20 premiers microns tandis qu'elles sont faiblement de traction (environ 150 MPa) pour une éprouvette usinée. Nous ferons donc l'hypothèse que ces contraintes n'ont pas d'influence sur les résultats de ces essais de traction-compression pour lesquels le volume effectif est très élevé. Seule l'influence de la microgéométrie est testée.

Le module de Weibull est identifié à partir des courbes d'échauffement en utilisant la formule reliant la variation de température moyenne à l'amplitude de contrainte appliquée [Doudard, 2004] :

$$\bar{\theta} = k \cdot \Sigma_0^{m+2} \quad (4.7)$$

Les résultats de l'identification des modules de Weibull grâce aux courbes de la Figure 4.8 sont reportés dans le Tableau 4.3 et comparés aux résultats des essais de Staircase, utilisés pour identifier le module de Weibull à partir de l'expression :

$$CV = \frac{\overline{\Sigma_\infty}}{\underline{\Sigma_\infty}} = \frac{\sqrt{\Gamma\left(1 + \frac{2}{m}\right) - \Gamma^2\left(1 + \frac{1}{m}\right)}}{\Gamma\left(1 + \frac{1}{m}\right)} \quad (4.8)$$

Cette formule sera redémontrée dans le chapitre 5.

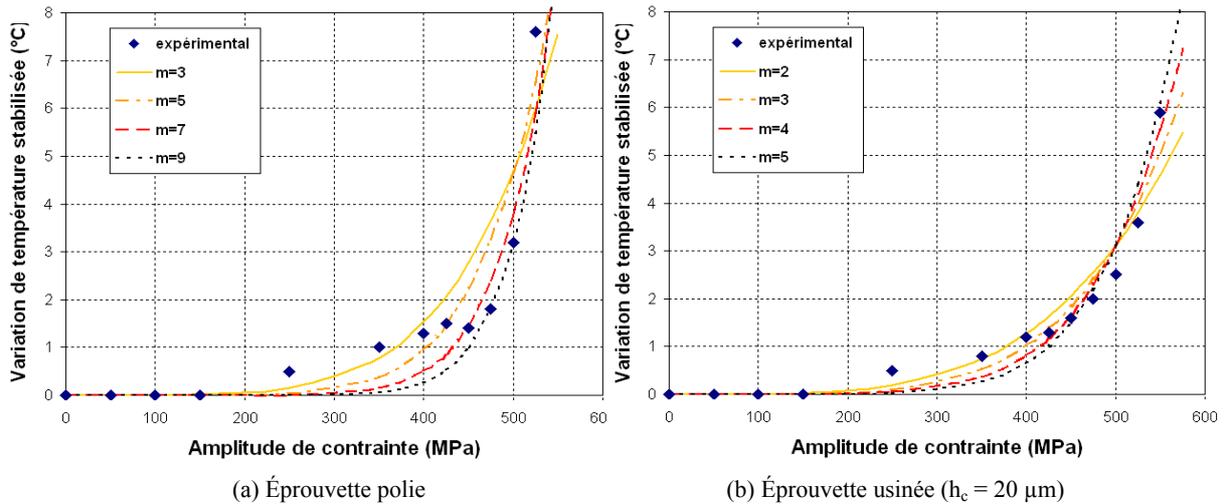


Figure 4.8. Identification du module m à l'aide d'un essai d'auto-échauffement

On observe que l'identification des modules de Weibull par l'expression (4.7) ne permet de modéliser soit le début de la courbe d'auto-échauffement, soit la fin. En effet dans ce type d'acier, l'élévation en température est progressive et apparaît même pour de faibles amplitudes de contrainte. Il est donc nécessaire d'utiliser deux asymptotes pour évaluer la limite d'endurance moyenne (cf. Annexe F).

Tableau 4.3. Limite d'endurance moyenne et module de Weibull en traction-compression $R_\sigma = -1$

Matériau	25MnCrSiVB6 (METASCO MC)			50CrMo4		
	Type d'essai réalisé			Staircase	Auto-échauffement	Staircase
Type d'éprouvette	Polie 0°L	Usinée 0°L $h_c = 5 \mu\text{m}$	Usinée 0°L $h_c = 20 \mu\text{m}$	Polie 0°L	Polie 0°L	Polie 0°L
Limite d'endurance	491	470	472	476	499	482
m (Weibull)	5 à 9	3 à 5	3 à 5	30	12	66

Pour l'acier 25MnCrSiVB6, l'écart déjà observé par auto-échauffement entre les éprouvettes polies et usinées est également observé pour l'acier 50CrMo4, le module de Weibull pour les

éprouvettes usinées étant également plus faible que pour les éprouvettes polies. Ainsi, plus la surface présente de défauts, plus la dispersion en fatigue est importante. Il n'y a en revanche aucune différence détectée entre deux éprouvettes ayant une hauteur de crête différente.

On remarque également que tous les modules de Weibull identifiés par les essais d'auto-échauffement sont beaucoup plus faibles que ceux déterminés par les essais de « Staircase ». Cela signifie donc que la dispersion décrite par les essais d'auto-échauffement est surévaluée par rapport à la réalité.

2.1.3. Synthèse

Les essais de traction-compression mettent en évidence l'influence de la microgéométrie sur la tenue en fatigue. La baisse de la limite d'endurance est liée à des mécanismes de microplasticité en surface pour les essais d'auto-échauffement tandis que les essais de fatigue à rupture semblent témoigner en plus d'un mécanisme de micro-fissuration à partir des défauts de microgéométrie.

Enfin, il convient de noter qu'il est difficile de séparer le comportement de la surface et du matériau à cœur à partir de résultats d'essais réalisés sur des éprouvettes dont les rapports surface sur volume sont différents. Une augmentation de ce rapport accroît l'effet de l'intégrité de surface sur la limite d'endurance. Les essais de type Staircase effectués dans le cadre de cette étude pour distinguer l'influence de différentes conditions d'usinage ont été réalisés en flexion sur des éprouvettes dont la géométrie est identique (cf. Figure A.9 en Annexe D).

2.2. Influence de l'intégrité de surface en flexion plane

Nous allons mettre en évidence l'influence des différentes caractéristiques de l'intégrité de surface sur la tenue en fatigue de l'acier 50CrMo4. Le comportement moyen et la dispersion seront analysés pour comparer des essais à rupture réalisés par la méthode du Staircase, des essais dont les résultats sont identifiés par le logiciel industriel ESOPE et des essais d'auto-échauffement.

2.2.1. Courbes de fatigue

Des essais de flexion 4 points ont été effectués afin de maximiser l'influence des effets de l'intégrité de surface. En effet, la contrainte est maximale en surface, ce qui privilégie l'amorçage en surface. Les essais ont été réalisés au centre de recherche CREAS d'ASCOMETAL sur une machine de type Vibrophore. Les essais de fatigue sont menés à 55 Hz et nous ferons l'hypothèse que l'échauffement de l'éprouvette ne perturbe pas les résultats

de fatigue à cette fréquence. Les éprouvettes de flexion, définies en annexe D sur la Figure A.9, sont chanfreinées et la zone centrale est usinée suivant différents cas. L'éprouvette est retournée sur le montage de flexion afin que la surface usinée soit sollicitée en traction (Figure 4.9).

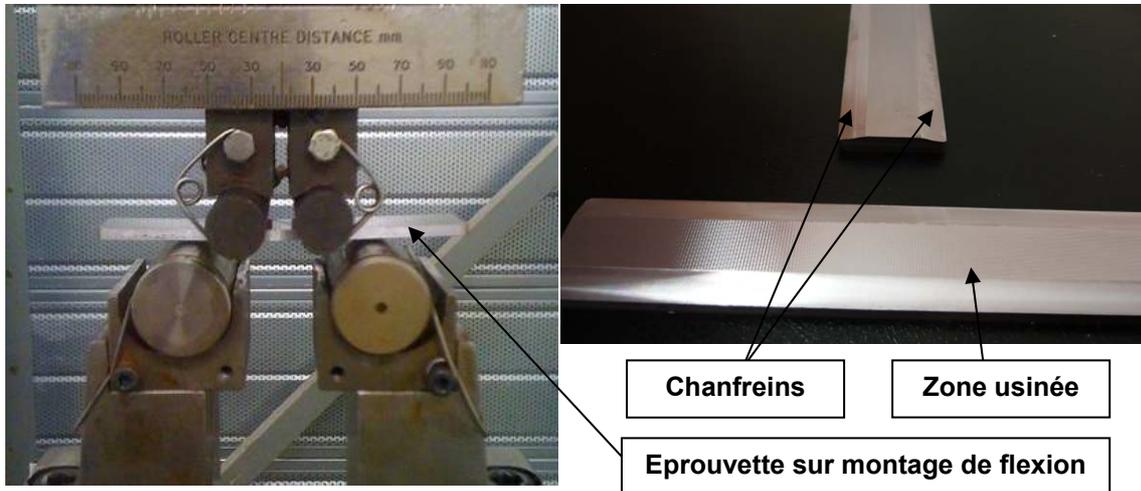


Figure 4.9. Présentation de l'éprouvette et du système de flexion

L'objectif de ces essais de flexion est d'établir séparément quels sont les effets de la microgéométrie et de l'état mécanique engendré par l'usinage, les contraintes résiduelles et l'écaillage étant à priori impossible à décorrélérer. Quatre séries d'éprouvettes sont donc usinées avec différentes conditions pour déterminer le rôle de chaque caractéristique de l'intégrité :

- C1 : Les éprouvettes sont réalisées avec les conditions d'usinage générant les contraintes résiduelles les plus compressives ($h_c = 5 \mu\text{m}$, $V_c = 300 \text{ m/min}$, $f_z = 0.2 \text{ mm/dent}$ et $\beta_f = -3^\circ$).
- C2 : Les conditions d'usinage sont les précédentes. Cependant, un recuit de relaxation est effectué afin de supprimer, autant que possible, les contraintes résiduelles. L'optimisation du traitement thermique a permis d'établir les conditions suivantes : le cycle de chauffage est composé d'une montée en température d'une minute, d'un maintien à 470°C pendant une heure et d'un refroidissement progressif de 5 heures. Ce traitement a été effectué au sein de l'entreprise BODYCOTE en utilisant des fours sous atmosphère contrôlée en azote (H_2N_2) pour éviter les problèmes de corrosion. La difficulté de ce traitement est le choix de la température de recuit. Il faut en effet diminuer au maximum les contraintes résiduelles tout en conservant une largeur de corde à cœur égale à celle de l'éprouvette usinée. En dessous de 470°C , les propriétés intrinsèques du matériau ne sont pas altérées (cf.

annexe G). On observe ainsi sur la Figure 4.10 que l'amplitude des contraintes résiduelles diminue fortement et que l'écaillage en surface est effacé après le traitement thermique. La comparaison entre les cas C1 et C2 permet donc d'évaluer l'influence des contraintes résiduelles de compression.

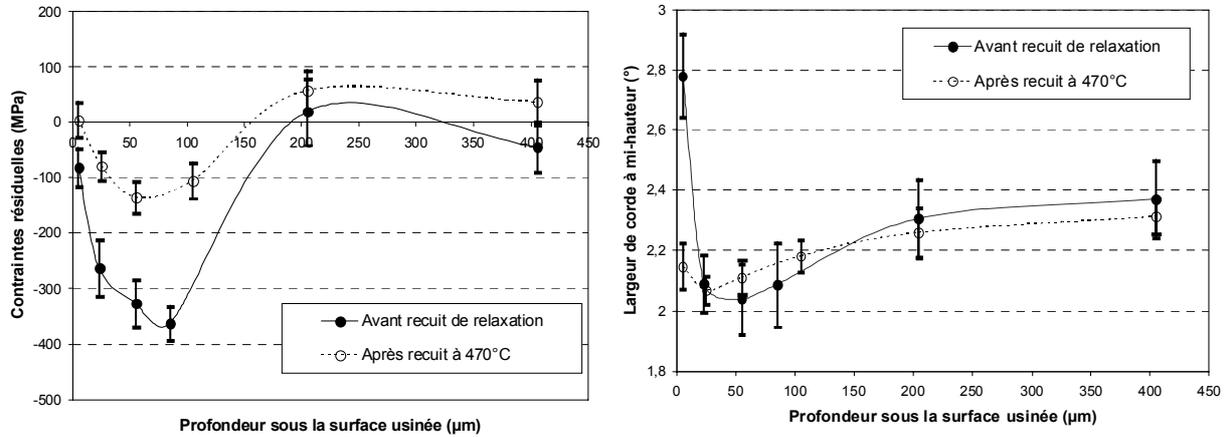


Figure 4.10. Effet du traitement thermique de recuit sur les caractéristiques mécaniques

- C3 : Les éprouvettes sont réalisées pour des conditions de coupe conduisant à une bonne microgéométrie et à de faibles contraintes résiduelles ($h_c = 5 \mu\text{m}$, $V_c = 300 \text{ m/min}$, $f_z = 0.2 \text{ mm/dent}$ et $\beta_f = 45^\circ$). Seule l'inclinaison de l'outil est modifiée. Ces éprouvettes subissent le même recuit. La comparaison entre les cas C2 et C3 permet ainsi d'évaluer l'effet de la microgéométrie pour une même hauteur de crête programmée.
- C4 : Ces éprouvettes sont polies et recuites pour servir d'essai de référence.

Pour le premier cas d'usinage C1, la méthode du Staircase est réalisée avec 13 éprouvettes, ce qui est proche du nombre recommandé de 15 éprouvettes pour appliquer cette méthode. La limite d'endurance moyenne et l'écart-type associé sont ensuite calculés avec seulement 8 éprouvettes. Les résultats très similaires entre les deux calculs (Tableau 4.4) valident le choix d'utiliser la méthode du « Staircase » avec seulement 8 éprouvettes pour les trois autres cas étudiés. Dans cette méthode, d est l'espacement des niveaux de contrainte imposés à chaque palier.

Tableau 4.4. Limite de fatigue calculée en fonction du nombre d'éprouvettes (Cas C1)

Nombre d'éprouvettes	Nombre de ruptures	Nombre de non ruptures	Esp. des niveaux d (MPa)	N cycles	Limite d'endurance moyenne $\overline{\Sigma_\infty}$ (MPa)	Ecart-type $\overline{\overline{\Sigma_\infty}}$ (MPa)
13 éprouvettes	6	7	15	2.10^6	690	± 28
8 éprouvettes	4	4	30	2.10^6	695	± 26

De plus, pour obtenir la courbe de Wöhler complète, 7 essais supplémentaires sont réalisés à des amplitudes de contraintes plus élevées (Figure 4.11). Le nombre total d'éprouvettes pour obtenir une courbe de Wöhler est donc de 15 pour chacun des cas d'usinage.

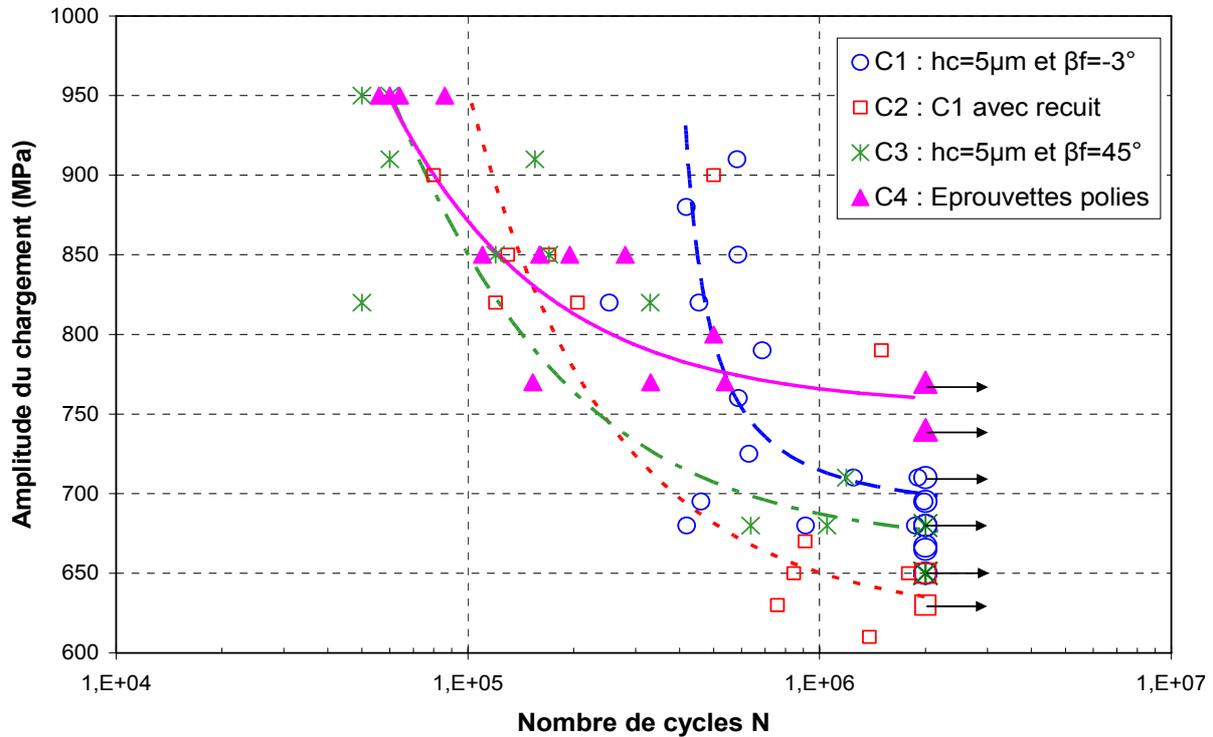


Figure 4.11. Courbes de Wöhler en flexion 4 points $R_\sigma=0.1$

Les limites d'endurance et écart-type calculés sont reportés dans le Tableau 4.5. Les résultats montrent d'une part que les contraintes résiduelles de compression (cas C1) permettent un gain de 10% sur la limite d'endurance moyenne au cas C2 ayant la même microgéométrie. L'écart type associé au cas C1 est également nettement réduit par rapport au cas C2, qui est le plus défavorable. De plus, le comportement en fatigue limitée est nettement meilleur que celui des autres éprouvettes. Les éprouvettes C2, C3 et C4 ont le même comportement à amplitude de contrainte importante ce qui signifie que la microgéométrie ne joue aucun rôle et donc que la micro-plasticité est le mécanisme d'amorçage de fissure prépondérant. Pour l'éprouvette C1, on remarque que les contraintes résiduelles et l'écrouissage conservent un effet important à contraintes élevées.

La microgéométrie joue également un rôle important sur la tenue en fatigue. Non seulement le polissage augmente la limite d'endurance (de 20% par rapport au cas C2 ici), mais le contrôle de la microgéométrie usinée l'augmente également (gain de 7% pour le cas C3). Pour une même hauteur de crête programmée, la distribution des micro-entailles de rugosité est plus critique dans le cas C2 que dans le cas C3. Ces entailles sont donc des lieux d'initiation de fissures privilégiés pour un mécanisme de fissuration en surface. On observe de même que

l'écart-type obtenu pour le cas C3 est très faible ce qui indique que cette microgéométrie induit beaucoup moins de dispersion sur la rupture.

Tableau 4.5. Résultats des essais de Staircase en flexion 4 points

Cas d'usinage	Nombre de ruptures	Nombre de non ruptures	Esp. des niveaux d (MPa)	N cycles	Limite d'endurance moyenne $\overline{\overline{\Sigma_{\infty}}}$ (MPa)	Ecart-type $\overline{\overline{\Sigma_{\infty}}}$ (MPa)	$COV = \frac{\overline{\overline{\Sigma_{\infty}}}}{\overline{\overline{\Sigma_{\infty}}}}$
C1 : $h_c=5\mu\text{m}$ et $\beta_f=-3^\circ$	4	4	30	2.10^6	695	± 28	0.037
C2 : C1 avec recuit	5	3	20	2.10^6	633	± 51	0.081
C3 : $h_c=5\mu\text{m}$ et $\beta_f=45^\circ$	3	5	30	2.10^6	675	± 12	0.018
C4 : Éprouvettes polies	4	4	30	2.10^6	755	± 11	0.015

Par ailleurs, les limites d'endurance et écart-types associés peuvent être calculés à partir de la courbe de Wöhler complète. Les résultats obtenus avec le logiciel ESOPE pour un modèle non linéaire de Stromeyer sont présentés dans le Tableau 4.6. Le modèle de Stromeyer rend compte de la courbure et de l'asymptote horizontale de la courbe de Wöhler.

Tableau 4.6. Résultats des analyses des courbes de Wöhler pour un modèle de Stromeyer

Cas d'usinage	Limite d'endurance moyenne $\overline{\overline{\Sigma_{\infty}}}$ (MPa)	Ecart-type $\overline{\overline{\Sigma_{\infty}}}$ (MPa)	$COV = \frac{\overline{\overline{\Sigma_{\infty}}}}{\overline{\overline{\Sigma_{\infty}}}}$
C1 : $h_c=5\mu\text{m}$ et $\beta_f=-3^\circ$	663	± 92	0.139
C2 : C1 avec recuit	634	± 109	0.172
C3 : $h_c=5\mu\text{m}$ et $\beta_f=45^\circ$	681	± 85	0.125
C4 : Éprouvettes polies	753	± 37	0.049

On remarque que l'identification de limite d'endurance par le logiciel ESOPE est assez proche de celle obtenue par la méthode Staircase à l'exception du cas C1. En revanche, les écarts-type sont deux à trois fois supérieurs à ceux du « Staircase ». On peut voir sur la Figure 4.12 que l'écart type est faible pour les amplitudes de contrainte élevés, puis s'élargit de façon nette dans le domaine de l'endurance infinie. Les courbes d'équiprobabilités à 10% et 90% sont alors beaucoup trop conservatrices.

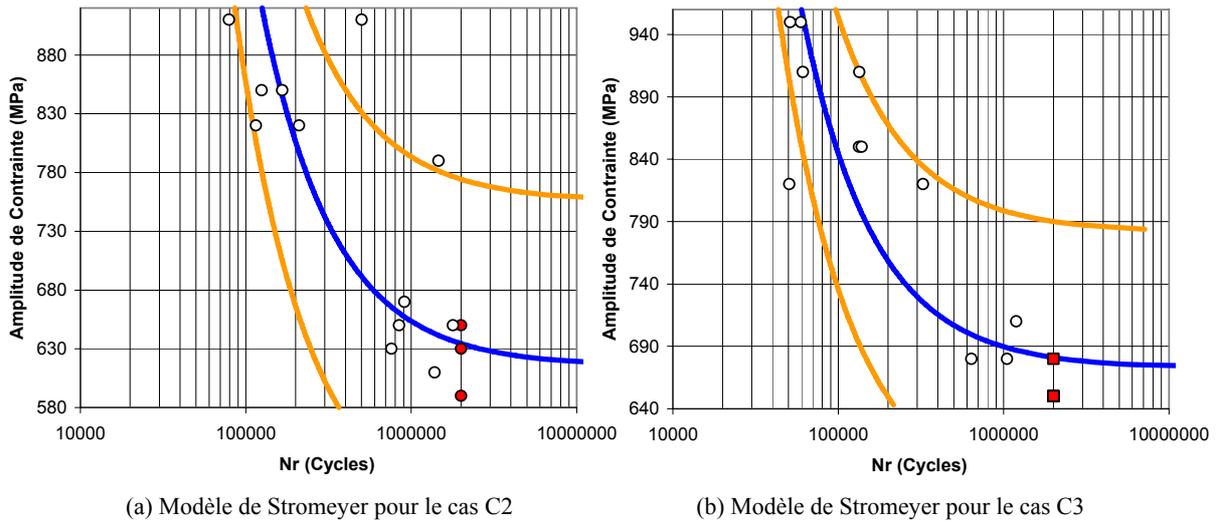


Figure 4.12. Identification des courbes d'équiprobabilité de rupture à 10, 50 et 90%

2.2.2. Analyse des faciès de rupture

L'analyse des faciès de rupture a été réalisée à l'aide d'un microscope électronique à balayage (MEB). Cette analyse rapporte que l'amorçage de fissures se fait pratiquement toujours en surface dans les cas d'usinage C2, C3 et C4. En effet, en absence de contraintes résiduelles, la contrainte macroscopique est maximale en surface. Pour les cas C2 et C3, cette contrainte est d'ailleurs accentuée par les concentrations de contraintes au niveau des entailles de microgéométrie.

En revanche dans le cas C1, la présence des contraintes résiduelles et de l'écroutissage surfacique complique le mécanisme d'amorçage. La totalité des analyses de faciès n'a pas encore été effectuée pour conclure que la rupture de chacune des éprouvettes s'initie en surface. C'est néanmoins nettement le cas pour l'éprouvette sur la Figure 4.13 où l'on observe des stries de fatigue provenant d'un défaut de surface. Sur l'image (a), on voit clairement une forme en arc de cercle autour de la zone usinée. Cette zone numérotée (1.) correspond à une phase de propagation stable de micro-fissures à partir d'un défaut initial en surface que l'on retrouve sur la photo au plus fort grossissement (d). La zone (2.) correspond à la propagation stable pendant un seul cycle. Enfin, la zone (3.) représente la zone de propagation instable correspondant à la rupture ductile finale de l'éprouvette. La rupture s'initie à partir d'une micro-entaille dans le cas de cette éprouvette à une contrainte de 710 MPa et pour $N = 1\,905\,000$ cycles. Néanmoins, certains faciès de rupture sont difficiles à analyser car la rupture peut s'initier à 100 ou 150 μm de profondeur ce qui est difficilement détectable.

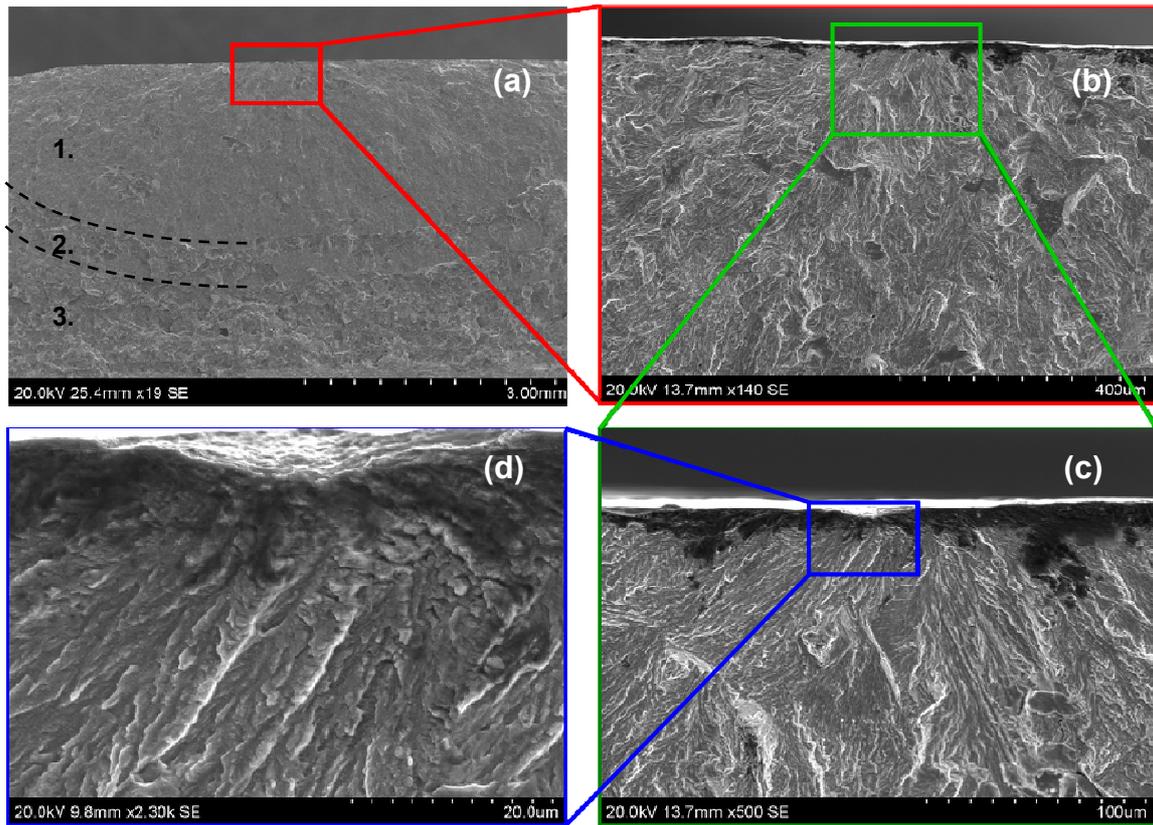


Figure 4.13. Faciès de rupture d'une éprouvette de type C1

2.3. Analyse de la dispersion à l'endurance

Les limites d'endurance en flexion obtenues par la méthode Staircase et par identification ESOPÉ sont les mêmes. Cependant, les dispersions sont très différentes.

Pour déterminer quel module de Weibull correspond réellement à la dispersion en fatigue illimitée, nous allons utiliser la notion de volume effectif et comparer les résultats des essais de flexion et de traction-compression en utilisant l'expression suivante, analogue à (4.4) :

$$\overline{\Sigma_{\infty flexion}} = \left(\frac{V_{eff diabolò}}{V_{eff flexion}} \right)^{1/m} \overline{\Sigma_{\infty diabolò}} \quad (4.9)$$

Les coefficients d'hétérogénéité des contraintes associés à chacun des types de sollicitation et des géométries d'éprouvettes sont déterminés en Annexe E. Le calcul du volume effectif de l'éprouvette de flexion est d'ailleurs fait pour deux volumes distincts qui bornent le volume effectif réel. La géométrie étant compliquée, le calcul du volume réel est délicat mais sa valeur est proche du volume minimal. La limite d'endurance moyenne en flexion plane est donc calculée successivement à partir de l'essai de traction répétée ($R_{\sigma} = 0.1$) avec un module

de 66 et à partir de l'essai d'auto-échauffement avec un module de 12. La résolution de la fonction coefficient de variation (4.8) permet de déduire les modules de Weibull des limites d'endurance et des écart-type expérimentaux pour chacun des cas de fatigue traités.

Par ailleurs, on considère en première approximation que le module de Weibull ne change pas avec le rapport de charge (cf. les travaux de [Chantier, 2000] sur la fonte). Nous supposons donc qu'un essai d'auto-échauffement pour un rapport de charge $R_\sigma = 0.1$ donnerait le même module que pour $R_\sigma = -1$. De plus, la limite d'endurance moyenne est obtenue en utilisant la droite de Goodman qui induit la relation suivante :

$$\overline{\Sigma}_\infty(R_\sigma \neq -1) = \frac{\left(1 + \frac{1 + R_\sigma}{1 - R_\sigma}\right) \overline{\Sigma}_\infty(R_\sigma = -1)}{1 + \frac{1 + R_\sigma}{1 - R_\sigma} \frac{\overline{\Sigma}_\infty(R_\sigma = -1)}{\sigma_u}} \quad (4.10)$$

Les limites d'endurance obtenues sont présentées dans le Tableau 4.7. L'observation des résultats montre clairement que les limites d'endurances moyennes obtenues pour $m = 66$ sont proches de la limite expérimentale de 755 MPa. Il n'y a d'ailleurs presque pas de différence pour les deux volumes effectifs considérés. En revanche, pour $m = 12$, les résultats sont très loin de cette limite. Les résultats prouvent donc que le module de Weibull identifié à partir des résultats de Staircase est représentatif du comportement en fatigue illimitée et que la dispersion à l'endurance pour cet acier 50CrMo4 est très faible.

Tableau 4.7. Influence des résultats des essais sur éprouvettes polies

Type d'essai	Expérimental		Calcul de la limite d'endurance en flexion					
	$\overline{\Sigma}_\infty$ (MPa)	$\overline{\overline{\Sigma}}_\infty$ (MPa)	m (Weibull)	V (mm ³)	V _{eff} (mm ³)	$\overline{\Sigma}_\infty$ avec m = 66 (MPa)	$\overline{\Sigma}_\infty$ avec m = 12 (MPa)	
Traction $R_\sigma = -1$ (Auto-échauffement)	498	±50	12	4100	1476			
Traction $R_\sigma = 0.1$ (Staircase)	693	±13	66	4100	1476	693 (essai)	708 (498 MPa pour $R_\sigma = -1$)	
Flexion $R_\sigma = 0.1$ (Staircase)	755	±11	84	min	800	9.4	748	1079
				max	1494	17.6	741	1024

Pour l'essai d'auto-échauffement, l'identification de la limite d'endurance moyenne et du module de Weibull permet de calculer l'écart-type. On observe ici que l'écart-type obtenu

pour $R_\sigma = -1$ est très élevé et même surévalué comparé à celui que l'on obtient par la méthode Staircase pour $R_\sigma = 0.1$.

La différence entre les modules de Weibull pour les essais de Staircase en traction répétée et en flexion semble importante mais on peut considérer que ces résultats restent du même ordre de grandeur. Si le nombre d'éprouvettes utilisé pour le Staircase en flexion avait été plus important (supérieur à 8), l'écart-type aurait pu être sensiblement augmenté. Par exemple, un écart-type de ± 15 MPa sur le cas C4 conduirait à un module de Weibull de 64.

2.4. Analyse de la dispersion en fatigue limitée

Pour étudier le comportement en fatigue limitée du reste de la courbe, nous avons utilisé le logiciel ESOPE qui permet d'obtenir la courbe de Wöhler moyenne, c'est-à-dire à 50% de probabilité de rupture et celles à 10% et 90% de probabilité de rupture. La limite d'endurance moyenne et l'écart-type sont déduits de ces courbes. Le Tableau 4.8 compare pour chaque cas d'usinage les limites d'endurance et dispersions obtenues par Staircase et par le logiciel. Le modèle de dépouillement utilisé dans ce logiciel est celui de Stromeyer.

Les résultats mettent en évidence que pour chacun des cas d'usinage, la limite d'endurance est presque la même quelle que soit la méthode de détermination. Seul le cas C1 est légèrement sous-évalué par le logiciel ESOPE. En revanche, l'écart type obtenu et donc le module de Weibull sont très différents. Dans la première partie, nous avons observé que la dispersion autour de la courbe moyenne est faible pour les contraintes importantes mais qu'elle augmente en se rapprochant du domaine de l'endurance (Figure 4.12). Les courbes d'endurance à 10% et 90% de probabilité de rupture montrent que la dispersion est bien évaluée pour la fatigue limitée mais qu'elle est surestimée à l'endurance.

Tableau 4.8. Résultats d'endurance en flexion plane pour différentes méthodes de dépouillement

Cas d'usinage	Méthode Staircase			Logiciel ESOPE (Modèle de Stromeyer)		
	$\bar{\Sigma}_\infty$ (MPa)	$\overline{\overline{\Sigma}}_\infty$ (MPa)	m (Weibull)	$\bar{\Sigma}_\infty$ (MPa)	$\overline{\overline{\Sigma}}_\infty$ (MPa)	m (Weibull)
C1 : $h_c=5\mu\text{m}$ et $\beta_f=-3^\circ$	695	± 28	35	663	± 92	9
C2 : C1 avec recuit	633	± 51	17	634	± 109	7
C3 : $h_c=5\mu\text{m}$ et $\beta_f=45^\circ$	675	± 12	72	681	± 85	11
C4 : Éprouvettes polies	755	± 11	84	753	± 37	25

De plus, le modèle utilisé pour simuler la courbe de Wöhler n'a pas un rôle essentiel sur la dispersion. Les modèles de Stromeyer et de Bastenaire, prenant en compte la courbure, donnent des résultats similaires :

- 634 ± 109 MPa avec un modèle de Stromeyer
- 631 ± 80 MPa avec un modèle de Bastenaire

Une telle différence ne vient pas non plus du point à 790 MPa qui peut paraître singulier, son nombre de cycles étant particulièrement important par rapport à l'amplitude de contrainte. En effet, nous avons donc identifié les courbes de Wöhler sans prendre en compte ce point (Figure 4.14). La limite d'endurance est presque identique et l'écart-type associé passe de 109 à 99 MPa. On peut donc conclure que ce point n'explique pas une dispersion aussi importante.

Par ailleurs, on peut noter que les modules de Weibull identifiés par les essais d'auto-échauffement en traction sont semblables à ceux identifiés avec le logiciel ESOPE sur les essais de flexion.

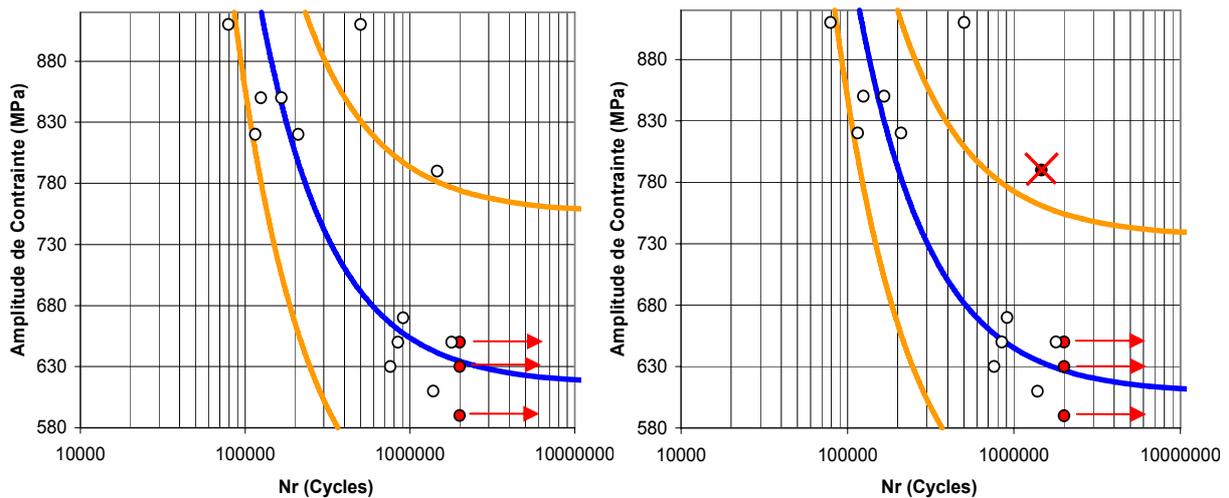


Figure 4.14. Influence de la prise en compte d'un point singulier sur l'identification ESOPE

3. Comportement d'une éprouvette soumise à un chargement de flexion 4 points

La simulation de l'opération de fraisage, simplifiée par une approche mixte, présentée dans le chapitre 3 a été validée en ce qui concerne le profil de contraintes résiduelles dans le cas d'un acier METASCO MC.

L'objectif de ce paragraphe est d'une part de valider cette simulation pour l'érouissage et de vérifier que la pièce se plastifie en surface pour une contrainte supérieure à la limite d'élasticité initiale de 565 MPa. D'autre part, nous souhaitons comprendre le rôle de l'érouissage et des contraintes résiduelles en sous-surface lorsque l'éprouvette usinée est sollicitée mécaniquement en flexion. Des mesures expérimentales et des simulations sont donc mises en oeuvre afin de mieux comprendre quelles sont les contraintes réellement subies par l'éprouvette usinée à différentes profondeurs sous la surface pendant l'essai de fatigue en flexion.

3.1. Protocole expérimental d'un essai de flexion in situ

Cette expérimentation est réalisée sur le matériau 25MnCrSiVB6 afin de pouvoir comparer les résultats à la simulation effectuée dans le troisième chapitre. Le cas d'usinage testé est le cas C1 ($h_c = 5 \mu\text{m}$, $V_c = 300 \text{ m/min}$, $f_z = 0.2 \text{ mm/dent}$ et $\beta_f = -3^\circ$), qui induit le plus de contraintes résiduelles. Les profils de contraintes résiduelles et de largeur de corde obtenus Figure 4.15 sont très similaires à ceux obtenus sur l'acier 50CrMo4 ce qui confirme que le comportement de ces deux matériaux est semblable. De plus, la direction d'avance de fraisage est choisie volontairement parallèle à la direction de chargement pour que la microgéométrie ait une influence minimale sur la durée de vie [Suraratchai, 2008].

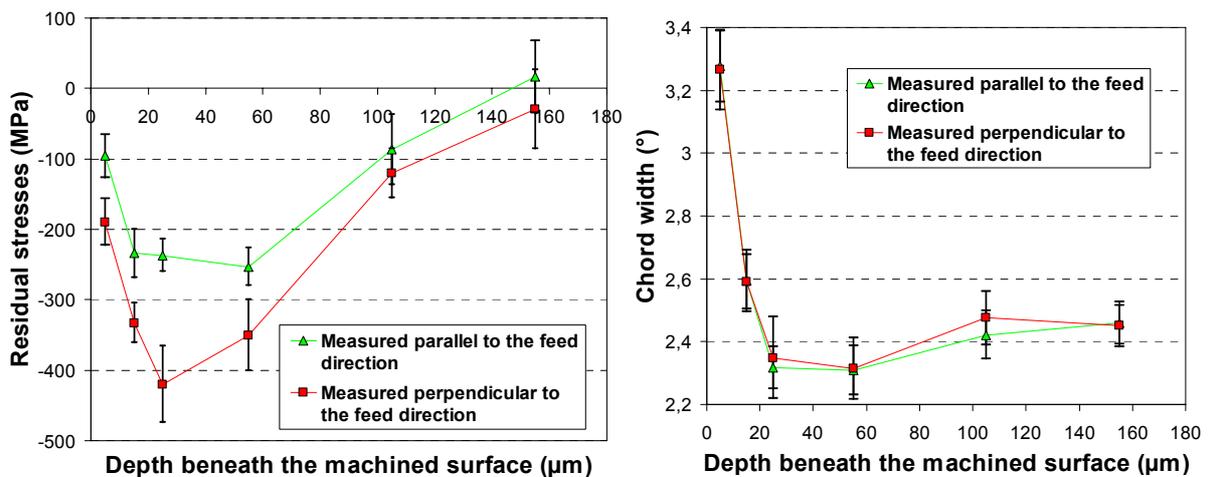


Figure 4.15. Évolutions des contraintes résiduelles et de la largeur de corde [Guillemot et al.-b, 2010]

Le protocole expérimental consiste donc à soumettre une éprouvette plate à une sollicitation de flexion 4 points monotone dont l'amplitude est contrôlée manuellement à l'aide des deux vis positionnées de part et d'autre du montage (Figure 4.16).

Des jauges sont utilisées pour mesurer les déformations macroscopiques de l'éprouvette et du montage pendant l'essai. Ce montage de flexion est placé sous la machine de diffraction RX, en utilisant le même principe et les mêmes paramètres que pour les mesures effectuées au second chapitre. Ce dispositif expérimental « in situ » permet ainsi d'analyser les contraintes en sous-surface – à six profondeurs différentes : 5, 15, 25, 55, 105, 155 μm – au cours d'un chargement de traction puis d'un déchargement. Ces profondeurs atteintes par polissage électrolytique sont délimitées par un adhésif polymère afin que chaque surface soit de la même taille. La profondeur et la taille de ces zones polies, comparée à l'épaisseur ($e = 4 \text{ mm}$) et la surface de la face supérieure de l'éprouvette, sont assez faibles pour pouvoir négliger la redistribution de contraintes induite par chaque enlèvement de matière. Par ailleurs, les mesures sont réalisées avec un collimateur de $\text{Ø}3 \text{ mm}$ qui génère un faisceau de $\text{Ø}5 \text{ mm}$, ce qui correspond à une mesure moyenne sur une cinquantaine de périodes de la microgéométrie induite par l'usinage.

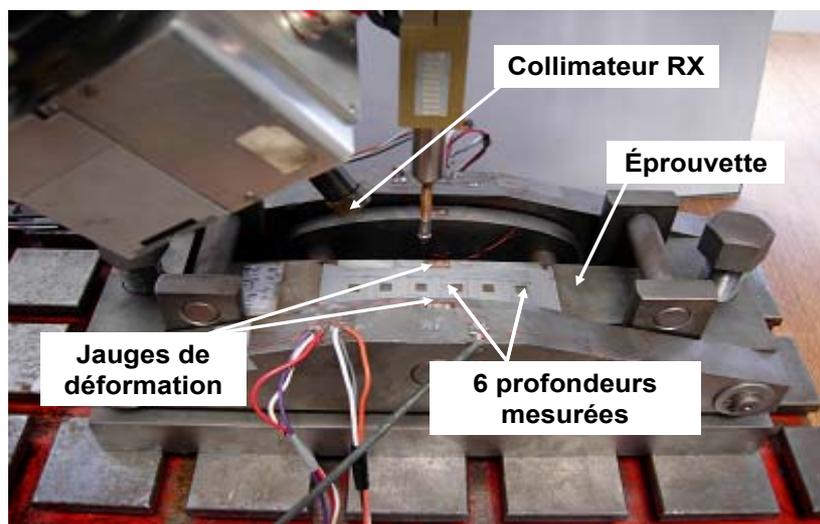


Figure 4.16. Montage de flexion 4 points in situ

3.1.1. Identification des paramètres du matériau

L'éprouvette en acier bainitique 25MnCrSiVB6, réalisée pour cet essai, est prélevée dans la direction de laminage afin de minimiser les risques de micro-fissuration sur les inclusions molles de sulfure de manganèse.

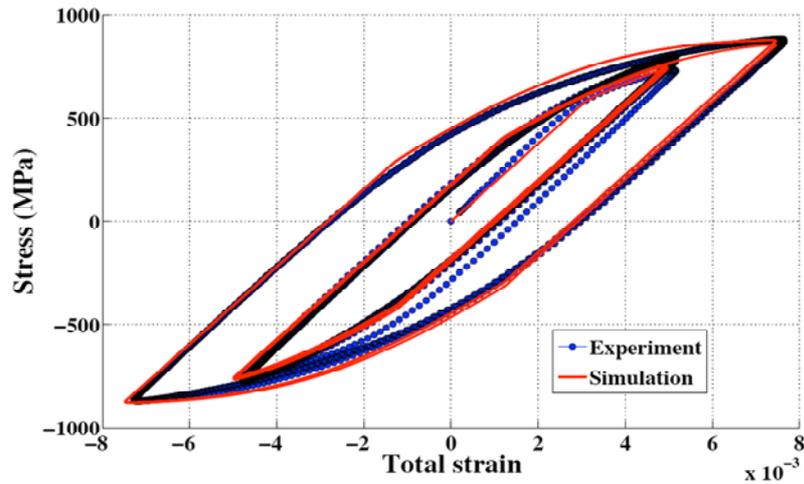


Figure 4.17. Contrainte-déformation du 25MnCrSiVB6 sous chargement cyclique [Guillemot et al.-b, 2010]

Des essais de traction monotone [Pessard et al., 2009] et cyclique ont été mis en œuvre pour identifier le comportement élastoplastique de ce matériau (Annexe C). L'essai cyclique (Figure 4.17) est effectué pour de faibles déformations atteignant une contrainte de chargement de 850 MPa. Ces cycles sont donc représentatifs de la fatigue et montrent que l'écrouissage isotrope est négligeable.

Les paramètres du modèle de comportement (4.1), identifiés à partir de ces résultats d'essais, sont regroupés dans le Tableau 4.9.

Tableau 4.9. Paramètres matériau identifiés pour le 25MnCrSiVB6

Acier	Propriétés mécaniques							
	E	Re _{0,2%}	R _m	Σ _y	C	γ	A à 0°	Dureté
25MnCrSiVB6	(MPa)	(MPa)	(MPa)	(MPa)	(MPa)	(S.U.)	(%)	(HV)
	190 000	750	1150	565	157 000	747	25	318

3.1.2. Simulation sans intégrité de surface

Lorsque l'effort F imposé de part et d'autre de l'éprouvette est assez faible, le comportement de l'éprouvette et du montage de flexion sont tous deux élastiques. Les dimensions de l'éprouvette étant connues, il est possible de déterminer la raideur du montage grâce aux déformations du montage $\varepsilon_{montage}$ et de l'éprouvette $\varepsilon_{éprouvette}$:

$$F = K_{montage} \cdot \varepsilon_{montage} = \frac{E}{1-\nu^2} \varepsilon_{éprouvette} \frac{2I_{Gz}}{eL} \quad (4.11)$$

avec I_{Gz} , e et L respectivement le moment quadratique, l'épaisseur et la longueur de l'éprouvette. L'état de déformation d'une éprouvette d'épaisseur $e = 4$ mm et de largeur $l = 40$ mm est supposé plan.

Pour des efforts F plus importants, l'éprouvette plastifie mais le montage reste élastique. L'effort appliqué peut donc être déduit de la déformation du montage et des deux premiers termes de l'équation (4.11).

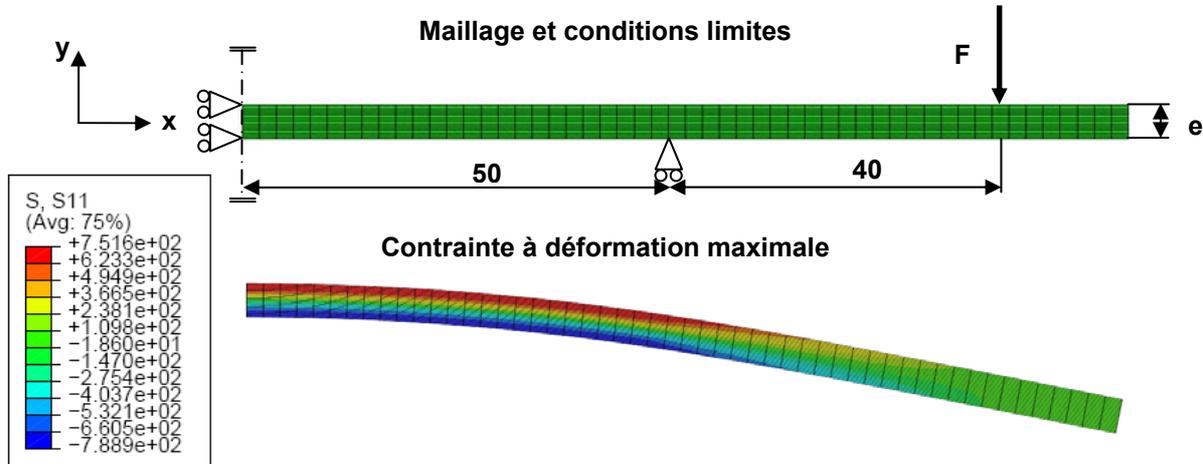


Figure 4.18. Simulation d'une éprouvette sollicitée en flexion plane [Guillemot et al.-b, 2010]

En utilisant un modèle éléments finis (cf. Figure 4.18) dans lequel sont implantées les équations élasto-plastiques du matériau, on peut générer le profil de contraintes d'une éprouvette « vierge » à chaque instant du chargement de flexion et du déchargement.

3.2. Résultats des analyses des caractéristiques mécaniques

La détermination complète du tenseur des contraintes résiduelles nécessite plusieurs mesures de diffraction RX, réalisées à différents angles de pivotement φ (cf. Annexe A). Le tenseur complet se détermine donc à l'aide de trois mesures :

- Une mesure pour $\varphi = 0^\circ$ qui permet d'obtenir $\sigma_{0^\circ} = \sigma_{xx}$ et $\tau_{0^\circ} = \sigma_{xz}$
- Une mesure pour $\varphi = 90^\circ$ qui permet d'obtenir $\sigma_{90^\circ} = \sigma_{yy}$ et $\tau_{90^\circ} = \sigma_{yz}$
- Une mesure pour $\varphi = 45^\circ$ qui permet d'obtenir $\sigma_{45^\circ} = \sigma_{xx}/2 + \sigma_{xy} + \sigma_{yy}/2$

Le tenseur complet lors du chargement ou du déchargement s'exprime alors :

$$\sigma_{tot} = \sigma_{fl} + \sigma_{res} = \begin{bmatrix} \sigma_{fl_{xx}} & 0 & 0 \\ - & 0 & 0 \\ - & - & 0 \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} \sigma_{xx} & \sigma_{xy} & \sigma_{xz} \\ - & \sigma_{yy} & \sigma_{yz} \\ - & - & \sigma_{zz} \approx 0 \end{bmatrix} \quad (4.12)$$

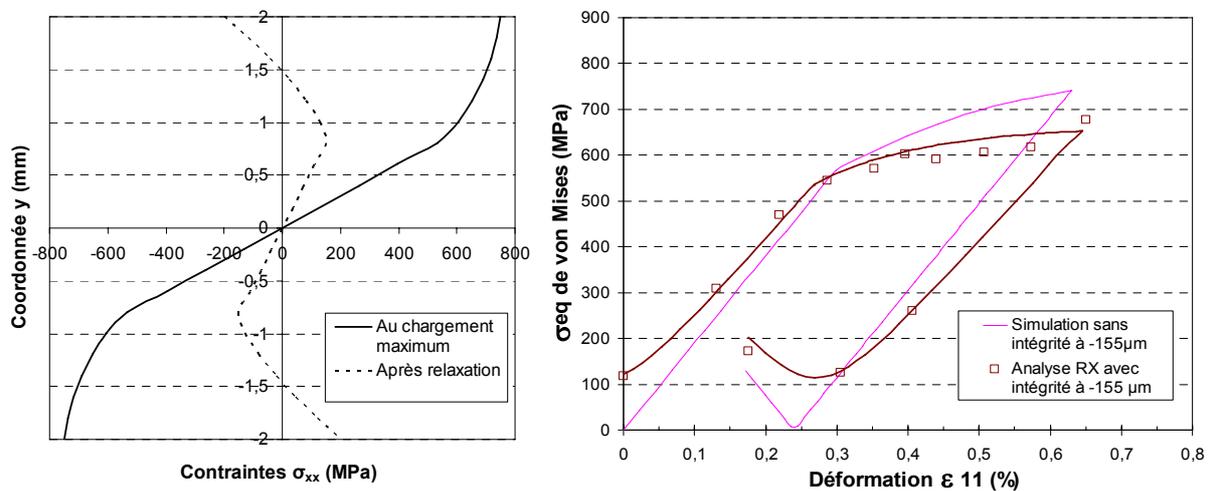
analysées en surface

Il est également nécessaire de ne plus uniquement raisonner en unidimensionnel mais de détecter le seuil de plasticité à partir du calcul de la contrainte équivalente :

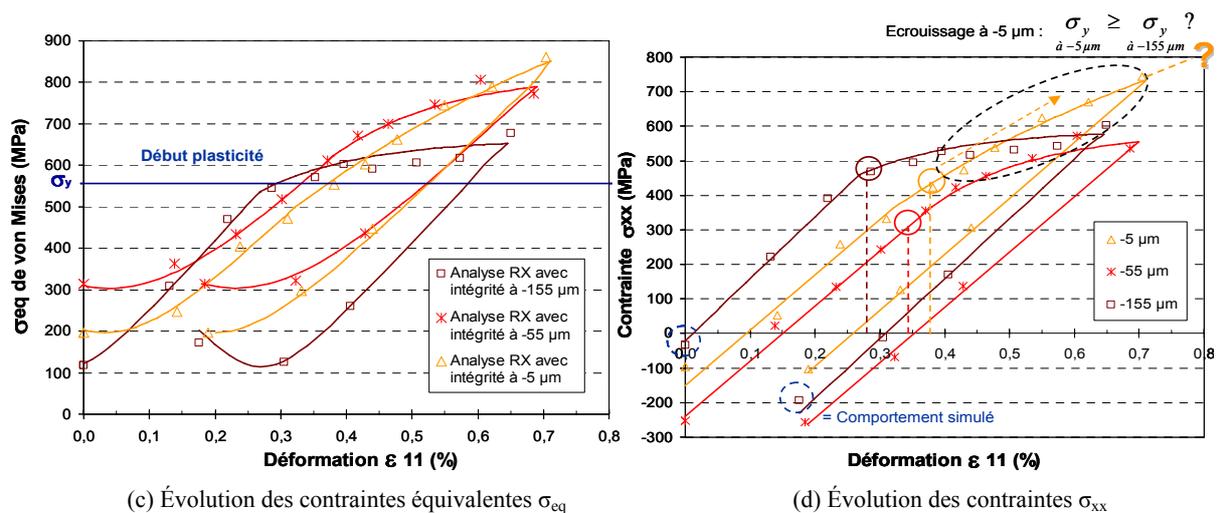
$$\sigma_{eq} = \sqrt{\frac{3}{2} \sigma_D : \sigma_D} \quad (4.13)$$

Les résultats tracés sur la Figure 4.19 (a) sont typiques d'une plastification en traction lors du chargement (courbe continue) et d'un profil de contraintes résiduelles après déchargement (courbe en pointillés). Après relaxation du chargement, les contraintes résiduelles générées par la flexion sur l'éprouvette « vierge » sont compressives, de -200 MPa en surface. Par ailleurs, l'évolution de la contrainte équivalente simulée pour un matériau « vierge » est différente de l'évolution des contraintes mesurées expérimentalement (Figure 4.19 (b)). En effet, avant chargement, le tenseur des contraintes n'est pas nul (expression 4.15) et la contrainte équivalente est donc de 120 MPa ce qui influence également le reste de la courbe.

$$\sigma_{res} \text{ analysées à } -155 \mu\text{m} = \begin{bmatrix} -34 & -12 & -9 \\ & -130 & 3 \\ & & \approx 0 \end{bmatrix} \quad (4.14)$$



(a) Simulation du profil de contraintes sans intégrité (b) Contraintes équivalentes simulées et expérimentales à -155 micromètres



(c) Évolution des contraintes équivalentes σ_{eq}

(d) Évolution des contraintes σ_{xx}

Figure 4.19. Comportement en flexion aux profondeurs -5, -55 et -155 micromètres

Une analyse des courbes expérimentales contrainte-déformation est effectuée aux profondeurs -5, -55 et -155 micromètres afin de comprendre le comportement élastoplastique local. Ces

profondeurs sont choisies car elles représentent respectivement l'écroûissage maximal à $-5 \mu\text{m}$, les contraintes résiduelles extrema à $-55 \mu\text{m}$ et l'état de référence à $-155 \mu\text{m}$ où les contraintes résiduelles et l'écroûissage sont négligeables (Figure 4.19 (c) et (d)).

On aperçoit que les contraintes résiduelles générées par le fraisage ont une forte influence sur le comportement monotone en flexion. La déformation correspondant à la limite d'élasticité est de 0.33% à $-55 \mu\text{m}$ alors qu'elle n'est que de 0.28% à $-155 \mu\text{m}$ (Figure 4.19 (c)). On peut considérer qu'à ces profondeurs, seules les contraintes résiduelles ont une importance car les largeurs de corde sont semblables après un cycle de charge-décharge (Figure 4.20).

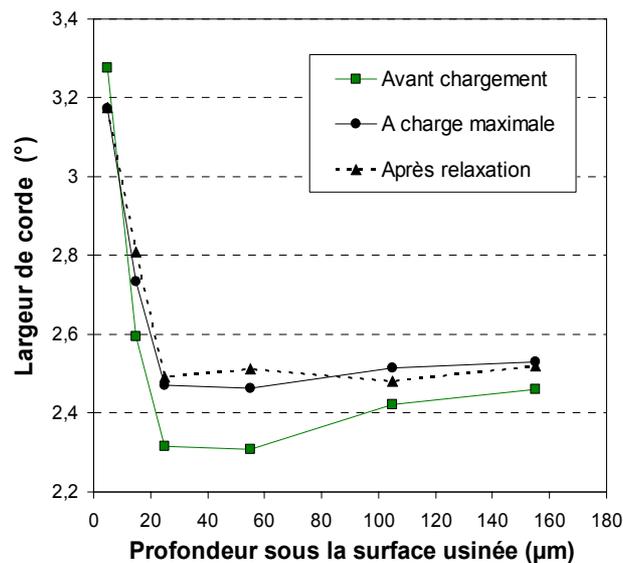


Figure 4.20. Évolution de la largeur de corde au cours d'un cycle de flexion

D'autre part, les mesures de largeurs de corde données en Figure 4.20 montrent que la surface est plus écroûie sur une profondeur de $20 \mu\text{m}$. On observe par ailleurs sur cette figure que la largeur de corde est peu sensible à l'état de contrainte, ce qui prouve qu'elle est un bon indicateur de l'écroûissage.

Si l'écroûissage est réellement plus important à une profondeur de $-5 \mu\text{m}$ qu'à -55 et $-155 \mu\text{m}$, la pente de la courbe contrainte-déformation devrait être plus faible dans la zone de chargement plastique. Or ce n'est pas ce que l'on observe sur les courbes de la Figure 4.19 (d) où la pente à $-5 \mu\text{m}$ (entourée en pointillés) est clairement la plus élevée. La courbe d'évolution de contrainte à $-5 \mu\text{m}$ montre qu'en réalité l'éprouvette n'a sans doute pas plastifiée localement à 0.38% ce qui correspondrait à une limite d'élasticité égale à σ_y . Cela signifie que le point théorique de limite d'élasticité est situé quelque part sur la courbe pour une déformation ϵ_{11} supérieure à 0.38%. Cette valeur dépend de la déformation maximale générée en surface pendant l'opération d'usinage qui est inconnue. La variation de pente à $-5 \mu\text{m}$, qui ressemble à une déformation plastique locale est plutôt liée à un effet de structure.

En effet, la déformation ε_{11} mesurée en surface est sensible à la déformation moyenne de l'éprouvette qui plastifie à cœur. De même, la déformation résiduelle après décharge est due à une plastification en sous-surface.

Pour conclure, cette expérimentation confirme que les contraintes résiduelles et écrouissage en surface jouent un rôle important lors d'un cycle de charge-décharge de flexion. Les contraintes résiduelles sont 3D et ont tendance à retarder la plastification à $-55\mu\text{m}$ mais pas à l'empêcher pour une déformation de 0.7%. De plus, la largeur de corde est un bon indicateur de l'écrouissage en surface, qui est essentiellement cinématique pour ce matériau. Cet écrouissage permet de déplacer significativement le domaine d'élasticité pour éviter la plastification à $-5\mu\text{m}$.

Cependant, cet essai reste incomplet car il est nécessaire d'effectuer un chargement en compression pour déterminer la valeur de l'écrouissage et le comportement de la structure à chaque profondeur.

3.3. Relaxation des contraintes résiduelles

Lors d'une modélisation du comportement en fatigue avec un état non standard de contraintes résiduelles, il est nécessaire de prendre en compte le phénomène de relaxation des contraintes apparaissant dès les premiers cycles [Chantier, 2000], [Nguyen Thi Thu, 2008]. Cette relaxation se stabilise généralement au bout d'un certain nombre de cycles. C'est cet état relaxé qui sera ensuite introduit dans le modèle de fatigue. Des essais ont donc été réalisés successivement sur quatre éprouvettes différentes sollicitées pendant 100, 1000, 10 000 et 100 000 cycles. L'amplitude du chargement est choisie voisine de la limite d'endurance du cas possédant des contraintes élevées, c'est-à-dire le cas C1. Cette amplitude est donc fixée à 700 MPa pour une sollicitation de flexion $R_\sigma = 0.1$.

Les analyses de contraintes résiduelles après flexion Figure 4.21 indiquent une légère modification du profil de contraintes résiduelles. En effet, les contraintes deviennent moins compressives et atteignent -320 MPa dès les 100 premiers cycles. Au-delà, on observe une légère diminution de la profondeur affectée mais l'amplitude maximale, à $-50\mu\text{m}$ de profondeur, ne varie pas. Le profil de contraintes résiduelles obtenu après 100 000 cycles est celui qui doit être considéré dans le modèle de fatigue.

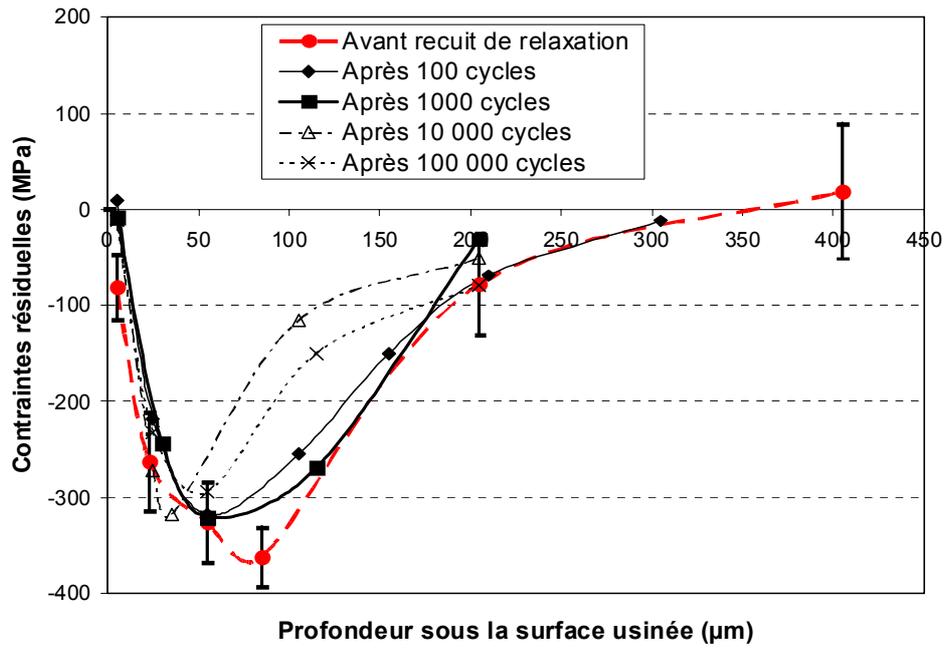


Figure 4.21. Relaxation des contraintes résiduelles au cours des cycles de fatigue

De même, la microgéométrie a été analysée avant et après 100, puis 100 000 cycles de fatigue pour évaluer une éventuelle propagation des micro-entailles en surface. Aucune modification significative n'est observée ce qui signifie que les microdéfauts sont refermés lorsque la mesure est effectuée. Il faudrait pouvoir mesurer la microgéométrie de la surface à l'instant où celle-ci est soumise à la contrainte de chargement en traction maximale.

4. Conclusion

Les essais réalisés dans ce chapitre ont permis de :

- Identifier le comportement élastoplastique de l'acier bainitique 50CrMo4
- Analyser l'influence de l'intégrité de surface sur la fatigue et mettre en évidence la présence de deux mécanismes d'endommagement.
- Comparer les méthodes d'identification de la limite d'endurance et de la dispersion associée.
- Valider l'influence de l'érouissage et des contraintes résiduelles sur le comportement monotone en flexion.
- Observer une faible relaxation des contraintes au cours d'un essai à une amplitude légèrement supérieure à la limite d'endurance.

La caractérisation de l'acier 50CrMo4 montre qu'il est possible de modéliser le comportement de ce matériau pour des amplitudes de contraintes inférieures à 800 MPa par un érouissage cinématique non linéaire.

Par ailleurs, les essais de traction mettent en évidence une compétition entre les mécanismes de micro-plasticité et de micro-fissuration, qui n'est pas détectée par les mesures d'auto-échauffement. De même en flexion, les faciès de rupture montrent que l'amorçage de fissure est apparu sur un défaut de rugosité pour une faible amplitude de contrainte. En revanche, comme la tenue en fatigue limitée – à des contraintes importantes – est identique selon la microgéométrie (cas C2, C3 et C4), nous pouvons faire l'hypothèse que le mécanisme prépondérant dans ce cas est la micro-plasticité. Nous vérifierons cette hypothèse dans le dernier chapitre. De plus, l'état mécanique généré par le fraisage montre un gain de 10% par rapport à une éprouvette recuite sur la limite d'endurance. A haute amplitude de contrainte, le gain sur la durée de vie est beaucoup plus important et même supérieure à la tenue d'une éprouvette polie.

Bien que les limites d'endurance soient identiques pour les méthodes (Staircase et Stromeyer) de dépouillement d'un essai de fatigue, la dispersion associée est très différente. Dans le cas d'éprouvettes polies en flexion par exemple, le module de Weibull est de 84 d'après le Staircase alors qu'il est de 25 d'après le logiciel ESOPE. D'autre part, on observe également une grande disparité entre la dispersion évaluée par Staircase et par auto-échauffement. L'utilisation du facteur d'hétérogénéité des contraintes H_m a permis de comparer les résultats d'essais de traction et de flexion et prouve que la dispersion associée à la méthode du

Staircase est la plus juste et la plus précise. En effet, les essais d'auto-échauffement et le logiciel ESOPE (avec le modèle de Stromeyer) surestime la dispersion.

Enfin, l'expérimentation réalisée dans la partie 3 montre que l'état de contraintes résiduelles de compression est 3D et qu'il permet de retarder la plastification. La déformée expérimentale est supérieure à la déformation théorique, d'une éprouvette polie, à niveau de contrainte égal. De plus, la largeur de corde est un bon indicateur de l'écrouissage cinématique. L'analyse des contraintes permet de montrer que l'écrouissage induit par l'usinage conduit à une limite d'élasticité supérieure à 800MPa à une profondeur de $-5\mu\text{m}$.

La relaxation des contraintes pour une amplitude de contrainte de 710 MPa est assez faible mais le niveau diminue tout de même en extrême surface. La profondeur affectée diminue également.

CHAPITRE 5: Modélisation du comportement en fatigue à grand nombre de cycles des pièces usinées en fraisage

Ce dernier chapitre a pour objectif de mettre en place une première version d'un modèle de prévision du comportement en fatigue des pièces usinées en fraisage. L'application du modèle proposé est focalisée sur les résultats des essais de flexion présentés au chapitre 4.

Dans une première partie, les modèles macroscopiques déterministes présentés dans le premier chapitre sont utilisés pour prendre en compte l'influence de la microgéométrie. Le diagramme de Haigh est également testé pour évaluer l'influence des contraintes résiduelles.

Dans un second paragraphe nous présentons différentes méthodes probabilistes permettant de prendre en compte les mécanismes de micro-fissuration et de micro-plasticité rencontrés en fatigue à grand nombre de cycles. Les approches présentées sont des modèles à deux échelles. Une approche prenant en compte les deux mécanismes par multiplication de probabilité de survie est également présentée. Un modèle adapté à la prise en compte de l'intégrité de surface générée par le fraisage est ensuite proposé en synthèse à partir de l'analyse de ces modèles.

Enfin, dans la dernière partie, le cadre du modèle à deux échelles proposé est restreint à la seule prise en compte de la microgéométrie, première étape vers un modèle plus complet qui devra également prendre en compte l'écrouissage et les contraintes résiduelles. Le modèle est probabiliste pour la prise en compte des micro-entailles de taille supérieure à 1 μm . Le lien est fait entre la limite d'endurance avec son écart-type associé et la distribution des tailles des creux mesurés lors de l'analyse de la microgéométrie. D'autre part, lorsque la microgéométrie possède des entailles inférieures au micron, le domaine de la mécanique linéaire de la rupture n'est plus vérifié pour un facteur d'intensité des contraintes indépendant de la taille de fissure. Nous proposons donc d'utiliser dans ce cas un modèle d'endommagement par micro-plasticité avec un facteur de concentration de contrainte.

1. Approches macroscopiques déterministes

1.1. Prise en compte de la microgéométrie

L'influence des défauts de microgéométrie sur la tenue en fatigue est souvent prise en compte par des méthodes déterministes de type [Murakami, 2002], [Arola, 2002] ou encore par la mécanique élastique linéaire de la rupture (MELR). Les défauts sont alors généralement modélisés par des entailles réparties de manière périodique en surface.

1.1.1. Mesure de la microgéométrie des éprouvettes de flexion

La méthode et les paramètres de mesure des topographies de surface utilisés pour mesurer la topographie des éprouvettes de flexion usinées avec une hauteur de crête de 5 μm sont identiques à ceux présentés dans le chapitre 2. La zone de $3 \times 3 \text{ mm}^2$ permet d'avoir un nombre important de périodes de microgéométrie pour la hauteur de crête programmée. La Figure 5.1 présente les résultats de mesure pour les éprouvettes de type C2 – de même géométrie que le cas C1 – et C3, pour lesquels les contraintes résiduelles ont été en grande partie effacées par traitement thermique. Pour le cas C2, on observe une microgéométrie identique à celle mesurée pour une hauteur de crête de 20 μm (cf. chapitre 2). Cependant, les zones « bruitées » de la surface obtenue dans le cas C3 ne sont pas observées pour une hauteur de crête de 20 μm . Elles sont dues à la flexion de l'outil qui augmente pour une inclinaison d'outil élevée (45°) lorsque l'épaisseur de copeau est faible.

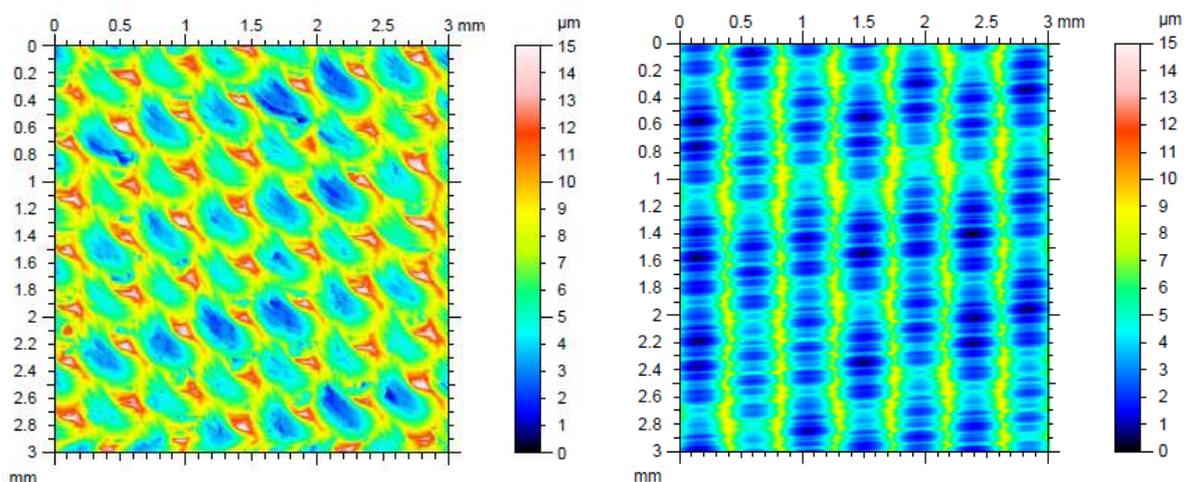
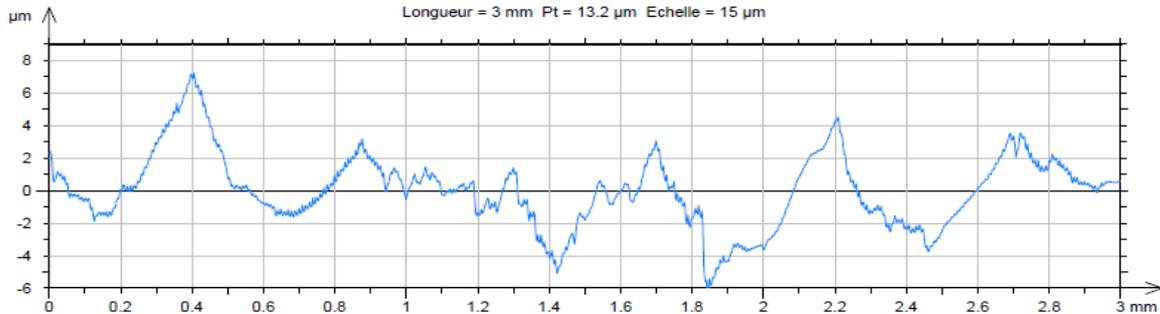


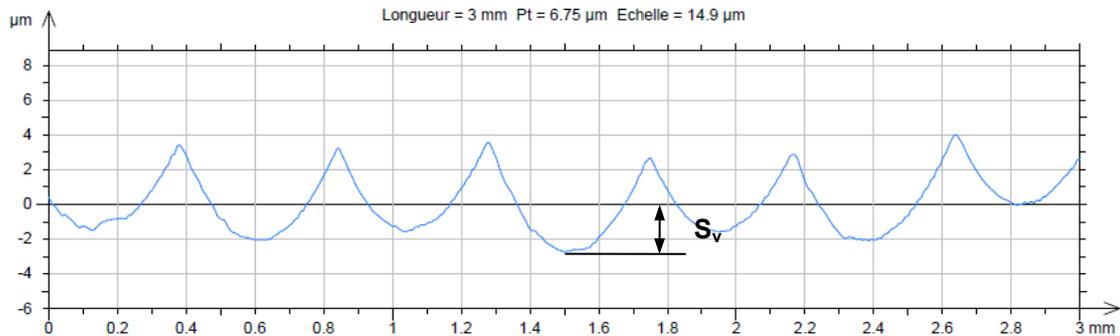
Figure 5.1. Topographies obtenues respectivement pour les cas C2 (ou C1) et C3

Comme discuté dans le premier chapitre bibliographique, le facteur de concentration de contraintes peut être calculé à partir de profils de rugosité (Figure 5.2), extraits des topographies 3D. Le profil issu de la topographie C2 est irrégulier avec de nombreux arrachements considérés comme des défauts du 3^{ème} ordre alors que le profil issu de la

topographie C3 présente une géométrie périodique de défauts du 2^{ème} ordre avec très peu d'arrachements. Les ondulations dues aux vibrations de l'outil ne sont pas observées car elles sont orientées suivant la direction de chargement de l'éprouvette et n'ont donc a priori pas ou peu d'influence sur la fatigue.



(a) Profil de rugosité obtenue dans la direction perpendiculaire pour C2



(b) Profil de rugosité obtenue dans la direction perpendiculaire pour C3

Figure 5.2. Profils de rugosité correspondant aux cas C2 et C3

1.1.2. Calcul à partir d'un profil de rugosité

Les limites d'endurance expérimentales correspondant aux cas d'usinage C2 et C3 ont été comparées aux résultats obtenus avec les modélisations suivantes :

- Surface projetée d'un défaut de rugosité [Murakami, 2002]
- Concentration de contrainte en fatigue [Arola, 2002]
- MELR à partir d'une entaille en surface [Suraratchai, 2008]

Parmi ces modèles, celui de [Murakami, 2002] permet de prendre en compte le rapport de charge de l'essai. Bien qu'ayant été établi pour des mesures de flexion rotative à $R_\sigma = -1$, il permet de prendre en compte le facteur $R_\sigma = 0.1$ utilisé pour les essais de flexion plane discutés ici :

$$\sigma_D = \frac{1.43(Hv + 120)}{(\sqrt{area})^{1/6}} \left[\frac{1 - R_\sigma}{2} \right]^\alpha \quad (5.1)$$

Le paramètre α , pour les aciers, est donné par :

$$\alpha = 0.226 + Hv \cdot 10^{-4} \quad (5.2)$$

Le facteur de forme F , calculé à partir du rapport $a/2b$ (Figure 1.14) est égal à 1.13 pour les deux cas d'usinage C2 et C3. Ce facteur permet pour une profondeur d'entaille « a » de déterminer la surface projetée \sqrt{area} d'un défaut de rugosité grâce à l'expression (1.18). Sachant que les éprouvettes ont subi un traitement thermique de recuit, on suppose que la dureté Vickers est constante dans le matériau et égale à 318 Hv.

Par ailleurs, ce modèle est basé sur les défauts géométriques du deuxième ordre. La profondeur de chaque entaille en fraisage correspond donc à la hauteur de crête programmée et la distance entre les entailles est la profondeur de passe radiale. De plus, nous proposons de définir la profondeur de l'entaille non pas à partir du paramètre S_z qui est la différence entre l'altitude de la crête la plus haute et celle du creux le plus profond, mais à partir du paramètre S_v qui est la différence entre l'altitude du plan quadratique moyen et celle du creux le plus profond (cf. Figure 5.2 (b)). Nous pourrions donc l'assimiler à une valeur de profondeur d'entaille maximum sans prendre en compte la hauteur des pics qui n'interviennent pas dans le comportement en fatigue. On remarque d'ailleurs que malgré une hauteur de crête programmée similaire ($h_c = 5 \mu\text{m}$), la hauteur de crête totale générée (décrite par le S_z) est presque deux fois plus grande dans le cas C2 que dans le cas C3. On retrouve également une différence sur le paramètre S_v .

Parmi d'autres modèles, celui d'Arola peut également être utilisé car dans le cas de la flexion plane, on considère que l'entaille en surface est localement soumise à un chargement de traction pure. Il est donc possible de déduire le coefficient de concentration de contrainte K_t (1.13) à partir des mesures des paramètres R_a , R_t et R_z et de celle du rayon de fond d'entaille moyen ρ (Figure 5.3). Pour identifier le rayon de courbure d'un défaut du 3^{ème} ordre, il est nécessaire de diminuer le pas de déplacement du crayon optique de mesure confocal car le pas de $3 \mu\text{m}$ est supérieur aux rayons mesurés dans certains cas. Le pas minimum disponible de $0.1 \mu\text{m}$ est donc choisi.

Les résultats de mesure des rugosités linéaires et du calcul des coefficients de concentration de contraintes pour les éprouvettes C2 et C3 sont reportés dans le Tableau 5.1. La valeur du coefficient de concentration de contrainte en fatigue K_f déduite des équations (1.15 à 1.17) est également donnée dans le tableau 5.1. Cette valeur est calculée à partir de la concentration de contrainte effective $\overline{K_t}$ issue de l'expression d'Arola (1.13). La concentration de contrainte en fatigue issu de ce modèle devient ainsi effective et est notée $\overline{K_f}$.

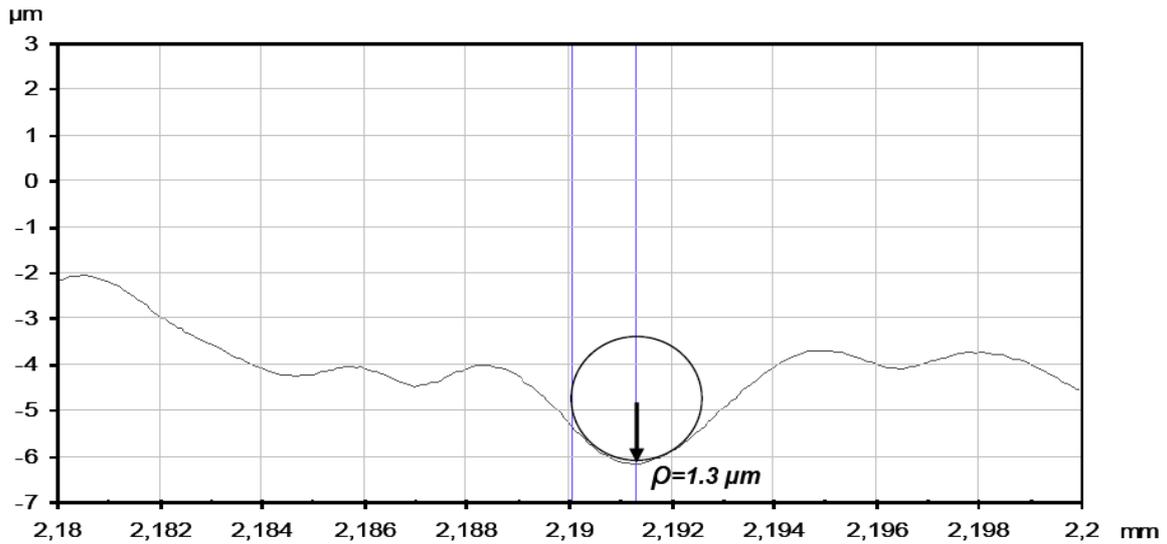


Figure 5.3. Mesure d'un rayon d'entaille (épreuve C2)

La confrontation entre les résultats expérimentaux – K_f (1.14) – et les résultats déduits de ce modèle – $\overline{K_f}$ – montre que même lorsque l'effet des contraintes résiduelles et de l'érouissage sont en grande partie effacés par le traitement thermique, ce modèle est trop simpliste pour prendre en compte l'effet de la microgéométrie sur la limite d'endurance en fatigue.

Tableau 5.1. Calcul du facteur de concentration de contrainte en fatigue à partir de mesures de rugosité

	R_a (μm)	R_t (μm)	R_z (μm)	$\overline{\rho}$ (μm)	$\overline{K_t}$ éq. (1.13) (sans unité)	q (s.u.)	$\overline{K_f}$ éq. (1.15) (s.u.)	K_f éq. (1.14) (s.u.)
Cas C2 (ou C1)	1,51	9.45	7.95	2.5	2.44	0,030	1.04	1.21
Cas C3	1,22	5.14	4.91	15.5	1.16	0,165	1.03	1.13

Par ailleurs, la limite d'endurance peut être calculée à partir d'un modèle de mécanique linéaire de la rupture en se basant sur les travaux de [Suraratchai, 2008], c'est-à-dire en insérant le facteur de concentration de contrainte K_t et le facteur de forme F égal à 1.13. La valeur du facteur de concentration de contrainte, calculée non par une analyse éléments finis mais par un modèle analytique plus simple [Arola, 2002], est donnée dans le Tableau 5.1. De plus, le facteur d'intensité des contraintes ΔK_{th} est pris égal à $4 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ [Pessard, 2009], identifié sur l'acier METASCO MC dont le comportement mécanique est très proche de celui de l'acier 50CrMo4 bainitique. Pour le modèle de mécanique de la rupture, la longueur moyenne de fissure initiale mesurée à partir des profils de rugosité est de $1.5 \mu\text{m}$ pour le cas C2. Pour le cas C3, elle n'est pas facilement mesurable. Les défauts d'entailles étant peu profonds et avec un rayon de courbure important, cette taille de défaut initial est néanmoins

évaluée égale à $0.8 \mu\text{m}$. Les paramètres nécessaires au calcul des modèles de Murakami et de la MELR sont reportés dans le Tableau 5.2.

Tableau 5.2. Paramètres nécessaires aux modèles de Murakami et pour la MELR

	Murakami					MELR			
	S_z (μm)	$S_v = a$ (μm)	$2b$ (mm)	F (s.u.)	$\sqrt{\text{area}}$ (μm)	a_c (μm)	$\overline{K_t}$ (s.u.)	K_{th} ($\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$)	F (s.u.)
Cas C2 (ou C1)	17,9	6,9	0,450	1,1	20,05	1,7	2,44	4	1,13
Cas C3	10,6	4,2	0,450	1,13	11,45	0,8	1,16	4	1,13

On observe tout d'abord que la prévision obtenue avec le modèle de Murakami (Figure 5.4) en se basant sur les défauts du second ordre est très éloignée de l'expérimental. La limite d'endurance prévue avec ce modèle est deux fois plus faible que les résultats d'essais. En utilisant le modèle initial de Murakami avec le paramètre S_z , nous aurions obtenu des limites d'endurance encore plus faibles, de 264 MPa et 336 MPa respectivement pour les cas C2 et C3. Si on extrapole le modèle aux défauts du troisième ordre en considérant un même facteur géométrique $F = 1.13$ et les profondeurs d'entailles utilisées pour la MELR (Tableau 5.2), le résultat demeure trop éloigné de la réalité : 440 MPa pour C3.

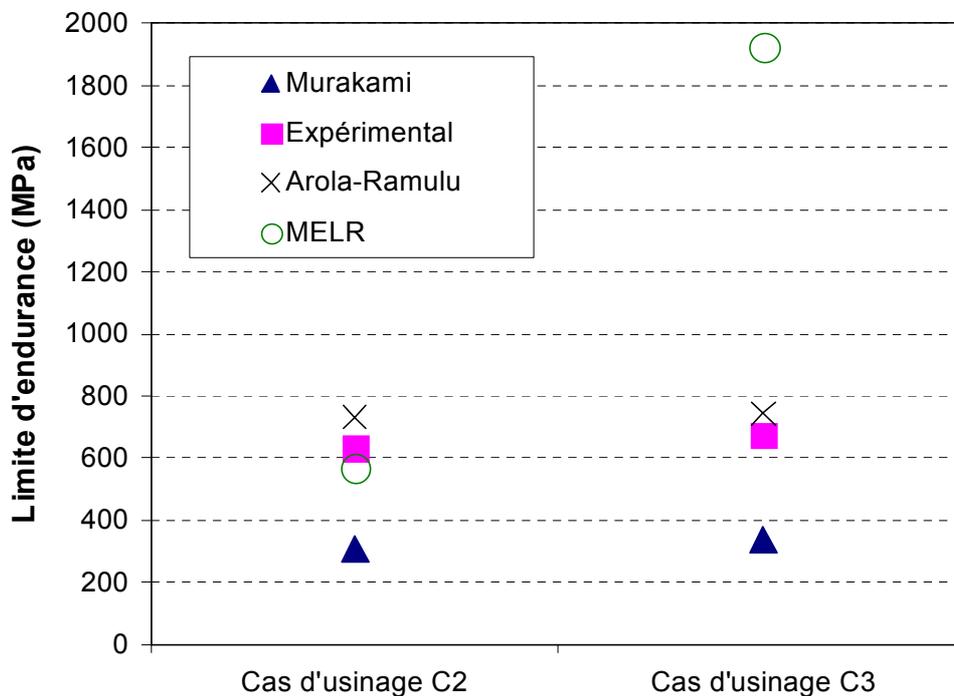


Figure 5.4. Comparaison des différentes modélisations à partir de micro-entailles

Le modèle d'Arola, quant à lui, estime les limites d'endurance des éprouvettes usinées à partir de la limite d'endurance pour une éprouvette polie et du coefficient de concentration de

contrainte en fatigue. Les résultats obtenus avec ce modèle surestiment les valeurs expérimentales d'une centaine de MPa.

La modélisation déterministe la plus précise, pour le cas C2, est la mécanique de la rupture où l'on obtient une différence de seulement 30 MPa. En revanche, pour le cas C3, la profondeur d'entaille moyenne de moins d'un micron – correspondant à un coefficient de concentration de contrainte en fatigue de 1.16 – induit une valeur du facteur d'intensité des contraintes ΔK_{th} inférieure à $4 \text{ MPa.m}^{1/2}$, et donc une limite d'endurance supérieure à 1900 MPa.

Cette approche macroscopique qui ne prend en compte que le mode de rupture par propagation de défauts initiaux ne s'applique donc pas lorsque la taille des défauts est très faible, comme dans le cas C3, ce qui peut s'expliquer par le fait que le mode d'endommagement prépondérant est alors la micro-plasticité.

Par ailleurs, la comparaison des différents modèles montre que la rupture provient de défauts de rugosité du troisième ordre (quelques microns). Ces entailles étant de tailles très variables, il est nécessaire d'avoir recours à des approches prenant en compte une description statistique de la population de défauts à l'échelle microscopique.

1.2. Prise en compte des contraintes résiduelles

Nous avons vu également dans le premier chapitre bibliographique que les contraintes résiduelles peuvent être introduites sous la forme de contraintes moyennes pour une sollicitation uniaxiale. Les travaux de [Lu, 2004] montrent que la relation de type Goodman peut être utilisée :

$$\sigma_a = \sigma_{D(R\sigma = -1)} \left[1 - \frac{(\sigma_m + \sigma_{res})}{\sigma_u} \right] \quad (5.3)$$

où $\sigma_{D(R\sigma = -1)}$ désigne la limite d'endurance à contrainte moyenne nulle (en fatigue alternée : $\sigma_m = 0$, $R_\sigma = -1$), σ_a l'amplitude de la contrainte admissible, σ_m la contrainte moyenne de la sollicitation en fatigue et σ_{res} la contrainte résiduelle mesurée en surface dans le sens du chargement (Figure 1.19). Dans ce modèle appliqué à un cas où les contraintes résiduelles de compression sont maximum en surface, [Lu, 2004] fait l'hypothèse que la contrainte résiduelle joue un rôle prépondérant sur la tenue en fatigue. Cette contrainte est introduite sous la forme d'une contrainte moyenne. Pour un rapport de charge non alterné, l'expression de la limite d'endurance prenant en compte la contrainte résiduelle superficielle a pour relation :

$$\sigma_{D(R\sigma \neq -1)} = \sigma_{D(R\sigma = -1)} \frac{1 - \sigma_{res} / \sigma_u}{1 + \frac{1 + R_\sigma}{2} \left(\frac{\sigma_{D(R\sigma = -1)}}{\sigma_u} - 1 \right)} \quad (5.4)$$

Le résultat de la modélisation de la limite d'endurance du cas d'usinage C1 pour une sollicitation de flexion plane ($R_\sigma \neq -1$) est tracé sur la Figure 5.5. Le profil de contraintes résiduelles associé à ce cas est disponible sur la Figure 4.21. Ce profil est cependant bien différent de ceux des études de [Lu, 2004]. En effet, après relaxation au cours des cycles, la contrainte en surface est nulle alors que la valeur extrême de la contrainte à 30 μm de profondeur est de -300 MPa. En considérant la contrainte résiduelle superficielle, nous ne devrions pas avoir de différence entre la durée de vie des éprouvettes C1 et C2. De plus, si nous considérons que la contrainte à insérer dans le modèle est la contrainte extrême à 30 μm de profondeur, le modèle surestime la limite d'endurance de 100 MPa (cf. Figure 5.5). Par conséquent, ce modèle déterministe macroscopique, développé pour rendre compte de l'effet du grenailage et donc d'un profil de contraintes résiduelles beaucoup plus simple, est inadapté pour rendre compte de l'effet du profil complexe des contraintes résiduelles générées en usinage.

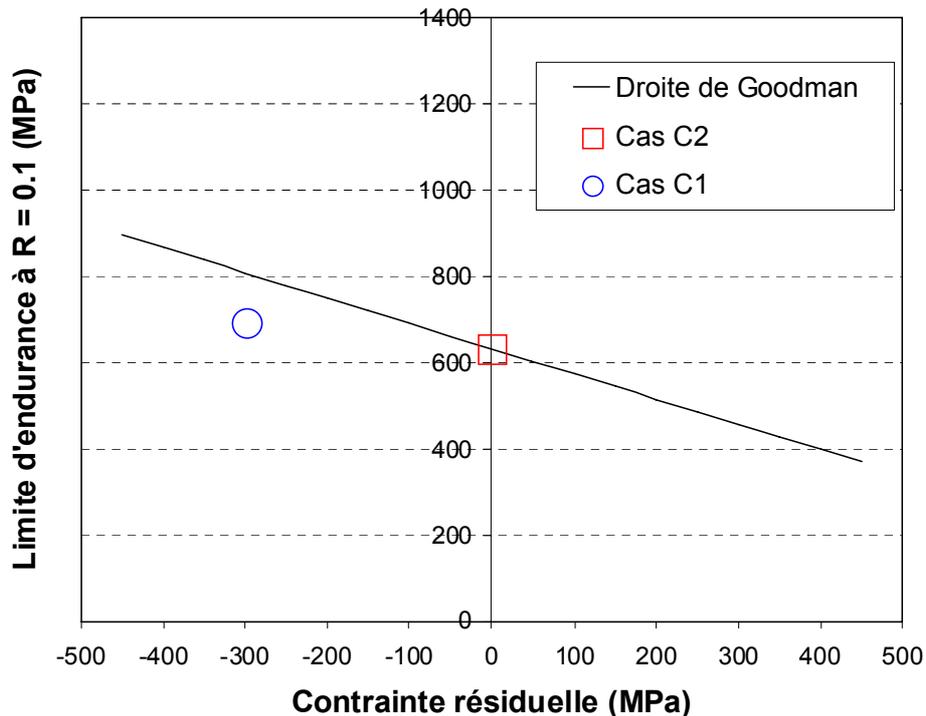


Figure 5.5. Influence des contraintes résiduelles sur la limite d'endurance à $R_\sigma = 0.1$

2. Modélisation probabiliste à deux échelles du comportement en FGNC

Les approches macroscopiques disponibles dans la littérature apparaissent inadaptées pour l'étude de l'effet de l'intégrité de surface générée par le procédé d'usinage sur la tenue en Fatigue à Grand Nombre de Cycles (FGNC). Il convient donc d'envisager des approches basées sur la prise en compte de mécanismes microscopiques et de changements d'échelle. On se limite ici à des modèles dits à « deux échelles », microscopique et macroscopique.

Dans un premier temps, nous présentons à l'aide d'un modèle de micro-fissuration à deux échelles, a priori apte à décrire le cas où la rupture se fait par propagation de fissure s'amorçant sur une inclusion, un défaut inhérent au matériau, ou bien un défaut de surface. Lorsque ce phénomène est prépondérant, le comportement en fatigue peut ainsi être déterminé à partir de la distribution des tailles d'une population de défauts dans une structure.

Dans un second temps, nous étudions la modélisation de l'endommagement en fatigue par plasticité [Lemaitre et al., 1999]. Ce modèle d'endommagement à deux échelles est basé sur l'apparition de micro-plasticité à une échelle microscopique avant que la limite d'élasticité macroscopique ne soit atteinte. Cette micro-plasticité peut résulter de systèmes de glissements de dislocation dans les grains défavorablement orientés ou de tout autre concentrateur de contrainte microscopique. Cette approche peut être rendue probabiliste et, par ailleurs, les essais d'auto-échauffement [Doudard, 2004] peuvent être envisagés pour identifier certains paramètres du modèle.

Enfin, nous présentons une méthode couplée rendant compte de l'anisotropie du comportement en fatigue résultant de la compétition entre ces deux mécanismes [Pessard, 2009]. Le modèle d'endommagement à deux échelles utilisé dans ce cas est basé sur l'approche des plans de cisaillement critique [Nguyen Thi Thu, 2008].

2.1. Cadre probabiliste

Une approche probabiliste permet de modéliser non seulement le comportement moyen, i.e. la limite d'endurance, mais aussi la dispersion autour de ce comportement moyen. Cette dispersion peut être obtenue en rendant aléatoire un paramètre du modèle comme par exemple la taille du défaut initial ([Yaacoub Agha, 1996] et [Chantier, 2000]), la limite d'élasticité microscopique [Doudard, 2004] ou encore la déformation plastique cumulée [Nguyen Thi Thu, 2008]. Le caractère aléatoire peut souvent être associé à une loi ou fonction de répartition de type Weibull [Weibull, 1939] de la forme :

$$f(X) = \frac{m}{X_m} (X / X_m)^{m-1} \exp\left[-(X / X_m)^m\right] \quad (5.5)$$

où X est le paramètre aléatoire, m le module représentant la dispersion de la distribution et X_m la valeur moyenne de celle-ci. A partir de cette distribution, la probabilité de rupture d'un maillon élémentaire de volume V_0 est la probabilité de trouver une valeur seuil X inférieure à la valeur appliquée X_{appl} sur ce volume :

$$P_{F0}(X < X_{appl}) = \int_{X_{appl}}^{\infty} f(X) dX \quad (5.6)$$

Ce volume V_0 , également appelé volume élémentaire représentatif (VER) n'a pas de sens physique. Il doit seulement être plus grand que le volume associé au plus grand défaut de la structure et sera donc choisi, par la suite, égal à 1 mm^3 .

Après intégration, la probabilité de rupture cumulée du maillon élémentaire devient :

$$P_{F0} = 1 - \exp\left[-\left(\frac{X_{appl}}{X_m}\right)^m\right] \quad (5.7)$$

Dans le cas où les mécanismes conduisant à la rupture sont décorrélés, la probabilité de rupture cumulée d'une structure Ω peut être déterminée par la théorie du maillon le plus faible [Freudenthal, 1968]. Cette théorie consiste à faire l'hypothèse que la rupture d'un volume élémentaire conduit instantanément à la rupture de toute la structure. On considère alors que la durée de vie en fatigue correspond au nombre de cycles à l'amorçage de fissure. Le nombre de cycles de propagation de la macro-fissure est alors considéré négligeable. La probabilité de rupture cumulée d'une structure Ω est liée aux probabilités de rupture élémentaires P_{F0} par :

$$P_F = 1 - \exp\left[\frac{1}{V_0} \iiint_{\Omega} \ln(1 - P_{F0}) dV\right] \quad (5.8)$$

Cette expression peut permettre de modéliser des résultats de fatigue obtenus sur des éprouvettes différentes avec des sollicitations différentes, autrement dit de prendre en compte les effets DVH [Hild et al., 1992] :

- D : effet de la distribution des défauts du matériau. Moins la distribution de taille – et éventuellement d'orientation – des défauts initiaux est étalée, plus la contrainte à rupture est déterministe.
- V : effet de volume caractéristique de la structure. Plus le volume est grand, plus la probabilité de rencontrer un défaut critique est importante.
- H : effet d'hétérogénéité des contraintes dans la structure. Plus les contraintes sont uniformes dans la structure, plus la probabilité qu'un défaut soit fortement sollicité et conduise à la rupture est grande.

En supposant une statistique de Weibull, la probabilité de rupture d'une structure soumise à une contrainte de chargement Σ_F peut s'écrire :

$$P_F = 1 - \exp\left[-\frac{V_{eff}}{V_0} \left(\frac{\Sigma_F}{S_0}\right)^m\right] \quad (5.9)$$

où V_0 est le volume élémentaire, S_0 le paramètre d'échelle de Weibull et m le module de Weibull. La limite d'endurance moyenne $\overline{\Sigma_\infty}$ et l'écart-type associé $\overline{\overline{\Sigma_\infty}}$ sont alors définis par les expressions suivantes :

$$\overline{\Sigma_\infty} = \int_0^\infty \Sigma_0 \frac{dP_F}{d\Sigma_0} d\Sigma_0 \quad (5.10)$$

$$\overline{\overline{\Sigma_\infty}} = \int_0^\infty \left(\Sigma_0^2 - \overline{\Sigma_\infty}^2\right) \frac{dP_F}{d\Sigma_0} d\Sigma_0 \quad (5.11)$$

Les travaux de [Yaacoub Agha, 1996] et [Chantier, 2000] ont permis de montrer que les courbes de Wöhler à 10%, 50% et 90% de probabilité de rupture peuvent être identifiées à partir d'une distribution de défauts mesurée. Inversement, la « santé » d'un matériau et donc la distribution de taille des défauts initiaux peut être caractérisée par identification inverse à partir d'une campagne de fatigue et donc des trois courbes de Wöhler.

En remplaçant l'expression de P_F (5.9) dans les deux expressions (5.10) et (5.11), on obtient à la limite d'endurance et son écart-type associé :

$$\overline{\Sigma_\infty} = S_0 \left(\frac{V_0}{V_{eff}}\right)^{1/m} \Gamma\left(1 + \frac{1}{m}\right) \quad (5.12)$$

$$\overline{\overline{\Sigma_\infty}} = S_0 \left(\frac{V_0}{V_{eff}}\right)^{1/m} \sqrt{\Gamma\left(1 + \frac{2}{m}\right) - \Gamma^2\left(1 + \frac{1}{m}\right)} \quad (5.13)$$

où Γ désigne la fonction d'Euler, définie pour tout $t > 0$ par :

$$\Gamma(t) = \int_0^\infty x^{t-1} e^{-x} dx \quad (5.14)$$

Le paramètre de Weibull m peut ainsi être déterminé à l'aide de la formule suivante donnée dans le chapitre précédent dans l'expression (4.8) :

$$CV = \frac{\overline{\overline{\Sigma_\infty}}}{\overline{\Sigma_\infty}} = \frac{\sqrt{\Gamma\left(1 + \frac{2}{m}\right) - \Gamma^2\left(1 + \frac{1}{m}\right)}}{\Gamma\left(1 + \frac{1}{m}\right)} \quad (5.15)$$

2.2. Cas d'un endommagement par fissuration

Le caractère probabiliste de cette approche est lié à la nature aléatoire de la répartition des défauts dans un matériau. Ce type d'approche et de distribution de défauts a d'abord été développé par [Weibull, 1939] pour des problèmes de rupture. Elle a ensuite été étendue à la mécanique de l'endommagement [Hild et al., 1992], puis à la mécanique linéaire de la rupture [Yaacoub Agha, 1996] et [Chantier, 2000]. Dans les travaux de [Yaacoub Agha, 1996] et [Chantier, 2000] sur une fonte à graphite sphéroïdal, les nodules et retassures sont considérés comme une population initiale de défauts dont la taille aléatoire est prise en compte dans le calcul de la durée de vie de la structure moulée. Ce modèle est basé sur les hypothèses suivantes :

- Les hétérogénéités initiales sont considérées comme des fissures longues de taille $2a$ déjà amorcées et d'orientation complètement aléatoire modélisables dans le cadre de la mécanique linéaire de la rupture (Figure 5.6 (a)). La taille d'un défaut est limitée par une valeur maximale a_M .
- La propagation de fissure se fait perpendiculairement à la contrainte principale Σ_{max} et suit une loi de Paris.
- Seul le paramètre a décrit la taille de la fissure. La géométrie est prise en compte par un paramètre adimensionnel Y [Murakami, 2002].

Le modèle à deux échelles consiste à étudier une cellule élémentaire Ω_0 (ou VER : Volume Élémentaire Représentatif) de volume V_0 dans laquelle se trouve un défaut de taille $2a$.

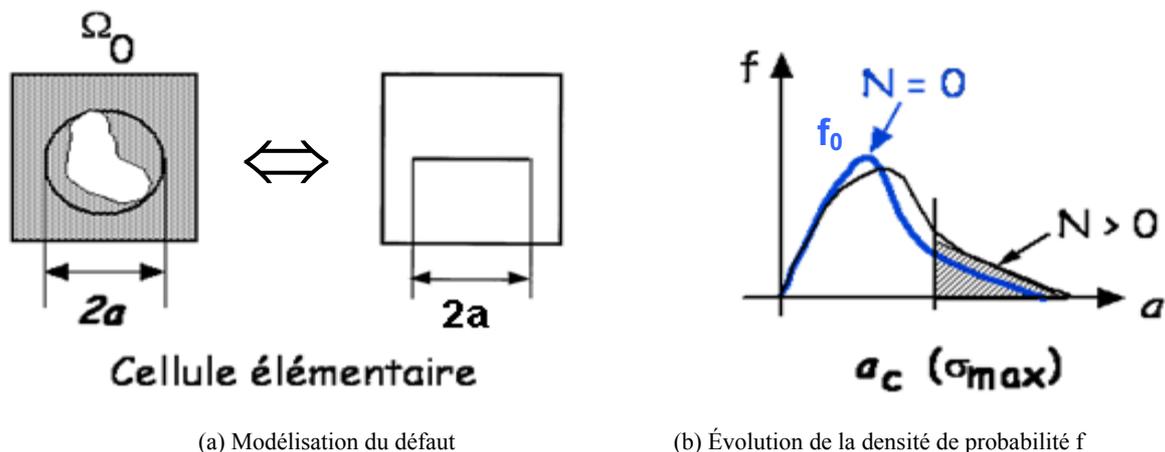


Figure 5.6. Modélisation du défaut et évolution de la densité de probabilité f_0 [Chantier, 2000]

La distribution de défaut classiquement utilisée dans ce type d'approche est une loi bêta [Yaacoub Agha, 1996]. Cette forme de distribution, à la différence de celle de Weibull qui est une exponentielle inverse, permet de représenter également les défauts de petite taille. La loi bêta est équivalente à un processus dit de Poisson.

La densité de probabilité de trouver un défaut dans la cellule élémentaire s'écrit alors :

$$f_0(\alpha, \beta) = \frac{a^\alpha (a_M - a)^\beta}{B_{\alpha\beta} a_M^{\alpha+\beta+1}} \quad \text{avec } 0 < a < a_M, \quad \alpha > -1 \quad \text{et} \quad \beta > -1 \quad (5.16)$$

avec a_M la valeur maximale de la taille d'un défaut et $B_{\alpha\beta}$ la fonction Eulérienne de première espèce, appelée aussi fonction bêta :

$$B_{\alpha\beta} = B(\alpha + 1, \beta + 1) = \int_0^1 t^\alpha (1-t)^\beta dt \quad (5.17)$$

Considérons la fiabilité sur l'élément de volume Ω_0 dans un premier temps. Avant chargement ($N = 0$), la probabilité de rupture cumulée P_{F0} est la probabilité de trouver un défaut de taille supérieure à celle du plus petit défaut critique a_c :

$$P_{F0}(a > a_c) = \int_{a_c}^{+\infty} f_0(a) da \quad \text{avec} \quad a_c = \left(\frac{K_c}{Y \Sigma_{\max}} \right)^2 \quad (5.18)$$

où K_c désigne la ténacité du matériau.

En revanche, au bout d'un nombre de cycles N , la taille des défauts a augmenté et la distribution initiale de défauts f_0 est devenue une distribution f_N (Figure 5.6 (b)). En supposant qu'aucun nouveau défaut n'apparaît au cours des cycles, [Hild & Roux, 1991] montrent que la probabilité de trouver une taille de défaut égale à a_c après N cycles est la même que celle de trouver une taille de défaut initiale a_{c0} devenant critique au bout de N cycles. Lorsque le nombre de cycles tend vers l'infini, une taille de défaut seuil a_{th} est associée à la contrainte macroscopique Σ_{\max} . Il s'agit de la taille du plus petit défaut qui peut provoquer la rupture à une contrainte Σ_{\max} . En considérant de plus que la fissure ne se propage que lorsque $K_{\max} g(R) > K_{th}$, la probabilité de rupture élémentaire d'une cellule Ω_0 est :

$$P_{F0} = \int_{a_c}^{+\infty} f_N(a) da = \int_{a_{th}}^{+\infty} f_0(a) da \quad \text{avec} \quad a_{th} = \left(\frac{K_{th}}{Y g(R_\sigma) \Sigma_{\max}} \right)^2 \quad (5.19)$$

avec K_{th} le facteur d'intensité des contraintes seuil et $g(R_\sigma)$ le paramètre de rapport de charge de Pellas [Pellas et al., 1977] tel que :

$$g(R_\sigma) = \frac{1 - R_\sigma}{1 - m_R R_\sigma} \quad (5.20)$$

D'après [Yaacoub Agha, 1996], le paramètre m_R intervenant dans la fonction $g(R_\sigma)$ peut être identifié à l'aide de deux limites d'endurance moyennes à des rapports de charge différents comme par exemple un chargement alterné symétrique et un chargement répété :

$$\bar{\sigma}(R_\sigma = 0.1) \cdot g(R_\sigma = 0.1) = \bar{\sigma}(R_\sigma = 0.1) \cdot g(R_\sigma = -1) \quad (5.21)$$

En utilisant les expressions (5.20) et (5.21), on obtient :

$$m_R = \frac{2 \overline{\sigma}(R_\sigma = -1) - 0.9 \overline{\sigma}(R_\sigma = 0.1)}{0.1 \overline{\sigma}(R_\sigma = -1) + \overline{\sigma}(R_\sigma = 0.1)} \quad (5.22)$$

En utilisant la théorie du maillon le plus faible associée à l'expression (5.8), la probabilité de rupture cumulée d'une structure s'écrit :

$$P_F = 1 - \exp \left[\frac{1}{V_0} \iiint_{\Omega} \ln \left(1 - \int_{a_{th}}^{+\infty} f_0(a) da \right) dV \right] \quad (5.23)$$

2.3. Cas d'un endommagement par micro-plasticité

2.3.1. Modèle de base déterministe

Le modèle d'endommagement à deux échelles présenté dans [Lemaitre et al., 1999] se base sur le phénomène de micro-plasticité apparaissant dans beaucoup de matériaux lorsque ceux-ci sont sollicités en fatigue. Ce phénomène peut être dû à des grains défavorablement orientés ou tout autre concentrateur de contraintes induisant une plastification à l'échelle microscopique pour une contrainte inférieure à la limite d'élasticité macroscopique, c'est-à-dire définie à l'échelle de l'élément de volume de la mécanique des milieux continus. Le principe de ce modèle à deux échelles est de regrouper l'ensemble de ces défauts au sein d'une inclusion dite faible – sphérique pour simplifier les calculs – (Figure 5.7). Cette inclusion possède les mêmes propriétés élasto-plastiques que le matériau de base mais sa faiblesse est représentée par :

- Une limite d'élasticité à l'échelle microscopique $\sigma_y^\mu \leq \Sigma_y$
- Une évolution de la plasticité et de l'endommagement à l'échelle microscopique, même lorsque l'élément de volume reste élastique à l'échelle mésoscopique.

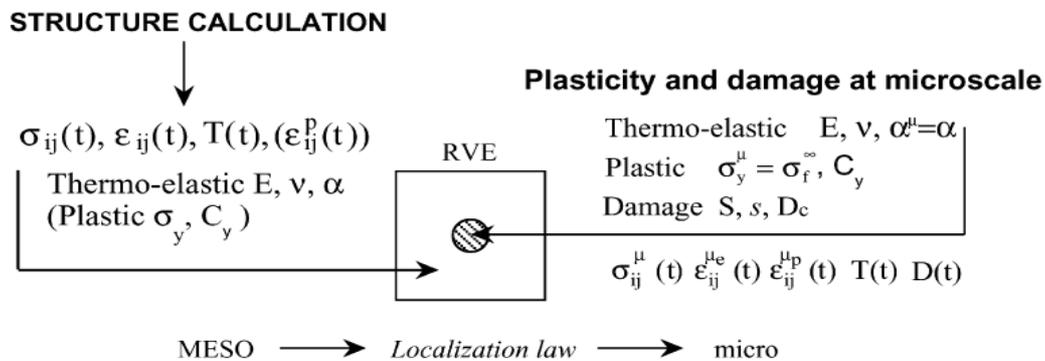


Figure 5.7. Inclusion faible au sein d'un VER élastique ou élastoplastique [Desmorat et al., 2007]

En pratique, la limite d'élasticité microscopique est prise égale à la limite d'endurance moyenne du matériau Σ_∞ . Le modèle a également été développé pour des sollicitations thermomécaniques [Desmorat et al., 2007] mais nous nous limiterons ici au cas isotherme.

A l'échelle mésoscopique, le comportement du volume élémentaire représentatif (VER) est considéré comme élastique :

$$\boldsymbol{\varepsilon}_e = \frac{1+\nu}{E} \boldsymbol{\sigma} - \frac{\nu}{E} \text{tr} \boldsymbol{\sigma} \mathbf{1} \quad (5.24)$$

avec E et ν respectivement le module de Young et le coefficient de Poisson. Le comportement du VER peut également être considéré comme élastoplastique. Il suffit de déterminer par un calcul de structure le tenseur des déformations élastiques $\boldsymbol{\varepsilon}_{ij}^e$ et celui des déformations plastiques $\boldsymbol{\varepsilon}_{ij}^p$.

A l'échelle microscopique, une loi de comportement élastoplastique couplée à une loi d'endommagement ductile est considérée pour l'inclusion sphérique. Notons que toutes les quantités microscopiques sont indicées μ . La déformation élastique microscopique s'exprime donc :

$$\boldsymbol{\varepsilon}^{\mu e} = \frac{1+\nu}{E} \tilde{\boldsymbol{\sigma}}^\mu - \frac{\nu}{E} \text{tr} \tilde{\boldsymbol{\sigma}}^\mu \mathbf{1} \quad \text{avec} \quad \tilde{\boldsymbol{\sigma}}^\mu = \frac{\boldsymbol{\sigma}^\mu}{1-D} \quad (5.25)$$

avec D la variable d'endommagement scalaire. Les équations constitutives du comportement élastoplastique endommageable à l'échelle microscopique s'écrivent :

$$\begin{aligned} \boldsymbol{\varepsilon}^\mu &= \boldsymbol{\varepsilon}^{\mu e} + \boldsymbol{\varepsilon}^{\mu p} \\ \boldsymbol{\varepsilon}^{\mu e} &= \frac{1+\nu}{E} \tilde{\boldsymbol{\sigma}}^\mu - \frac{\nu}{E} \text{tr} \tilde{\boldsymbol{\sigma}}^\mu \mathbf{1} \\ \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{\mu p} &= \frac{3}{2} \frac{\tilde{\boldsymbol{\sigma}}^{\mu D} - \mathbf{X}^\mu}{(\tilde{\boldsymbol{\sigma}}^\mu - \mathbf{X}^\mu)_{eq}} \dot{p}^\mu \\ \dot{\mathbf{X}}^\mu &= \frac{2}{3} C_y (1-D) \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{\mu p} \\ \dot{D} &= \left(\frac{Y^\mu}{S} \right)^s \dot{p}^\mu \quad \text{si} \quad p^\mu > p_D^\mu \end{aligned} \quad (5.26)$$

avec p^μ la déformation plastique cumulée microscopique, C_y le module d'érouissage cinématique linéaire, S , s et p_D^μ respectivement les paramètres et le seuil d'endommagement.

En supposant que le comportement de l'inclusion est confiné, la fonction plasticité à l'échelle microscopique peut être modifiée pour prendre en compte le premier invariant des contraintes [Barbier, 2009] :

$$f^\mu = (\tilde{\sigma}^\mu - X^\mu)_{eq} + kTr \tilde{\sigma}^\mu - \sigma_f^\infty \quad (5.27)$$

avec k le paramètre dit de Drucker-Prager qui doit être identifié à l'aide d'une courbe de Wöhler. D'autres propositions ont été faites pour prendre en compte l'effet des contraintes hydrostatiques comme par exemple dans l'expression (5.40) des travaux de [Calloch et al., 2009]. Le paramètre k de Drucker-Prager est déterminé à l'aide de deux limites d'endurance correspondant à des essais de fatigue pour deux rapports de charge différents ($R_\sigma = 0.1$ et $R_\sigma = -1$ par exemple).

La loi d'évolution de l'endommagement ductile est celle de Lemaitre et le taux de restitution d'énergie élastique dépend du paramètre de fermeture des défauts h (égal à 0.2 pour les métaux [Desmorat et al., 2007]) par l'expression :

$$Y^\mu = \frac{1+\nu}{2E} \left[\frac{\langle \sigma^\mu \rangle^+ : \langle \sigma^\mu \rangle^+}{(1-D)^2} + h \frac{\langle \sigma^\mu \rangle^- : \langle \sigma^\mu \rangle^-}{(1-hD)^2} \right] - \frac{\nu}{2E} \left[\frac{\langle tr \sigma^\mu \rangle^2}{(1-D)^2} + h \frac{\langle -tr \sigma^\mu \rangle^2}{(1-hD)^2} \right] \quad (5.28)$$

avec $\langle \sigma^\mu \rangle^+$ et $\langle \sigma^\mu \rangle^-$ qui sont respectivement la partie positive et la partie négative du tenseur des contraintes.

La transition entre l'échelle mésoscopique et l'échelle microscopique se fait par une loi de localisation de type Eshelby-Kröner modifiée [Eshelby, 1957] :

$$\varepsilon^\mu = \frac{1}{1-bD} \left[\varepsilon + \frac{(a-b)D}{3(1-aD)} tr \varepsilon \mathbf{I} + b((1-D)\varepsilon^{\mu p} - \varepsilon^p) \right] \quad (5.29)$$

Les paramètres d'Eshelby a et b pour une inclusion sphérique ont pour expression :

$$a = \frac{1+\nu}{3(1-\nu)} \quad et \quad b = \frac{2}{15} \frac{4-5\nu}{1-\nu} \quad (5.30)$$

Au final, une fissure est amorcée lorsque le paramètre D atteint une valeur critique D_c , égale à 0.3 dans le cas des métaux.

2.3.2. Modèle probabiliste

Le modèle développé à l'origine par [Doudard, 2004] permet de prévoir le comportement en fatigue à grand nombre de cycles à partir de la « signature thermique » du matériau. Cette approche est basée sur l'hypothèse que la dissipation de chaleur lors d'un essai de fatigue est principalement liée au phénomène de micro-plasticité, qui est lui-même à l'origine de l'endommagement. Des essais dits d'auto-échauffement sont donc utilisés pour déterminer le seuil de contrainte correspondant à une élévation en température brutale, donc à l'apparition de micro-plasticité. Ce seuil correspond à la limite d'endurance.

Ce modèle, basé sur la même représentation à deux échelles que [Lemaitre et al., 1999] a également été développé de manière probabiliste pour prendre en compte la dispersion des résultats lors d'un essai de fatigue. Le modèle considère donc que l'ensemble des sites élasto-plastiques sont répartis de manière aléatoire. Ils sont regroupés dans une inclusion de volume V_0 , elle-même noyée dans une matrice élastique.

Ce modèle suppose que l'activation des sites de micro-plasticité est pilotée par un Processus Ponctuel de Poisson. Le nombre de sites actifs, $N(\Omega)$, dans un domaine Ω de volume V est donc donné par la relation :

$$N(\Omega) = \lambda V \quad (5.31)$$

avec λ l'intensité du processus qui représente la densité moyenne de sites actifs. Cette intensité suit une loi puissance :

$$\lambda = \frac{1}{V_0} \left(\frac{\Sigma_0}{S_0} \right)^m \quad (5.32)$$

avec Σ_0 la contrainte macroscopique appliquée, m et $V_0 S_0^m$ les deux paramètres matériau d'une loi de Weibull.

La probabilité de trouver k sites dans le domaine Ω est définie par l'expression :

$$P_k(V) = \frac{(\lambda V)^k}{k!} \exp(-\lambda V) \quad (5.33)$$

En associant, de plus, la théorie du maillon le plus faible [Freudenthal, 1968] à ce processus de Poisson (5.32), on obtient l'expression de la probabilité de rupture du domaine Ω pour un état de contrainte homogène. Cette probabilité est sous la forme d'une loi de Weibull :

$$P_F = 1 - \exp(-\lambda V) = 1 - \exp \left[-\frac{V}{V_0} \left(\frac{\Sigma_0}{S_0} \right)^m \right] \quad (5.34)$$

Dans le cas d'un état de contraintes hétérogènes, il est nécessaire de prendre en compte le volume effectif (4.2). La probabilité de rupture de la structure est donc reliée à la contrainte de chargement Σ_0 par :

$$P_F = 1 - \exp \left[-\frac{V_{eff}}{V_0} \left(\frac{\Sigma_F}{S_0} \right)^m \right] \quad \text{avec} \quad \Sigma_F = \max_V(\Sigma_0) \quad (5.35)$$

où V_{eff} est le volume effectif (cf. formule (4.2)), V_0 est le volume des sites actifs, S_0 le paramètre d'échelle de Weibull et m le module de Weibull.

La courbe de Wöhler « moyenne » à 50% de probabilité de rupture, c'est-à-dire la valeur du paramètre $V_0 S_0^m$, peut être déduite de 15 essais de fatigue classique jusqu'à rupture. De plus, la dispersion à l'endurance n'est pas identifiée par une méthode de « Staircase » classique obtenue avec une dizaine d'éprouvettes mais est évaluée grâce à un essai d'auto-échauffement qui ne nécessite qu'une seule éprouvette.

En effet, le lien entre contrainte appliquée et dissipation thermique est établi en s'appuyant sur la thermodynamique des processus irréversibles. La dissipation cyclique d'une inclusion de limite d'élasticité σ_y^μ sous un chargement d'amplitude Σ_0 s'écrit :

$$D_{site}(\sigma_y^\mu) = \frac{4V_0 \sigma_y^\mu}{h} \langle \Sigma_0 - \sigma_y^\mu \rangle^+ \quad (5.36)$$

$$\text{avec } h = C + 3\mu(1-b)$$

où C est la constante de Prager caractérisant l'écrouissage cinématique linéaire de l'inclusion (cf. Eq. 5.25), μ le module de cisaillement et b un des paramètres d'Eshelby (cf. Eq. 5.30).

La dissipation cyclique totale sur un volume V est obtenue en intégrant l'ensemble des dissipations associées aux différents sites présents dans ce volume :

$$D \times V = \int_0^{\Sigma_0} D_{site}(\Sigma) V \left(\frac{d\lambda}{d\Sigma} \right) d\Sigma \quad (5.37)$$

L'intégration de cette équation permet d'obtenir la relation reliant la dissipation à l'amplitude du chargement Σ_0 :

$$D = \frac{4mV_0}{h(m+1)(m+2)} \frac{\Sigma_0^{m+2}}{V_0 S_0^m} \quad (5.38)$$

L'évolution de la température moyenne en fonction de l'amplitude du chargement (5.40) est obtenue après résolution de la l'équation de la chaleur (5.39) :

$$\dot{\theta} + \frac{\theta}{\tau_{eq}} = \frac{f_r D}{\rho c} \quad (5.39)$$

avec θ la variation de température de l'éprouvette, c la chaleur spécifique, f_r la fréquence de sollicitation et τ_{eq} le temps caractéristique.

La température stabilisée pour une amplitude de contrainte constante est alors donnée par :

$$\bar{\theta} = \frac{4f_r \tau_{eq} m V_0}{h \rho c (m+1)(m+2)} \frac{\Sigma_0^{m+2}}{V_0 S_0^m} = k \cdot \Sigma_0^{m+2} \quad (5.40)$$

En pratique la détermination de la dispersion de la limite d'endurance, et donc du module de Weibull m revient à approcher la courbe d'échauffement (cf. Annexe F) par la loi puissance précédente. Plus le coefficient m est élevé, plus la dispersion est faible.

Par conséquent, cette méthode est très économique comparé à l'obtention classique d'une dispersion qui nécessite une cinquantaine d'éprouvettes. Ce modèle a ensuite été adapté à la fatigue multiaxiale et avec l'utilisation d'une caméra thermique [Poncelet, 2007]. Plus récemment, ce modèle est appliqué pour la fatigue de pièces ayant subi une pré-déformation plastique comme les tôles matricées dans l'automobile [Munier et al., 2010].

D'autre part, l'effet du rapport de charge peut être pris en compte dans l'expression (5.31) de l'intensité du processus grâce à la relation suivante [Calloch et al., 2009] :

$$\lambda = \frac{1}{V_0} \left(\frac{\Sigma_0}{S_0 + \alpha_m \Sigma_0 (1 + R_\sigma) / (1 - R_\sigma)} \right)^m \quad (5.41)$$

avec $V_0 S_0^m$, m et α_m les trois paramètres qui dépendent du matériau.

2.4. Compétition entre micro-plasticité et micro-fissuration

[Pessard, 2009] a étudié un acier pour lequel, dans le cas d'une sollicitation de traction-compression alternée, l'initiation de microfissures se fait soit dans la matrice (Figure 5.8 (a)), soit sur des amas d'inclusions de sulfure de manganèse (Figure 5.8 (b)), allongées dans la direction de laminage. Pour une sollicitation parallèle (0°) ou à 45° de la direction de laminage, toutes les fissures s'initient à 45° dans la matrice. En revanche, à 90° , 50% des fissures s'initient dans la matrice et 50% sur les amas d'inclusions. Pessard propose alors de rendre compte de ce comportement anisotrope en couplant un modèle de micro-plasticité (rendant compte de l'amorçage dans la matrice) et un modèle de micro-fissuration (rendant compte de l'amorçage sur les inclusions molles).

Le modèle de micro-plasticité choisi est basé sur la contrainte de cisaillement dite mésoscopique [Dang Van, 1987] ou sur la déformation plastique mésoscopique accumulée comme indicateur de l'adaptation élastique dans les grains [Papadopoulos, 1997] :

$$\Gamma_\infty = \frac{\langle T_a - \tau_y^{(0)} \rangle^+}{g} < \Gamma_c \quad (5.42)$$

avec T_a la contrainte de cisaillement macroscopique, g le coefficient d'écrouissage isotrope, $\tau_y^{(0)}$ la limite d'écoulement du cristal et Γ_c la déformation plastique mésoscopique accumulée limite.

Cette approche déterministe a été ensuite enrichie de manière probabiliste par les travaux de [Nguyen Thi Thu, 2008] qui considèrent que le caractère aléatoire de la limite d'endurance dépend de la déformation mésoscopique accumulée limite Γ_c et que sa distribution est définie par la répartition de Weibull :

$$f_{01} = \frac{m_1}{\Gamma_{01}} \left(\frac{\Gamma_c}{\Gamma_{01}} \right)^{m_1-1} \exp \left[- \left(\frac{\Gamma_c}{\Gamma_{01}} \right)^{m_1} \right] \quad (5.43)$$

où m_1 et Γ_{01} désignent le module et le facteur d'échelle de Weibull caractérisant respectivement l'étendue et la valeur moyenne de la distribution. Par la suite, sur chaque système glissement, la probabilité que le seuil limite Γ_c soit inférieur à la contrainte de cisaillement appliquée s'exprime :

$$P_{01}(\Gamma_c < \Gamma_\infty(\theta, \varphi, \psi)) = \int_{\Gamma_\infty(\theta, \varphi, \psi)}^{+\infty} f_{01} d\Gamma_c \quad (5.44)$$

En intégrant l'expression (5.43) dans la formule précédente (5.44), on obtient :

$$P_{01}(\theta, \varphi, \psi) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\Gamma_\infty(\theta, \varphi, \psi)}{\Gamma_{01}} \right)^{m_1} \right] \quad (5.45)$$

En utilisant la théorie du maillon le plus faible (comme pour l'approche de micro-fissuration) mais à toutes les directions de glissement possibles, la probabilité de rupture cumulée d'une structure Ω est liée aux probabilités de rupture élémentaires P_{F0} par :

$$P_{F01} = 1 - \exp \left[- \frac{1}{D_0} \iiint_{\theta, \varphi, \psi} \left(\frac{\Gamma_\infty(\theta, \varphi, \psi)}{\Gamma_{01}} \right)^{m_1} \sin \theta d\theta d\varphi d\psi \right] \quad (5.46)$$

où D_0 permet de définir la différence en terme de distribution des directions sollicitées ($D_0 = 8\pi^2$ dans le cas où tous les systèmes de glissement sont considérés) De plus, cette expression peut se simplifier en faisant l'hypothèse que $\tau_y^{(0)} = 0$ [Nguyen Thi Thu, 2008] :

$$P_{F01} = 1 - \exp \left[- \frac{1}{V_{01} D_0} \int_V \left\{ \iiint_{\theta, \varphi, \psi} \left(\frac{T_a(\theta, \varphi, \psi)}{T_{01}} \right)^{m_1} \sin \theta d\theta d\varphi d\psi \right\} dV \right] \quad (5.47)$$

avec V_{01} le volume de référence et T_{01} le nouveau paramètre d'échelle relatif à la structure. De plus, les contraintes résiduelles peuvent être introduites sous la forme de contraintes hydrostatiques moyennes dans le facteur d'échelle T_{01}' qui remplace le facteur T_{01} précédent :

$$T_{01}' = g\Gamma_{01} = T_{01} \frac{1 - \gamma' \Sigma_{H,m}}{\left(1 + \kappa \Sigma_{H,a} / \max_{\theta, \varphi, \psi} \{ T_a(\theta, \varphi, \psi) \} \right)} \quad (5.48)$$

avec κ et γ' les paramètres permettant respectivement de rendre compte de la sensibilité du matériau à la contrainte hydrostatique $\Sigma_{H,a}$ et à la contrainte moyenne $\Sigma_{H,m}$. Par ailleurs, il a été proposé de prendre en compte le gradient de propriété local par l'intermédiaire de la variation de largeur de corde à mi-hauteur du pic de diffraction obtenu par rayons X [Deperrois, 1991]. Le facteur d'échelle devient alors :

$$T_{01}'' = T_{01}' (B(M)/B_0)^n \quad (5.49)$$

avec $n = 1/2$ [Deperrois, 1991], $B(M)$ la largeur de corde au point M considéré et B_0 la largeur de corde relative au matériau de base, à cœur.

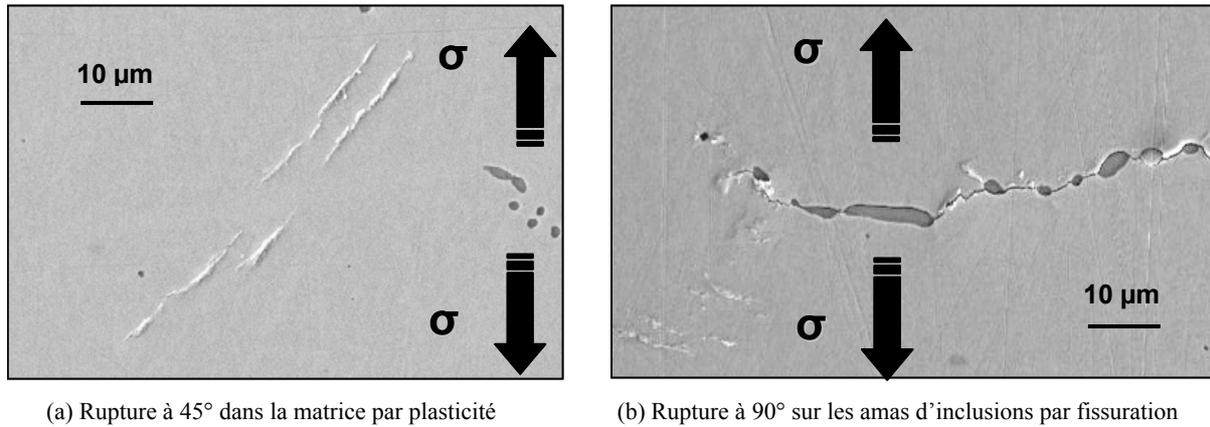


Figure 5.8. Mécanismes d'endommagement observés en traction-compression [Pessard, 2009]

Pour rendre compte des défauts inhérents au matériau considérés comme des microfissures préexistantes, un modèle de mécanique linéaire de la rupture est utilisé. En mode I, la variation du facteur d'intensité des contraintes ΔK est estimée à partir de l'amplitude de contraintes appliquée et de la taille du défaut :

$$\Delta K = \Delta \sigma \sqrt{\pi a} \quad (5.50)$$

Il n'y a pas de fissuration tant que ΔK reste inférieur au seuil de non-propagation ΔK_{th} . Les travaux de [Pessard, 2009] proposent donc d'introduire le caractère aléatoire de la fatigue par une distribution de Weibull appliqué à ce seuil de non-propagation de fissure ΔK_{th} :

$$f_{02} = \frac{m_2}{\Delta K_{th02}} \left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta K_{th02}} \right)^{m_2-1} \exp \left[- \left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta K_{th02}} \right)^{m_2} \right] \quad (5.51)$$

Comme pour l'approche d'endommagement par plasticité, la probabilité totale de rupture de la structure peut être obtenue par l'expression :

$$P_{F02} = 1 - \exp \left[- \frac{1}{V_{02}} \int_V \left\{ \iint_{\theta, \varphi} \left(\frac{\Delta K(\theta, \varphi)}{\Delta K_{th02}} \right)^{m_2} \sin \theta d\theta d\varphi \right\} dV \right] \quad (5.52)$$

Cette approche considère donc un facteur d'intensité des contraintes local défini pour une fissure elliptique qui est l'intersection entre le défaut ayant la forme d'un ellipsoïde allongé et le plan de contrainte normale maximale.

De plus, en simplifiant la modélisation, l'ellipsoïde allongé est assimilé à un cylindre de longueur infini. La direction de la sollicitation est orientée par rapport au fibrage par l'angle θ . Dans le cadre de la mécanique de la rupture, la variation du facteur d'intensité des contraintes est donc donnée par l'expression :

$$\Delta K(\theta, \varphi) = \frac{\sigma_a(\theta, \varphi) \sqrt{\pi a}}{\Phi(\theta)} \quad \text{où} \quad \Phi(\theta) = \int_0^{\pi/2} \left[1 - \left(1 - \frac{1}{\cos^2 \theta} \right) \sin^2 \varphi \right]^{1/2} d\varphi \quad (5.53)$$

avec $\sigma_a(\theta, \varphi)$ l'amplitude de la contrainte normale appliquée sur un défini par l'angle θ .

Finalement, en considérant que $V_{01}D_0 = V_{02} = V$, la probabilité de survie totale de la structure est supposée dépendre de la compétition entre les deux mécanismes de rupture que sont la micro-plasticité – associé à P_{F1} – et la microfissuration – associé à P_{F2} de telle manière :

$$1 - P_F = (1 - P_{F1})(1 - P_{F2}) \quad (5.54)$$

2.5. Cadre de la fatigue pour une pièce usinée en fraisage

Pour modéliser le comportement en fatigue à grand nombre de cycles, il existe donc principalement deux approches. L'une est basée sur la mécanique de la rupture à partir de défauts initiaux assimilés à des fissures et l'autre sur l'endommagement par micro-plasticité au sein de la matrice. Les essais analysés au chapitre 4 montrent que ces deux mécanismes sont observés dans le cadre de cette étude. Il est donc a priori nécessaire de suivre une approche semblable à celle de [Pessard, 2009] en considérant une compétition entre les deux mécanismes.

De plus, en introduisant l'effet de l'intégrité de surface, il convient de séparer le comportement à cœur et en surface – ou même de considérer une sous-surface de quelques microns – comme dans les travaux de [Chantier, 2000]. Dans le cas de pièces usinées en fraisage, le mécanisme de micro-plasticité apparaît en surface ou à cœur et le mécanisme de micro-fissuration associé aux défauts de microgéométrie en surface ou sur les inclusions à cœur. Ainsi la probabilité de survie d'une structure usinée peut s'écrire :

$$(1 - P_F)_{\text{usiné}} = (1 - P_{F \mu\text{-plast}})_{\text{cœur}} (1 - P_{F \mu\text{-plast}})_{\text{surface}} \cdot (1 - P_{F \mu\text{-fiss}})_{\text{cœur}} (1 - P_{F \mu\text{-fiss}})_{\text{surface}} \quad (5.55)$$

Dans le cas plus précis de la flexion plane pour un acier 50CrMo4 non resulfuré, nous pouvons faire l'hypothèse que la rupture se produit en surface sur des défauts de microgéométrie ou en sous-surface dans la matrice.

L'expression devient alors :

$$(1 - P_{F \text{ flexion}})_{u \sin \epsilon} = (1 - P_{F \mu\text{-plast}})_{\text{sous-surface}} \cdot (1 - P_{F \mu\text{-fiss.}})_{\text{surface}} \quad (5.56)$$

L'objectif de notre approche est donc de coupler deux modèles à deux échelles probabilistes. L'un est basé sur la mécanique de la rupture, donc analogue aux travaux de [Yaacoub Agha, 1996] et [Chantier, 2000] mais appliqué aux défauts de microgéométrie. L'autre est basé sur les modèles d'endommagement déterministe de [Desmorat et al., 2007] ou probabiliste de [Calloch et al., 2009] sans utiliser les résultats de mesure d'auto-échauffement, apparemment inadaptés aux matériaux objets de cette étude. Ces modèles d'endommagement sont plus simples à mettre en œuvre et nécessitent moins d'essais d'identification que les modèles privilégiés par [Pessard, 2009].

3. Prise en compte de la microgéométrie

L'objectif final de cette étude est de prendre en compte simultanément toutes les caractéristiques de l'intégrité de surface – microgéométrie, contraintes résiduelles et écrouissage – dans un modèle de prévision du comportement en fatigue. Ce paragraphe se focalise sur l'effet de la microgéométrie et s'applique aux essais de flexion plane présentés dans le quatrième chapitre, c'est à dire les cas d'usinage C2 et C3 pour lesquels les effets de contraintes résiduelles et écrouissage sont minimisés grâce à un traitement de recuit.

Une approche probabiliste basée sur la mécanique de la rupture comme les travaux de [Yaacoub Agha, 1996] et [Chantier, 2000] est d'une part utilisée pour identifier la distribution de taille de défauts en surface. Cette distribution est ensuite comparée à celle obtenue expérimentalement. Nous verrons d'autre part, que lorsque la taille des défauts de microgéométrie est très faible (inférieure au micron), la mécanique de la rupture ne s'applique plus. Il semble alors plus judicieux d'utiliser dans ce cas un modèle d'endommagement par micro-plasticité tout en considérant un facteur de concentration de contrainte.

3.1. Adaptation d'un modèle probabiliste de micro-fissuration

3.1.1. Identification inverse de la distribution de défauts en surface

Nous avons montré que le module de Weibull identifié par une méthode de Staircase est plus représentatif du comportement à l'endurance que celui identifié par auto-échauffement ou par le logiciel ESOPE. Les paramètres identifiés au quatrième chapitre par cette méthode sont donc privilégiés pour identifier la distribution de taille de défauts initiaux, représentative de la microgéométrie en surface. Nous comparerons ensuite cette distribution aux données issues d'une mesure surfacique de microgéométrie.

Pour identifier la distribution de tailles de défauts surfaciques à partir d'un essai de fatigue, il est nécessaire de connaître la limite d'endurance moyenne à 50% de probabilité de rupture et l'écart type associé. Les équations (5.12) et (5.13) permettent de déterminer le module m et le paramètre d'échelle S_0 de Weibull d'une loi à deux paramètres. Les limites d'endurance à 10% et 90% de probabilité de rupture sont ensuite obtenues en développant l'équation (5.9), ce qui donne la relation :

$$\Sigma_{F_i} = \exp \left[\frac{1}{m} \ln \left(\ln \left(\frac{1}{1 - P_F^i} \right) \right) - \frac{1}{m} \ln \left(\frac{V_{eff}}{V_0 S_0^m} \right) \right] \quad (5.57)$$

avec $i = 0.1, 0.5$ ou 0.9 pour les différentes équiprobabilités.

Nous considérons de plus que le facteur d'intensité des contraintes (seuil de non propagation) de l'acier 50CrMo4 est semblable à celui utilisé dans les travaux de [Pessard, 2009] pour le 25MnCrSiVB6 lui aussi bainitique et dont la dureté est la même, soit $K_{th} = 4 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. La contrainte seuil associée au plus gros défaut d'entaille en surface, de taille a_M , est égale à :

$$\Sigma_{th} = \frac{K_{th}}{Y \cdot K_t \cdot g(R_\sigma) \sqrt{\pi a_M}} \quad (5.58)$$

En dessous de cette contrainte, la rupture ne peut pas avoir lieu. De plus, le coefficient de concentration de contrainte K_t est calculé par la formule empirique d'Arola [Arola, 2002] et le paramètre Y caractérisant la forme de la géométrie de l'entaille est choisi d'après les travaux de [Suraratchai, 2008] tel que :

$$Y = 0.64 \cdot \pi^{0.5} = 1.13 \quad (5.59)$$

Le paramètre $g(R_\sigma)$ est obtenu grâce aux expressions (5.20), (5.22) et aux limites d'endurance correspondant à deux rapports de charge différents :

$$m_R = \frac{2 \bar{\sigma}(R_\sigma = -1) - 0.9 \bar{\sigma}(R_\sigma = 0.1)}{0.1 \bar{\sigma}(R_\sigma = -1) + \bar{\sigma}(R_\sigma = 0.1)} = 0.5 \quad (5.60)$$

Une fois la forme de la distribution choisie (loi béta (5.17) dans notre cas), la détermination de la distribution de tailles de défauts f_θ se fait par minimisation de l'écart entre les probabilités cumulées issues des essais (5.57) et les probabilités du modèle de Weibull associé à la distribution de tailles de défauts f_θ (5.63) :

$$P_{F0f_\theta}^i = 1 - I \left[\left(\frac{\Sigma_{th}^i}{\Sigma_\infty^i} \right)^2, \alpha + 1, \beta + 1 \right] \quad \text{avec} \quad \Sigma_\infty^i = \Sigma_{th}^i \sqrt{\frac{a_M}{a_c}} \quad (5.61)$$

avec $I(x, \alpha, \beta)$ la fonction béta incomplète régularisée qui a pour expression :

$$I(x, \alpha + 1, \beta + 1) = \frac{1}{B(\alpha + 1, \beta + 1)} \int_0^x t^\alpha (1-t)^\beta dt \quad (5.62)$$

Ainsi, la probabilité de rupture cumulée issue de la distribution f_θ a pour expression :

$$P_{Ff_\theta}^i = 1 - \left(1 - P_{F0f_\theta}^i \right)^{\frac{V_{eff}}{V_0}} \quad (5.63)$$

L'expression de l'erreur suivante à minimiser peut donc être calculée en prenant un volume élémentaire représentatif de 1 mm^3 :

$$err = \frac{1}{3} \sum_{i=1}^3 \left[P_F^i - P_{Ff_\theta}^i \left(\Sigma_\infty^i \right) \right]^2 \quad (5.64)$$

Les paramètres α et β déduits de cette minimisation permettent ensuite de tracer les distributions de tailles de défauts (Figure 5.9) pour les deux méthodes d'identification Staircase et logiciel ESOPE. On observe que la distribution de tailles de défauts est centrée sur une taille moyenne de 1 μm pour un module de Weibull $m = 7$ et plutôt sur une taille moyenne de 1.5 μm pour un module de Weibull $m = 17$. Ces tailles de défaut sont supérieures à l'épaisseur des lattes de bainite ce qui justifie l'utilisation de la mécanique de la rupture.

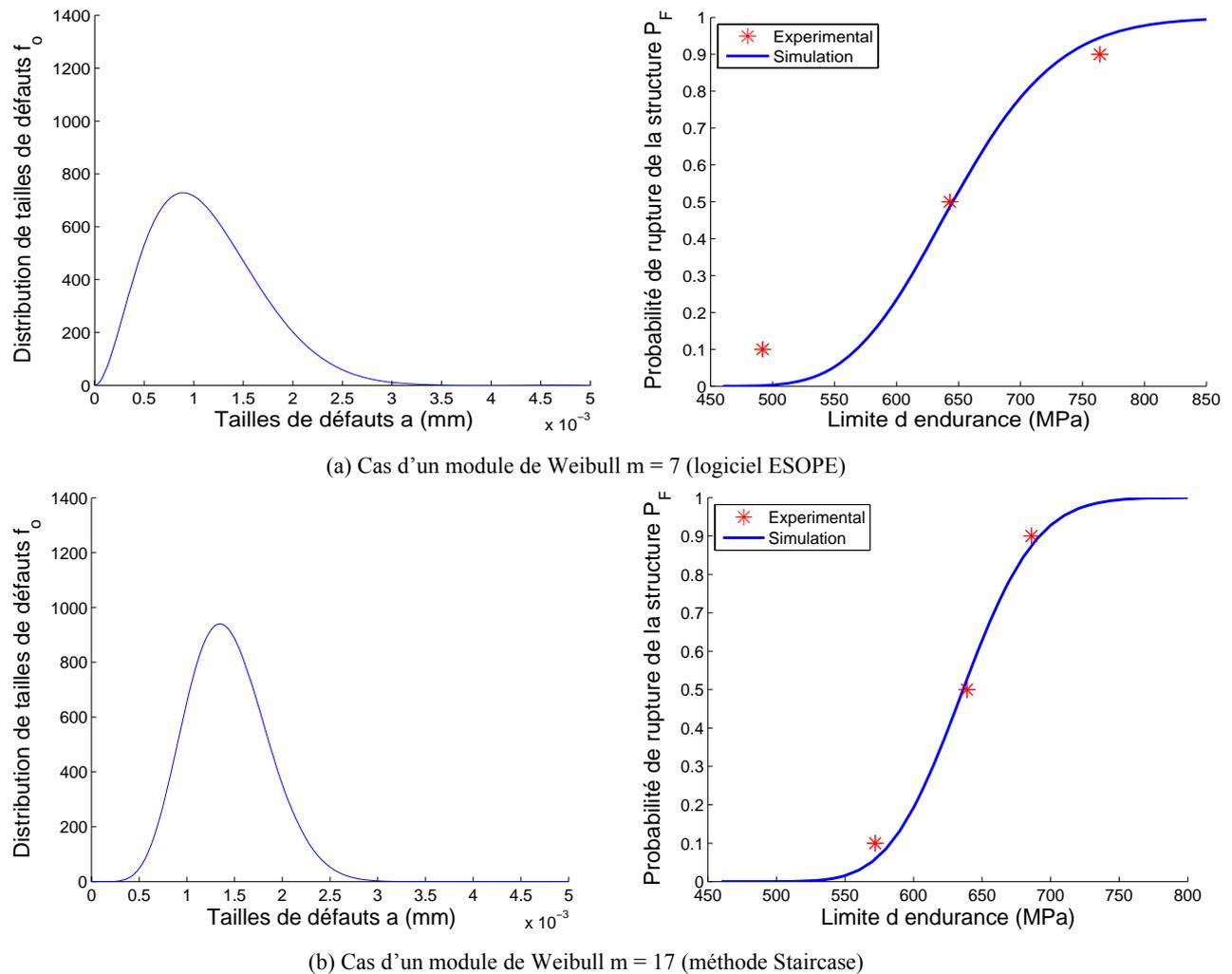


Figure 5.9. Distribution de tailles de défauts et probabilité de rupture cumulée associée

La distribution de tailles de défauts est plus resserrée pour $m = 17$ que pour $m = 7$ ce qui est cohérent avec l'écart-type plus faible sur les limites d'endurance.

De plus, la courbe de simulation est beaucoup plus proche des points expérimentaux sur la Figure 5.9 (b) que sur la Figure 5.9 (a). La courbe des probabilités de rupture cumulée simulée est très proche des trois limites d'endurance expérimentales pour $m = 17$, dont celle à 10% de probabilité de rupture alors que pour $m = 7$, l'écart entre la probabilité de rupture à 10% expérimentale et la courbe simulée est important. Ces écarts sont

également mis en évidence par l'erreur sur l'identification de la distribution qui est quatre fois plus faible pour un module de Weibul $m = 17$ (Tableau 5.3).

Tableau 5.3. Paramètres des distributions de taille de défauts identifiés

Logiciel ESOPE ($m = 7$)				Méthode Staircase ($m = 17$)					
CV essais	α	β	err	CV calcul	CV essais	α	β	err	CV calcul
0.18	2.0	9.2	0,0040	0,175	0.08	7.2	19.1	0.0011	0.079

Par ailleurs, bien que ces coefficients α et β soient déterminés, il est nécessaire de vérifier la validité de ceux-ci vis-à-vis de la limite d'endurance et de la dispersion de l'essai [Yaacoub Agha, 1996]. Cela revient donc à déterminer le coefficient de variation CV.

Pour un rapport $V_{eff}/V_0 \neq 1$, on peut calculer ce coefficient de variation en faisant le rapport de (5.66) sur (5.65) :

$$\frac{\overline{\sigma_\infty}}{\Sigma_{th}} = \frac{V_{eff}}{V_0} \int_0^1 \frac{x^{\alpha-1/2} (1-x)^\beta}{B(\alpha, \beta)} [I(x, \alpha, \beta)]^{\frac{V_{eff}}{V_0}-1} dx \quad (5.65)$$

$$\frac{\overline{\overline{\sigma_\infty}}}{\Sigma_{th}} = \sqrt{\frac{V_{eff}}{V_0} \int_0^1 \frac{x^{\alpha-1} (1-x)^\beta}{B(\alpha, \beta)} [I(x, \alpha, \beta)]^{\frac{V_{eff}}{V_0}-1} dx - \left(\frac{\overline{\sigma_\infty}}{\Sigma_{th}}\right)^2} \quad (5.66)$$

avec $B(\alpha, \beta)$ la fonction bêta, $I(x, \alpha, \beta)$ la fonction bêta incomplète et Σ_{th} la contrainte seuil associée au plus gros défaut d'entaille en surface de taille a_M . Il faut donc vérifier que le coefficient de variation issu du calcul est proche du coefficient de variation expérimental. Dans le cas ci-dessus, les coefficients de variation calculés et simulés, qui sont reportés dans le Tableau 5.3, coïncident ce qui valide les valeurs de α et β .

Par ailleurs, pour le cas d'usinage C3, la faible taille des défauts d'entaille de microgéométrie et le coefficient de concentration de contrainte $K_t = 1,16$ ne permettent pas d'identifier une distribution de taille de défauts. En effet, en considérant d'après la mesure que le plus gros défaut a une taille de $2 \mu\text{m}$, la valeur seuil Σ_{th} calculée est de 1360 MPa, valeur irréaliste puisque supérieure à la limite à rupture. Les défauts de microgéométrie pour le cas d'usinage C3 sont si petit, avec un facteur d'intensité des contraintes $K_{th} = 4 \text{ MPa.m}^{1/2}$, que le cadre de la mécanique de la rupture ne semble plus adapté. En effet, il faudrait envisager que le facteur d'intensité des contraintes soit inférieur à $1.9 \text{ MPa.m}^{1/2}$ pour que Σ_{th} soit inférieure à la limite d'endurance à 10% de probabilité de rupture – égale à 659 MPa pour le cas d'usinage C3.

3.1.2. Mesure des tailles de défauts à partir de profils de rugosité

Le modèle probabiliste basé sur la mécanique de la rupture permet ici d'identifier la distribution de taille de défauts en surface pour des entailles dont la profondeur moyenne est supérieure à $1 \mu\text{m}$. Le cas d'usinage C2 ayant été traité avec succès, il est nécessaire de comparer la distribution obtenue avec la microgéométrie qu'il est possible de mesurer.

Comme nous l'avons vu dans le deuxième chapitre avec les mesures locales de contraintes résiduelles, les contraintes appliquées sont maximales au fond des creux générés par l'outil. Les entailles localisées sur les crêtes n'ont donc aucune influence sur la fatigue et ne doivent pas être prises en compte dans la distribution de défauts. Les tailles de défauts d'entaille sont donc mesurées manuellement à partir de profils de rugosité en ne sélectionnant que les entailles au fond des creux du 2nd ordre générés par l'enveloppe de l'outil. La Figure 5.10 suivante représente les trois entailles prises en compte dans la distribution des défauts sur deux creux successifs d'un des profils mesurés.

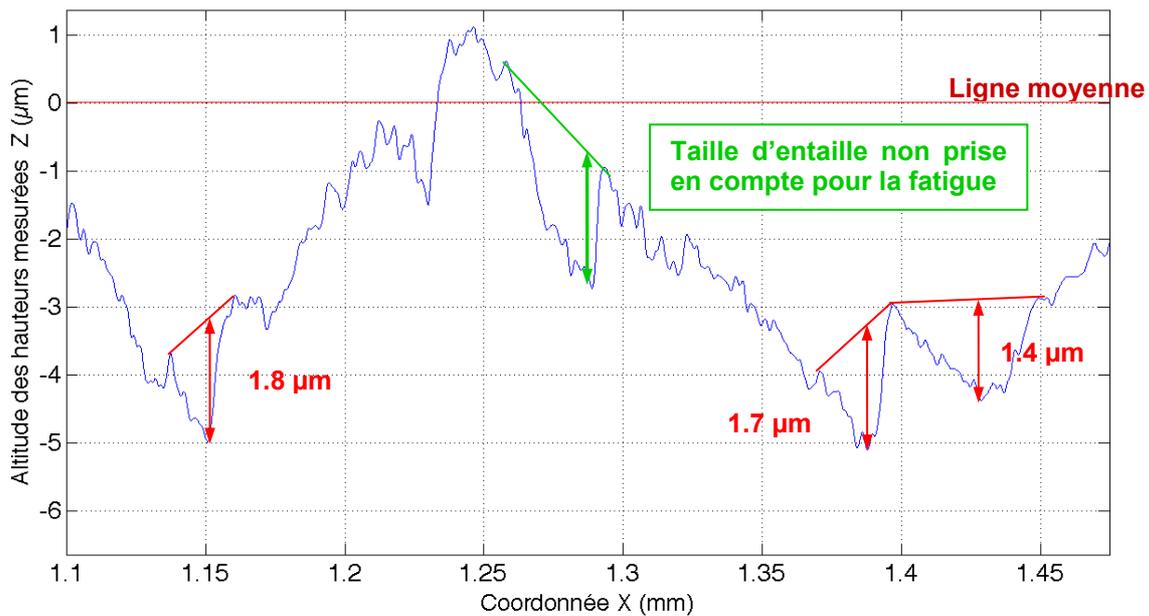


Figure 5.10. Mesures de la profondeur des entailles dans deux creux successifs

Toutes les mesures linéaires sont effectuées à l'aide d'une station STIL avec un pas de déplacement minimum de $0.1 \mu\text{m}$ dans la direction de chargement. Le pas est faible, comme pour les mesures des rayons à fond d'entaille afin d'avoir une précision optimale sur la mesure de la profondeur des entailles. Une mesure surfacique n'a malheureusement pu être mise en œuvre à cause du temps qu'elle nécessite.

Les mesures ont été effectuées sur une dizaine de profils de longueur 6 mm , ce qui correspond à environ 150 entailles de microgéométrie. Les distributions de taille de défauts expérimentale et simulée sont comparées sur la Figure 5.11. On remarque que la corrélation entre ces deux

distributions est meilleure dans le cas $m = 17$ que dans le cas $m = 7$. Ceci conforte donc les précédentes remarques. Nous pouvons considérer qu'un essai de fatigue illimitée permet de retrouver la distribution de défauts de microgéométrie au fond des creux. Pour les entailles de plus petites tailles, il est d'ailleurs difficile de faire un choix entre prendre en compte un défaut de profondeur $0.5 \mu\text{m}$ ou bien considérer que celui-ci n'en est pas un. Il convient de noter que si le mécanisme d'endommagement principal est la micro-fissuration une méthode inverse permettrait d'identifier la limite d'endurance et son écart-type en flexion à partir de la population des entailles de microgéométrie mesurées.

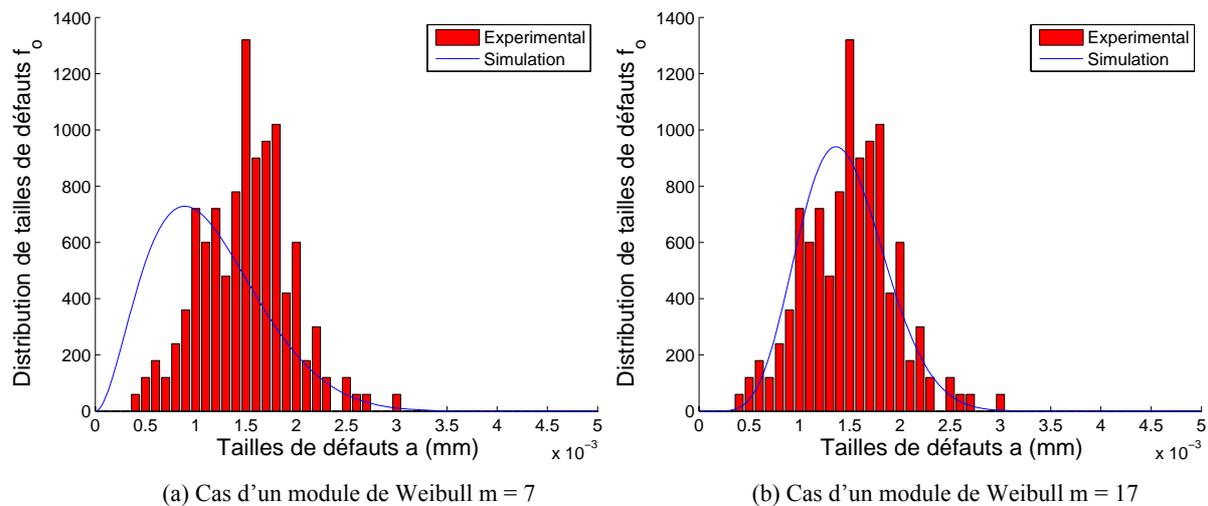


Figure 5.11. Distributions des tailles de défauts expérimentale et simulée (cas d'usinage C3)

Maintenant que nous avons mesuré la taille des entailles dans notre cas d'usinage, nous pouvons discuter à nouveau du principe du modèle de [Limido, 2008] présenté dans le premier paragraphe du chapitre 3. Il semble impossible de réussir à simuler la microgéométrie avec une précision au micron près même en prenant en compte les efforts de coupe. L'identification de la distribution de taille des défauts ne peut se faire que par la mesure.

3.2. Modélisation à partir d'un calcul par éléments finis élastoplastique

Le modèle précédent n'est pas adapté au cas d'usinage C3 car la microgéométrie obtenue est composée d'entailles dont les tailles sont inférieures au micron. Le rayon à fond d'entaille étant beaucoup plus important, la concentration de contrainte est plus faible que dans le cas d'usinage C2 et il est raisonnable de considérer que dans le cas C3, l'amorçage de fissure se fait par micro-plasticité dans la matrice. Dans un premier temps, l'influence de la microgéométrie, dite optimisée par les conditions d'usinage – cas C3 –, sur le comportement en fatigue est étudiée en utilisant le modèle de base à deux échelles déterministe présenté au paragraphe 2.3.1.

Nous présentons dans ce paragraphe l'identification des paramètres du modèle de [Desmorat et al., 2007] dans le cas de la flexion, puis la prise en compte du coefficient de concentration de contrainte au niveau des micro-entailles.

3.2.1. Identification des paramètres du modèle d'endommagement

Le modèle d'endommagement déterministe par micro-plasticité est implanté dans le logiciel DAMAGE-EAS. Il permet de déterminer le nombre de cycles à rupture associé à un niveau de contrainte. Les entrées du modèle sont les tenseurs des déformations plastiques et totales obtenues par un calcul de structure élastoplastique ainsi que les paramètres matériaux. Il s'agit des paramètres de comportement élastique E , ν , des paramètres de comportement plastique, C_y et σ_f^∞ , des paramètres d'endommagement s , S , p_D^μ et D_c , du paramètre de Drucker-Prager k et du paramètre de fermeture des défauts h .

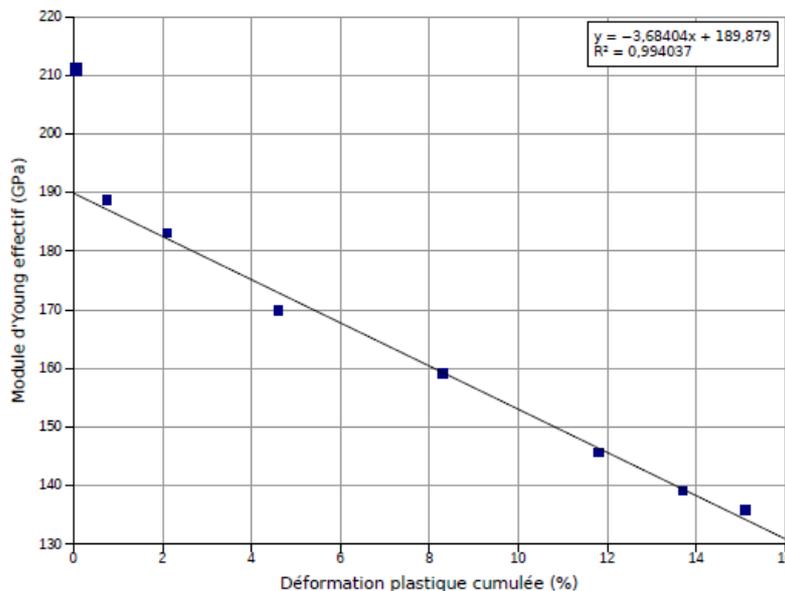


Figure 5.12. Baisse du module de Young effectif en fonction de la déformation p [Souto-lebel, 2010]

Les paramètres élasto-plastiques ont été identifiés dans le quatrième chapitre. De plus, les paramètres h et D_c sont choisis en fonction des valeurs classiquement utilisées dans la littérature, c'est-à-dire : $h = 0.2$ et $D_c = 0,3$. A partir des essais de traction de charge-décharge décrits dans le quatrième chapitre, on identifie la variation du module de Young effectif et donc du seuil d'endommagement. Sur la Figure 5.12, on observe que le seuil p_D^μ est nul. Le matériau est endommagé dès les premiers cycles ce qui est cohérent avec sa microstructure présentant de nombreux défauts à l'échelle microscopique.

Par ailleurs, pour identifier la limite d'élasticité microscopique, il est nécessaire de prendre en compte le rapport de charge.

- Si $R_\sigma = -1$, la limite d'élasticité microscopique σ_f^∞ est simplement la limite d'endurance

infinie déduite de la courbe de Wöhler. Le paramètre k est dans ce cas défini par la formule de Goodman : $k = \sigma_f^\infty / \sigma_u$

- Si $R_\sigma \neq -1$, la limite la limite d'élasticité microscopique σ_f^∞ et la limite d'endurance de la courbe de Wöhler $\sigma_\infty^{R_\sigma}$ sont reliées par :

$$\sigma_f^\infty = \frac{1}{2} [(1 - R_\sigma) + k(1 + R_\sigma)] \quad (5.67)$$

En introduisant la formule de Goodman dans l'expression précédente, on obtient :

$$\sigma_f^\infty = \frac{1/2 \sigma_\infty^{R_\sigma} (1 - R_\sigma) \sigma_u}{\sigma_u - (1 + R_\sigma) \sigma_\infty^{R_\sigma} / 2} \quad (5.68)$$

La limite d'endurance obtenue en flexion avec $R_\sigma = 0,1$ étant de 763 MPa, on obtient que la limite de glissement microscopique σ_f^∞ (aussi limite d'endurance) est égale à 561 MPa et que le paramètre de Drucker-Prager k est de 0,52.

Enfin, les paramètres d'endommagement s et S sont obtenus par itérations successives pour que la courbe de Wöhler simulée associée au cas des éprouvettes polies (C4) soit aussi proche que possible de la courbe expérimentale (cf. Figure 5.13).

L'ensemble des paramètres du modèle à deux échelles est reporté dans le Tableau 5.4.

Tableau 5.4. Paramètres matériau du 50CrMo4 pour le modèle à deux échelles

Acier	Propriétés implémentés dans DAMAGE EAS									
	E (MPa)	ν	D_c	h	k	C (MPa)	s	S	σ_f^∞ (MPa)	Σ_y (MPa)
50CrMo4	190 000	0,3	0,3	0,2	0,52	50 000	1	10 000	561	315

3.2.2. Influence de la microgéométrie sur la concentration de contrainte

La prise en compte de la microgéométrie dans le modèle à deux-échelles déterministe peut être effectuée en insérant le coefficient de concentration de contrainte K_t par rapport au comportement d'une éprouvette polie. La contrainte appliquée en surface de l'éprouvette de flexion est la variable d'entrée du modèle d'endommagement. Une concentration de contrainte en fond d'entaille correspond donc à une translation de la courbe de Wöhler vers le bas (Figure 5.13).

Le coefficient K_t , déterminé par la méthode d'Arola, dans le paragraphe précédent est de 1.16 ce qui engendre une limite d'endurance de 658 MPa pour le cas d'usinage C3. Ce résultat est légèrement en-dessous de la limite d'endurance réelle de 675 MPa. De plus, on observe que

l'écart entre la courbe simulée est encore plus important dans le domaine de fatigue limitée. Ceci montre l'insuffisance de ce modèle dans son état actuel.

Les raisons pouvant expliquer cet écart entre le modèle et la courbe de Wöhler expérimentale sont diverses. D'une part, le coefficient K_t est basé sur la mesure de rugosité et du rayon à fond d'entaille moyen. Deux paramètres – profondeur et rayon de fond d'entaille – sont donc moyennés, ce qui augmente l'erreur sur l'évaluation de la caractérisation des défauts critiques. D'autre part, les courbes expérimentales montrent que le comportement en fatigue limitée est similaire entre le cas des éprouvettes polies et le cas C3. Cela signifie que le rôle de la microgéométrie ne semble plus prépondérant pour des sollicitations de niveau élevé.

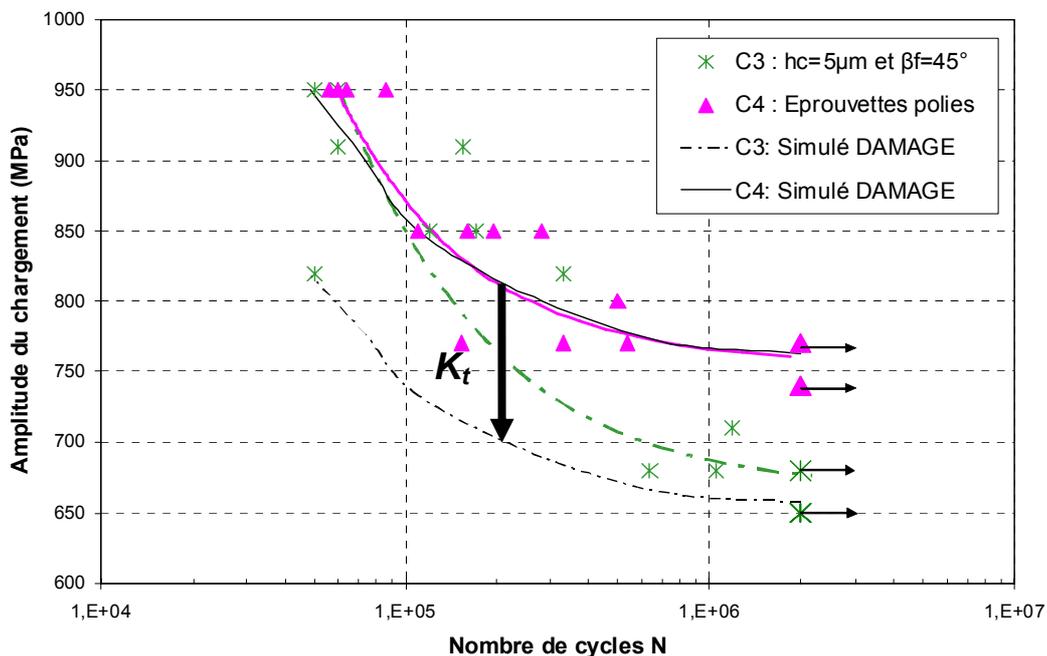


Figure 5.13. Comparaison des courbes de Wöhler expérimentales et simulées pour les cas C3 et C4

Par conséquent, on peut conclure que pour des entailles dont la taille est supérieure à $1\ \mu\text{m}$, la mécanique de la rupture permet de prédire la limite d'endurance et son écart type à partir de la distribution de taille des entailles mesurée seulement au niveau des creux. En revanche, cette méthode ne fonctionne pas pour une microgéométrie dont les défauts sont inférieurs au micron. La prise en compte du coefficient de concentration de contrainte associé à un modèle à deux échelles permet d'évaluer la limite d'endurance du cas d'usinage avec une microgéométrie de bonne qualité (cas C3). La prévision du comportement en fatigue limitée n'est par contre pas suffisante.

Seul un couplage entre les deux approches permettra de rendre compte de la compétition entre les deux mécanismes quelles que soient les amplitudes de la microgéométrie et du chargement.

4. Conclusion

Ce chapitre montre la nécessité d'utiliser des modèles à deux échelles plutôt que des modèles macroscopiques pour prédire le comportement en fatigue des pièces usinées en fraisage. Aucune des approches macroscopiques ne permet d'obtenir des prévisions correctes que ce soit pour la prise en compte de la microgéométrie ou des contraintes résiduelles.

La dispersion associée à la limite d'endurance étant très variable en flexion suivant les cas d'usinage, il est important d'avoir recours à des modèles de type probabiliste. A partir des travaux réalisés dans la littérature, nous avons proposé d'exprimer la probabilité de survie d'une structure en couplant les mécanismes de micro-fissuration et micro-plasticité ainsi que la probabilité de survie en surface ou à cœur de la structure. Dans le cas de la flexion, nous pouvons considérer que l'amorçage de fissure est initié en sous-surface par micro-plasticité ou bien en surface par micro-fissuration.

Cette modélisation, basée sur la multiplication de probabilités de survie, prenant en compte la microgéométrie, les contraintes résiduelles et l'écrouissage n'est cependant pas aboutie à ce jour. Nous avons cependant présenté l'influence de la microgéométrie sur le comportement en fatigue. L'originalité de l'étude proposée est d'adapter les modèles probabilistes de microfissuration à une distribution aléatoire de tailles de défauts surfaciques. La distribution identifiée par simulation est très proche de celle mesurée expérimentalement par analyse des mesures de rugosité. Il faudrait donc envisager une procédure d'identification automatique de la distribution de taille des défauts situés dans les creux de la microgéométrie (l'amorçage d'une fissure ne pouvant pas se faire à partir des entailles situées sur les crêtes où la concentration de contrainte est minimale).

Cependant, lorsque la taille des défauts est trop petite pour que la mécanique linéaire de la rupture s'applique, un modèle d'endommagement à deux échelles déterministe basé sur un mécanisme de micro-plasticité est utilisé. En considérant uniquement un coefficient de concentration de contrainte moyen ajouté à ce modèle, on obtient une évaluation raisonnable de la limite d'endurance. En revanche, le comportement en fatigue limitée est encore mal prévu. Une extension probabiliste de ce modèle, par exemple basée sur les travaux de [Calloch et al., 2009] devrait être utilisée en perspective de ces travaux de modélisation du comportement en fatigue.

Conclusion générale et perspectives

Conclusions

Le fraisage des pièces en acier à haute limite élastique induit une intégrité de surface, c'est-à-dire un état mécanique et micro-géométrique qui influe sur la durée de vie en fatigue des pièces en service. Par ailleurs, malgré l'optimisation des trajectoires en général effectuées, le fraisage des formes complexes avec des outils hémisphériques induit des conditions de coupe variables et donc des intégrités de surface différentes. Dans ce contexte, cette étude s'est attachée à la détermination des conditions d'usinage des formes complexes afin d'en améliorer la durée de vie. Les objectifs fixés en introduction étaient d'une part d'identifier les conditions d'usinage conduisant à une intégrité de surface optimale du point de vue du comportement en fatigue, et d'autre part, de prévoir l'intégrité générée par le procédé de fraisage pour l'intégrer dans un modèle de prévision en fatigue.

Les travaux réalisés ont permis de répondre au premier objectif au travers des chapitres 2 et 4, essentiellement à caractère expérimental, en montrant qu'il existe des conditions d'usinage permettant de favoriser les contraintes résiduelles de compression mais au détriment de la microgéométrie. Dans le domaine de fatigue limitée, ces contraintes de compression favorisent la durée de vie dans des proportions significatives, supérieures à celles induites par une microgéométrie de bonne qualité, voire polie.

Une étude expérimentale complétée par une analyse géométrique du contact entre l'outil et la pièce a permis de montrer que pour une opération de fraisage de finition, l'inclinaison de l'outil joue un rôle essentiel sur l'intégrité de surface. Nous avons en particulier mis en évidence un angle limite $\beta_f (lim)$ qui définit un intervalle angulaire pour lequel la rugosité surfacique obtenue présente des zones singulières et de nombreux arrachements de matière ; la micro-géométrie est fortement dégradée. Par ailleurs, les études montrent qu'il existe un angle d'inclinaison critique correspondant à une vitesse moyenne effective de coupe nulle pour laquelle on considère que les efforts de coupe sont maximaux. La mesure des efforts F_z et F_x extrêmes est ensuite associée aux contraintes résiduelles les plus compressives en sous-surface – mesurées par diffraction X. Une très bonne corrélation entre les efforts de coupe et la profondeur affectée par les contraintes résiduelles est observée. Quant à l'écrouissage, évalué par la largeur des pics de diffraction, il est maximal avec les contraintes résiduelles les plus compressives. Par ailleurs, l'avance par dent et la hauteur de crête programmée ont aussi une forte influence sur la micro-géométrie et l'état mécanique. Les contraintes résiduelles sont

les plus compressives dans la configuration d'usinage ($h_c = 5 \mu\text{m}$, $V_c = 300 \text{ m/min}$, $f_z = 0.2 \text{ mm/dent}$ et $\beta_f = -3^\circ$) qui correspond à un état micro-géométrique dégradé.

Une seconde étude originale a consisté à effectuer une analyse expérimentale des contraintes résiduelles et de l'écrouissage le long des crêtes délimitant les sillons laissés par l'outil hémisphérique à l'aide d'un collimateur de type frange. Les résultats permettent d'identifier des valeurs de contraintes plus compressives de 200 MPa dans les creux que sur les crêtes. De plus, la largeur de corde est supérieure de 0.4° sur les crêtes ce qui indique que la déformation plastique est plus élevée en périphérie de l'outil.

Les travaux expérimentaux sur le comportement en fatigue attestent que l'intégrité de surface a une influence très significative sur la tenue en fatigue pour une sollicitation de traction comme de flexion. Les essais de traction mettent en évidence une compétition entre les mécanismes de micro-plasticité et de micro-fissuration.

Par ailleurs, il a été mis en évidence que pour les matériaux objets de cette étude, les mesures d'auto-échauffement ne permettent pas de détecter la limite d'endurance en fatigue. La comparaison des résultats de limite d'endurance et de dispersion associées aux essais de traction et de flexion montre que l'écart-type obtenu par auto-échauffement (ou par le logiciel ESOPE) est surévalué par rapport à une méthode de type Staircase.

Par ailleurs, les essais de flexion montrent d'une part qu'une micro-géométrie ayant peu d'arrachements permet d'augmenter la limite d'endurance et de diminuer l'écart-type. De plus, pour une même micro-géométrie, la présence de contraintes résiduelles de compression et d'écrouissage permet d'augmenter la limite d'endurance. Une faible relaxation des contraintes est observée pour une amplitude de chargement proche de la limite d'endurance.

Un essai de flexion monotone réalisé in situ d'une machine de diffraction des rayons X a permis de décorrélérer l'influence de l'écrouissage et des contraintes résiduelles sur le comportement élasto-plastique. La largeur de corde apparaît alors comme un bon indicateur de l'écrouissage car il y a plastification en surface pour une contrainte supérieure à la limite d'élasticité du matériau. Cependant, cette expérimentation ne permet pas de déterminer le niveau d'écrouissage atteint.

En ce qui concerne l'objectif modélisation et simulation, les travaux se sont attachés à la prévision de l'intégrité de surface au travers des contraintes résiduelles (chapitre 3). La prévision de la microgéométrie et des arrachements à l'échelle microscopique n'est pas abordée dans le cadre de ce travail. La prise en compte des défauts de microgéométrie lors de la prévision du comportement en fatigue est cependant considérée de manière probabiliste

(chapitre 5). La prise en compte des contraintes résiduelles et de l'érouissage est envisagée en perspective de ces travaux.

Le modèle de prévision des contraintes résiduelles, StResMill que nous avons proposé est une adaptation au cas du fraisage du modèle proposé par [Valiorgue, 2008] pour le tournage. Les contraintes résiduelles sont obtenues après simulation des chargements thermomécaniques successifs correspondants à chaque passage de dent sur la surface laissée après enlèvement de matière. Le modèle ainsi proposé permet de prendre en compte le phénomène de coupe discontinue 3D, les angles de coupe et d'hélice ainsi que l'inclinaison de l'outil par rapport à la surface. La cinématique 3D du fraisage est simplifiée à un cas 2D en faisant l'hypothèse que le chargement tangentiel local sur l'arête est négligeable par rapport au chargement radial, ce qui permet un gain significatif de temps de calcul. Le chargement mécanique se calcule à partir la mesure des efforts de coupe globaux qui permettent de remonter aux efforts locaux par une méthode couple arête/matière (CAM) inverse. Le champ de température est quant à lui obtenu grâce à une mesure par caméra infrarouge et identification inverse du flux thermique. L'approche originale proposée a été validée sur un cas d'application par comparaison du profil de contraintes résiduelles simulé à un modèle expérimental résultant de la mesure par diffraction des rayons X. Cependant, la mesure par diffraction donne un résultat moyen sur plusieurs périodes de microgéométrie alors que la simulation permet d'obtenir précisément un profil local. Il sera donc intéressant de poursuivre les mesures locales de contraintes comme celles proposées au chapitre 2 pour pouvoir comparer plus finement expérimentation et simulation.

L'étude sur la modélisation du comportement en fatigue démontre qu'une approche macroscopique ne permet pas de prédire le comportement en fatigue des pièces usinées en fraisage. Il est donc nécessaire d'utiliser des modèles à 2 échelles pour décrire à la fois les comportements microscopique et macroscopique. De plus, la dispersion du phénomène de fatigue, qui augmente avec la l'hétérogénéité des défauts de microgéométrie par exemple, met en évidence la nécessité d'avoir recours à des modèles de type probabiliste. Un modèle théorique est donc proposé pour exprimer la probabilité de survie d'une structure en couplant les mécanismes de micro-fissuration et micro-plasticité ainsi que la probabilité de survie en surface ou à cœur de la structure.

La prise en compte de la microgéométrie est effectuée par une approche de type mécanique de la rupture probabiliste lorsque l'endommagement est initié par micro-fissuration. La distribution de défauts identifiée à partir des résultats de fatigue illimitée obtenue par Staircase coïncide bien avec la population de tailles d'entaille mesurées au fond des creux de

microgéométrie. Néanmoins, lorsque la taille de ces défauts est inférieure au micron, donc comparable à la taille des aiguilles de bainite, le cadre de la mécanique de la rupture n'est plus vérifié et ce mécanisme d'endommagement ne semble plus pertinent. Le comportement en fatigue peut alors être modélisé par un mécanisme de micro-plasticité en prenant en compte le coefficient de concentration de contrainte identifié par la méthode d'Arola. Cette dernière approche non probabiliste reste cependant insuffisante pour déterminer la courbe de Wöhler.

Perspectives

En ce qui concerne la mesure de microgéométrie, l'anisotropie de la surface reste un point important à approfondir. En effet, l'orientation des sillons est liée à la direction d'avance et les arrachements constituent des défauts de type penny-shape (en première approximation) dont l'orientation est liée à la vitesse de coupe. L'amorçage d'une fissure de fatigue sur ces micro-défauts dépend de son orientation et de la forme du tenseur des contraintes local. Le comportement anisotrope en fatigue est lié à la combinaison de ces deux effets lorsque le mécanisme d'amorçage par micro-fissuration est prépondérant.

Par ailleurs, la nouvelle approche proposée en collaboration avec le LAMPA pour faire des mesures locales par diffraction des rayons X doit être approfondie et étendue aux deux directions en trouvant un compromis entre taille de faisceau et temps de mesure, afin d'améliorer la précision. L'analyse des mesures de largeurs de corde doit également être développée pour tenter de distinguer la nature de l'écrouissage (isotrope ou cinématique).

La méthode StResMill de prévision des contraintes résiduelles après fraisage de finition propose une évaluation locale 2D. Afin de proposer un modèle plus complet, l'effort tangentiel dans les zones de cisaillement tertiaires élémentaires doit être pris en compte et conduire à un modèle 3D. Les différentes passes successives de l'outil doivent également être considérées. Les résultats de ce modèle mixte pourront ainsi être comparés aux analyses locales des contraintes résiduelles avec d'avantage de correspondance. La détermination du champ thermique par caméra infra-rouge peut également être améliorée en limitant le champ d'observation pour obtenir une fréquence d'acquisition plus élevée. On peut aussi envisager de coupler ces mesures avec des mesures classiques par thermocouples. La mise au point de ce type de mesure peut être facilitée en considérant un matériau, comme le titane par exemple, dont la diffusivité est plus faible, et pour lequel on peut utiliser une vitesse de coupe plus faible.

Les résultats de fatigue ont montré d'une part l'influence de la microgéométrie et d'autre part celle encore plus marquée de l'état mécanique. Le modèle probabiliste proposé ici, basé sur la mécanique de la rupture pour la prise en compte de la microgéométrie, doit être couplé à un modèle d'endommagement par micro-plasticité afin d'améliorer la prévision de l'effet de la microgéométrie et prendre en compte l'effet de l'érouissage et des contraintes résiduelles. De plus, parmi les paramètres de rugosité surfacique et linéaire, il n'en existe aucun pertinent pour décrire la nocivité des creux vis-à-vis de la fatigue. Un post-processeur devra être développé pour déterminer automatiquement la distribution de tailles de défaut à partir de profils de rugosité.

A plus long terme, l'ensemble de ces travaux pourra être associé à ceux sur l'anisotropie en fatigue due à la texture du matériau.

Références bibliographiques

- [Altintas, 2000] Y. Altintas, *Manufacturing Automation*, Cambridge University Press, N° ISBN 0-521-65029-1, (2000).
- [Andrews, 2000] S. Andrews, H. Sehitoglu, A computer model for crack growth from rough surfaces, *International Journal of fatigue* 20 (2000) 619-630.
- [Armarego, 1985] E.J.A. Armarego, R.C. Whitfield, Computer based MODelling of popular machining operations for force and power predictions. *Annals of the CIRP*, 34 (1985) 65-69.
- [Arola, 2002] D. Arola, C.L. Williams, Estimating the fatigue stress concentration factor of machined surfaces, *International Journal of fatigue* 24 (2002) 923-930.
- [As et al., 2008] S.K. As, B. Skallerud, B.W. Tveiten, Surface roughness characterization for fatigue life predictions using finite element analysis, *International Journal of fatigue*, 30 (2008) 2200-2209.
- [Aspinwall et al., 2007] D.K. Aspinwall, R.C. Dewes, E.G. Ng, C. Sage, S.L. Soo, The influence of cutter orientation and workpiece angle on machinability when high-speed milling Inconel 718 under finishing conditions. *International Journal Machine Tools & Manufacture* 47 (2007) 1839-1846.
- [ASTM, 2008] ASTM E 837-08, Standard Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain Gage Method, 2008.
- [Axinte & Dewes, 2002] D.A. Axinte, R.C. Dewes, Surface integrity of hot work tool steel after high speed milling-experimental data and empirical models, *Journal of Mechanical Working Technology* 127 (2002) 325-335.
- [Barbier, 2009] G. Barbier, fatigue biaxiale à grand nombre de cycles : étude expérimentale et endommagement à deux échelles probabiliste. Thèse de doctorat de l'École Normale Supérieure de Cachan, LMT-Cachan (2009).
- [Beaubier, 2010] B. Beaubier, Prévion de l'intégrité de surface générée en fraisage avec outil hémisphérique, Master Materials & Engineering Sciences in Paris MAGIS, LMT-Cachan et LURPA (2010).
- [Berthel et al., 2007] B. Berthel, B. Wattrisse, A. Chrysochoos, A. Galtier, Thermographic analysis of fatigue dissipation properties of steel sheets. *Strain* 43 (2007) 273-279.
- [Bonnet, 2010] C. Bonnet, Compréhension des mécanismes de coupe lors du perçage à sec de l'empilage Ti6Al4V/Composite fibre de carbone, Thèse de doctorat PariTech de l'Ecole Nationale Supérieure des Arts et Métiers, LaBoMaP (2010).
- [Bouzzid Saï et al., 2001] W. Bouzzid Saï, N. Ben Salah, J.L. Lebrun, Influence of machining by finishing milling on surface characteristics, *International Journal of Machine Tools & Manufacture* 41 (2001) 443-450.
- [Calloch et al., 2009] S. Calloch, C. Doudard, F. Hild, M. Poncelet, B. Weber, A. Galtier, Dialogue essais-modèle pour l'interprétation des liens entre mesure

- d'auto-échauffement sous chargement cyclique et fatigue polycyclique, Journées de Printemps SF2M 2009, Paris.
- [Chantier, 2000] I. Chantier, Tolérance aux défauts initiaux et effets de surface : Dimensionnement à la fatigue de pièces de fonderie, Thèse de doctorat de l'École Normale Supérieure de Cachan, LMT-Cachan (2000).
- [Chen et al., 2005] J.S.Chen, Y.K. Huang, M.S. Chen, A study of the surface scallop generating mechanism in the ball-end milling process, *International Journal of Machine Tool & Manufacture* 45 (2005) 1077-1084.
- [Chevrier et al., 2003] P. Chevrier, A. Tidu, B. Bolle, P. Cezard, J.P. Tinnes, Investigation of surface integrity in high speed end milling of a low alloyed steel, *International Journal of Machine Tool & Manufacture* 43 (2003) 1135-1142.
- [Cura et al., 2005] F. Cura, G. Curti, R. Sesana, A new iteration method for thermographic determination of fatigue limit in steels, *International Journal of Fatigue* 27 (2005) 453-459.
- [Dang Van, 1987] K. Dang Van, I.V. Papadopoulos, B. Giveau, O. Message, Sur le calcul des structures soumises à la fatigue multiaxiale, Hermès, (1987).
- [Davim et al., 2010] J.P. Davim, *Surface Integrity Machining*, Springer, N° ISBN 978-1-84882-873-5, (2010).
- [De Chiffre et al., 2000] L. De Chiffre, P. Lonardo, H. Trumpold, D.A. Lucca, G. Goch, C.A. Brown, J. Raja, H.N. Hansen, Quantitative Characterization of Surface Texture, *CIRP Annals – Manufacturing Technology* 49/2 (2000) 635–652.
- [Deperrois, 1991] A. Deperrois, Sur le calcul de limites d'endurance des aciers, Thèse de doctorat de l'École Polytechnique (1991).
- [Desmorat et al., 2007] R. Desmorat, A. Kane, M. Seyedi, J-P. Sermage, Two scale damage model and related numerical issues for thermo-mechanical High Cycle fatigue, *European Journal of Mechanics A/Solids* 26 (2007) 909-935.
- [Dewes et al., 1999] R.C. Dewes, E. Ng, K.S. Chua, P.G. Newton, D.K. Aspinwall, Temperature measurement when high speed machining hardened mould/die steel, *Journal of Materials Processing Technology* 92-93 (1999) 293-301.
- [Dong et al., 1992] W.P. Dong, P.J. Sullivan, K.J. Stout, Comprehension study of parameters for characterizing three-dimensional surface topography. I: Some inherent properties of parameter variation. *Wear* 159 (1992) 161-171.
- [Dong- et al.-a, 1994] W.P. Dong, P.J. Sullivan, K.J. Stout, Comprehension study of parameters for characterizing three-dimensional surface topography. III: Parameters for characterising amplitude and some functional properties. *Wear* 178 (1994) 29-43.
- [Dong et al.-b, 1994] W.P. Dong, P.J. Sullivan, K.J. Stout, Comprehension study of parameters for characterizing three-dimensional surface topography.

- IV: Parameters for characterising spatial and hybrid properties. *Wear* 178 (1994) 45-60.
- [Doudard, 2004] C. Doudard, Détermination des propriétés en fatigue à grand nombre de cycles à partir d'essais d'échauffement, Thèse de doctorat de l'École Normale Supérieure de Cachan, LMT-Cachan (2004).
- [Dugas et al., 2002] A. Dugas, J.-J. Lee, J.Y. Hascoët, An Enhanced Machining Simulator with Tool Deflection Error Analysis, *Journal of Manufacturing Systems* 21-6 (2002) 451-463.
- [El Haddad et al., 1979] M.H. El Haddad, T.H. Topper, K.N. Smith, Prediction of non-propagating cracks, *Engineering Fracture Mechanics* 11 (1979) 573-584.
- [El-Wardany et al., 2000] T.I. El-Wardany, H.A. Kishawy, M.A. Elbestawi, 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 (2000) 632-641.
- [Eshelby, 1957] J.D. Eshelby, The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion, related problems. *Proc. Roy. Soc. London Ser. A* (1957) 241-376.
- [Field, 1964] D. Field, J.F. Kahles, The surface integrity of machined and high strength steels, *DMIC* 210 (1964) 54-77.
- [Fontaine et al., 2007] M. Fontaine, A. Moufki, A. Devillez, D. Dudzinski, Modelling of cutting forces in ball-end milling with tool-surface inclination. Part I: Predictive model and experimental validation, *Journal of Materials Processing Technology* 183 (2007) 73-84.
- [Freudenthal, 1968] A. M. Freudenthal, *Statistical Approach to Brittle Fracture*, Fracture Academic Press, 2 (1968) 591-619.
- [Gao et al., 2007] Y. Gao, X. Li, Q. Yang, M. Yao, Influence of surface integrity on fatigue strength of 40CrNi2Si2MoVA steel, *Material Letters* 61 (2007) 466-469.
- [Griffiths, 2001] B. Griffiths, *Manufacturing Surface Technology : Surface integrity and Functional Performance*, Prenton Press, N° ISBN 1-8571-8029-1, (2001).
- [Guillemot et al.-a, 2009] N. Guillemot, B.K. Mawussi, C. Lartigue, R. Billardon, Influence du fraisage sur l'intégrité de surface et la durée de vie en fatigue. 11^{ème} colloque notional AIP-Primeca (2009).
- [Guillemot et al.-a, 2010] N. Guillemot, C. Lartigue, R. Billardon, B.K. Mawussi, Prediction of the endurance limit taking account of the microgeometry after finishing milling, *International Journal on Interactive Design and Manufacturing* (2010) DOI : 10.1007/s12008-010-0104-6.
- [Guillemot et al.-b, 2009] N. Guillemot, E. Pessard, R. Billardon, B.K. Mawussi, C. Lartigue, Influence de la topographie de surface induite par le fraisage sur la durée de vie en fatigue d'un acier 25MnCrSiVB6, 19^{ème} congrès français de la mécanique, Marseille (2009).

- [Guillemot et al.-b, 2010] N. Guillemot, R. Billardon, C. Lartigue, E. Michaud, Influence of the surface integrity generated by milling on high cycle fatigue behaviour of 25MnCrSiVB6 steel, SF2M Fatigue Committee, 29th Spring Meeting, Influence of material processing on fatigue life - Role of the defects - (2010) 201-208.
- [Guo et al., 2006] Y.B. Guo, S.C. Ammala, M.E. Barkey, A wet etching method coupled with Finite Element analysis-based compliance function to determine residual stresses in High-Speed Milling, ASME Journal of Manufacturing Science and Engineering 128 (2006) 792-801.
- [Guo, 2005] Y.B. Guo, A.W. Warren, Microscale mechanical behavior of the subsurface by finishing processes, ASME Journal of Manufacturing Science and Engineering 127 (2005) 333-338.
- [Habak, 2006] M. Habak, Étude de l'influence de la microstructure et des paramètres de coupe sur le comportement en tournage dur de l'acier à roulement 100Cr6, Thèse de doctorat de l'université d'Angers, LAMPA (2006).
- [Hamdi et al., 2004] H. Hamdi, H. Zahouani, J.M. Bergheau, (2004) Residual stresses computation in a grinding process. Journal of Materials Processing Technology 147 (2004) 277-285.
- [Hashimoto et al., 2006] F. Hashimoto, Y.B. Guo, A.W. Warren, Surface integrity difference between hard turned and ground surfaces and its impact on fatigue life, Annals of the CIRP 55/1 (2005) 81-84.
- [Hild & Roux, 1991] F. Hild, S. Roux, Fatigue initiation in heterogeneous brittle materials. Mech. Res. Comm. 188 (1991) 409-414.
- [Hild et al., 1992] F. Hild, R. Billardon, D. Marquis, Hétérogénéité des contraintes et rupture des matériaux fragiles. C.R. Académie des Sciences Paris, t. 315 (série II) : 1293-1298, 1992.
- [ISO 4287] NF EN ISO 4287 Spécification géométrique des produits (GPS). État de surface: Méthode du profil: Termes, définitions et paramètres d'état de surface, 1997.
- [ISO 25178] NF EN ISO 25178-2 / NF E05-030-2PR Spécification géométrique des produits (GPS). États de surface : surfacique. Partie 2: Termes, définitions et paramètres d'états de surface, 2008.
- [Itoga et al., 2003] H. Itoga, K. Tokaji, M. Nakajima, H.N. Ko, Effect of roughness on step-wise S-N characteristics in high strength steel, International Journal of Fatigue, 25 (2003) 379-385.
- [Javidi et al., 2008] A. Javidi, U. Rieger, W. Eichseder, Very high cycle fatigue properties of bainitic high carbon-chromium steel, International Journal of Fatigue 36 (2008) 2050-2055.
- [Johnson & Cook, 1983] G.R. Johnson, W.H. Cook, A constitutive model and data for metals subjected to large strain, high strain rates and high temperature, Proceedings of 7th international symposium ballistic, the Hague, The Netherlands (1983).

-
- [Jung et al., 2001] Y. Jung, J.S. Kim, S.M. Hwang, Chip load prediction in ball-end milling, *Journal of Materials Processing Technology* 111 (2001) 250-255.
- [Kalvoda, 2009] T. Kalvoda, Y.R. Hwang, Impact of various ball cutter tool positions on the surface integrity of low carbon steel, *Materials & Design*, 30 (2009) 3360-3366.
- [Kim et al., 2000] G.M. Kim, P.J. Cho, C.N. Chu, Cutting force prediction of sculptured surface ball-end milling using Z-map, *International Journal of Machine Tools & Manufacture* 40 (2000) 277-291.
- [Kitagawa, 1976] H. Kitagawa, S. Takahashi, Applicability of fracture mechanics to very small cracks, *ASM Proceedings of 2nd International Conference on Mechanical Behaviour of Materials*, Metalspark, Ohio, (1976) 627-631.
- [Lamikiz et al., 2004] A. Lamikiz, L.N. Lopez de Lacalle, J.A. Sanchez, M.A. Salgado, Cutting force estimation in sculptured surface milling, *International Journal of Machine Tools & manufacture* 44 (2004) 1511-1526.
- [Larue, 2003] A. Larue, *Prise en compte des déformations d'un outil dans le calcul de trajectoires d'usinage en fraisage de profil*, Thèse de doctorat de l'École Normale Supérieure de Cachan, LURPA (2003).
- [Lavernhe et al., 2010] S. Lavernhe, Y. Quinsat, C. Lartigue, Model for the prediction of 3D surface topography in 5-axis milling, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, DOI 10.1007/s00170-010-2686-3.
- [Lazoglu et al., 2002] I. Lazoglu, Y. Altintas, Prediction of the tool and chip temperature in continuous and interrupted machining, *International Journal of Machine Tools & manufacture* 42 (2002) 1011-1022
- [Lazoglu et al., 2008] I. Lazoglu, D. Ulutan, B.E. Alaca, S. Engin, B. Kaftanoglu, An enhanced analytical model for residual stress prediction in machining, *CIRP Annals – Manufacturing Technology* (2008) 81-84.
- [Lee & Altintas, 1996] P. Lee, Y. Altintas, Prediction of ball-end milling forces from orthogonal cutting data, *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 36 (1996) 1059-1072.
- [Lemaitre et al., 1999] J. Lemaitre, J.P. Sermage, R. Desmorat, A two scale damage concept applied to fatigue, *International Journal of fracture* 97 (1999) 67-81.
- [Lieurade, 2008] H.P. Lieurade, *Rôle de l'usinage sur la tenue en fatigue*, *Fatigue et procédés*, CETIM Senlis (2008)
- [Liew & Ding, 2008] W.Y.H Liew, X. Ding, Wear progression of carbide tool in low-speed end milling of stainless steel, *Wear* 265 (2008) 155-166.
- [Limido et al., 2007] J. Limido, C. Espinosa, M. Salaün, J.L. Lacombe, SPH method applied to high speed cutting modelling, *International Journal of Mechanical Sciences* 49 (2007) 898-908.

- [Limido, 2008] J. Limido, Etude de l'effet de l'usinage grande vitesse sur la tenue en fatigue des pièces aéronautiques, Thèse de doctorat de l'université de Toulouse, ISAE (2008).
- [Liu et al., 2005] N. Liu, M. Loftus, A. Whitten, Surface finish visualisation in high speed, ball nose milling applications, *International Journal of Machine Tool & Manufacture* 45 (2005) 1152-1161.
- [Lu et al., 1996] J. Lu, Handbook of measurement of residual stresses, Society for Experimental Mechanics, Chapter 5 (M. François, J.M. Sprauel, C.F. Dehan, M.R. James, F. Convert, J. Lu, J.L. Lebrun, N. Ji, R.W. Hendricks), 1996.
- [Lu, 2004] J. Lu, Fatigue des alliages ferreux – Facteurs d'influence, techniques de l'ingénieur, BM 5043.
- [M'Saoubi et al., 1999] R. M'Saoubi, J.C. Outeiro, B. Chanceux, J.L. Lebrun, A. Morao Dias, Residual stress analysis in orthogonal machining of standard and resulphurized AISI 316L steels, *Journal of Materials Processing Technology* 96 (1999) 225-233.
- [Mantle, 2001] A.L. Mantle, D.K. Aspinwall, Surface integrity of a high speed milled gamma titanium aluminide, *Journal of Materials processing Technology* 118 (2001) 143-150.
- [Matsumoto et al., 1999] Y. Matsumoto, F. Hashimoto, G. Lahoti, Surface integrity generated by precision hard Turning, *Annals of the CIRP* 48 (1999) 59-62.
- [Maurel et al., 2008] A. Maurel, M. Fontaine, S. Thibaud, G. Michel, J.C. Gelin, Experiments and FEM simulation of Milling Performed to Identify Material Parameters, 11th ESAFORM Conference on material forming (2008).
- [Merchant, 1945] M.E. Merchant, Mechanics of the metal cutting process I. Othogonal cutting and type 2 chip. *Journal of applied physics* 16 (1945) 267-275.
- [Munier et al., 2010] R. Munier, C. Doudard, S. Calloch, B. Weber, Towards a faster determination of high cycle fatigue properties taking into account the influence of a plastic pre-strain from self-heating measurements, *Procedia engineering* 2 (2010) 1741-1750.
- [Murakami, 2002] Y. Murakami, Metal Fatigue: Effects of small defects and non metallic inclusions, Elsevier, N° ISBN 0-08-044064-9, (2002).
- [Neuber, 1961] H. Neuber, Theory of notch stresses, Office of Technical Services, 1961.
- [Newman, 1984] J.C. Newman, I.S. Raju, Stress intensity factor equations for cracks in three finite bodies subjected to tension and bending loads, NASA Technical Memorandum (1984).
- [NF E 05-017] NORMALISATION FRANCAISE AFNOR, chapitre N°E 05-017, États de surface des produits, Détermination des surfaces mesurées, N° ISSN 0335-3931, 1986.
- [Nguyen Thi Thu, 2008] H. Nguyen Thi Thu, Effets des hétérogénéités microstructurales sur le comportement en fatigue multiaxiale à grand nombre de cycles –

- Application à l'usinage assisté laser, Thèse de doctorat de l'université d'Angers, LAMPA (2008).
- [Nikitin & Besel, 2008] I. Nikitin, M. Besel, Residual stresses relaxation of deep-rolled austenitic steel, *Scripta Materialia* 58 (2008) 239-242.
- [Niku Lari et al., 1985] A. Niku Lari, J. Lu, J.F. Flavenot, Measurement of residual stress distribution by the incremental hole drilling method, *Journal of Mechanical Working Technology* 11 (2), 1985.
- [Novovic et al., 2004] D. Novovic, R.C. Dewes, D.K. Aspinwall, W. Voice, P. Bowen, The effect of machined topography and integrity on fatigue life, *International Journal of Machine Tools & Manufacture* 44 (2004) 125-134.
- [Noyan, 1987] I.C. Noyan, J.B. Cohen, *Residual Stress-Measurement by Diffraction and Interpretation*, Springer, New York, 1987.
- [Outeiro et al., 2006] J.C. Outeiro, D. Umbrello, R. M'Saoubi, Experimental and numerical modelling of the residual stresses in orthogonal cutting of AISI 316L steel, *International Journal of Machine Tools & Manufacture* 46 (2006) 1786-1794.
- [Oxley, 1989] P.L.D. Oxley, *Mechanics of machining: An analytical approach to assess machinability*. Ellis Horwood Limited, ISBN 0-7458-0007-6 (1989).
- [Papadopoulos, 1997] I.V. Papadopoulos, P. Davoli, C. Gorla, M. Filipini et A. Bernasconi., A comparative study of multiaxial high-cycle fatigue criteria for metals, *International Journal of Fatigue*, 19-3 (1997) 219-235.
- [Pellas et al., 1977] J. Pellas, G. Baudin, M. Robert, Mesure et calcul du seuil de fissuration après surcharge, *Recherche aérospatiale* 3 (1997) 191-2001.
- [Pessard et al., 2009] E. Pessard, N. Guillemot, F. Morel, L. Flacelière, Caractérisation du comportement anisotrope d'un acier 25MnCrSiVB6 laminé, 19ème congrès français de la mécanique, Marseille (2009).
- [Pessard et al., 2008] E. Pessard, F. Morel, A. Morel, The anisotropic fatigue behaviour of forged steel, *Proceedings of 12th International Spring Meeting (SF2M)*, N°11, Paris, 2008.
- [Pessard, 2009] E. Pessard, *Comportement anisotrope en fatigue des composants mécaniques forgés*, Thèse de doctorat de l'université d'Angers, LAMPA (2009).
- [Peterson, 1974] R.E. Peterson, *Stress concentration factors*, John Wiley and Sons, New-York, 1974.
- [Pina et al., 1997] J. Pina, A. Dias, M. François, J.L. Lebrun, Residual stresses and crystallographic texture in hard-chromium electroplated coatings, *Surface and Coatings Technology* 96 (1997) 148-162.
- [Pommier, 2001] S. Pommier, A study of the relationship between variable level fatigue crack growth and the cyclic constitutive behaviour of steel, *International Journal of Fatigue* 23 (2001) 111-118.

- [Poncelet, 2007] M. Poncelet, Multiaxialité, hétérogénéités intrinsèques et structurales des essais d'auto-échauffement et de fatigue à grand nombre de cycles, Thèse de doctorat de l'École Normale Supérieure de Cachan, LMT-Cachan (2007).
- [Poulachon et al., 2002] G. Poulachon, M. Dessoly, J.L. Lebrun, C. Le Calvez, V. Prunet, I.S. Jawahir, Sulphide inclusion effects on tool-wear in high productivity milling of tool steels, *Wear* 253 (2002) 339-356.
- [Quinsat et al., 2008] Y. Quinsat, L. Sabourin, C. Lartigue, Surface topography in ball end milling process: description of a 3D surface roughness parameter, *Journal of Materials Processing technology* 95 (2008) 135-143.
- [Quinsat, 2004] Y. Quinsat, Contribution au choix de stratégies d'usinage: application à la finition des pièces de formes complexes, Thèse de l'université Blaise Pascal-Clermont II (2004).
- [Rabbe et al., 2000] P. Rabbe, H.-P. Lieurade, A. Galtier, Essais de fatigue – Parties I & II, *Techniques de l'ingénieur*, m4170 & 4171, 2000.
- [Ramos et al., 2003] A.M. Ramos, C. Relvas, J.A. Simoes, The influence of finishing milling strategies on texture, roughness and dimensional deviations on the machining of complex surfaces, *Journal of Materials Processing technology* 136 (2003) 209-216.
- [Rech et al., 2008] J. Paulo Davim, *Machining: Fundamentals and advances*, Springer, Chapter 3 (J. Rech, H. Hamdi, S. Valette), N° ISBN 978-1-84800-212-8, (2008).
- [Roux, 2007] G. Roux, Préviation des contraintes résiduelles induites par le soudage TIG d'un acier martensitique (X10CrMoVNb9-1), Thèse de doctorat de l'École Normale Supérieure de Cachan, LMT-Cachan (2007).
- [Sasahara, 2005] H. Sasahara, The effect on fatigue life of residual stress and surface hardness resulting from different cutting conditions of 0.45%C steel, *International of Machine Tool & Manufacture* 45 (2005) 131-136.
- [Sauzay, 2000] M. Sauzay, Effets de surface et d'anisotropie en fatigue multi-axiale, Thèse de doctorat de l'université Paris 6, 2000.
- [Schlauer et al., 2002] C. Schlauer, R.L. Peng, M. Oden, Residual stresses in a nickel based superalloy introduced in turning, *Material Science Forum* 404–407 (2002) 173–178.
- [Schmidt et al., 1949] A.O. Schmidt, R.J. Roubik, Distribution of heat generated in drilling, *ASME* 71 (1949) 245-252.
- [Segawa et al., 2004] T. Segawa, H. Sasahara, M. Tsutsumi, Development of a new tool to generate compressive residual stress within a machined surface, *International Journal of Machine Tool & Manufacture* 44 (2004) 1215-1221.
- [Shi et al., 2002] G. Shi, X. Deng, C. Shet, A finite element study of the effect of friction in orthogonal metal cutting, *Elsevier sciences* 43 (2002) 573-587.

- [Shultz, 1995] H. Shultz, S. Hock, High speed milling of dies and moulds-cutting conditions and technology, *Annals of the CIRP* 44 (1995) 35-38.
- [Skalli, 1984] N. Skalli, J.F. Flavenot, Prise en compte des contraintes résiduelles dans un calcul prévisionnel de tenue en fatigue, *Recueil de conférences des journées internationales de printemps* (mai 1984).
- [Smith et al., 2007] S. Smith, S.N. Melkote, E. Lara-Curzio, T.R. Watkins, L. Allard, L. Riestler, Effect of surface integrity of hard turned AISI 52100 steel on fatigue performance, *Materials Science and Engineering A* 459 (2007) 337-346.
- [Smith, 2002] G.T. Smith, *Industrial Metrology*, Springer, Chapter 5, N° ISBN 1-85233-507-6, (2002).
- [Souto-lebel, 2010] A. Souto-Lebel, Prise en compte de l'intégrité de surface générée en fraisage de finition dans un modèle d'endommagement en fatigue, *Master Materials & Engineering Sciences in Paris MAGIS, LMT-Cachan* (2010).
- [Sun et Guo, 2009] J. Sun, Y.B. Guo, A comprehensive experimental study on surface integrity by end milling Ti-6Al-4V, *Journal of Materials Processing Technology* 209 (2009) 4036-4042.
- [Suraratchai, 2008] M. Suraratchai, J. Limido, C. Mabru, R. Chieragatti, Modelling the influence of machined surface roughness on the fatigue life of aluminium alloys, *International Journal of fatigue* 30 (2008) 2119-2126.
- [Takeuchi et al., 1989] Y. Takeuchi, M. Sakamoto, Y. Abe, R. Orita, T. Sata, Development of a personal CAD/CAM System for Mold Manufacture based on solid modeling techniques, *Annals of the CIRP* 38 (1989) 429-432.
- [Tapie, 2007] L. Tapie, Décomposition topologiques des outillages de forge pour la génération de trajectoires UGV, *Thèse de doctorat de l'École Normale Supérieure de Cachan, LURPA* (2007).
- [Taylor, 1991] D. Taylor, O.M. Clancy, Fatigue performance of machined surfaces, *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* 14 (1991) 329-336.
- [Thieulot et al., 2007] E. Thieulot-Laure, S. Pommier, S. Fréchet, A multiaxial fatigue failure considering the effects of the defects, *International Journal of fatigue* 29 (2007) 1996-2004.
- [Toh-a, 2004] C.K. Toh, A study of the effects of cutter path strategies and orientations in milling, *Journal of Materials Processing Technology* 152 (2004) 346-356.
- [Toh-b, 2004] C.K. Toh, Surface topography analysis in high speed finish milling inclined hardened steel, *Precision Engineering* 28 (2004) 386-398.
- [Tönshoff, 1998] H.K. Tönshoff, B. Karpuschewski, C. Lapp, P. Andrae, New machine techniques for High-Speed Machining, *International Seminar on improving Machine Tool Performance*, 1 (1998) 65-76.

- [Tournier et al., 2010] C. Tournier et coll., Usinage à Grande Vitesse – technologies, modélisations, trajectoires – Dunod, Chapter 5, N° ISBN 978-2-10-051810-4, (2010).
- [Ulutan et al., 2007] D. Ulutan, B. Erdem Alaca, I. Lazoglu, Analytical modelling of residual stresses in machining. *Journal of Material Processing Technology* 183 (2007) 77-87.
- [Valiorgue et al., 2007] F. Valiorgue, J. Rech, H. Hamdi, P. Gilles, J.M. Bergheau, A new approach for the modelling of residual stresses induced by turning of 316L, *Journal of Material Processing Technology* 191 (2007) 270-273.
- [Valiorgue, 2008] F. Valiorgue, Simulation des processus de génération de contraintes résiduelles en tournage du 316L. Nouvelle approche numérique et expérimentale. Thèse de doctorat de l'École Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne (2008).
- [Villard et al., 1996] C. Villard, A. Viola, E. Zeller, P. Castellucci, J.M. Duchazeaubeneix, Techniques de mesures de contraintes résiduelles. Contribution à l'étude de l'amélioration de la tenue en fatigue d'alliages d'aluminium utilisés dans l'aéronautique, *Journal de Physique IV, Colloque C4, 6* (1996) 239-249.
- [Weibull, 1939] W. Weibull, A statistical Theory of the strength of Materials, 151, Roy. Swed. Inst. Eng. Res., 1939.
- [Yaacoub Agha, 1996] H. Yaacoub Agha, Tolérance aux défauts initiaux : Application à une fonte G.S. en fatigue, Thèse de doctorat de l'École Normale Supérieure de Cachan, LMT-Cachan (1996).
- [Zemzemi, 2007] F. Zemzemi, Caractérisation du modèle de frottement aux interfaces pièce-outil-copeau en usinage : application au cas de l'usinage des aciers et de l'inconel 718. Thèse de doctorat de l'École Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne (2007).

Annexe A : Détermination des contraintes résiduelles par diffraction RX

Cette annexe destinée à expliquer la détermination des contraintes résiduelles par la technique de diffraction RX est notamment basée sur les travaux de [Noyan, 1987] et [Lu et al., 1996]. La diffraction des rayons X permet de mesurer les déformations du réseau cristallin lorsque la pièce, libre de tout chargement extérieur, est soumise à des contraintes résiduelles. Les plans cristallins à l'intérieur des grains sont utilisés en réalité comme des jauges de déformation. Considérons un faisceau RX tombant avec une incidence θ sur une famille de plans cristallins définis par leur distance inter-réticulaire, notée d . Il y a diffraction si la loi de Bragg est vérifiée :

$$2d \sin \theta = n \cdot \lambda \quad (\text{A.1})$$

où θ est l'angle de diffraction, λ la longueur d'onde du faisceau et n l'ordre de la diffraction. La Figure A.1 présente un échantillon mesuré dans son état non déformé avec une distance inter-réticulaire initiale d_0 , puis après usinage où la distance inter-réticulaire a diminué. De même, nous ne considérerons que la diffraction d'ordre 1 [Lu et al., 1996].

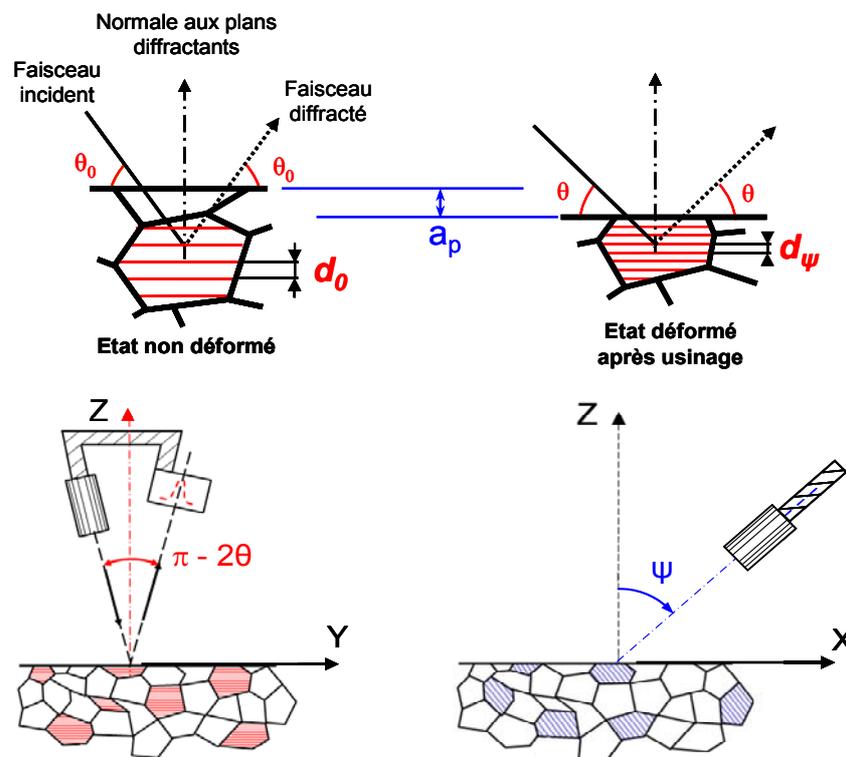


Figure A.1. Diffraction selon la loi de Bragg

Pour les polycristaux, la méthode de diffraction généralement utilisée est celle des poudres. Cela signifie que le faisceau est monochromatique et que l'angle θ est variable. En effet, le faisceau incident est légèrement divergent ce qui explique pourquoi le signal récupéré par le

détecteur, qui est un diffractomètre à compteur, a une forme élargie comme observé sur la Figure A.1. Dans le cas de l'acier à structure C.F.C., les indices de Miller (h,k,l) des plans diffractants sont (2 1 1). Après filtrage du bruit de fond, le pic de diffraction d'un acier à structure C.F.C. dans son état non déformé est obtenu pour $2\theta_0$ égal à $156,33^\circ$ (Figure A.2). Cette référence est mesurée sur une poudre qui est libre de contraintes résiduelles.

De plus, la largeur du pic de diffraction, défini à 50% de son intensité maximale par exemple ($FWHM$), traduit le « désordre » cristallin du matériau – densité de dislocations ou d'écroutissage, carbone interstitiel, précipités – [Pina et al., 1997]. Ces caractéristiques sont sources de durcissement du matériau. Il est cependant impossible de distinguer les différentes sources d'écroutissage isotrope ou cinématique du matériau. En observant les micrographies obtenues au MEB sur les matériaux objets de cette étude, qui présentent une quantité faible de précipités ou carbures, nous considérerons en première approximation que la largeur de corde décrit le taux d'écroutissage. Plus cette largeur est importante, plus l'écroutissage du matériau est élevé.

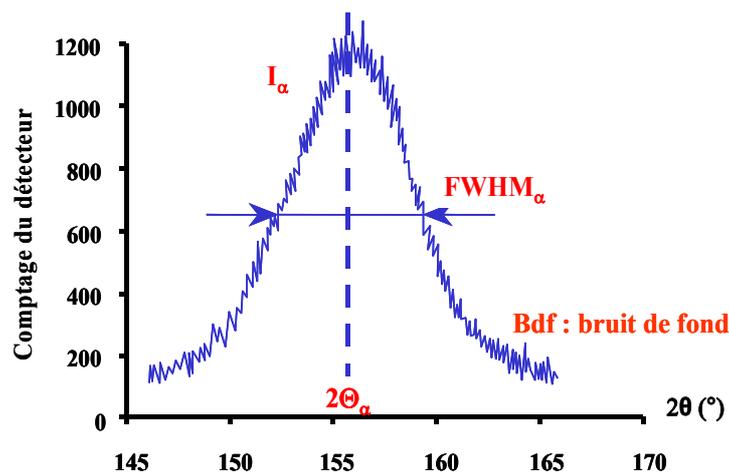


Figure A.2. Pic de diffraction

La détermination des contraintes résiduelles est basée sur l'analyse des pics de diffraction. En appliquant la loi de Bragg, on obtient la déformation correspondant à un angle de pivotement du goniomètre φ et un angle d'inclinaison ψ (Figure A.1 et Figure A.3 (a)) :

$$\varepsilon_{\varphi\psi} = \frac{d_{\psi} - d_0}{d_0} = \frac{\sin \theta_0}{\sin \theta_{\psi}} - 1 \quad (\text{A.2})$$

Cette déformation est donc mesurée par la variation de l'angle de diffraction avec l'angle de référence $2\theta_0$. Il s'agit d'une déformation élastique dans la direction normale \underline{n} aux plans diffractants. Les contraintes résiduelles sont ensuite analysées à partir des mesures de

déformation en utilisant la mécanique élastique des milieux continus dans le cas d'un état triaxial de contraintes :

$$\varepsilon_{ij} = \frac{1+\nu}{E}\sigma_{ij} - \frac{\nu}{E}\delta_{ij}\sigma_{kk} \quad \text{où} \quad \delta_{ij} = 1 \text{ si } i = j \quad \text{et} \quad \delta_{ij} = 0 \text{ si } i \neq j \quad (\text{A.3})$$

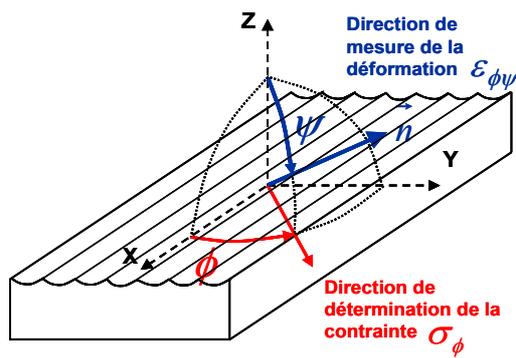
En projetant le tenseur des déformations dans la direction \underline{n} , on obtient :

$$\varepsilon_{\varphi\psi} = \underline{n} \cdot \underline{\varepsilon} \cdot \underline{n}^t = \frac{1+\nu}{E}(\sigma_{\varphi} - \sigma_{zz})\sin^2\psi + \frac{1+\nu}{E}\sigma_{zz} - \frac{\nu}{E}Tr(\sigma) + \frac{1+\nu}{E}\tau_{\varphi}\sin(2\varphi) \quad (\text{A.4})$$

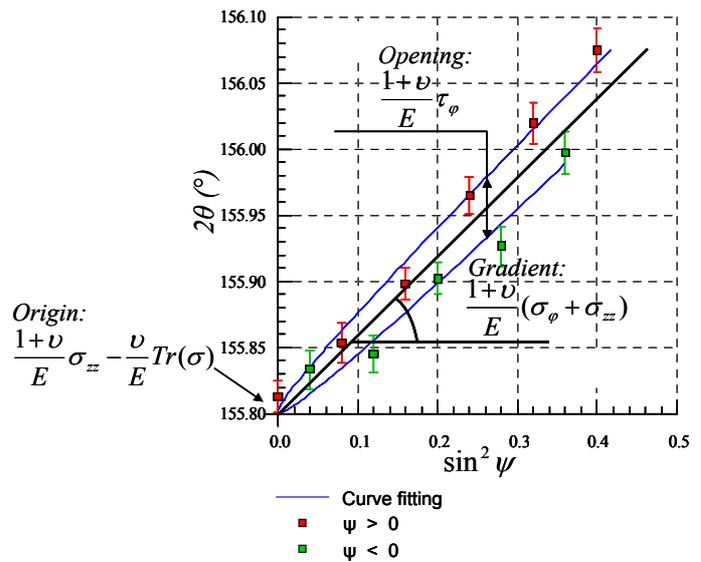
Le principe de détermination des inconnues de l'équation (A.4) pour une direction φ consiste à tracer la déformation mesurée $\varepsilon_{\varphi\psi}$ ou $2\theta_0$ en fonction de $\sin^2\psi$. Cette technique porte le nom de méthode des « sinus carré ψ » [Lu et al., 1996]. Il est nécessaire de réaliser une mesure avec de nombreuses valeurs d'angles ψ – entre 11 et 15 valeurs – pour obtenir une bonne précision (Figure A.3 (b)).

Comme illustré sur la Figure A.3, la contrainte normale σ – pour un angle de pivotement φ – est obtenue en déterminant la pente de la courbe parabolique alors que la contrainte de cisaillement τ est obtenue par l'ouverture de la parabole passant par les points de mesures (Figure A.3 (b)). Une mesure à $\varphi = 0^\circ$ permet de déterminer par exemple les contraintes σ_{xx} et σ_{xz} tandis qu'une mesure à $\varphi = 90^\circ$ détermine les contraintes σ_{yy} et σ_{yz} .

$$\varepsilon_{\varphi\psi} = \underbrace{\frac{1+\nu}{E}(\sigma_{\varphi} - \sigma_{zz})\sin^2\psi}_{\text{Pente}} + \underbrace{\frac{1+\nu}{E}\sigma_{zz} - \frac{\nu}{E}Tr(\sigma)}_{\text{Ordonnée à l'origine}} + \underbrace{\frac{1+\nu}{E}\tau_{\varphi}\sin(2\varphi)}_{\text{Ouverture}}$$



(a) Référentiel de mesure des déformations



(b) Méthode des « sinus carré ψ »

Figure A.3. Détermination de la contrainte résiduelle correspondant à un angle φ

Annexe B : Protocole expérimental et résultats des essais de mesure thermique

Un champ de température en sous-surface ne peut être obtenu qu'en focalisant la caméra sur la pièce. La pièce de test est positionnée dans un étau de manière à ce que l'outil vienne usiner le bord supérieur de la face observée. Les conditions de coupe utilisées lors de ces essais sont les suivantes : $h_c = 5 \mu\text{m}$, $V_c = 300 \text{ m/min}$, $f_z = 0.2 \text{ mm/dent}$, $\beta_f = -3^\circ$ et une profondeur de passe $a_p = 0.5 \text{ mm}$. Cette vitesse de coupe engendre une fréquence de rotation de la broche $N = 9554 \text{ tr/min}$ qui correspond à une fréquence de passage de dent de 318 Hz . La pièce usinée est en acier 25MnCrSiVB6 (METASCO MC) sur lequel ont été effectuées les analyses de contraintes résiduelles présentées au deuxième chapitre.

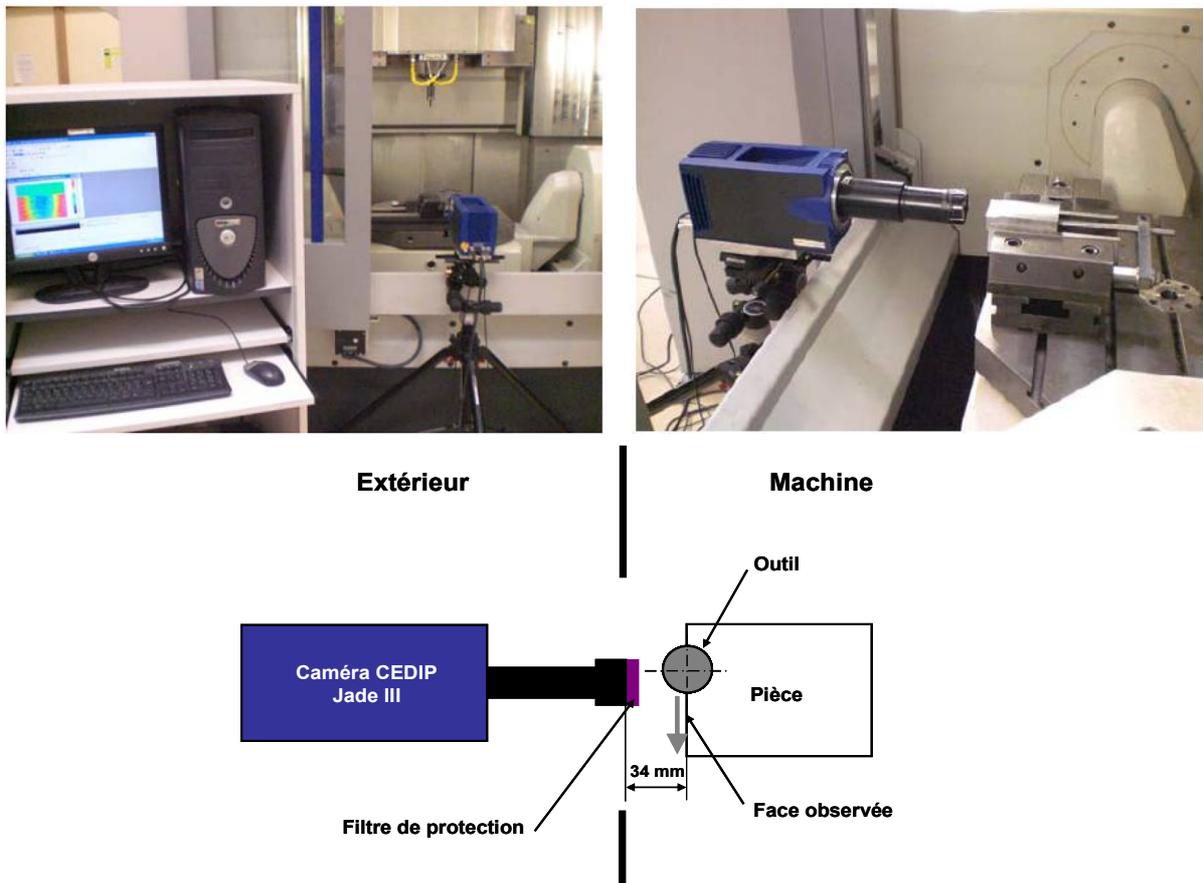


Figure A.4. Mesures thermographique à l'aide d'une caméra infrarouge [Beaubier, 2010]

Cet essai est réalisé sur un centre d'usinage 5 axes Mikron UCP710 devant lequel est installée une caméra de type « Cedip JADE III » (Figure A.4). Celle-ci est équipée d'un capteur CMOS d'une résolution de 320×240 pixels. La taille d'un pixel est égale à $30 \mu\text{m}$ ce qui est élevé par rapport à la précision que l'on souhaiterait obtenir vu la distribution des contraintes

résiduelles en extrême surface. Une lentille en céramique est ajoutée pour éviter que les projections de copeaux ne viennent endommager la lentille.

Par ailleurs, la lubrification n'est pas mise en route afin d'éviter toute source de bruit pour la mesure de champ. Nous avons vu au deuxième chapitre que l'influence de la lubrification est négligeable sur des profils de contraintes résiduelles compressives [Segawa et al., 2004]. La peinture noire n'est pas non plus utilisée pour éviter les problèmes d'écaillage. Le noir de carbone n'est pas utilisable car l'apport de chaleur risque de changer les propriétés du matériau.

Un certain nombre de réglages et étalonnages du système de mesure sont nécessaires pour mettre en œuvre l'acquisition d'une mesure par caméra thermique :

- Utilisation d'un filtre ou non
- Temps de pose
- Plage de températures mesurées
- Fréquence d'acquisition

L'utilisation d'un filtre permet d'éviter la saturation du capteur à température élevée.

Le temps de pose dépend directement de l'intensité de photons émis par la surface observée. Pour observer une température élevée il faut un temps de pose faible de manière à éviter la saturation du capteur tandis que pour observer une température faible, il faut un temps de pose élevé. Il n'est donc pas possible d'avoir des informations lors d'une même mesure sur une plage de température étendue (de 20°C à 400°C par exemple). Le temps de pose est complètement dépendant de la plage de températures que l'on souhaite mesurer.

Le dernier paramètre à régler est la fréquence d'acquisition des images. En effet, en pleine résolution, i.e. avec une taille d'image maximale, la fréquence d'acquisition de la caméra est de 150Hz. Cependant, en limitant la fenêtre d'acquisition, il est possible d'augmenter cette fréquence. Pour le fraisage à grande vitesse, cette manipulation est primordiale pour prendre en compte la fréquence de rotation élevée de l'outil.

Afin d'étalonner le dispositif expérimental, un corps noir – émetteur et récepteur parfait – est utilisé pour les faibles températures. En effet, celui-ci ne permet qu'un étalonnage de 10 à 80°C. Pour les hautes températures, l'étalonnage est réalisé sur la pointe d'un fer à souder asservi en température. Cette méthode est uniquement utilisée pour les petites fenêtres de mesure, c'est-à-dire 64×120 pixels et 8×64 pixels qui permettent respectivement d'atteindre

des fréquences d'acquisition de 1000 Hz et 12000 Hz. En effet, ces fenêtres sont suffisamment petites pour garantir une température du fer homogène dans la zone de mesure.

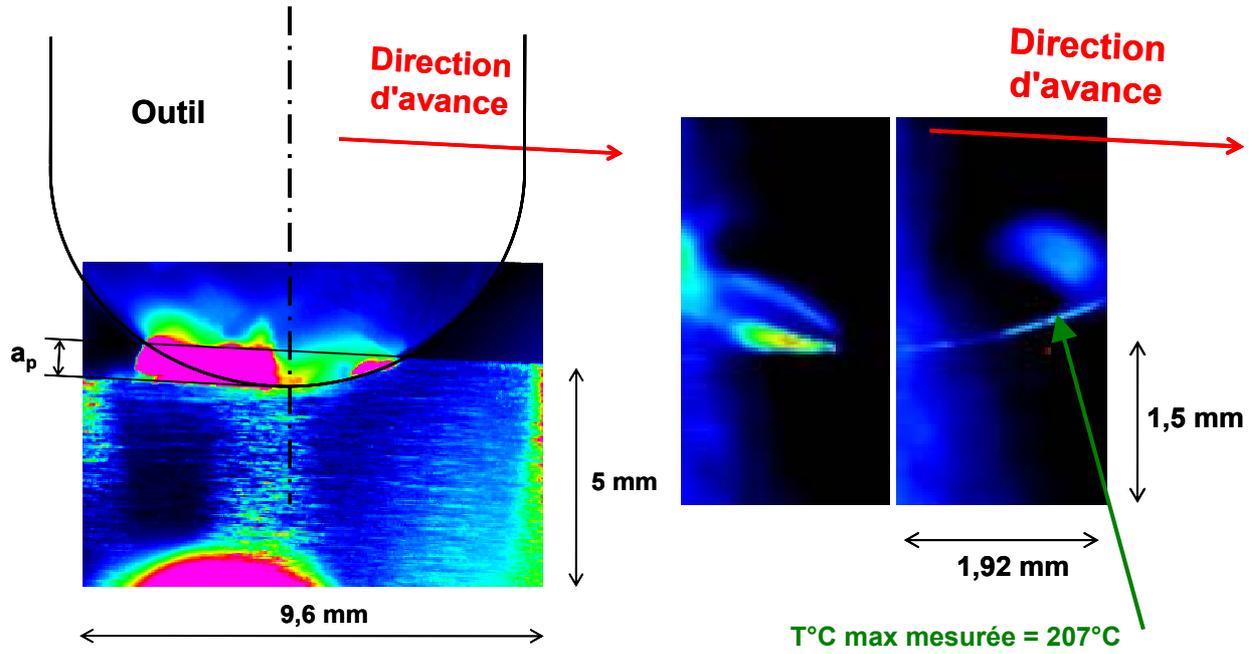
Plusieurs séries de mesures ont été réalisées pour différentes plages de températures ainsi que différentes fréquences d'acquisition. Pour chaque jeu de paramètres, toutes les passes ont été réalisées en mode avalant sur le bord supérieur de la face observée.

La première mesure est effectuée à 150 Hz (fenêtre de 320×240 pixels) sur une plage de température 35 – 100°C afin de déterminer le phénomène de coupe dans la zone la plus large possible. La Figure A.5 (a) montre principalement qu'il y a saturation sur toutes les zones de couleur rose. La zone rose en bas de l'image correspond probablement à un copeau en mouvement vers le bas de même que les zones situées proches de l'outil. De plus, le rayonnement de ces copeaux perturbe les éléments voisins du copeau. L'objectif est donc d'analyser une image sans copeau.

La seconde mesure est effectuée à 1000 Hz (fenêtre de 64×120 pixels) sur une plage de températures plus élevées, 150 – 300°C. Les deux images de la Figure A.5 (b) issues de la mesure sont exploitables car il n'y a pas de copeau perturbant la mesure. Ces images ne sont pas successives mais sont prises lors du même usinage. L'une correspond à l'arrière de la fraise et l'autre correspondant à l'avant de la fraise. L'arrière de la fraise, où la température est plus élevée, n'est pas une zone de contact entre l'outil et la pièce. En revanche, l'image de droite correspond bien à une zone de contact homogène et continue entre l'arête de coupe et la pièce. Il est malheureusement impossible de déterminer exactement à quel niveau angulaire se trouve l'arête de coupe dans sa rotation pour savoir si la zone d'élévation en température est maximale. La température atteinte dans cette zone est de 207°C, ce qui est donc une borne inférieure à la réalité. Par ailleurs la fréquence d'acquisition est trop faible pour obtenir un champ de températures.

Une troisième mesure a été effectuée sur la même plage de température mais avec une fenêtre plus petite. Cette mesure ne permet pas de déterminer un champ de température et la petite taille de la fenêtre ne nous donne pas plus d'informations que la fenêtre précédente.

Cette première tentative de mesure de champ de température généré par une opération de fraisage avec un outil hémisphérique devra être reprise avec un autre centre d'usinage permettant de garder l'outil fixe par rapport à la caméra. Il sera alors possible de restreindre le champ observé et donc d'augmenter la fréquence d'acquisition des images.

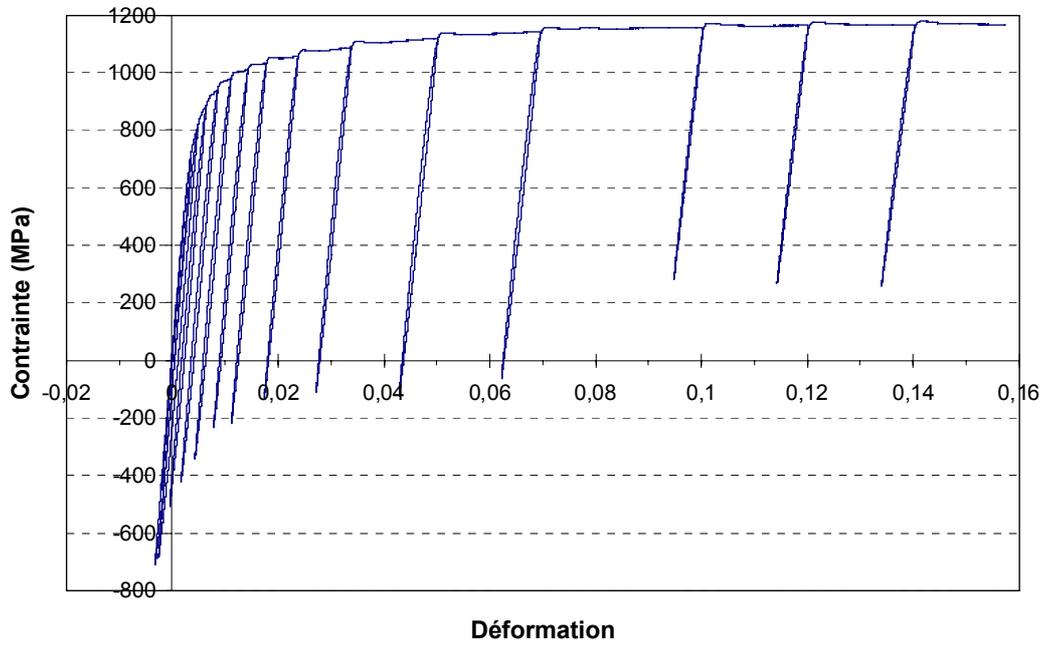


(a) Mesure pour $f = 150$ Hz et $35 < T < 100^\circ\text{C}$

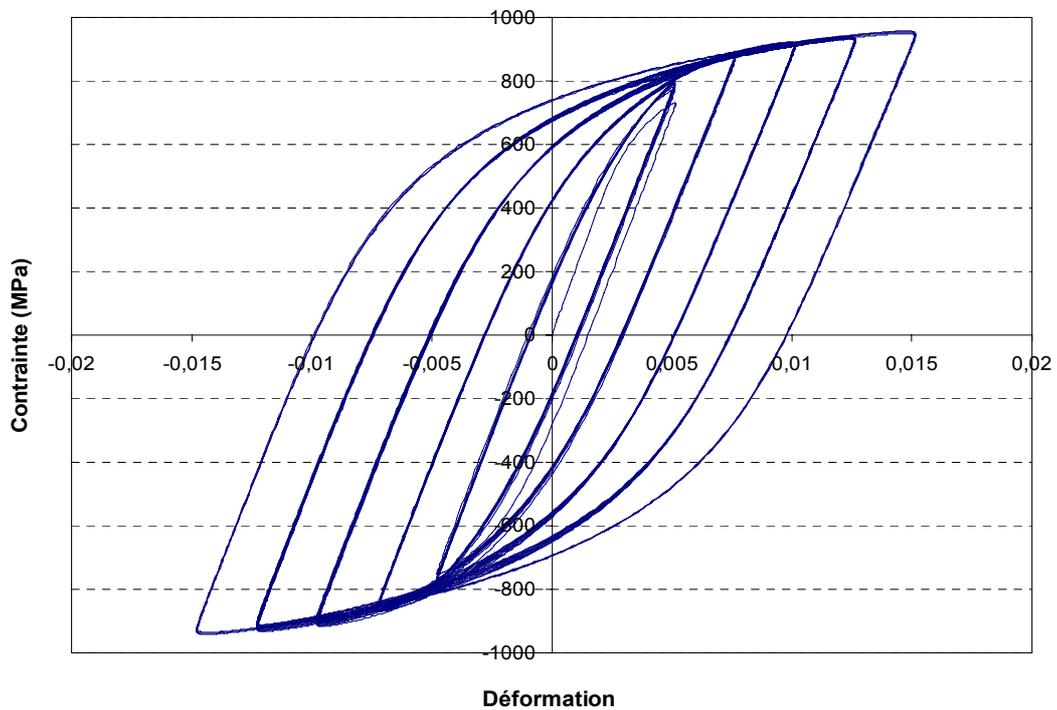
(b) Mesure pour $f = 1000$ Hz et $150 < T < 300^\circ\text{C}$

Figure A.5. Images thermographiques observées pour deux jeux de paramètres de mesure [Beaubier, 2010]

Annexe C : Essais monotone et cyclique de l'acier 25MnCrSiVB6 à température ambiante



(a) Essai de charges-décharges monotones



(b) Essai cyclique de traction-compression

Figure A.6. Essais d'identification du comportement du 25MnCrSiVB6 à température ambiante

Annexe D : Plans de définition des différents types d'éprouvettes

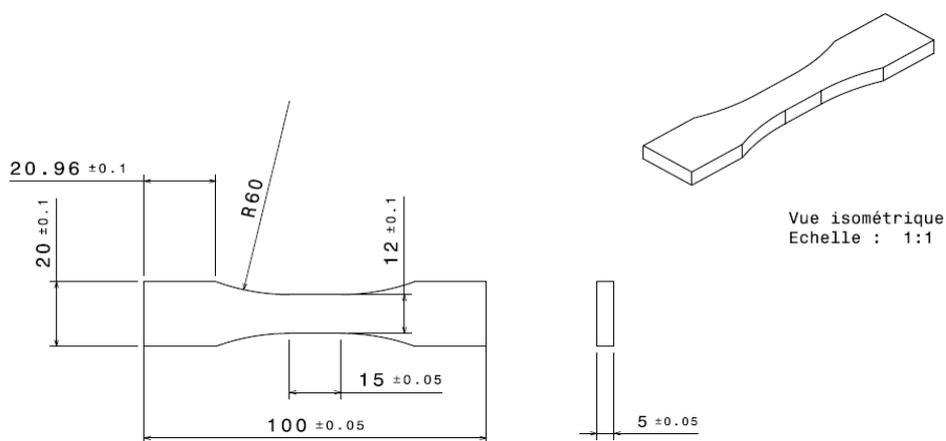


Figure A.7. Plan de définition d'une éprouvette de traction à section droite

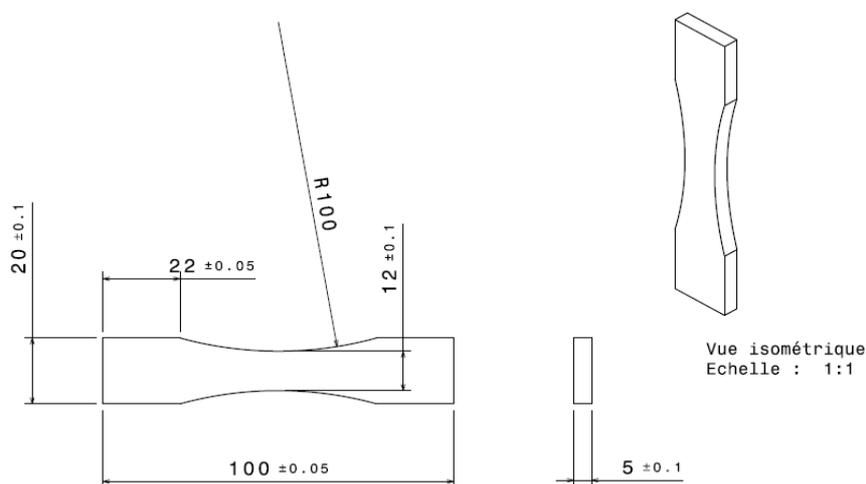


Figure A.8. Plan de définition d'une éprouvette de traction diabololo

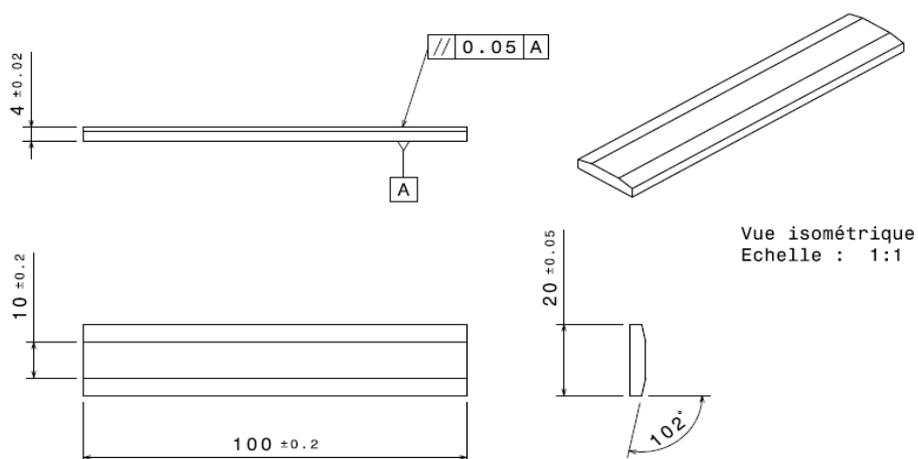


Figure A.9. Plan de définition d'une éprouvette de flexion

Annexe E : Calcul des facteurs d'hétérogénéité des contraintes des différentes éprouvettes

Calcul du facteur hétérogénéité des contraintes et du volume effectif de l'éprouvette de traction diabolo (cf. Figure A.10) :

$$y_0 = \sqrt{d(2R_u - d)}$$

$$S(y) = e l_0 \left[1 + \frac{2R_u}{l_0} \left(1 - \sqrt{1 - y^2 / R_u^2} \right) \right]$$

De plus,

$$H_m = \frac{1}{V} \int_V \left(\frac{\Sigma_0}{\Sigma_F} \right)^m dV$$

$$H_m = \frac{1}{y_0} \int_0^{y_0} \left(\frac{F / S(y)}{F / e l_0} \right)^m dy$$

$$H_m = \frac{1}{y_0} \int_0^{y_0} \left(\frac{e l_0}{1 + \frac{2R_u}{l_0} \left(1 - \sqrt{1 - y^2 / R_u^2} \right)} \right)^m dy \quad (C.1)$$

Le volume total de l'éprouvette diabolo a pour expression :

$$V_{\text{traction diabolo}} = 4e \left(y_0 \left(\frac{l_0}{2} + d \right) + \frac{y_0 (R_u - d)}{2} - \frac{R_u^2}{2} \sin^{-1} \left(\frac{y_0}{R_u} \right) \right)$$

Calcul du facteur hétérogénéité des contraintes et du volume effectif de l'éprouvette de flexion plane (cf. Figure A.10) :

$$H_m = \frac{1}{V} \int_V \left(\frac{\Sigma_0}{\Sigma_F} \right)^m dV$$

$$H_m = \frac{2}{e} \int_0^{e/2} \left(\frac{2z}{e} \right)^m dz$$

$$H_m = \frac{1}{m+1} \quad (C.2)$$

Le volume total de l'éprouvette diabolo a pour expression :

$$V_{\text{flexion}} = e \cdot l \cdot L2$$

$$V'_{\text{flexion}} = e \cdot l \cdot L2 + l \cdot \left(\frac{L1 - L2}{2} \right) \left(2e - \frac{L1 - L2}{2 \tan(12^\circ)} \right)$$

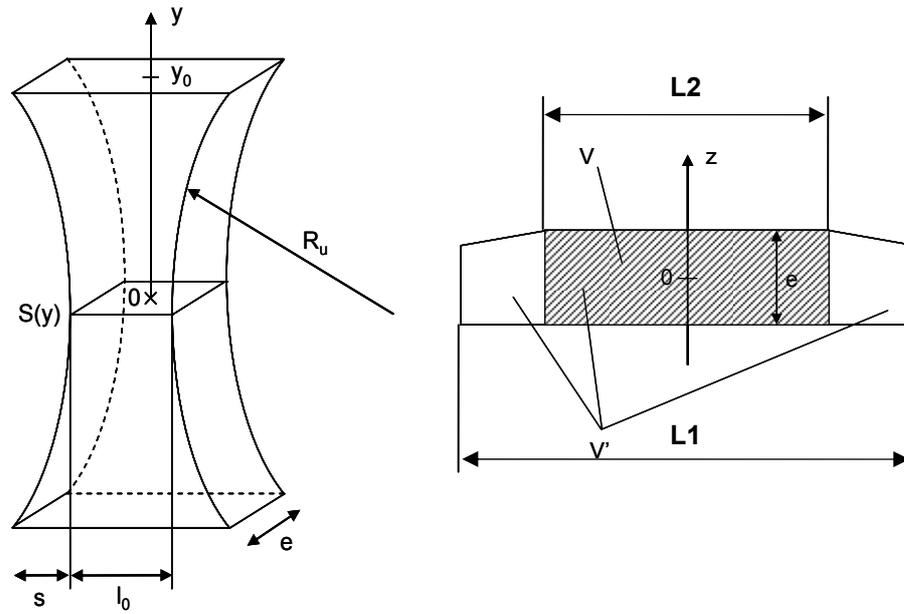


Figure A.10. Schématisation des éprouvettes de traction diabolo et de flexion

Applications numériques :

$$V_{\text{traction diabolo}} = 4100 \text{ mm}^3$$

$$V_{\text{eff}} = H_m V_{\text{traction diabolo}} = 1476 \text{ mm}^3$$

$$V_{\text{flexion}} = 800 \text{ mm}^3$$

$$V'_{\text{flexion}} = 1493 \text{ mm}^3$$

$$V_{\text{flexion eff}} = 9.4 \text{ mm}^3$$

$$V'_{\text{flexion eff}} = 17.6 \text{ mm}^3$$

Annexe F : Identification des propriétés en fatigue à partir d'un essai d'auto-échauffement

La mesure par auto-échauffement lors d'un essai de fatigue en traction consiste à imposer plusieurs séries de cycles à des paliers de contrainte croissants tout en mesurant l'élévation en température durant chaque palier (Figure A.11 (a)). A partir d'un certain niveau de contrainte, on observe une élévation de température qui témoigne d'un mécanisme de micro-plasticité au sein du matériau.

Cette élévation de température peut être mesurée à l'aide de deux thermocouples de type K. L'un est placé sur la zone utile de l'éprouvette et l'autre sur l'un des mors sur lequel est fixé l'éprouvette permettant ainsi de mesurer l'échauffement relatif de l'éprouvette [Doudard, 2004]. D'autres études montrent qu'il est possible de retrouver un champ de propriétés hétérogènes à l'aide d'une caméra thermique [Poncelet, 2007], [Berthel et al., 2007]. Le nombre de cycles effectué à chaque palier doit être suffisant pour arriver à la stabilisation de la température relative. Le palier (ou niveau de contrainte) commence après arrêt du palier précédent et retour à l'équilibre thermique. Pendant un essai, l'éprouvette subit 9 paliers de 3000 cycles à une fréquence de 15 Hz (Figure A.11 (a)). A chaque palier correspond une température relative qui est reportée sur la courbe d'auto-échauffement (Figure A.11 (b)). La limite d'endurance est ensuite obtenue par une méthode déterministe graphique. La limite d'endurance est l'abscisse du point d'intersection des deux droites des moindres carrés associées au début et à la fin de la courbe. Pour augmenter la précision des résultats, nous utilisons un algorithme d'optimisation de ces courbes [Cura et al., 2005]. Pour de nombreux matériaux, cet essai permet d'évaluer une limite d'endurance à l'aide d'une seule éprouvette et d'obtenir un résultat très similaire à celui obtenu par « Staircase ».

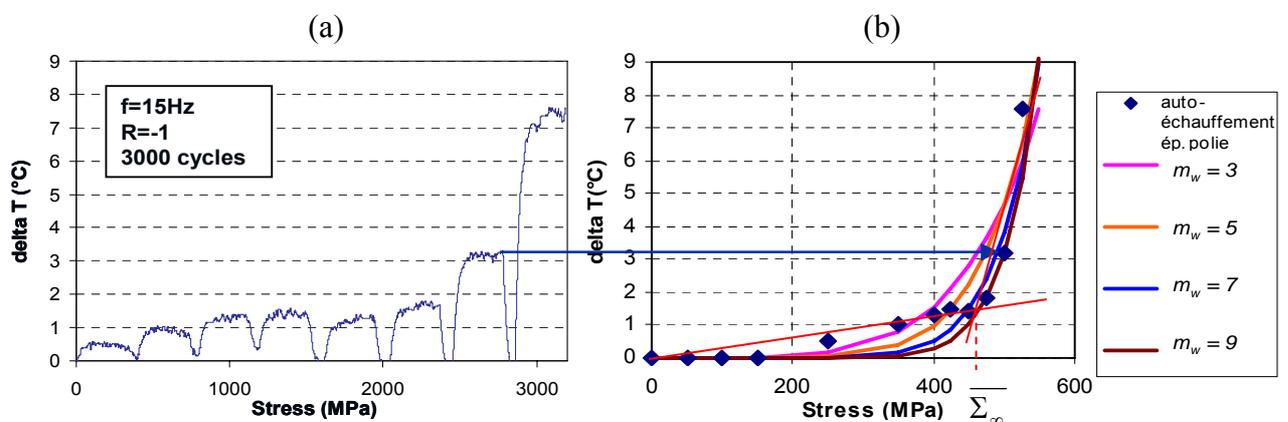


Figure A.11. Courbes de mesure d'auto-échauffement (éprouvette avec $h_c = 5 \mu\text{m}$)

Annexe G : Essais de recuit de relaxation des contraintes résiduelles

Cette annexe présente les résultats d'analyses des contraintes résiduelles et des largeurs de corde après différents traitements de recuit effectués chez BODYCOTE. On observe sur la Figure A.12 que plus la température de recuit est importante, plus le niveau des contraintes résiduelles est proche de zéro en sous surface.

Cependant, une température trop élevée modifie non seulement les contraintes, mais également la largeur de corde ce qui caractérise la microstructure du matériau. Ainsi, à 580°C par exemple, la largeur de corde chute de 2.35° à cœur pour l'éprouvette usinée à 1.5° pour l'éprouvette usinée, puis recuite (Figure A.13). La microstructure du matériau n'est donc plus du tout la même.

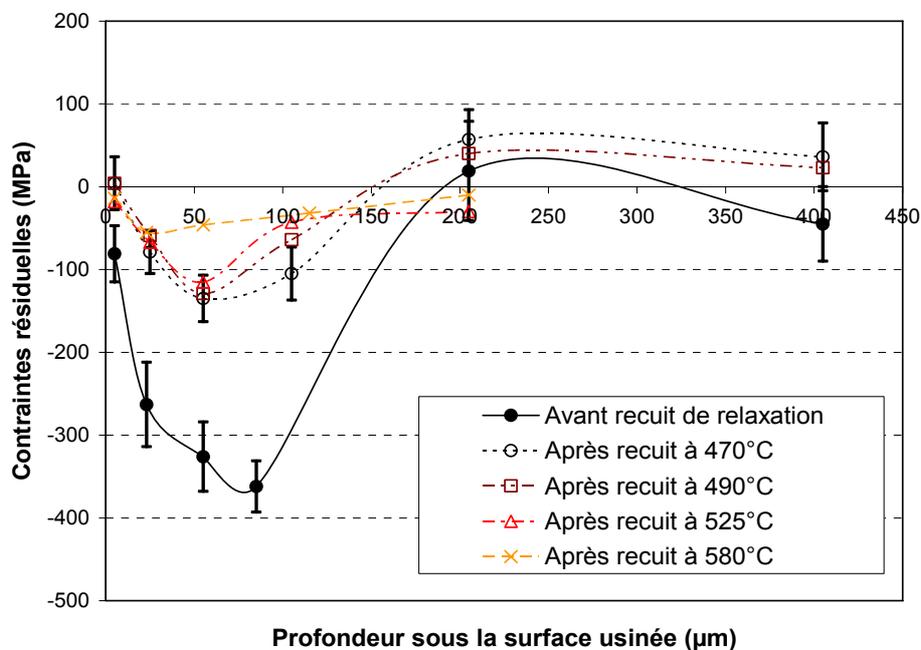


Figure A.12. Profils de contraintes pour différents traitements de recuit

Il est donc nécessaire d'effectuer un recuit maximisant la relaxation des contraintes tout en conservant une largeur de corde, à cœur, identique à celle de l'éprouvette usinée avant traitement thermique. Les essais successifs permettent de déterminer que la température adaptée pour l'acier bainitique 50CrMo4 est 470°C.

Ce traitement de recuit a donc été réalisé sur les éprouvettes de type C2, C3 et C4 avant d'effectuer les essais de fatigue.

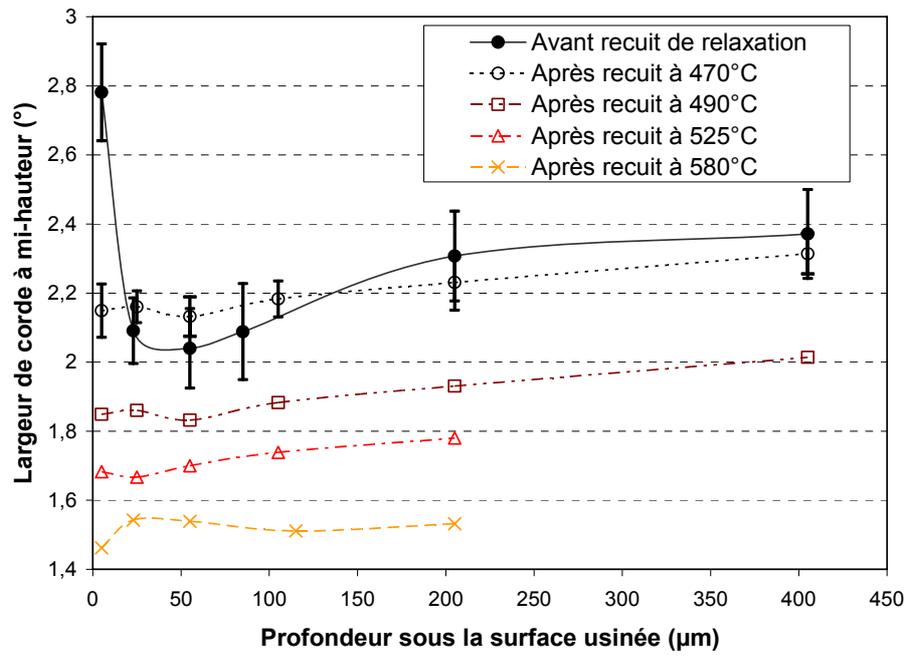


Figure A.13. Profils de largeur de corde pour différents traitements de recuit

Prise en compte de l'intégrité de surface pour la prévision de la tenue en fatigue de pièces usinées en fraisage

Mots-clefs :

Usinage à Grande Vitesse (UGV), outil hémisphérique, microgéométrie, contraintes résiduelles, écrouissage, acier à haute limite d'élasticité, micro-fissuration, micro-plasticité.

Cette étude est dédiée à l'influence du fraisage de finition avec outil à extrémité hémisphérique sur l'intégrité de surface et la durée de vie en fatigue de pièces en acier bainitique à haute limite d'élasticité.

L'intégrité de surface – microgéométrie, contraintes résiduelles et écrouissage – est caractérisée expérimentalement pour différentes valeurs des paramètres d'usinage, dont l'angle d'inclinaison de l'outil. L'hétérogénéité du champ de contraintes résiduelles perpendiculairement aux sillons générés par l'outil est mise en évidence à différentes profondeurs.

Des essais de fatigue en flexion sur éprouvettes brutes d'usinage ou polies, avec ou sans traitement thermique de relaxation des contraintes résiduelles, mettent en évidence l'influence de l'intégrité de surface sur la tenue en fatigue. Des essais de fatigue en traction avec mesures d'auto-échauffement mettent en évidence une compétition entre mécanismes de micro-plasticité et de micro-fissuration.

Une approche hybride est proposée pour prévoir l'état mécanique de la pièce usinée après fraisage. L'effet sur la surface usinée d'un chargement thermo-mécanique équivalent à l'opération de coupe et déduit d'essais d'usinage instrumentés est alors simulé numériquement sans modéliser l'enlèvement de matière.

Une approche probabiliste est proposée pour prévoir l'influence de l'intégrité de surface sur la tenue en fatigue. Cette approche restreinte au cas où le mécanisme de microfissuration est prédominant est validée grâce à la prise en compte de la microgéométrie. Cette approche est alors de type mécanique de la rupture et basée sur une mesure de la population de tailles d'entaille au fond des creux générés par l'outil.

Surface integrity and fatigue life prediction of components manufactured by milling

Key words :

High Speed Machining (HSM), ball-end tool, micro-geometry, residual stresses, hardening, high-strength steel, micro-cracking, micro-plasticity.

This study is dedicated to the influence of ball-end tool finishing milling on surface integrity and fatigue life of components made of high-strength bainitic steels.

Surface integrity, defined in terms of microgeometry, residual stresses and hardening, was experimentally characterized for different values of the machining parameters, including the tool inclination. Fluctuations of the residual stresses field – measured by X-ray diffraction – perpendicular to the grooves generated by the tool were exhibited at different depths beneath the surface.

Fatigue bending tests performed on machined or polished flat specimens, submitted or not to a heat treatment to relax the residual stresses, exhibited the influence of the surface integrity on fatigue life. Fatigue tension tests and self-heating measurements exhibited a competition between micro-plasticity and micro-cracking mechanisms.

A hybrid approach is proposed to predict the mechanical state induced by the milling process. This approach consists in simulating – without modelling the removal of the material- the effect of a thermo-mechanical loading equivalent to the cutting process. This thermo-mechanical loading should be derived from temperature and cutting forces measurements performed during cutting tests.

A probabilistic approach is proposed to predict the influence of surface integrity on fatigue life. This approach was validated for cases when micro-cracking mechanism is predominant. The approach is then based on fracture mechanics and takes account of the micro-geometry via the micro-cracks size population measured in the valleys of the grooves generated by the tool.