HAL
open science

Approches expérimentales et numériques de l'usinage assisté jet d'eau haute pression : étude des mécanismes d'usure et contribution à la modélisation multi-physiques de la coupe

Yessine Ayed

To cite this version:

Yessine Ayed. Approches expérimentales et numériques de l'usinage assisté jet d'eau haute pression : étude des mécanismes d'usure et contribution à la modélisation multi-physiques de la coupe. Autre. Ecole nationale supérieure d'arts et métiers - ENSAM, 2013. Français. NNT : 2013ENAM0056 . pastel-00973532

HAL Id: pastel-00973532

https://pastel.hal.science/pastel-00973532

Submitted on 4 Apr 2014

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.

ParisTech
INSTITUT DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES
PARIS INSTITUTE OF TECHNOLOGY

ARTS ET MÉTIERS ParisTech

2013-ENAM-0056

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

Doctorat ParisTech

T H È S E

pour obtenir le grade de docteur délivré par

l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers

Spécialité " Mécanique "

présentée et soutenue publiquement par

Yessine AYED

le 5 Décembre 2013

Approches expérimentales et numériques de l'usinage assisté jet d'eau haute pression : étude des mécanismes d'usure et contribution à la modélisation multi-physiques de la coupe

Directeur de thèse : **Amine Ammar**
Co-directeur de thèse **: *Benoit Furet***
Co-encadrement de la thèse : ***Guénaël Germain***

Jury

M. Olivier Cahuc, *Professeur*, LMP, Université de Bordeaux	Président
M. Tarek Mabrouki, Maître de conférences HDR, LAMCOS, INSA de Lyon	Rapporteur
M. Pedro Arrazola, *Professeur*, Université de Mondragon	Rapporteur
M. José Outeiro, *Maître de Conférences*, LaBoMaP, *Arts et Métiers Paristech* Cluny	Examinateur
M. Wacef Ben Salem, *Maître de Conférences HDR*, LGM, ENI-Monastir	Examinateur
M. Benoit Furet, *Professeur*, IRCCyN, Université de Nantes	Examinateur
M. Amine Ammar, *Professeur,* LAMPA, *Arts et Métiers Paristech* Angers	Examinateur
M. Guénaël Germain, *Maître de Conférences*, LAMPA, *Arts et Métiers Paristech* Angers	Examinateur
M. Yvon Millet, *Directeur Recherche & Développement Europe*, TIMET Savoie	Invité

T H È S E

Arts et Métiers ParisTech - Centre d'angers
Laboratoire Angevin de Mécanique, Procédés et innovAtion

A
mes parents
ma sœur
mon frère
toute personne que j'aime

Remerciements

L'écriture de ces lignes se fait dans l'euphorie et la joie qui suivent la soutenance pour couronner un travail qui a nécessité du temps, de l'énergie et de l'implication. A ce stade, je dois exprimer ma gratitude et ma reconnaissance envers tous ceux qui m'ont aidé à mener ce travail à terme.

Cette thèse a été réalisée au Laboratoire Angevin de Mécanique, Procédés et innovAtion, à l'Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, centre d'Angers. Le financement a été assuré par la région pays de la Loire, que je tiens à remercier en premier.

Mes remerciements vont conjointement et tout particulièrement à Amine et Benoît pour leurs encouragements et leurs conseils avisés ainsi que leur confiance. J'exprime ma profonde gratitude à Guenäel pour m'avoir donné la chance de travailler sur un sujet qui me passionne et pour son soutien tout le long de la thèse.

J'adresse mes vifs remerciements à l'ensemble des membres du jury pour l'intérêt qu'ils ont porté à ce travail et pour les diverses discussions, en particulier à Monsieur Olivier Cahuc pour avoir présidé le jury. J'associe mes remerciements les plus chaleureux à messieurs Pedro Arrazola, et Tarek Mabrouki pour avoir accepté d'être rapporteurs de ce présent travail. Je remercie tout aussi cordialement Messieurs José Outeiro, Wacef Ben Salem et Yvon Millet pour leur disponibilité, remarques et conseils.

Je remercie toute l'équipe PMD. Je n'oublie pas tous les thésards et les stagiaires pour l'ambiance de travail exceptionnelle : Jaouher, Wadii, Ahmed, Foued, Aymen, Jihed, Wael, Tarek, Imade, Anis, Walid, Mohammed, Benjamin, Jian, Benjamin. Un grand merci pour Raphaël et Camille pour l'encouragement, et les innombrables discussions.

Une profonde reconnaissance à ma famille : mes parents qui m'ont soutenu pendant ces longues années d'étude et c'est grâce à leurs sacrifices et leurs encouragements incessants que je me trouve le quatrième docteur de la famille. Je n'oublie pas de remercier affectueusement ma chère et tendre sœur kawthar et mon adorable frère Wajih envers qui j'exprime mon plus grand amour et ma gratitude. Je leur souhaite tout le bonheur du monde.

Enfin, un sincère remerciement à Abir, pour sa patience, pour son soutien infaillible, sa disponibilité et son écoute dans les moments difficiles de doute et de découragement.

Les remerciements exprimés ici ne seront jamais à la hauteur de toute l'aide et les encouragements que j'ai eu tout au long de plus de trois ans. En quelques mots, je suis très reconnaissant envers tous ceux qui ont cru en moi en particulier à des personnes qui me sont chères et à mes amis pour leur écoute et leur soutien lors des étapes cruciales de cette thèse.

Table des matières

Notations **15**

Introduction générale **17**

I Usinage assisté : état de l'art **19**
1 Introduction 20
2 La coupe orthogonale 20
3 Formation du copeau 21
3.1 Morphologie des copeaux 22
4 Usinabilité : cas des alliages de titane 25
4.1 Choix des outils de coupe 26
4.2 Assistance à l'usinage 29
5 Conclusion 47

II Etude des modes de dégradation et d'usure des outils en assistance jet d'eau haute pression **49**
1 Introduction 50
2 Modes de dégradation des outils de coupe 50
2.1 Usure par abrasion 50
2.2 Usure par déformation plastique 51
2.3 Usure par diffusion 51
2.4 Usure par oxydation 51
2.5 Usure par adhésion 52
2.6 Mesure et quantification de l'usure 53
3 Etude des modes de dégradation des outils 53
3.1 Détermination des conditions opératoires 53
3.2 Modes opératoires et suivi de l'usure 56
3.3 Essais dans la configuration de finition 57
3.4 Essais dans la condition d'ébauche 62
3.5 Analyse des dépôts de matière 65
3.6 Analyse et discussion 67
4 Etude de l'influence de la vitesse de coupe sur la durée de vie de l'outil . . 69
4.1 Essais à V_c=75 m/min 69
4.2 Essais à V_c=88 m/min 71
4.3 Essais à V_c=100 m/min 74
4.4 Détermination de la vitesse de coupe pour T=15min 74
4.5 Analyse et discussion 76
5 Conclusion 77

III Compréhension des mécanismes de formation du copeau **79**
1 Introduction 81
2 Étude expérimentale de la coupe orthogonale 81
2.1 Mise en place des essais 81
2.2 Optimisation des conditions de coupe et de lubrification 82
2.3 Influence de l'assistance jet d'eau haute pression sur la formation du copeau 83
2.4 Conclusion 87
3 Etude du comportement et de l'endommagement du Ti17 en conditions extrêmes 88
3.1 Présentation du matériau 88
3.2 Etude du comportement 89
3.3 Identification des paramètres de la loi de comportement de Johnson-Cook 91
3.4 Synthèse sur le comportement du Ti17 100
3.5 Etude de l'endommagement 102
3.6 Essais expérimentaux et identification des paramètres du critère d'endommagement de Johnson-Cook 104
3.7 Synthèse sur l'endommagement 108
4 Modélisation de l'usinage assisté jet d'eau haute pression 110
4.1 Introduction 110
4.2 Modélisation de la coupe orthogonale 118
4.3 Modélisation de l'usinage assisté jet d'eau haute pression 123
5 Modélisation de la plasticité cristalline 130
5.1 Introduction 130
5.2 Implémentation d'une loi de plasticité cristalline 131
5.3 Validation du modèle implémenté 137
5.4 Identification des paramètres de la loi de comportement 138
5.5 Modèle de coupe 141
5.6 Synthèse sur la plasticité cristalline 147
6 Conclusion 148

Conclusion générale **151**

Bibliographie **154**

Annexes

A Interaction fluide structure **173**

B Caractéristiques de l'alliage de titane Ti17 **177**

Table des figures

I.1 Configurations de la coupe orthogonale : (a) usinage d'un palier, (b) usinage d'un tube . . . 21
I.2 Zones de cisaillement . . . 21
I.3 (a) copeaux segmentés lors de l'usinage de l'alliage de titane TA48, (b) grossissement de l'arête rapportée adhérante à la racine du copeau (a_p=1 mm, V_c=75 m/min, f=0,25 mm/tr) (Nabhanhi (2001)) . . . 22
I.4 Copeaux segmentés du Ti-6Al-4V (Komanduri et Turkovich (1981)) . . . 23
I.5 Influence de la vitesse de coupe sur la formation du copeau : (a) V_c=30,2 m/min (b) V_c=59,6 m/min (f=0,21 mm/tr, a_p=0,3 mm) (Wan *et al.* (2012)) 23
I.6 Dosage des phases des copeaux (V_c=50 m/min, f=0,15 mm/tr) (Braham-Bouchnak (2010a)) . . . 24
I.7 Analyse EBSD de la zone de cisaillement d'une éprouvette chapeau (Xu *et al.* (2008)) . . . 25
I.8 Analyse EBSD de la zone de cisaillement des copeaux du C45 (Courbon *et al.* (2013a)) . . . 25
I.9 Evolution de la dureté de différents matériaux d'outil en fonction de la température (Ezugwu *et al.* (2005)) . . . 27
I.10 Taux d'usure en cratère pour différents matériaux d'outil (Ezugwu *et al.* (2005)) . . . 28
I.11 Taux d'enlèvement de matière avec un outil en PCD et un outil en WC/Co (Amin *et al.* (2007)) . . . 29
I.12 Dispositif expérimental de l'assistance cryogénique (Bermingham *et al.* (2011)) . . . 30
I.13 Evolution de l'usure en dépouille lors de l'usinage de l'acier 42CrMo4 Dhar *et al.* (2002) . . . 30
I.14 Couche fortement déformée : (a) usinage à sec, (b) usinage avec assistance cryogénique (D.Umbrello *et al.*) . . . 31
I.15 Dispositif expérimental de l'assistance cryogénique en rectification (Manimaran et Kumar (2013)) . . . 31
I.16 (a) exemple de dispositif expérimental de l'assistance vibratoire, (b) principe de l'assistance vibratoire (Babitsky *et al.* (2004a)) . . . 32
I.17 variation de l'effort de coupe en fonction de la vitesse de coupe (a_p=0,2 mm) (Maurotto *et al.* (2013)) . . . 32
I.18 Champ de température dans la pièce en usinage conventionnel et avec assistance vibratoire (Muhammad *et al.* (2012a)) . . . 33
I.19 Schéma du dispositif de l'assistance magnétique (Mansori *et al.* (2004)) . 33
I.20 Principe du tournage assisté laser . . . 34
I.21 Bandes de cisaillement lors de l'usinage assisté du Ti-6Al-4V (f=0,2 mm/tr, Vc=40 m/min, P=1 KW) (Ayed *et al.* (2010)) . . . 35

I.22 Niveaux de la température dans la pièce et dans le copeau en usinage assisté laser (Rashid *et al.* (2012a)) 36
I.23 Morphologie du copeau en fonction de la vitesse de coupe (Lesourd (1996)) 36
I.24 Morphologie du copeau en usinage assisté laser (V_c=80 m/min, f=0,2 mm/tr, P=1000 W) (Ayed *et al.* (2010)) 37
I.25 Vue d'un outil avec assistance jet d'eau haute pression (Braham-Bouchnak (2010a)) 37
I.26 Variation de la durée de vie de l'outil en fonction de la vitesse de coupe et des conditions de lubrification, f=0,25 mm/tr (Ezugwu et Bonney (2004)) 39
I.27 Influence de la lubrification et du type du lubrifiant sur la fragmentation du copeau (Nandy *et al.* (2009)) 41
I.28 Zones de fragmentation du copeau en UC et en UAHP (Kramar *et al.* (2010)) 42
I.29 Influence de la pression sur la fragmentation du copeau (inconel 718) (Courbon *et al.* (2009)) 43
I.30 Fragmentation du copeau en fonction de la pression du jet d'eau (Braham-Bouchnak (2010a)) 43
I.31 (a) variation de la durée de vie de l'outil en fonction de la vitesse de coupe et de la pression, (b) influence de la pression de lubrification sur l'évolution de l'usure (Braham-Bouchnak (2010a)) 44
I.32 Contraintes résiduelles en surface (Habak et Lebrun (2011)) 45
I.33 Variation de la durée de vie de l'outil en fonction de la vitesse de coupe et de la pression du jet (da Silva *et al.* (2013)) 45
I.34 Adhésion du 316L sur la face de coupe de l'outil (P=100 bar) (Naves *et al.* (2013)) 46
I.35 Simulation numérique de l'assistance jet d'eau HP (Courbon *et al.* (2011)) 46
I.36 Evolution de l'usure en dépouille avec différentes assistances en usinage du Ti-6Al-4V(V_c=125 m/min, ap=2,7 mm, f=0,15mm/tr) (Bermingham *et al.* (2012)) 48

II.1 Les principales sources de l'usure (Li (2012)) 51
II.2 Usure par abrasion (Bhatt *et al.* (2010)) 51
II.3 Exemple de profils de diffusion entre l'outil et le copeau (Nouari et Makich (2013)) 52
II.4 Usure par oxydation (Kadirgama *et al.* (2011)) 52
II.5 Usure par adhésion (C.Xue et Chen (2011)) 52
II.6 Critères géométriques d'usure (ANSI/ASME B94.55M-1985) 53
II.7 (a) tour LEADWELL LTC25iL, (b) pompe haute pression 54
II.8 Vitesse de coupe minimale 54
II.9 Copeaux du Ti17 pour différentes conditions de coupe 55
II.10 Domaines de fragmentation du copeau en usinage conventionnel et en usinage assisté 55
II.11 Variation de l'effort spécifique de coupe K_c en fonction de l'avance et de la profondeur de passe 56
II.12 (a) évolution de l'usure en dépouille en fonction du temps, (b) évolution de la rugosité (R_a) en fonction du temps 57
II.13 Face de coupe et face de dépouille de l'outil après 20 min d'usinage en finition avec une lubrification conventionnelle 58

II.14 Formation de bavures sur la pièce et l'entaille induite sur la plaquette après 20 min d'usinage en finition avec lubrification conventionnelle . . . 58
II.15 Face de coupe et face de dépouille de l'outil après 20 min d'usinage en finition à la pression de 100 bar 59
II.16 Face de coupe et face de dépouille d'un outil après 20 min d'usinage en finition à la pression de 250 bar 59
II.17 Usure en cratère : (a) lubrification conventionnelle, (b) 100 bar, (c) 250 bar (condition de finition) 60
II.18 Évolution de l'usure : (a) en dépouille (b) en cratère (condition de finition) 60
II.19 Dépôts de matière sur l'arête de coupe (P=250 bar et T=15 min) pour la condition de finition 61
II.20 Évolution de l'usure en cratère à 250 bar (condition de finition) 61
II.21 Fissuration de la plaquette après 15 min d'usinage à 250 bar (condition de finition) 62
II.22 Evolution de : (a) l'usure en dépouille, (b) l'effort spécifique de coupe, (c) l'usure en entaille, (d) l'état de surface (V_c=50 m/min) 63
II.23 (a) Usure de l'outil après 75 s en usinage d'ébauche avec lubrification conventionnelle, (b) résistance au fluage (Astakhov (2004)) 64
II.24 Dépôts de titane sur la face de coupe après 5 min d'usinage à la pression de 250 bar (condition d'ébauche) 64
II.25 Evolution d'une entaille en usinage d'ébauche à la pression de 100 bar pendant une minute d'usinage (a) 4 min d'usinage, (b) 5 min d'usinage . 65
II.26 Analyse des dépôts de matière sur la face de coupe des outils après 15 min d'usinage en finition : (a) usinage conventionnel (b) P=100 bar et (c) P=250 bar 66
II.27 Analyse qualitative des dépôts de matière sur la plaquette après (a) 5 min et (b) 25 min d'usinage de finition 66
II.28 Analyse EDS après 4 minutes d'usinage d'ébauche (100 bar et 250 bar respectivement) 67
II.29 Mécanisme d'usure par adhésion : (a) formation des dépôts, (b) arrachement des grains de carbure 67
II.30 Dépôts de matière sur la face de coupe après 5 min d'usinage d'ébauche avec une pression de 100 bar 68
II.31 Schéma démonstratif de le l'évolution de l'usure (P1>P3>P2 69
II.32 Évolution (a) de l'usure en dépouille, (b) de l'effort de coupe et de l'effort axial pour V_c=75 m/min avec différents modes de lubrification 70
II.33 Évolution de : (a) l'effort axial, (b) l'effort de coupe pour V_c=75 m/min avec différents modes de lubrification 70
II.34 Évolution de l'usure en entaille, V_c=75 m/min 71
II.35 Évolution de l'usure en dépouille avec différents modes de lubrification, V_c=88 m/min 72
II.36 Rayures et fragments soudés sur la surface de la pièce après un usinage à 150 bar et à 250 bar 72
II.37 Evolution de l'effort de coupe et de l'effort radial à la pression de 250 bar, (a) entre 5 min et 6 min, (b) entre 9 min et 10 min 73
II.38 Observation des plaquettes pour différentes conditions de lubrification à VB=0,33 mm 73
II.39 Morphologie du copeau à V_c=88 m/min : (a) lubrification conventionnelle, (b) P=50 bar et T=1min, (c) P=50 bar et T=12 min 73

II.40 Évolution de l'usure en dépouille avec différents modes de lubrification, V_c=100 m/min . . . 74
II.41 Durée de vie des outils à 100 m/min pour différents modes de lubrification 74
II.42 Droite de Taylor pour différents modes de lubrification . . . 75
II.43 Evolution de l'usure et de l'effort de coupe pour V_c=61 m/min avec lubrification conventionnelle et pour V_c=81 m/min avec assistance HP à 100 bar . . . 75
II.44 Variation de la durée de vie en fonction de la vitesse de coupe et en fonction de la pression du jet d'eau . . . 76
II.45 Modes d'usure en fonction du type de lubrification . . . 78

III.1 Montage expérimental pour les essais de la coupe orthogonale . . . 82
III.2 Sensibilité de l'usure en dépouille à la variation des conditions de coupe et du jet d'eau . . . 83
III.3 Sensibilité de l'effort spécifique de coupe à la variation des conditions de coupe et du jet d'eau . . . 84
III.4 Images du copeau à différentes conditions de coupe et de lubrification . . 84
III.5 Morphologie du copeau à différentes conditions de coupe et de lubrification 85
III.6 Observation des zones affectées sur la surface de la pièce pour différentes conditions de coupe et de lubrification . . . 86
III.7 Zone affectée en usinage avec lubrification conventionnelle (f=0.2 mm/tr) 87
III.8 Morphologie du copeau et bandes de cisaillement à sec (V_c=75 m/min, f=0,2 mm/tr) . . . 87
III.9 Microstructure du matériau à l'état de livraison . . . 88
III.10 Morphologies de la phase α, (a) α_{GB}, (b) α_{WGB}, (c) α_{WI} (Teixeira (2005)) 89
III.11 Essai de compression et types d'éprouvettes utilisés . . . 91
III.12 Conditions expérimentales pour les essais de cisaillement et pour les essais de compression . . . 92
III.13 Identification par la methode inverse . . . 92
III.14 Résultats des essais de compression : (a) T=25°C, (b) $\dot{\varepsilon}=0,1s^{-1}$ . . . 93
III.15 (a) évolution de R_m en fonction de la température, (b) évolution de R_m en fonction de la vitesse de déformation . . . 93
III.16 Modèle EF de l'éprouvette de compression . . . 94
III.17 Comparaison courbe expérimentale/numérique (A=750 MPa, B=803 MPa, n=0,17) . . . 94
III.18 Comparaison courbe expérimentale/numérique en fonction du paramètre m : (a) m=1,02 ; (b) m variable . . . 95
III.19 Comparaison courbe expérimentale/numérique en fonction du paramètre C . . . 97
III.20 Modélisation de l'éprouvette de cisaillement . . . 97
III.21 Comparaison courbe expérimentale/numérique (A=1012 MPa, B=399 MPa, n=0,22) . . . 98
III.22 Comparaison courbe expérimentale/numérique en fonction du paramètre m . . . 98
III.23 Comparaison courbe expérimentale/numérique en fonction du paramètre C . . . 99
III.24 Eprouvettes de compression après les essais : (a) 25°C ; 0,1 s^{-1}, (b) 25°C ; 1 s^{-1}, (c) 25°C ; 10 s^{-1}, (d) 400°C ; 0.1s^{-1}, (d) 800°C ; 0.1s^{-1} . . . 100

III.25 Bande de cisaillement et fissuration pour un essai de compression (T=400°C, $\dot{\varepsilon} = 0,1\ s^{-1}$) . . . 100
III.26 Bande de cisaillement pour un essai de cisaillement (T=400°C, $\dot{\varepsilon}$=0,1 s^{-1}) 101
III.27 Bande de cisaillement pour un essai de cisaillement (T=600°C, $\dot{\varepsilon} = 0.1 s^{-1}$) 101
III.28 (a) évolution du paramètre m en fonction de la température (b) variation du paramètre C en fonction de la vitesse de déformation (sollicitation en compression) . . . 102
III.29 Montage de traction et les éprouvettes utilisées . . . 105
III.30 Courbes de traction pour des éprouvettes lisses et des éprouvettes entaillées 106
III.31 Identification des paramètres D_1, D_2, D_3 . . . 106
III.32 Faciès de rupture à la température ambiante et à différents taux de triaxialité . . . 107
III.33 Identification du paramètre D_4 . . . 107
III.34 Courbes de traction à différentes températures (éprouvettes lisses) . . . 108
III.35 Identification du paramètre D_4 . . . 109
III.36 Faciès de rupture à différentes températures . . . 109
III.37 Tribomètre fermé Habak (2006b) . . . 110
III.38 Tribomètre ouvert Rech *et al.* (2009) . . . 111
III.39 Conception du tribomètre . . . 111
III.40 Evolution de : (a) la pression de contact, (b) l'aire de contact en fonction de l'enfoncement d'un pion sphérique en carbure (ϕ9 mm) dans cylindre en Ti17 (ϕ250 mm) . . . 113
III.41 Montage de frottement . . . 113
III.42 Variation du coefficient de frottement apparent (Carbure/Ti17) en fonction de la vitesse de frottement et du mode de lubrification . . . 114
III.43 Analyse EDS des pions à la vitesse de 125 m/min : (a) Sec, (b) P=50 bar, (c) P=100 bar . . . 114
III.44 Modèle de frottement . . . 115
III.45 Variation de l'effort numérique et expérimental en fonction de l'enfoncement 116
III.46 Détermination du coefficient de frottement adhésif : (a) V_c=60 m/min, (b) V_c=90 m/min . . . 116
III.47 Contact entre deux surfaces rugueuses (Courbon (2011)) . . . 117
III.48 Modèle géométrique de la coupe orthogonale . . . 118
III.49 Illustration de l'évolution de l'endommagement (Zhang *et al.* (2011)) . . . 119
III.50 Morphologie du copeau : f=0,1 mm/tr, V_c=75 m/min . . . 121
III.51 Morphologie du copeau : f=0,1 mm/tr, V_c=125 m/min . . . 121
III.52 Champs de température : (a) V_c=75 m/min, (b) V_c=100 m/min, (c) V_c=125 m/min, (d) V_c=150 m/min . . . 122
III.53 Formation des bourrelets : (a, b, c) f=0,1 mm/tr, (d) f=0,2 mm/tr . . . 123
III.54 Algorithme du couplage thermique . . . 125
III.55 (a) pression de contact, (b) champs thermique calculé après application de la convection . . . 125
III.56 Modèle de l'usinage assisté jet d'eau . . . 126
III.57 Exemple de simulation de l'usinage assisté jet d'eau . . . 126
III.58 Champ de température dans l'outil : (a) lubrification conventionnelle, (b) P=50 bar, (c) P=100 bar, (d) P=100 bar (h=0) . . . 127
III.59 Evolution de la température en pointe d'outil . . . 128
III.60 Evolution de la température sur la face de coupe de l'outil . . . 128

III.61 Champ de température dans la pièce (fluide masqué) : (a) Lubrification, (b) P=50 bar, (c) P=100 bar, (d) P=100 bar sans échange thermique . . 129
III.62 Champs de température : (a) usinage à sec (a) P=100 bar Avec échange thermique, (b) P=100 bar (h=0) 129
III.63 Morphologie du copeau avec une assistance de 100 bar et une vitesse de coupe de : (a) 75 m/min, (b) 100 m/min 130
III.64 (a) modèle proposé, (b) exemples de résultats de simulation du modèle (Simoneau *et al.* (2007a)) 130
III.65 Exemple de simulation du modèle proposé par (Zhang *et al.* (2012b)) . . 131
III.66 Comparaison des figures de pôle obtenues expérimentalement et numériquement à différents niveaux de déformation (Kalidindi *et al.* (2009)) . . 132
III.67 Décomposition du tenseur gradient de déformation (Dumoulin *et al.* (2009))133
III.68 Etapes de calcul 137
III.69 Comparaison ZeBuLoN/Abaqus 138
III.70 Comportement de la phase β à différentes vitesses de déformation 139
III.71 Modèle polycristallin 139
III.72 Identification des paramètres d'écrouissage 140
III.73 Constantes d'élasticité du Titane Ogi *et al.* (2004) 140
III.74 Identification du comportement du Ti17 141
III.75 Modèle géométrique 142
III.76 Maillage cristallin : (a) 10 grains, (b) 60 grains 142
III.77 Simulation du modèle : (a) localisation de la déformation ($\sum \gamma_{cum}$), (b) déformation des grains 143
III.78 Influence de la vitesse de coupe sur l'effort de coupe 143
III.79 Taux de la phase β : (a) V_c=75 m/min, (b) V_c=100 m/min 144
III.80 Influence du nombre de grains sur l'effort de coupe ($V_c = 125m/min$) . . 144
III.81 Influence des orientations sur l'effort de coupe : (a) 1 grain, (b) 60 grains 145
III.82 Changement de l'angle de cisaillement en fonction des orientations des grains : (a) orientation1, (b) orientation2, (c) orientation3 146
III.83 Changement de la morphologie du copeau en fonction des orientations des grains (orientation1) 146
III.84 Changement de la morphologie du copeau en fonction des orientations des grains (orientation3) 147
III.85 Evolution des orientations dans le copeau et dans la pièce au cours de l'usinage-figure de pôle, plan {110} (10 grains) 148
III.86 Evolution des orientations dans le copeau et dans l'outil au cours de l'usinage-figure de pôle, plan {110} (60 grains) 149

A.1 Fraction volumique du fluide 173
A.2 Immersion du maillage lagrangien (forme bouteille) dans le maillage eulérien173
A.3 Simulation d'un essai d'impact et de perforation 174
A.4 Couplage thermique 175

B.1 Evolution : (a) du taux de la phase α en fonction de la température, (b) de la chaleur spécifique, (c) de la conductivité thermique, (d) de la diffusivité thermique en fonction de la température (Teixeira (2005)) . . . 177

Liste des tableaux

I.1 Interaction chimique et adhésion entre des matériaux coupants et des matériaux coupés (Childs *et al.* (2000)) 28
I.2 Paramètres de l'usinage assisté jet d'eau haute pression (Kaminski et Alvelid (2000)) 38
I.3 Paramètres de l'usinage assisté jet d'eau haute pression (P.Dahlman et Escursell (2004)) 39
I.4 Paramètres de l'usinage assisté jet d'eau haute pression (Ezugwu et Bonney (2004)) 39
I.5 Paramètres de l'usinage assisté jet d'eau haute pression (Ezugwu *et al.* (2005)) 40
I.6 Paramètres de l'usinage assisté jet d'eau haute pression (Sharman *et al.* (2008)) 40
I.7 Paramètres de l'usinage assisté jet d'eau haute pression (Nandy *et al.* (2009)) 41
I.8 Paramètres de l'usinage assisté jet d'eau haute pression (Palanisamy *et al.* (2009)) 41
I.9 Paramètres de l'usinage assisté jet d'eau haute pression (Kramar *et al.* (2010)) 42
I.10 Paramètres de l'usinage assisté jet d'eau haute pression (Courbon *et al.* (2009)) 42
I.11 Paramètres de l'usinage assisté jet d'eau haute pression (Braham-Bouchnak (2010a)) 43
I.12 Paramètres de l'usinage assisté jet d'eau haute pression (Habak et Lebrun (2011)) 44
I.13 Paramètres de l'usinage assisté jet d'eau haute pression (Naves *et al.* (2013)) 45
I.14 Comparaison entre différents types d'assistances 47

II.1 Paramètres géométriques de la plaquette 54
II.2 Durée de vie des outils à V_c=75 m/min pour différents modes de lubrification 70
II.3 Durée de vie des outils à 88 m/min pour différents modes de lubrification 71

III.1 Plan d'expérience Taguchi et résultats des essais 83
III.2 Plan d'expérience et résultats des essais 85
III.3 Composition chimique et propriétés mécaniques du Ti17 88
III.4 Valeurs du paramètre m 95
III.5 Valeurs du paramètre C 96
III.6 Valeurs du paramètre C 99
III.7 Valeurs du paramètre m 99

III.8 Evolution du taux de triaxialité en fonction du rayon d'entaille de l'éprouvette . . . 105
III.9 Choix d'un jeu de paramètres . . . 106
III.10 Paramètres de la loi d'endommagement de Johnson-Cook du Ti17 et du Ti-6Al-4V . . . 109
III.11 Calcul de la pression moyenne de contact . . . 113
III.12 Propriétés physiques du pion et de la pièce . . . 115
III.13 Paramètres géométriques de l'outil et les conditions de simulation . . . 119
III.14 Paramètres de la loi de comportement et d'endommagement de Johnson-Cook . . . 120
III.15 Sensibilité du modèle au maillage . . . 120
III.16 variation de la largeur du copeau en fonction de la vitesse de coupe, f=0,2 mm/tr . . . 122
III.17 Conditions de simulation . . . 127
III.18 Paramètres de la loi de comportement du cuivre . . . 138
III.19 Paramètres de la loi de comportement à 25°C . . . 141
III.20 Paramètres de la loi de comportement à 400°C . . . 141
III.21 Paramètres de la loi de comportement à 500°C . . . 141

Notations

Usinage

Symbole	Unité	Signification
r_ε	μm	rayon de bec
r_β	mm	rayon d'arête
γ	$^\circ$	angle de coupe
α	$^\circ$	angle de dépouille
K_c	MPa	effort spécifique de coupe
V_c	m/min	vitesse de coupe
f	mm/tr	avance par tour
a_p	mm	profondeur de passe
F_a	N	effort axial
F_c	N	effort de coupe
F_r	N	effort radial
VB	mm	usure en dépouille
VBn	mm	usure en entaille
P	bar	pression du jet d'eau
d_{buse}	mm	diamètre de la buse

Simulation numérique

Symbole	Unité	Signification
ρ	Kgm^{-3}	masse volumique
E	GPa	module d'Young
ν		coefficient de poisson
C_p	JKg^{-1} °C^{-1}	chaleur spécifique
λ	W°C$^{-1}m^{-1}$	conductivité thermique
μ_{app}		coefficient de frottement apparent
μ_{adh}		coefficient de frottement adhésif
A_e	mm	aire de contact dans le domaine élastique
A_{ep}	mm	aire de contact dans le domaine élastoplastique
A_p	mm	aire de contact dans le domaine plastique
δ_1	mm	enfoncement critique au domaine élastoplastique
δ_2	mm	enfoncement critique au domaine plastique
P_{moy}	MPa	pression moyenne de contact
V	ms^{-1}	vitesse du fluide
R_e		nombre de Reynolds
P_r		nombre de Prandtl
h		coefficient d'échange thermique
NT11	°C	température nodale
SDEG		variable d'endommagement
CPRESS	MPa	pression de contact

Plasticité cristalline

$\mathcal{L}$	tenseur de rigidité
$\underset{\sim}{F}$	tenseur gradient de déformation
$\underset{\sim}{L}$	gradient du champ de vitesse de déplacement
$\underset{\sim}{D}_e$	taux de déformation élastique
$\underset{\sim}{D}_p$	taux de déformation élastique
$\underset{\sim}{\varepsilon}_e$	déformation élastique
$\underset{\sim}{\omega}_e$	taux de rotation élastique
$\underset{\sim}{\omega}_p$	taux de rotation plastique
$\underset{\sim}{\mu}^s$	tenseur de Schmid sur le système de glissement s
$\underset{\sim}{\eta}^s$	partie antisymétrique du tenseur de Schmid sur le système de glissement s
$\underline{n}^s$	normale au plan de glissement pour le système de glissement s
$\underline{m}^s$	direction de glissement pour le système de glissement s
$\underset{\sim}{\sigma}$	tenseur des contraintes de Cauchy
γ^s	glissement plastique sur le système de glissement s
τ^s	cission résolue sur le système de glissement s
d^s	variable d'endommagement sur le système s
Y^s	variable associée à l'endommagement sur le système de glissement s
R^s	variable d'état de l'écrouissage isotrope sur le système de glissement s
q^s	variable associée à l'écrouissage isotrope sur le système de glissement s
$\overset{\triangledown^J}{\bullet}$	dérivée de Jaumann de la variable $\bullet$
$\langle \bullet \rangle_+$	partie positive de $\bullet$

Introduction générale

Les alliages à base Nickel et alliages de titane sont de plus en plus utilisés industriellement vu leurs intéressantes propriétés mécaniques vis-à-vis des usages souhaités. Cependant, certaines de leurs propriétés engendrent des problèmes d'usinage. Le défi est donc de pouvoir augmenter la productivité, de réduire le coût de fabrication et de garantir la qualité (tolérances géométriques et intégrité de surface) de ces pièces à fortes valeurs ajoutées.

Les alliages de titane sont connus pour leurs excellentes propriétés mécaniques qu'ils conservent à températures élevées. Par ailleurs, ils présentent une bonne résistance à la corrosion et une excellente bio-compatibilité. C'est ce qui explique leurs nombreuses applications dans différents domaines (biomécanique, marine, automobile et aéronautique). Ces spécificités des alliages de titane peuvent cependant entraîner, au cours de l'usinage, des phénomènes perturbants ou réduisant la productivité comme des efforts de coupe élevés ou un dégagement important de chaleur. Ceci, combiné avec la haute réactivité chimique du matériau en lui-même, engendre une usure, très et souvent trop, rapide de l'outil de coupe (dégradation du revêtement, diffusion, adhésion, ...). Faisant face à ces problèmes, la recherche a pris plusieurs directions. Le développement des assistances pour l'usinage est l'une d'entre elles.

Dans cette étude, nous nous intéressons à l'usinage assisté par jet d'eau haute pression (UAHP) de l'alliage de titane Ti17. L'efficacité du procédé dépend non seulement du choix des paramètres opératoires de l'usinage, mais aussi de ceux du jet, sa pression et son diamètre. L'utilisation de l'assistance jet d'eau permet d'améliorer la fragmentation des copeaux et d'augmenter la durée de vie de l'outil. L'optimisation des paramètres de fonctionnement nécessite une compréhension de l'action du jet sur la formation des copeaux.

Deux principaux objectifs sont ciblés par la présente thèse. Le premier objectif est la contribution à l'étude des mécanismes de dégradation des outils en usinage assisté par jet d'eau haute pression. L'étude des mécanismes de formation du copeau avec et sans assistance présente le deuxième objectif. Cette étude réalisée à partir d'approches expérimentales et numériques, est répartie en trois chapitres.

Le premier chapitre présente une synthèse des principaux travaux de recherche sur les procédés d'usinage avec assistance ; l'accent sera mis sur l'assistance jet d'eau haute pression, objet de ce travail de thèse. Nous traitons aussi le problème d'usinabilité des alliages de titane et le choix des outils de coupe. Nous présenterons, à la fin de ce chapitre, les mécanismes de formation du copeau ainsi qu'une étude comparative entre les différentes assistances.

Le deuxième chapitre est consacré à l'étude des mécanismes d'usure en usinage conventionnel et avec assistance jet d'eau haute pression. Pour cela, des essais de chariotage ont été réalisés dans les conditions de finition et d'ébauche. Différentes techniques ont été utilisées dans le but d'expliquer ces mécanismes d'usure. Les essais ont été accompagnés par la mesure des efforts de coupe, de la rugosité de la surface générée et des observations des zones d'usure de l'outil. L'analyse par la technique EDS a permis de tracer des cartes de distribution des éléments d'alliage et de la plaquette.

Le troisième chapitre est dédié à l'étude des mécanismes de formation du copeau en usinage conventionnel et en usinage assisté jet d'eau haute pression. Il comporte cinq parties qui convergent vers la modélisation de l'assistance jet d'eau haute pression.

Dans un premier temps, des essais de coupe orthogonale ont été réalisés afin d'optimiser les conditions de coupe et d'assistance. Ces essais sont accompagnés par des analyses des copeaux et de la surface usinée. La mise en place de la modélisation du procédé a commencé par une étude du comportement en conditions extrêmes, en température et en vitesse de déformation. Ces essais ont été effectués en utilisant des éprouvettes de compression et des éprouvettes de cisaillement. Cette étape a été suivie par l'identification des lois de plasticité et d'endommagement de Johnson-Cook par méthode inverse. Finalement, un tribomètre a été conçu pour étudier le frottement à l'interface outil/copeau sous différentes conditions de lubrification.

Ainsi, tenant compte du comportent du matériau et du frottement outil/copeau, une modélisation du procédé a été mise en place. Ce modèle utilise la technique (CEL) qui combine la formulation Eulérienne et la formulation Lagrangienne. Un développement a été réalisé afin d'assurer l'échange thermique entre le fluide (jet d'eau) et la structure (outil et pièce). Le modèle permet non seulement de prédire les efforts de coupe, le champ de température et de contraintes, mais aussi de simuler la formation des bandes de cisaillement adiabatiques, la morphologie du copeau et l'action mécanique et thermique du jet d'eau sur l'outil et la pièce.

Cependant, cette modélisation utilise une loi phénoménologique pour le comportement du matériau, ce qui ne donne pas assez d'informations à l'échelle locale. Pour cela, une nouvelle modélisation (multi-échelles) a été développée afin de prendre en compte la microstructure du matériau. Le matériau est donc modélisé par un agrégat polycristallin avec une loi de plasticité cristalline. Cette nouvelle modélisation permet de prendre en compte les orientations cristallines des grains et les changements de phases.

Le mémoire se termine par une conclusion qui synthétise l'étude scientifique menée, dresse un bilan des résultats des travaux réalisés et établit des perspectives de recherche pour les futurs travaux sur l'usinage assisté par jet d'eau haute pression.

Chapitre I

Usinage assisté : état de l'art

Sommaire

1 Introduction 20
2 La coupe orthogonale 20
3 Formation du copeau 21
3.1 Morphologie des copeaux 22
4 Usinabilité : cas des alliages de titane 25
4.1 Choix des outils de coupe 26
4.2 Assistance à l'usinage 29
4.2.a Assistance cryogénique 30
4.2.b Assistance ultra-sonore 31
4.2.c Assistance magnétique 33
4.2.d Assistance Laser 34
4.2.e Assistance Jet d'eau haute pression 37
5 Conclusion 47

1 Introduction

Les procédés d'usinage par enlèvement de matière occupent une grande partie du domaine de la fabrication mécanique. Le développement technologique impose de nouvelles exigences notamment au niveau de la productivité et de l'intégrité des pièces usinées. L'augmentation de la productivité passe par l'augmentation des conditions de coupe. Elle est essentiellement liée : au développement des machines-outils, au développement des outils de coupe et à la compréhension des mécanismes de formation du copeau et de la physique de la coupe. Dans ce contexte, il est nécessaire de contrôler les paramètres d'usinage afin d'améliorer l'usinabilité de certains alliages :

- Optimisation des conditions de coupe ;
- Optimisation des trajectoires des outils ;
- Maîtrise du pilotage des machines-outils ;
- Choix de la nature et du mode de lubrification ;
- Recherche de nouvelles techniques d'usinage telle que l'usinage avec assistance.

La recherche scientifique en usinage se base essentiellement sur des expertises expérimentales. Ceci, est certes indispensable mais l'accès à la zone de coupe est très difficile vu la complexité et la rapidité des phénomènes physiques. De plus, les essais expérimentaux, notamment sur des alliages aéronautiques, coûtent très cher.

Pour la compréhension des mécanismes de coupe, l'accent a donc été mis sur la modélisation analytique et par éléments finis. La modélisation analytique permet de prédire les efforts de coupe et les niveaux de température par un calcul très rapide. La simulation numérique a l'avantage de prédire des informations à différentes échelles tels que les efforts de coupe, les champs de température, de contraintes, la morphologie du copeau etc ...

Ces modélisations mettent en évidence les phénomènes thermiques et mécaniques dans les zones de formation du copeau. En modifiant les phénomènes thermiques et/ou mécaniques, il est alors possible d'améliorer la formation du copeau. Cette modification peut être réalisée avec l'apport d'une action mécanique et/ou thermique dans la zone de coupe. On parle alors d'usinage assisté.

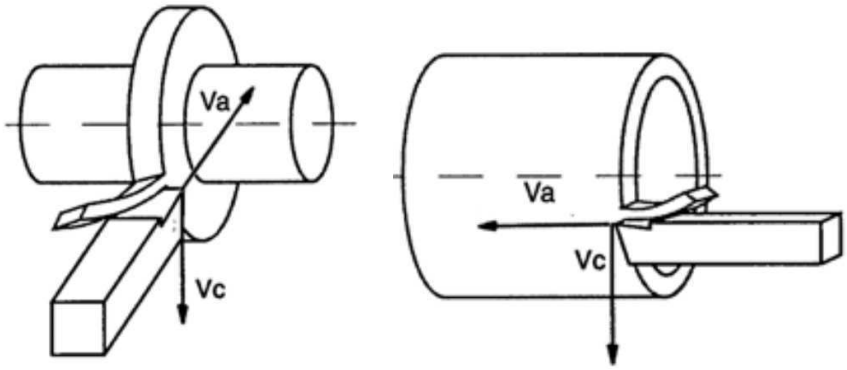
Dans le début de ce chapitre, les mécanismes de formation du copeau ainsi que les morphologies qui peuvent être obtenus seront détaillés. Par la suite, l'usinabilité et le choix des outils de coupe pour l'usinage des alliages de titane seront présentés. Finalement, les principaux travaux de recherche sur les assistances en usinage seront exposés. Les études sur l'assistance jet d'eau haute pression seront particulièrement détaillées.

2 La coupe orthogonale

La coupe orthogonale est une configuration particulière où l'arête de coupe doit être perpendiculaire à la direction de la vitesse de coupe (V_c) et à la direction de la vitesse d'avance (V_f) de l'outil. Dans ce cas particulier d'usinage, la largeur du palier devient l'équivalent de la profondeur de passe.

La figure I.1 présente les deux configurations de coupe orthogonale généralement utilisées. Dans le cas du tournage d'un palier, le diamètre de la pièce diminue. La vitesse de rotation de la broche doit donc augmenter afin d'assurer une vitesse de coupe constante. Cette variation de la vitesse de rotation peut être à l'origine du changement de la morphologie du copeau (Changeux (2001b)). L'inconvénient de l'usinage d'un tube est que la

vitesse de coupe n'est pas constante dans l'épaisseur du tube. Cette variation est d'autant plus importante que l'épaisseur du tube augmente.



(a) (b)

FIGURE I.1 – Configurations de la coupe orthogonale : (a) usinage d'un palier, (b) usinage d'un tube

Vue que la largeur du copeau reste importante par rapport à son épaisseur (avance), la coupe orthogonale peut se ramener à un problème plan (déformation plane). Cette configuration présente alors l'avantage de simplifier la coupe (réduction du nombre de paramètres) au niveau expérimental et au niveau de la modélisation analytique et numérique. Par ailleurs, une comparaison de l'essai expérimental avec une modélisation par la méthode des éléments finis en 2D est possible. De plus, la configuration en coupe orthogonale favorise l'instrumentation de l'usinage.

3 Formation du copeau

L'étude de la formation du copeau peut se faire sur trois échelles : échelle macroscopique, échelle mésoscopique et échelle microscopique. L'étude de la compréhension des mécanismes de coupe est effectuée généralement dans la configuration de la coupe orthogonale et à l'échelle mésoscopique et microscopique. On peut distinguer trois zones qui gouvernent la formation du copeau et l'intégrité de surface. La figure I.2 illustre ces trois zones ainsi que les différents angles de coupe.

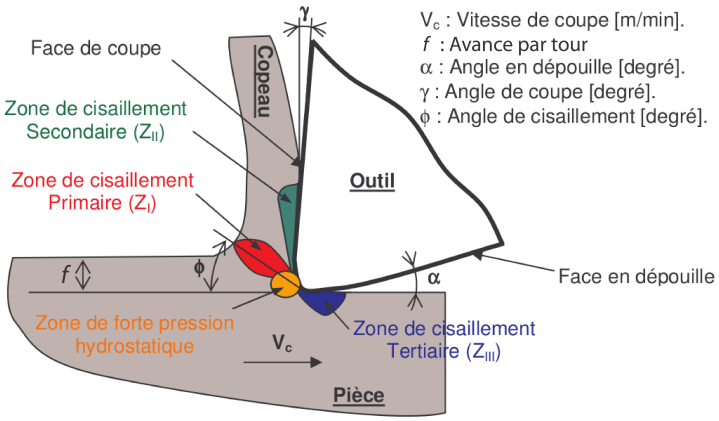


FIGURE I.2 – Zones de cisaillement

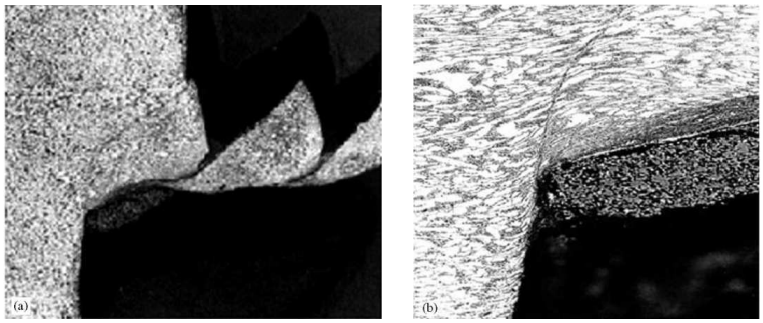
Ces trois zones correspondent à :

- Zone de cisaillement primaire (Z_I) : elle est caractérisée par la formation d'une bande de cisaillement qui fait un angle ϕ avec la surface usinée. Cette bande de cisaillement est caractérisée par une localisation de la déformation et par un échauffement très intense qui peut engendrer des changements de phases ;
- Zone de cisaillement secondaire (Z_{II}) : l'écoulement de la matière sur la face de coupe de l'outil engendre la formation de cette zone. Elle est caractérisée par un fort écrouissage de la matière qui subit de grandes déformations. C'est une zone de frottement et de glissement intenses entraînant une forte génération de chaleur ;
- Zone de cisaillement tertiaire (Z_{III}) : lorsque l'outil avance, sa face de dépouille frotte sur la surface générée ce qui engendre de grandes déformations et un échauffement important de la surface de la pièce usinée. La génération importante de chaleur, peut conduire à des changements microstructuraux et affecter l'intégrité de surface (rugosité et contraintes résiduelles).

3.1 Morphologie des copeaux

L'étude de la morphologie du copeau à l'échelle microscopique est effectuée généralement suite à un essai de coupe classique ou à un essai de coupe interrompu. La morphologie des copeaux varie essentiellement en fonction des paramètres de coupe (V_c, a_p, f), de la géométrie de l'outil et des angles de coupe. Le copeau peut être continu, discontinu (segmenté) ou détaché (copeau élémentaire). Parfois la formation du copeau est accompagnée par l'apparition d'une arête rapportée.

L'arête rapportée apparaît à faibles vitesses de coupe sous forme d'amas de matière sur la pointe de l'outil. Dans le cas de l'usinage de certains alliages, elle est présente quelque soit les conditions de coupe (figure I.3).



(a) (b)

FIGURE I.3 – (a) copeaux segmentés lors de l'usinage de l'alliage de titane TA48, (b) grossissement de l'arête rapportée adhérante à la racine du copeau (a_p=1 mm, V_c=75 m/min, f=0,25 mm/tr) (Nabhanhi (2001))

Le copeau continu est associé généralement à une coupe stable. Autrement dit, les champs de température, de déformation et de vitesse sont stables au cours du temps. De plus, la contrainte de cisaillement n'atteint pas la limite de la rupture. La matière s'écoule donc de façon continue Barge (2005b).

Le copeau discontinu ou segmenté est le résultat de la compétition entre l'écrouissage et l'adoucissement thermique dans la bande de cisaillement avec une forte localisation de la déformation sur cette bande. La contrainte de cisaillement atteint la limite de rupture du matériau conduisant donc à un endommagement localisé. Les propriétés mécaniques et thermiques du matériau sont l'origine de la formation des bandes de cisaillements

adiabatiques. Le copeau segmenté est obtenu lors de l'usinage des aciers durs, des aciers inoxydables, des alliages de titane, des alliages à base de nickel et à grandes vitesses de coupe pour différents autres matériaux (Shaw et Vyas (1993)).

La figure I.4 présente une morphologie en dents de scie des copeaux du Ti-6Al-4V.

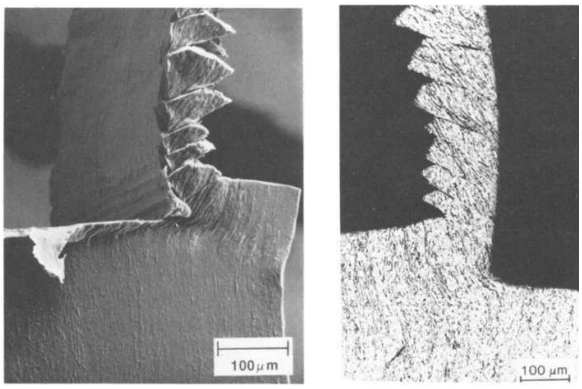
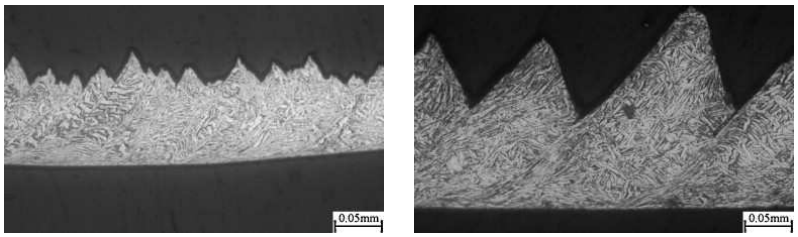


FIGURE I.4 – Copeaux segmentés du Ti-6Al-4V (Komanduri et Turkovich (1981))

La figure I.5 montre l'influence de la vitesse de coupe sur la formation du copeau. En effet, l'augmentation de la vitesse de coupe engendre une augmentation du niveau de segmentation du copeau.



(a) (b)

FIGURE I.5 – Influence de la vitesse de coupe sur la formation du copeau : (a) V_c=30,2 m/min (b) V_c=59,6 m/min (f=0,21 mm/tr, a_p=0,3 mm) (Wan *et al.* (2012))

La formation du copeau segmenté est accompagnée par la formation des zones de fortes déformations plastique qui conduisent parfois à l'apparition des "couches blanches" (Poulachon (1999); Habak (2006b); Braham-Bouchnak (2010a)). Différents moyens expérimentaux (MEB, EBSD, diffraction des rayons X, etc ...) ont permis d'étudier la formation de ces bandes. On propose, dans ce qui suit, de faire une synthèse de certaines parties de ces études permettant de comprendre certains mécanismes de formation du copeau.

Nakayama *et al.* (1988) déduit que la formation des copeaux en dents de scie pour les aciers durs est due à leur faible ductilité et à la propagation de fissures dans la zone primaire. L'augmentation de la température dans la zone de cisaillement peut provoquer une transformation de phase, le refroidissement rapide conduit alors à la formation de martensite dans les bandes blanches (Shaw et Vyas (1998)). Les travaux de Poulachon et Moisan (1998); Poulachon *et al.* (2005) montrent que la formation des bandes de cisaillement adiabatiques (BCA) en usinage des aciers durs est due essentiellement à l'initiation et à la propagation de fissures dans la bande de cisaillement. L'élévation de la température engendre une transformation de phase et la formation de martensite. Une explication de la formation de ces bandes, en quatre étapes, a alors été proposée. La microstructure ne semble pas avoir un effet très important ce qui confirme les travaux de Davies *et al.*

(1997). Cependant, une microstructure fine génère plus de couches blanches. L'épaisseur des couches blanches augmente avec l'augmentation de l'usure de l'outil. Ces travaux ont été complétés par l'étude de Habak (2006b) sur le 100Cr6. L'auteur montre que l'augmentation de la vitesse de coupe intensifie les bandes blanches et la localisation de la déformation. En effet, l'élévation de température due à cette augmentation de la vitesse de coupe engendre une dégradation des propriétés mécaniques du matériau. Cela, facilite un cisaillement brusque du copeau. Un changement de phase aura donc lieu. Les analyses par diffraction par rayons X prouvent l'existence d'austénite résiduelle. La dureté la plus élevée est remarquée sur les couches blanches.

Le dosage des phases des copeaux et l'influence de la vitesse de coupe ont été étudiés par Braham-Bouchnak (2010a). Le matériau brut (Ti555-3) est composé de 60,7% de phase β et de 39,3% de phase α. Après un usinage avec une vitesse de coupe 50 m/min et une avance de 0,15 mm/tr la proportion de la phase α atteint 28,1%. Le pourcentage de la phase α chute jusqu'à 11% lors de l'usinage avec une vitesse coupe de 90 m/min. La figure I.6 présente les résultats de ces analyses.

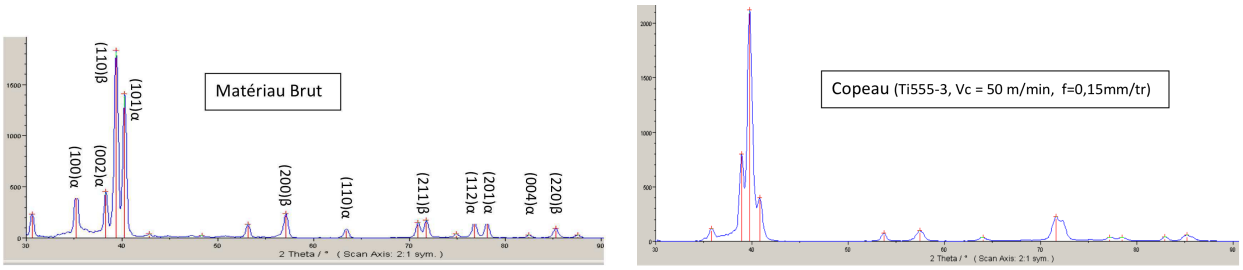


FIGURE I.6 – Dosage des phases des copeaux (V_c=50 m/min, f=0,15 mm/tr) (Braham-Bouchnak (2010a))

L'étude menée par Bayoumi et Xie (1995) sur la formation des BCA lors de l'usinage du Ti-6Al-4V montre que l'instabilité plastique est la source principale de l'apparition de ces bandes. Des analyses par diffraction par rayon X prouvent un changement de phase sur les zones fortement déformées. Une autre étude réalisée par Barry *et al.* (2001) montre que l'instabilité plastique pour le Ti-6Al-4V apparaît pour des faibles vitesses de coupe (à partir de 15 m/min). Les images MEB montrent que la rupture ductile (formation, évolution et coalescence des cavités) intervient lors de la formation d'une BCA. Les alliages de titane, vue leur faible capacité thermique et leur faible conductivité thermique, sont particulièrement sensibles à la localisation de la déformation (Wan *et al.* (2012)). Cette localisation de déformation augmente avec l'augmentation de la vitesse de coupe. La dureté au centre de la BCA augmente avec cette augmentation de la vitesse de coupe. Elle passe de 440,8 $HV_{0,025}$ à 507,3 $HV_{0,025}$ pour les vitesses de coupe 30,2 m/min et 281,3 m/min. En général, si le matériau est sensible à la localisation de la déformation, la bande se forme par une instabilité thermo-plastique. Sinon, sa formation est due à l'initiation et à la propagation cyclique des fissures (matériaux durs).

D'autres chercheurs se sont intéressés aux origines métallurgiques de la formation de ces bandes. Les éprouvettes chapeau ont été utilisées par Meyers *et al.* (2003a); Xue *et al.* (2008); Xu *et al.* (2008); Xu et Meyers (2012) pour simuler la formation des BCA à grandes vitesses de déformation. L'analyse par EBSB réalisée par Meyers *et al.* (2003a); Xue *et al.* (2008) sur l'acier 304L montre que les grains proches de la bandes de cisaillement subissent de fortes déformations et de grandes rotations d'environ 20°. Les auteurs ont remarqué un raffinement des grains dans la BCA qui est le résultat d'une recristallisation dynamique. L'évolution de la température couplée avec la grande déformation plastique permet à la

recristallisation d'avoir lieu. Des constatations similaires ont été faites par Mishra *et al.* (2008)

L'étude effectuée par Xu *et al.* (2008) sur un monocristal de Fe–15Cr–15Ni montre une hétérogénéité de la déformation plastique de part et d'autre de la bande de cisaillement. L'analyse par EBSD a mis en évidence la formation des nano-grains qui pourraient être le résultat d'une recristallisation dynamique à grande vitesse de déformation. La figure I.7 montre la formation de ces grains.

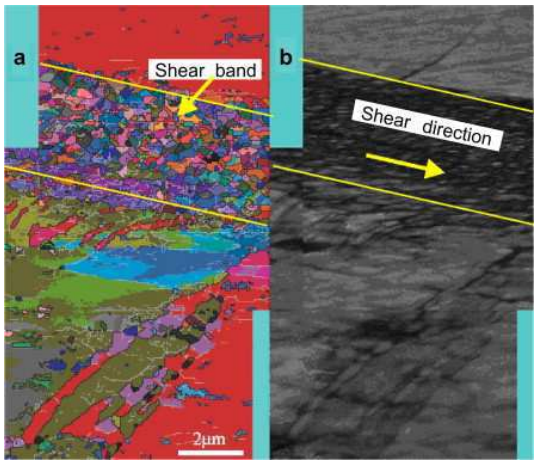


FIGURE I.7 – Analyse EBSD de la zone de cisaillement d'une éprouvette chapeau (Xu *et al.* (2008))

L'expertise menée par Courbon *et al.* (2013a) sur les copeaux de l'acier C45 montre l'existence d'un processus de raffinement des grains. Ce processus pourrait être déclenché par des perturbations engendrées par les dislocations après la diffusion des atomes de carbone. Le raffinement des grains est présenté par la figure I.8.

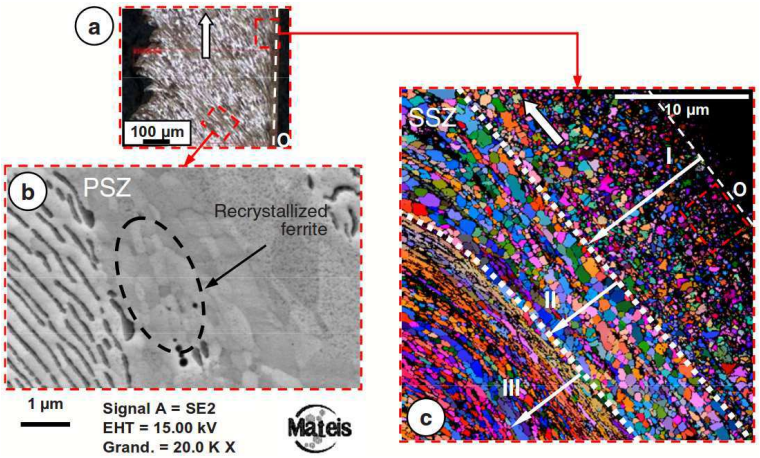


FIGURE I.8 – Analyse EBSD de la zone de cisaillement des copeaux du C45 (Courbon *et al.* (2013a))

4 Usinabilité : cas des alliages de titane

L'usinabilité d'un matériau n'est pas définie explicitement, mais il est connu qu'elle caractérise l'aptitude d'un matériau à être facilement usiné. Généralement, l'usinabilité

est déterminée en comparant un critère lié à l'usinage entre le matériau étudié et un autre matériau de référence. Le critère retenu peut être : le débit de copeaux, la durée de vie des outils, l'intégrité de surface, les efforts de coupe, la température générée, la puissance consommée, etc ...

L'usinabilité d'un matériau influe directement sur la productivité. En effet, les vitesses de coupe doivent être faibles pour un matériau à usinabilité médiocre. Certains matériaux tels que les alliages à base de Nickel ou de Cobalt, les aciers durs, les aciers inoxydables et les alliages de titanes sont classés comme ayant une faible usinabilité.

L'étude présentée s'intéresse en particulier aux alliages de titane. Beaucoup de travaux de recherche ont été réalisés pour comprendre la faible usinabilité de ces alliages et essayer de trouver des solutions permettant l'augmentation de la productivité.

Selon Komanduri (1982); Ezugwu et Wang (1997) et Ezugwu *et al.* (2003), les propriétés mécaniques et thermiques des alliages de titane sont à l'origine du problème d'usinabilité :

- Une faible conductivité thermique ;
- Une haute réactivité chimique ;
- un faible module d'Young qui diminue rapidement en fonction de la température.

La combinaison de tout ça engendre :

- Une température de coupe très élevée (dépasse 1000°C). De plus, environ 80% de la chaleur générée est absorbée par l'outil (Narutaki *et al.* (1983); Ezugwu et Wang (1997)) ;
- Un effort spécifique de coupe important (Braham-Bouchnak (2010a)) ;
- Des vibrations importantes, notamment en usinage de finition. Le faible module d'Young parait la source principale de ces vibrations. En effet, le titane se déforme deux fois plus que l'acier. Le retour élastique important au niveau de l'arête de coupe engendre l'augmentation de la température, des vibrations, et accélère l'usure en dépouille (Ezugwu et Wang (1997)) ;
- Une usure sévère et rapide causée par les mécanismes d'adhésion, de diffusion (résultat de la haute réactivité chimique) et de déformation plastique ((Ezugwu et Wang (1997))).

Afin de faire face à ces problèmes, la recherche a pris plusieurs directions : le développement de nouveaux outils de coupe, l'optimisation des stratégies d'usinage, et le développement des assistances à l'usinage.

4.1 Choix des outils de coupe

Au cours de l'usinage l'outil de coupe subit de fortes sollicitations thermomécaniques (forts gradients de températures et efforts de coupe importants). Dans ces conditions extrêmes, la haute température dans la zone de coupe combinée avec la réactivité chimique très élevée des alliages de titane accélère la dégradation de l'outil. Lorsque la température atteint la température de "stabilité thermique", l'outil commence à perdre ses propriétés mécaniques. Un changement de structure peut avoir lieu (Childs *et al.* (2000)). La figure I.9 présente l'évolution de la dureté de différents matériaux d'outils en fonction de la température. On peut ainsi remarquer que les outils en diamant et en cBN présentent les duretés les plus élevées avec une dégradation progressive.

La recherche dans le domaine des matériaux d'outil a abouti au développement de nouveaux matériaux et revêtements. Ceci, a permis d'augmenter la vitesse de coupe et la

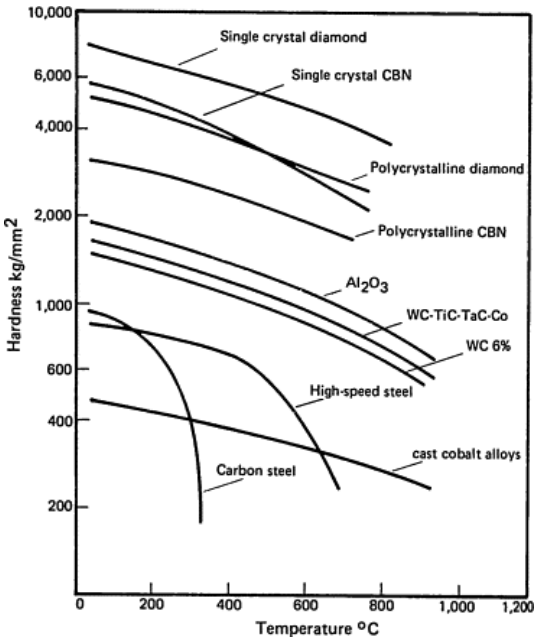


FIGURE I.9 – Evolution de la dureté de différents matériaux d'outil en fonction de la température (Ezugwu *et al.* (2005))

productivité pour certains matériaux tout en conservant une durée de vie raisonnable de l'outil. Cinq grandes familles de matériaux d'outil ont été développées :

- Outils ARS/ARES (acier rapide) : il existe différents types d'aciers rapides classés en fonction de la teneur de carbone et des propriétés mécaniques. La dureté en surface de ces outils est d'environ 66 HRC en surface et entre 33 HRC et 45 HRC au cœur de l'outil. La teneur de carbone en surface est aux alentours de 1% (Li *et al.* (2002)). Afin d'augmenter la durée de vie des outils ARS, des traitements thermiques de nitruration et des dépôts de revêtement sont possibles (Béjar et Vranjican (1992); Fox-Rabinovich *et al.* (2004); Canteli *et al.* (2010)). Les outils en acier rapide sont encore utilisés en perçage et en fraisage ;
- Outils carbures : ils sont composés de grains de carbure de tungstène (WC) et du cobalt (Co) utilisé comme liant. La teneur du cobalt varie de 2 à 15%, elle contrôle la ténacité et la dureté de l'outil. Certaines estimations indiquent que 80% des outils en carbure utilisés sont revêtus (Childs *et al.* (2000)). Le revêtement doit être plus dur et chimiquement plus stable que le carbure pour qu'il puisse résister aux différents modes d'usure. Les revêtements couramment utilisés sont le nitrure de titane (TiN), le carbure de titane (TiC) et l'alumine (Al_2O_3). Deux techniques permettent de déposer un revêtement sur un substrat : CVD (déposition chimique en phase vapeur) et PVD (déposition physique en phase vapeur). D'autres types de carbure sont enrichis avec des particules dures à base de titane notamment le carbo-nitrure de titane Ti(C,N). Ce type d'outil permet de réunir les avantages du carbure et de la céramique ;
- Outils céramiques : outils très durs. Il existe des céramiques à base d'oxyde d'aluminium (Al_2O_3) et des céramiques mixtes qui sont renforcées par du nitrure de silicium (Si_3N_4) ou par des carbo-nitrures (TiC, Ti(C,N)) ou par du carbure de silicium (SiC_w) ;

- Outils cBN : le nitrure de bore cubique est composé de nitrure de bore et d'un liant céramique (TiC/TiN). Ils ont d'excellentes propriétés mécaniques notamment une dureté très élevée. L'inconvénient majeur de ces outils est leur faible inertie chimique, ils peuvent ainsi réagir facilement avec certains alliages à haute réactivité chimique ;
- Outils PCD : Le diamant polycristallin est le matériau d'outil le plus dur. Il présente des caractéristiques mécaniques exceptionnelles. Il est souvent utilisé pour l'usinage des alliages aéronautiques et les composites à matrice métallique (Ding *et al.* (2005); Arsecularatne *et al.* (2006)).

Cependant, l'affinité chimique des alliages de titane limite énormément le choix d'un outil adapté. La figure I.10 présente une comparaison des vitesses d'usure en cratère pour quatre matériaux d'outil lors de l'usinage de l'alliage de titane Ti-6Al-4V.

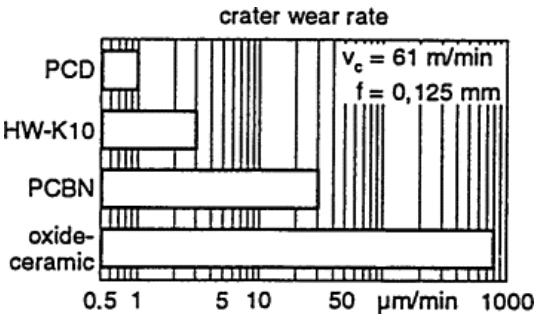


FIGURE I.10 – Taux d'usure en cratère pour différents matériaux d'outil (Ezugwu *et al.* (2005))

Le tableau I.1 illustre le niveau d'interaction chimique et d'adhésion entre des matériaux d'outils et certains alliages. Il ressort que les outils en carbure de tungstène, en PCD et en PcBN (cBN polycristallin) sont les mieux adaptés pour l'usinage des alliages de titane.

Matériau d'outil	Alliages à base de Ni-Cr	Aciers	Alliages de titane
WC-Co	Faible	Forte	Moyenne
WC-TiC-TaC-Co	Faible	Moyenne	Forte
Ti(C,N)-Ni-Co	Moyenne	Faible	Forte
Al_2O_3	Faible	-	Forte
Al_2O_3/TiC	Faible	-	Forte
Al_2O_3/SiC	Faible/Moyenne	Moyenne	Forte
Si_3N_4	Faible/Moyenne	Forte	Forte
PcBN	-	Faible	Moyenne
PCD	Moyenne	Moyenne	Moyenne

Tableau I.1 – Interaction chimique et adhésion entre des matériaux coupants et des matériaux coupés (Childs *et al.* (2000))

Des études comparatives sur l'usinage des alliages de titane avec différents matériaux d'outils ont été réalisées. Le but recherché, à travers ces travaux, est de trouver la meilleure solution qui tient compte du coût, de la durée de vie et de la productivité.

L'objectif des essais de fraisage du Ti-6Al-4V menés par Amin *et al.* (2007) a été la comparaison entre des outils PCD et WC/Co en termes d'usure et du taux d'enlèvement de matière. Il apparaît que l'utilisation du PCD permet d'avoir un taux d'enlèvement de matière très important comparé au carbure de tungstène. L'auteur recommande l'utilisation du WC/Co pour la gamme de vitesse de coupe 40 m/min à 80 m/min et le PCD pour la gamme 120 m/min à 160 m/min. La figure I.11 présente la comparaison du taux d'enlèvement de matière entre le PCD et le WC/Co.

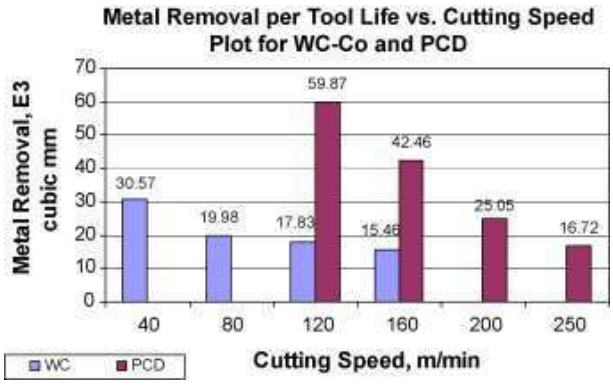


FIGURE I.11 – Taux d'enlèvement de matière avec un outil en PCD et un outil en WC/Co (Amin *et al.* (2007))

Une autre étude comparative réalisée par Nabhanhi (2001) sur l'usinage du Ti-6Al-4V montre que la présence du revêtement dans les outils en carbure de tungstène n'a pas d'effet significatif puisque la couche de revêtement se dégrade rapidement. Les grains du carbure de tungstène seront donc sans protection et vulnérables à l'usure en cratère. Les meilleurs résultats ont été obtenus en usinant avec un outil PCD. Le cBN et le carbure de tungstène donnent des résultats proches, une meilleure performance est obtenue avec le cBN. L'utilisation du cBN et du PCD est souhaitable pour l'usinage dans des conditions de finition et lorsque les changements d'outil ne sont pas importants. Selon l'étude de Zoya et Krishnamurthy (2000), la température de 700°C présente une température critique (limite de diffusion) à partir de laquelle la durée de vie de l'outil est fortement diminuée. Le travail réalisé par Su *et al.* (2012) montre que le PCD permet d'assurer une durée de vie plus importante lors de l'usinage du TA15 comparé au PcBN. L'analyse EDS a permis de trouver des traces d'oxydation sur les outils PcBN uniquement.

Sharif et Rahim (2007) ont prouvé que l'utilisation d'un revêtement TiAlN permet d'améliorer la résistance à l'usure en perçage du Ti-6Al-4V. Des outils revêtus TiAlN ont été utilisés aussi par Nouari et Makich (2013) lors de l'usinage des alliages de titane Ti555-3 et Ti-6Al-4V. Ce type de revêtement se caractérise par une forte stabilité thermique et une résistance à l'oxydation jusqu'à la température de 900°C.

Indépendamment du type du matériaux usiné, pour résister au mieux à l'usure, l'outil doit remplir un certain nombre de caractéristiques :

- Conserver des propriétés mécaniques élevées à hautes températures (dureté, rigidité, ténacité) ;
- Résister à l'abrasion ;
- Avoir une inertie chimique élevée afin de résister à la haute affinité chimique de certains alliages ;

- Avoir une géométrie de coupe adaptée.

Pour notre étude, des outils en carbure de tungstène (WC/Co) ont été utilisés. En effet, même si leurs aptitudes sont moins bonnes que le PCD les outils carbures donnent de bons résultats pour les alliages de titane et ont un coût nettement inférieur au PCD. Ces outils ont été choisis sans revêtement pour éviter que leur dégradation perturbe les modes d'usure de l'outil qui feront l'objet d'une étude approfondie.

4.2 Assistance à l'usinage

Le procédé d'assistance consiste à modifier un procédé conventionnel en ajoutant une action extérieure. Cette action peut être thermique en chauffant ou refroidissant la zone de coupe, et/ou mécanique. On recense actuellement cinq assistances qui ont chacune ses avantages et ses inconvénients. Il s'agit de l'assistance cryogénique, magnétique, vibratoire, laser et jet d'eau haute pression.

4.2.a Assistance cryogénique

L'assistance cryogénique consiste à refroidir la zone de coupe par un jet de liquide très froid. La température du liquide varie entre -70°C et -196°C. La figure I.12 présente un dispositif expérimental d'assistance cryogénique.

FIGURE I.12 – Dispositif expérimental de l'assistance cryogénique (Bermingham *et al.* (2011))

Les travaux de Kumar et Choudhury (2008); Wang et Rajurkar (2000); Hong et Ding (2001a); Hong *et al.* (2001b) et Hong *et al.* (2001a) ont relevé des résultats très prometteurs comme la diminution de la température dans la zone de coupe (d'environ 500°C) et l'augmentation de la durée de vie des outils. Ceci a encouragé les chercheurs, ces dernières années, à continuer les études sur différents matériaux et avec différents liquides de refroidissement.

L'usinage du 42CrMo4 (Dhar *et al.* (2002)) et du C55 (Paul *et al.* (2001)) avec une assistance cryogénique permet de réduire considérablement l'usure en dépouille et d'augmenter la durée de vie de l'outil. La figure I.13 montre l'évolution de l'usure en dépouille lors de l'usinage de l'acier 42CrMo4 en assistance cryogénique et à sec.

D'autres auteurs se sont intéressés à l'intégrité de surface. Les études menées par D.Umbrello *et al.* et Bicek *et al.* (2012) sur l'usinage du 100Cr6 montrent qu'il y a une amélioration de l'état de surface. Les contraintes résiduelles générées sont des contraintes

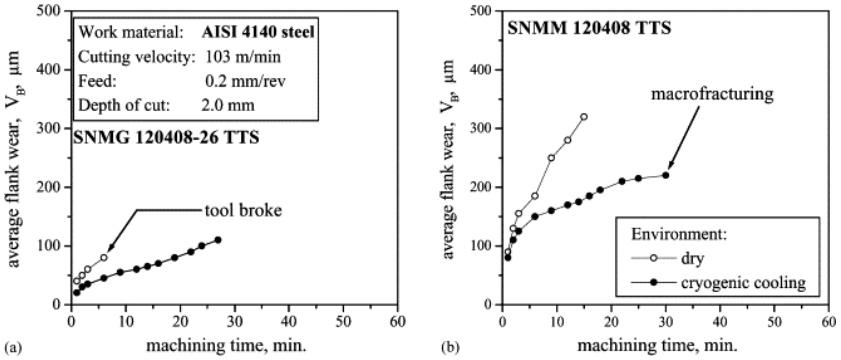


FIGURE I.13 – Evolution de l'usure en dépouille lors de l'usinage de l'acier 42CrMo4 Dhar *et al.* (2002)

de compression. De plus, l'assistance cryogénique permet de réduire la zone fortement déformée de la surface de la pièce comme le montre la figure I.14.

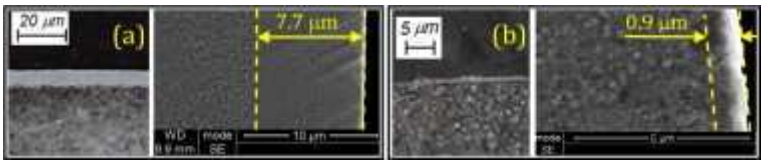


FIGURE I.14 – Couche fortement déformée : (a) usinage à sec, (b) usinage avec assistance cryogénique (D.Umbrello *et al.*)

D'autres alliages ont fait l'objet d'études sur l'assistance cryogénique. Machai et Biermann (2011) et Bermingham *et al.* (2011) ont effectué des essais d'usinage sur les alliages de titane Ti–10V–2Fe–3Al et Ti-6Al-4V. Ils ont constaté une réduction de la température dans la zone de coupe et une augmentation de la durée de vie des outils. Cependant, l'assistance cryogénique ne freine pas la réactivité chimique du titane notamment à l'interface outil/copeau car la lubrification n'a pas accès à cette zone. Pusavec *et al.* (2011) ont remarqué une augmentation de la dureté en surface et la réduction de la couche fortement déformée. Les contraintes résiduelles sont en compression. L'alliage de magnésium AZ31B a été l'objet de l'étude menée par Pu *et al.* (2012). Les auteurs ont remarqué que les contraintes résiduelles générées sont en compression. Une amélioration de l'état de surface (R_a) d'environ 20% a été constatée. L'usinage avec un rayon d'arête important (70 μm) permet d'avoir la meilleure intégrité de surface.

De nos jours, les recherches se dirigent de plus en plus vers l'utilisation de cette assistance en fraisage et en rectification. Un article récent de Manimaran et Kumar (2013) sur l'assistance cryogénique en rectification met en évidence certains avantages. Les auteurs ont constaté une diminution entre 23% et 32% des efforts, une amélioration de l'état de surface et une réduction de la température dans la zone de rectification d'environ 300°C par rapport à lubrification conventionnelle. La figure I.15 présente le dispositif expérimental utilisé par Manimaran et Kumar (2013).

4.2.b Assistance ultra-sonore

L'assistance ultra-sonore, dite aussi assistance vibratoire, consiste à exciter l'outil de coupe avec des vibrations de faibles amplitudes (7,5 à 30 μm) et à hautes fréquences (10

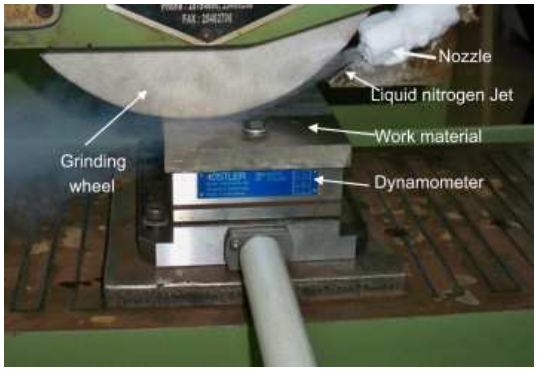
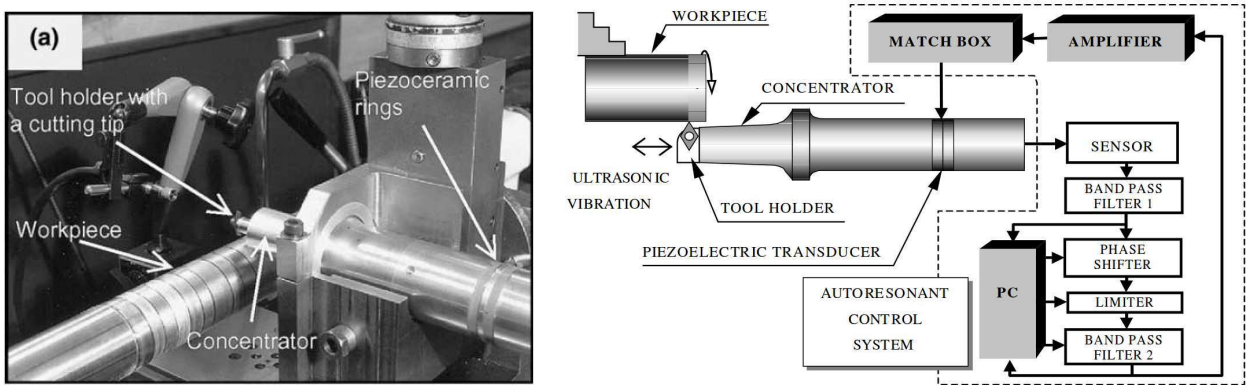


FIGURE I.15 – Dispositif expérimental de l'assistance cryogénique en rectification (Manimaran et Kumar (2013))

à 30 KHz) (Ahmed *et al.* (2007b)).
Cette technique est apparue dès les années 50 (Brehl et Dow (2008)). Cependant, ce n'est que dans les années 80 que les chercheurs ont commencé à appliquer cette assistance sur différents matériaux tels que les aciers, les céramiques et les matériaux fragiles. La figure I.16 présente un exemple de dispositif expérimental de l'assistance ultra-sonore.



(a) (b)

FIGURE I.16 – (a) exemple de dispositif expérimental de l'assistance vibratoire, (b) principe de l'assistance vibratoire (Babitsky *et al.* (2004a))

Différents travaux de recherche ont été menés pour comprendre et optimiser cette assistance. Selon Babitsky *et al.* (2003, 2004b), il y a amélioration de l'état de surface (R_a) entre 25% et 50%. En revanche, la température à l'interface outil-copeau augmente de 50%. Dans certaines conditions, le copeau devient continu au lieu de se fragmenter. L'auteur explique cela par le fait que l'opération de coupe devient plus stable. Ce résultat a été confirmé par Adnan et Subbiah (2010). Les efforts de coupe peuvent être réduits en variant les paramètres de l'assistance : amplitude et fréquence des vibrations (Ahmed *et al.* (2007b)). La réduction de ces efforts peut atteindre 50%. De plus, la formation de l'arête rapportée est supprimée. Des prises de passe importantes peuvent être effectuées pour les matériaux fragiles. L'usinage d'une fonte CGI avec un outil cBN et avec une lubrification à l'huile, dans le cas de l'assistance vibratoire, permet d'augmenter la durée de vie de l'outil de plus de 20 fois selon Guo *et al.* (2013). En effet, le contact non permanent de l'outil améliore l'efficacité de la lubrification. D'après l'étude de Maurotto *et al.* (2013) sur l'alliage de titane Ti–15V–3Al–3Cr–3S, une réduction de 70% de l'effort de coupe

peut être atteinte. Une amélioration de l'état de surface (R_a) a aussi été constatée. Les analyses de la surface usinée ont montré qu'il n'y a pas de changement de microstructure avec l'assistance vibratoire. La figure I.17 montre une comparaison des efforts de coupe en usinage conventionnel et avec assistance vibratoire.

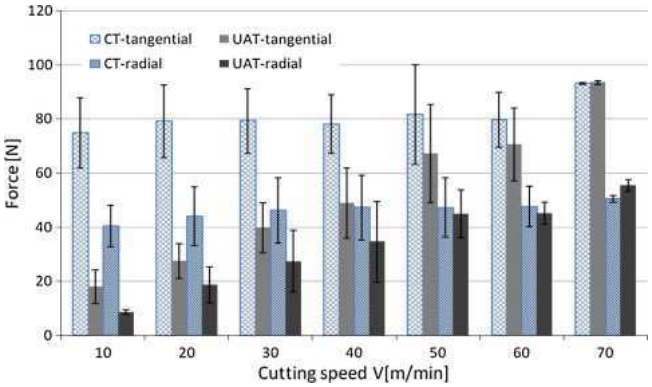


FIGURE I.17 – variation de l'effort de coupe en fonction de la vitesse de coupe (a_p=0,2 mm) (Maurotto *et al.* (2013))

Une assistance hybride a été développée par Muhammad *et al.* (2012b). Elle consiste à chauffer la pièce et l'usiner avec assistance vibratoire. Il a été montré qu'elle offre de meilleurs résultats en termes d'efforts de coupe et d'état de surface.

Afin de comprendre les phénomènes physiques qui gouvernent l'opération de coupe avec assistance vibratoire, des modéles qui se basent sur la méthode des élements finis ont été développés. Le modèle développé par Mitrofanov *et al.* (2003, 2004) montre une réduction de la température dans l'outil ce qui peut être expliqué par le contact non permanent outil/copeau. Une réduction de l'effort de coupe avec assistance vibratoire a aussi été constatée. Des résultats similaires ont été remarqués par Ahmed *et al.* (2007a). La modélisation de Muhammad *et al.* (2012a) montre aussi qu'avec assistance vibratoire, la température dans l'outil est plus faible qu'en usinage conventionnel. En revanche, la température dans la pièce est plus importante. La figure I.18 montre la différence de température dans la pièce et dans le copeau en usinage conventionnel et avec assistance vibratoire.

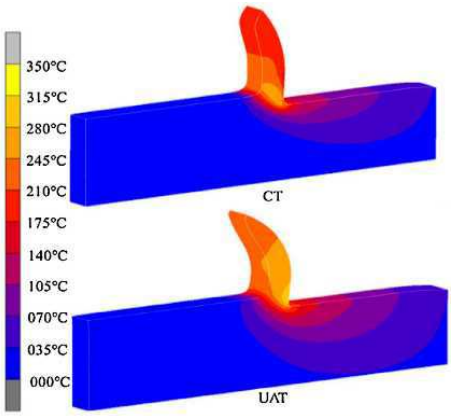


FIGURE I.18 – Champ de température dans la pièce en usinage conventionnel et avec assistance vibratoire (Muhammad *et al.* (2012a))

4.2.c Assistance magnétique

L'assistance magnétique consiste à appliquer un champ magnétique dans la zone de coupe pendant l'opération d'usinage. La figure I.19 présente un schéma du dispositif de cette assistance.

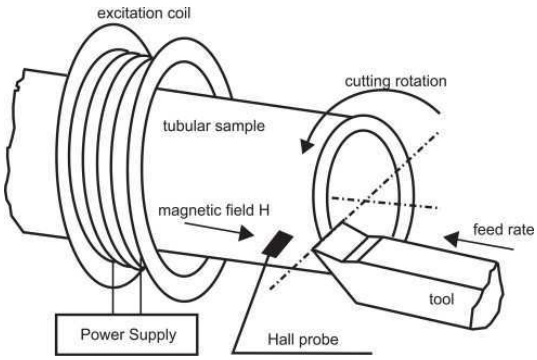


FIGURE I.19 – Schéma du dispositif de l'assistance magnétique (Mansori *et al.* (2004))

Les études menées par Mansori *et al.* (2003, 2004) sur les aciers C45 et C38 montrent que l'assistance magnétique engendre des modifications lors de la formation du copeau. En effet, le champ magnétique améliore la mobilité des dislocations dans le matériau, ce qui favorise l'écoulement de la matière et augmente sa ductilité. Le coefficient de frottement diminue et la durée de vie est augmentée. L'assistance magnétique favorise cependant la formation d'une arête rapportée. Cette couche formée sur l'outil peut aussi expliquer l'origine de l'augmentation de la durée de vie de l'outil.

4.2.d Assistance Laser

L'interaction laser/matière est considérée comme étant un dépôt surfacique d'énergie qui permet le chauffage localisé avec des densités de puissances très élevées. Cette technique consiste à irradier la surface par un faisceau laser positionné en amont de l'outil. La source laser et l'outil de coupe sont animés de la même vitesse de déplacement V. La figure I.20 présente le principe de l'usinage avec assistance laser.

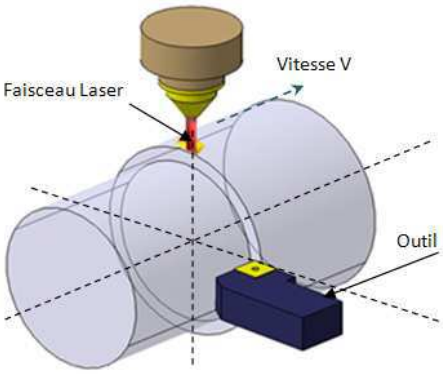


FIGURE I.20 – Principe du tournage assisté laser

Les paramètres qui gouvernent l'opération de l'usinage assisté laser sont :

- Les paramètres de coupe : la vitesse de coupe, l'avance et la profondeur de passe ;

- Les paramètres de la source laser : le diamètre du faisceau, la puissance de la source et la distance qui sépare la face de coupe de l'outil et l'axe du faisceau laser.

L'énergie du rayonnement laser se divise en une fraction réfléchie et en une fraction absorbée par le matériau. L'absorptivité dépend de plusieurs facteurs : la nature du matériau, la rugosité, l'oxydation de la surface, la longueur d'onde et l'intensité de la source laser (Steen (1991)). L'énergie absorbée par la surface de la pièce va augmenter considérablement sa température. Cela engendre une dégradation importante de ses caractéristiques mécaniques ce qui facilite l'usinage.

Bien que cette technique n'est pas très utilisée industriellement, elle a fait l'objet de plusieurs travaux de recherche depuis les années 70. La bibliographie est très riche de différents travaux sur plusieurs alliages qualifiés à usinabilité médiocre. Dans cette partie, on propose de présenter les résultats expérimentaux et numériques les plus marquants.

Etudes expérimentales Les travaux de Fan (1994) et de Wacef (1996) sur l'inconel 718 et le XC42 ont été focalisés sur l'interaction laser/matière et l'usinabilité de ces matériaux. Ils ont constaté une réduction des efforts de coupe, la diminution des vibrations et l'amélioration de l'usinabilité.

Parmi les études les plus complètes sur la compréhension physique du procédé usinage assisté laser, on cite les travaux de Germain (2006) qui a étudié l'effet de l'assistance laser sur l'usinabilité de différents matériaux (42CrMo4, 100Cr6 et Ti-6Al-4V). Le chauffage laser permet de réduire considérablement l'effort de coupe. La réduction de l'effort de coupe peut atteindre 50%. L'amplitude des efforts de coupe et l'état de surface dépendent fortement de la distance qui sépare la face de coupe de l'outil et l'axe du faisceau laser.

Cependant, l'augmentation de la puissance laser et par la suite de la température dans la pièce peut engendrer l'augmentation des contraintes résiduelles. Ceci, affecte l'intégrité de surface notamment la tenue en fatigue. Dans le cas du Ti-6Al-4V, une diminution d'environ 30 MPa de la limite de fatigue a été constatée. Mais, dans le cas du 100Cr6 la limite de fatigue a été augmentée d'environ 70 MPa car il est possible d'effectuer, simultanément à l'opération assisté laser, un traitement thermique de la surface (trempe superficielle).

L'étude menée par Anderson *et al.* (2006) a montré que l'effort spécifique de coupe diminue d'environ 25% pour l'usinage de l'inconel 718. Le coût de fabrication diminue d'environ 60%.

Braham-Bouchnak (2010a) a étudié l'usinabilité de l'alliage de Titane Ti555-3 avec assistance laser. Ses travaux ont montré une réduction de l'effort spécifique de coupe K_c entre 20% et 35%. De plus, l'assistance ne semble pas avoir d'effet sur l'état de surface. L'augmentation excessive de la puissance combinée avec une valeur faible de l'avance engendre, par conséquent, une dégradation de l'état de surface. Cela peut être dû à la fusion localisée et à l'arrachement de matière. Les contraintes résiduelles, après une opération d'usinage assisté laser, tendent vers la traction. L'amplitude de ces contrainte augmente avec l'augmentation de la puissance du laser. .

Ayed *et al.* (2010) ont travaillé sur l'usinage assisté laser du Ti-6Al-4V en balayant une large gamme de paramètres de coupe et de paramètres de la source laser. L'analyse à l'échelle mésoscopique a permis, d'une part, d'identifier les paramètres les plus influents sur l'opération de coupe par assistance laser et d'autre part d'optimiser ces paramètres. La réduction de l'effort de coupe peut atteindre 58% même pour des puissances du faisceau laser qui ne dépassent pas 1000 W. Un choix pertinent de la distance qui sépare la face de coupe de l'outil et l'axe du faisceau laser est primordial afin d'assurer une réduc-

tion maximale de l'effort de coupe tout en utilisant de faibles puissances. La figureI.21 présente le copeau segmenté du Ti-6Al-4V. L'analyse micrographique a montré qu'il y a une augmentation de la fréquence du segmentation du copeau avec assistance Laser.

FIGURE I.21 – Bandes de cisaillement lors de l'usinage assisté du Ti-6Al-4V (f=0,2 mm/tr, Vc=40 m/min, P=1 KW) (Ayed *et al.* (2010))

L'étude réalisée par Bermingham *et al.* (2012) sur le Ti-6Al-4V a montré une réduction de l'effort de coupe d'environ 30%. En revanche, aucune amélioration de la durée de vie l'outil n'a été constatée. Une réduction d'environ 15% de l'effort de coupe a été constatée lors de l'usinage de l'alliage de titane Ti-6Cr-5Mo-5V-4Al (Rashid *et al.* (2012a)). L'avance optimale déterminée est entre 0,15 mm/tr et 0,25 mm/tr. La figure I.22 présente un exemple de niveaux de température dans la pièce et dans le copeau en usinage assisté laser.

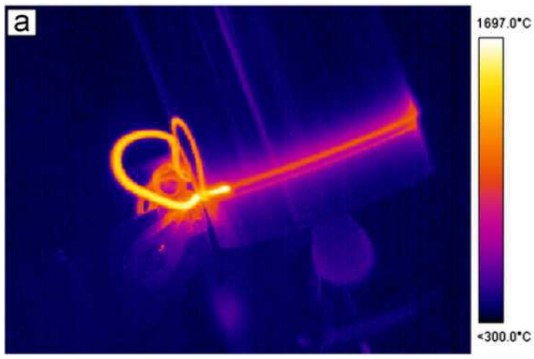


FIGURE I.22 – Niveaux de la température dans la pièce et dans le copeau en usinage assisté laser (Rashid *et al.* (2012a))

Rashid *et al.* (2013) constatent que l'augmentation de l'avance et de la vitesse de coupe engendrent une diminution de l'efficacité de l'assistance lors de l'usinage du Ti–10V–2Fe–3Al. En effet, à partir de la vitesse de coupe de 50 m/min et à cause du faible temps d'interaction laser/matière, l'assistance commence à perdre son efficacité. Une réduction de l'effort de coupe est toutefois notée. Le travail effectué par Navas *et al.* (2013) montre qu'il y a dégradation de la durée de vie de l'outil avec assistance laser de l'inconel 718. Ceci, peut être causé par un excès de chauffage dû au laser, ce qui accélère l'usure.

Le chauffage localisé et très intense du laser permet de réduire les caractéristiques mécaniques des matériaux les plus durs. Des travaux sur l'usinage assisté laser des céramiques et des matériaux très durs en tournage et en fraisage ont été réalisés. En effet, des essais de fraisage, sur la céramique Si_3N_4, ont été menés par Brecher *et al.* (2011).

Il a été montré que le taux d'enlèvement de matière peut être multiplié par 160 et que la réduction des efforts peut atteindre 80%. Une broche qui intègre un système optique permettant d'amener le laser à la surface de la pièce a été utilisée lors de ces essais. Des essais de tournage de l'oxyde d'aluminium (Al_2O_3) ont été effectués par Chang et Kuo (2007a,b). Une amélioration de l'état de surface et une réduction des efforts de coupe sont constatées.

Etudes numériques Lesourd (1996) a été parmi les premiers à modéliser l'usinage avec assistance laser en utilisant la méthode des éléments finis. Son modèle a permis de prévoir la morphologie du copeau, l'angle de cisaillement et les champs de température. La figure I.23 présente un exemple de résultats du modèle de Lesourd (1996). Elle montre la variation de la morphologie du copeau en fonction de la vitesse de coupe.

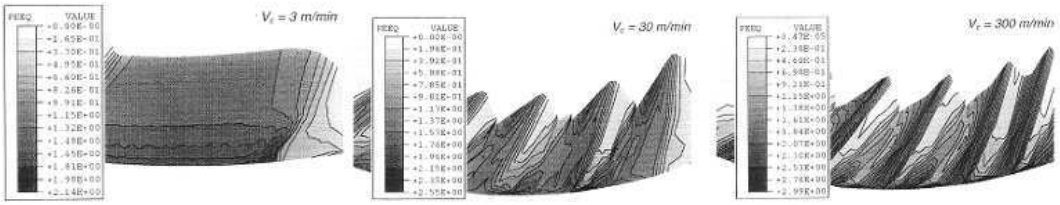


FIGURE I.23 – Morphologie du copeau en fonction de la vitesse de coupe (Lesourd (1996))

Des travaux plus récents ont permis de prendre en compte le champ thermique induit par le laser (Germain (2006)). Le modèle développé par Germain (2006) permet de chauffer la pièce par une source de chaleur qui se déplace, suivie par un outil qui vient enlever la matière. Cette nouvelle modélisation a amélioré la prédiction du niveau des contraintes, des vitesses de déformation et de la température dans la zone de coupe en usinage conventionnel et en usinage assisté.

Le développement des logiciels de calcul par éléments finis a permis de simuler des opérations de coupe plus réalistes surtout au niveau de la fragmentation du copeau et du couplage multi-physique. Braham-Bouchnak (2010a) a développé un modèle 2D basé sur la même technique de chauffage que Germain (2006) et qui permet de simuler la formation des bandes de cisaillement. En se basant sur les travaux de Mabrouki et Rigal (2006); T.Mabrouki *et al.* (2008), un modèle développé par Ayed *et al.* (2010) a permis une meilleure prédiction des efforts de coupe et les changements de la morphologie du copeau. La figure I.24 montre un exemple de simulation en UAL.

La simulation de l'UAL d'un bio céramique (nano-hydroxyapatite) a été l'objet des travaux de Ma *et al.* (2013a,b). Un modèle permettant la simulation de l'usinage assisté laser d'un composite à matrice métallique a été développé par Dandekar et Shin (2013).

4.2.e Assistance Jet d'eau haute pression

L'assistance jet d'eau haute pression consiste à projeter un jet de lubrifiant entre la face de coupe de l'outil et le copeau. La pression du jet peut dépasser plusieurs centaines de bars. L'efficacité du procédé est conditionnée par le choix des paramètres du jet à savoir : la pression, le diamètre et l'inclinaison de la buse. La figure I.25 montre un exemple d'outil pour l'assistance jet d'eau.

L'assistance jet d'eau est utilisée industriellement pour ses nombreux avantages et pour sa facilité d'industrialisation. Au vu de ces avantages, l'assistance jet d'eau haute pression fait l'objet de plusieurs travaux de recherche.

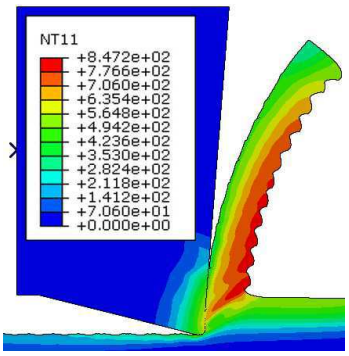


FIGURE I.24 – Morphologie du copeau en usinage assisté laser (V_c=80 m/min, f=0,2 mm/tr, P=1000 W) (Ayed *et al.* (2010))

FIGURE I.25 – Vue d'un outil avec assistance jet d'eau haute pression (Braham-Bouchnak (2010a))

On présente, dans ce qui suit, dans un ordre chronologique croissant, une partie des travaux de recherche sur l'usinage assisté par jet d'eau haute pression (UAHP)

Etudes expérimentales Parmi les premiers travaux sur l'UAHP est celui de Machado *et al.* (1998) sur l'inconel 901 et le Ti-6Al-4V. Selon les auteurs, le mécanisme de fragmentation du copeau avec assistance haute pression est un processus cyclique (formation du copeau – flexion – rupture). L'effort capable de causer la rupture du copeau peut ainsi être calculé. L'effort de flexion augmente au fur et à mesure que le copeau se forme jusqu'à atteindre sa limite de rupture au niveau d'une bande de cisaillement. La rupture ne peut s'effectuer que lorsque le copeau perd le contact avec l'outil.

La température dans la zone de coupe est réduite, ce qui réduit l'usure par diffusion et donc l'augmentation de la durée de vie de l'outil. Cette durée de vie est augmentée de 300% en usinant l'alliage de titane Ti-6Al-4V. En revanche, une réduction de la durée de vie de l'outil est constatée lors de l'usinage de l'inconel 901. L'auteur explique cela par le fait qu'il y a une réduction de la longueur du contact et qu'il n'y a pas de réduction de l'effort de coupe. Ceci, engendre la rupture de l'arête de coupe soumise à une forte pression de contact.

Kaminski et Alvelid (2000) ont étudié l'influence des paramètres du jet d'eau sur l'évolution de la température dans l'outil lors de l'usinage d'un acier. Les conditions expérimentales sont résumées dans le tableau I.2.

A partir de la pression de 20 MPa, une réduction de 40 à 45% de la température au niveau de la face de coupe est mesurée. La durée de vie de l'outil est d'augmentée entre 5 et 15 fois. Cependant, la fragmentation du copeau engendre une instabilité au niveau de la température dans l'outil. Selon les auteurs, pour y remédier, il est possible d'augmenter le débit ou la pression et d'utiliser un diamètre de buse plus important. La lubrification

Paramètres du jet d'eau		Paramètres de coupe	
Pression (bar)	5 à 370	V_c (m/min)	150 ; 225 ; 300
Diamètre (mm)	0,25 ; 0,5 ; 0,7	f (mm/tr)	0,3
Débit (l/min)	1,9 ; 24	a_p (mm)	3
Inclinaison (°)	5	Outil	revêtu Al_2O_3

Tableau I.2 – Paramètres de l'usinage assisté jet d'eau haute pression (Kaminski et Alvelid (2000))

conventionnelle est efficace à faibles vitesses de coupe uniquement. En effet, pour les vitesses de coupe élevées, la température générée est très importante et peut engendrer l'évaporation du fluide de lubrification. De plus, le fluide ne peut pas accéder à l'interface outil/copeau. L'assistance haute pression permet de palier ces différents problèmes.

L'étude menée par P.Dahlman et Escursell (2004) a porté sur l'usinage assisté jet d'eau du 100Cr6. Les conditions expérimentales sont résumées dans le tableau I.3.

Paramètres du jet d'eau		Paramètres de coupe	
Pression (bar)	-	V_c (m/min)	300 à 650
Diamètre (mm)	-	f (mm/tr)	0,2 ; 0,7
Débit (l/min)	-	a_p (mm)	0,65
Inclinaison (°)	5	Outil	TP100

Tableau I.3 – Paramètres de l'usinage assisté jet d'eau haute pression (P.Dahlman et Escursell (2004))

Une amélioration considérable de l'état de surface d'environ 80% a été constatée. L'assistance jet d'eau permet aussi de ralentir l'évolution de l'usure et donc d'augmenter la durée de vie de l'outil. De plus, la formation de l'arête rapportée est considérablement réduite par rapport à l'usinage conventionnel. Les facteurs qui contrôlent la durée de vie de l'outil et qui nécessitent une optimisation sont la vitesse de coupe et la pression de lubrification.

Ezugwu et Bonney (2004) se sont intéressés à l'usinage assisté jet d'eau de l'inconel 718 sous différentes conditions regroupées dans le tableau I.4. L'étude conclut qu'il n'y a aucun effet remarquable de la lubrification conventionnelle pour l'usinage de l'inconel 718. L'utilisation de l'assistance jet d'eau permet, par ailleurs, d'augmenter la durée de vie de l'outil. Cette augmentation peut atteindre 460% (V_c=50 m/min, f=0,25 mm/tr, P=203 bar) et 740% (V_c=50 m/min, f=0,3 mm/tr,P=203 bar). La figure I.26 présente la variation de la durée de vie de l'outil en fonction de la vitesse de coupe et des conditions de lubrification.

Par ailleurs, l'étude a montré l'existence d'une pression critique à partir de la quelle l'augmentation de la durée de vie est très faible. La fragmentation du copeau dépend fortement aussi de la pression du jet d'eau. L'état de surface ne semble pas être affectée ni par le type de lubrification ni par la pression du jet. L'efficacité de l'assistance est maximale pour des hautes vitesses de coupe. Dans ces conditions, il est nécessaire d'augmenter la pression du jet d'eau vue le dégagement important de chaleur dans la zone de coupe.

Des essais sur l'usinabilité du Ti-6Al-4V avec des outils cBN et des outils en carbure non revêtu ont été réalisés par Ezugwu *et al.* (2005). Ces essais ont montré que la pression optimale pour le carbure non revêtu est de 110 bar avec une augmentation de durée de vie

Paramètres du jet d'eau		Paramètres de coupe	
Pression (bar)	110 ; 150 ; 203	V_c (m/min)	20 ; 30 ; 50
Diamètre (mm)	-	f (mm/tr)	0,25, 0,3
Débit (l/min)	20-50	a_p (mm)	2,5 ; 3
Inclinaison (°)	-	Outil	PVD T_iCN ;Al_2O_3 ;T_iN

Tableau I.4 – Paramètres de l'usinage assisté jet d'eau haute pression (Ezugwu et Bonney (2004))

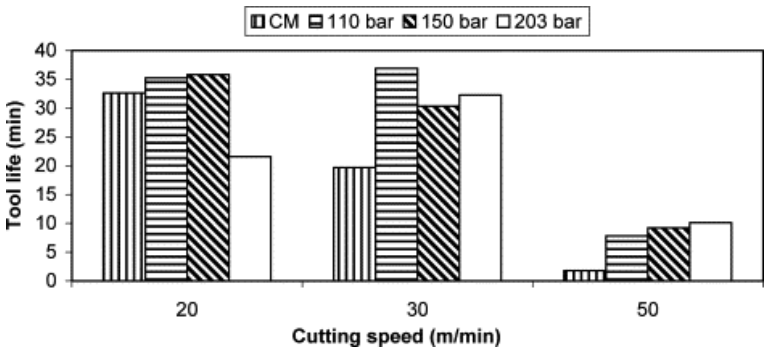


FIGURE I.26 – Variation de la durée de vie de l'outil en fonction de la vitesse de coupe et des conditions de lubrification, f=0,25 mm/tr (Ezugwu et Bonney (2004))

d'environ 123%. A 203 bar, cette augmentation ne dépasse pas 110%. En revanche, avec les outils cBN l'augmentation de la durée de vie est entre 68% et 150%. Les conditions expérimentales et les paramètres de l'usinage sont décrites dans le tableau I.5.

Paramètres du jet d'eau		Paramètres de coupe	
Pression (bar)	110 à 203	V_c (m/min)	175 à 250
Diamètre (mm)	-	f (mm/tr)	0,15
Débit (l/min)	2,7 ; 18,5 ; 20,3	a_p (mm)	0,5
Inclinaison (°)	-	Outil	cBN

Tableau I.5 – Paramètres de l'usinage assisté jet d'eau haute pression (Ezugwu *et al.* (2005))

Dans ces mêmes conditions expérimentales, de nouveaux essais sur l'usinabilité du Ti-6Al-4V avec des outil PCD ont été réalisés par Ezugwu *et al.* (2007). L'étude montre que l'état de surface est améliorée avec l'assistance et qu'elle ne contient ni rayures ni fissures. De plus, l'augmentation de la pression de la lubrification augmente le niveau d'accès du lubrifiant à l'interface outil-copeau. Cela, permet de réduire la chaleur générée et de diminuer le coefficient de frottement. En outre, lors de l'usinage du Ti-6Al-4V, la température dans la zone de coupe peut atteindre 1100°C alors que le PCD devient réactif avec le titane dès 760°C. C'est ce qui engendre l'accélération de l'usure par diffusion et par oxydation. Pour des vitesses de coupe élevées, la surface de la pièce est altérée par des micro-soudures indiquant de la sorte que la pression de 203 bar n'a pas été capable de refroidir suffisamment le matériau et d'évacuer les micro-débris. Le contrôle de la pression est donc primordial.

Une nouvelle technique de lubrification qui consiste à amener le jet sur la face de coupe et sur la face de dépouille a été testée par Sharman *et al.* (2008) et appliquée à l'usinage de l'inconel 718. Les expériences ont été faites dans les conditions présentées dans le tableau I.6.

Paramètres du jet d'eau		Paramètres de coupe	
Pression (bar)	5 à 450	V_c (m/min)	40 à 80
Diamètre (mm)	1	f (mm/tr)	0,35
Débit (l/min)	5 à 24	a_p (mm)	0,25
Inclinaison (°)	10	Outil	Grade S05F

Tableau I.6 – Paramètres de l'usinage assisté jet d'eau haute pression (Sharman *et al.* (2008))

En concordance avec les travaux de Ezugwu et Bonney (2004), une amélioration de la fragmentation du copeau à partir de la pression 70 bar a été constatée. Une pression optimale de 150 bar, qui garantit la meilleure durée de vie de l'outil, a été déterminée. Au delà de cette pression, l'assistance garde un effet similaire sur la durée de vie de l'outil. Pour des pressions qui dépassent 300 bar, la longueur du copeau devient trop petite (inférieure à 2 mm).

Pour la première fois dans les études sur l'assistance jet d'eau, l'effet du type de lubrifiant notamment l'huile entière a été testé par Nandy *et al.* (2009). L'étude se base sur l'utilisation de l'huile entière et de l'huile soluble durant l'usinage du Ti-6Al-4V. Les paramètres expérimentaux sont résumés dans le tableauI.7.

Paramètres du jet d'eau		Paramètres de coupe	
Pression (bar)	71 à 140	V_c (m/min)	90 à 100
Diamètre (mm)	0,6 ; 0,8 ; 1	f (mm/tr)	0,16 à 0,24
Débit (l/min)	2,7 ; 18,5 ; 24	a_p (mm)	2
Inclinaison (°)	20	Outil	Grade K20

Tableau I.7 – Paramètres de l'usinage assisté jet d'eau haute pression (Nandy *et al.* (2009))

Des essais de fragmentation en usinage conventionnel et en usinage assisté avec de l'huile entière et de l'huile soluble dans l'eau ont été effectués. Les auteurs ont constaté que l'assistance permet d'assurer une meilleure fragmentation du copeau. Elle permet aussi de diminuer les efforts de coupe. La figure I.27 présente les différents types de copeaux obtenus en UC et en UAHP avec les deux types de lubrification.

Des essais d'usure dans la condition Vc=100 m/min, f=0,2 mm/tr, P=100 bar, d_{buse}=0,8 mm ont été réalisés. Ces essais révèlent que la durée de vie en usinage conventionnel est d'environ 4 min, elle passe à 5 min avec de l'huile entière et elle atteint 14 min avec de l'huile soluble dans l'eau. L'utilisation de l'huile entière à haute pression ne présente donc pas d'avantages. En revanche, la productivité peut être améliorée de 50% en utilisant l'huile soluble comme lubrifiant.

L'étude menée par Palanisamy *et al.* (2009) sur le Ti-6Al-4V montre que la lubrification conventionnelle avec 6 bar n'est pas capable d'évacuer suffisamment la chaleur générée à partir de la vitesse de coupe 60 m/min, ce qui accélère l'usure de l'outil et diminue sa durée de vie. De plus, la haute température dans la zone de coupe cause l'évaporation

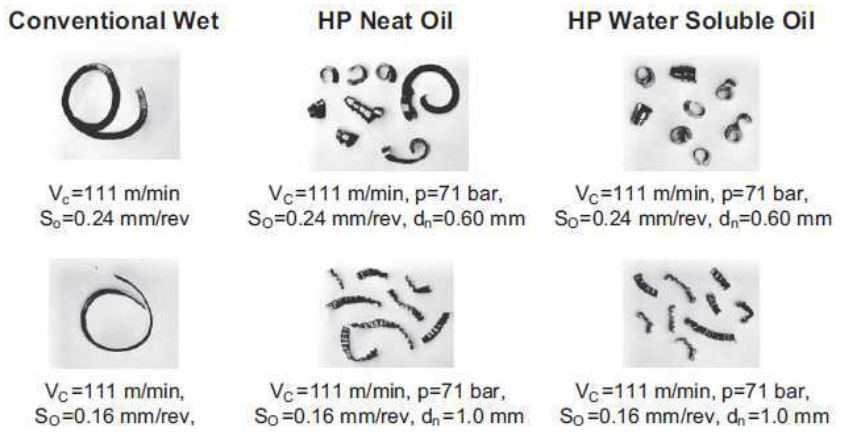


FIGURE I.27 – Influence de la lubrification et du type du lubrifiant sur la fragmentation du copeau (Nandy *et al.* (2009))

d'une partie du lubrifiant. L'augmentation de la pression du fluide permet essentiellement une meilleure segmentation du copeau et une augmentation de la durée de vie de l'outil de plus de 3 fois. Le tableau I.8 résume les paramètres expérimentaux utilisés.

Paramètres du jet d'eau		Paramètres de coupe	
Pression (bar)	6 à 90	V_c (m/min)	75
Diamètre (mm)	-	f (mm/tr)	0,25
Débit (l/min)	-	a_p (mm)	2
Inclinaison (°)	-	Outil	Grade S

Tableau I.8 – Paramètres de l'usinage assisté jet d'eau haute pression (Palanisamy *et al.* (2009))

L'influence de l'assistance jet d'eau sur l'usinabilité d'un acier dur (C45 58 HRC) a été l'objet des travaux de recherche de Kramar *et al.* (2010). Les opérations de tournage sur cet acier ont été faites dans les conditions du tableau I.9. Une bonne fragmentation du copeau a été constatée pour les pressions qui dépassent 100 bar. L'assistance permet également de diminuer les efforts de coupe et d'augmenter la durée de vie de l'outil de plus de 5 fois.

Paramètres du jet d'eau		Paramètres de coupe	
Pression (bar)	100 à 2000	V_c (m/min)	90 à 160
Diamètre (mm)	0,3	f (mm/tr)	0,16 ; 0,25 ; 0,45
Débit (l/min)	6 ; 0,4 à 1,4	a_p (mm)	2
Inclinaison (°)	5	Outil	Revêtu Al_2O_3

Tableau I.9 – Paramètres de l'usinage assisté jet d'eau haute pression (Kramar *et al.* (2010))

Par ailleurs, l'assistance jet d'eau permet d'augmenter le domaine de fonctionnement de l'outil d'environ 45% sur la vitesse de coupe et d'environ 25% sur l'avance comme l'illustre la figureI.28.

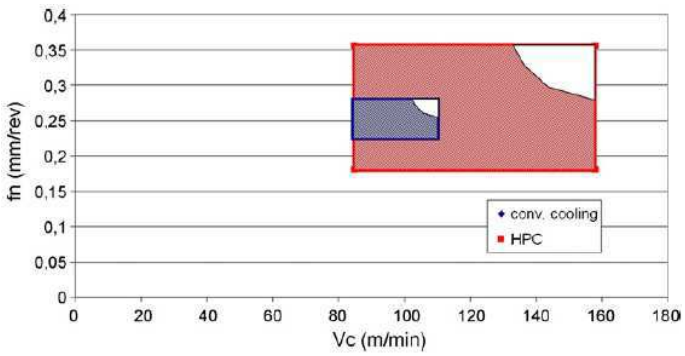


FIGURE I.28 – Zones de fragmentation du copeau en UC et en UAHP (Kramar *et al.* (2010))

L'usinage assisté jet d'eau de l'inconel 718 a été étudié sur une large gamme de paramètres de coupe et de l'assistance par Courbon *et al.* (2009). Ces paramètres sont résumés dans le tableau I.10.

Paramètres du jet d'eau		Paramètres de coupe	
Pression (bar)	500 à 1300	V_c (m/min)	46 à 74
Diamètre (mm)	0,25 ; 0,3 ; 0,4	f (mm/tr)	0,2 à 0,25
Débit (l/min)	-	a_p (mm)	2
Inclinaison (°)	5 ; 6	Outil	Revêtu TiAlN

Tableau I.10 – Paramètres de l'usinage assisté jet d'eau haute pression (Courbon *et al.* (2009))

Comme pour le C45, un élargissement de la zone de fonctionnement de l'outil a été remarqué en fonction du diamètre de la buse et de la pression. La mesure de la température dans l'outil montre qu'elle baisse de 30% par rapport à la lubrification conventionnelle et de 70% par rapport à l'usinage à sec. La figure I.29 présente un exemple de fragmentation du copeau en fonction de la pression du jet d'eau et de la vitesse de coupe.

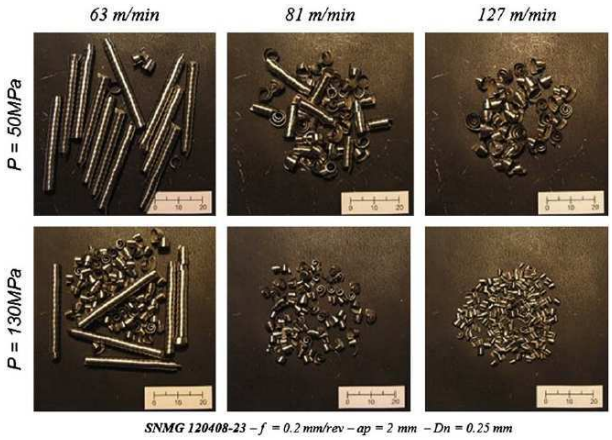


FIGURE I.29 – Influence de la pression sur la fragmentation du copeau (inconel 718) (Courbon *et al.* (2009))

L'étude de Braham-Bouchnak (2010a) a porté sur l'usinage de l'alliage de titane Ti555-3. Le tableau I.11 montre les paramètres utilisés au cours de cette étude

Paramètres du jet d'eau		Paramètres de coupe	
Pression (bar)	100-300	V_c (m/min)	50-90
Diamètre (mm)	-	f (mm/tr)	0,15-0,5
Débit (l/min)	15-34	a_p (mm)	0,2-1
Inclinaison (°)	-	Outil	S05F

Tableau I.11 – Paramètres de l'usinage assisté jet d'eau haute pression (Braham-Bouchnak (2010a))

Le copeau commence à se fragmenter à partir de la pression de 50 bar comme le montre la figure I.30. Une pression de 100 bar à 200 bar est suffisante pour assurer une bonne fragmentation du copeau car l'utilisation de la pression de 300 bar engendre des copeaux trop fins. L'analyse micrographique des copeaux permet de constater que le jet d'eau affecte la zone de cisaillement secondaire alors qu'il n'a pas d'effet sur la zone de cisaillement primaire. Une augmentation de la fréquence du segmentation du copeau a aussi été remarquée.

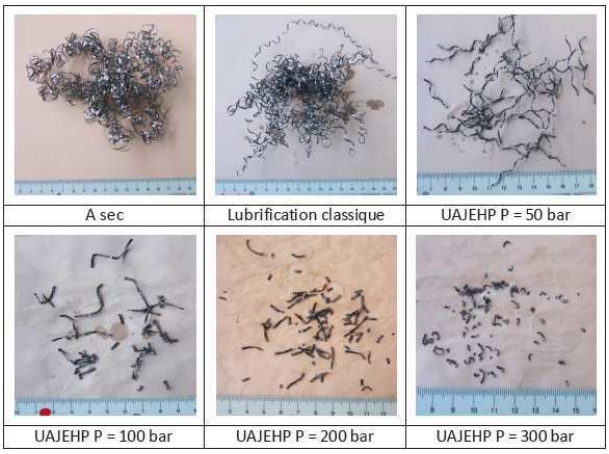


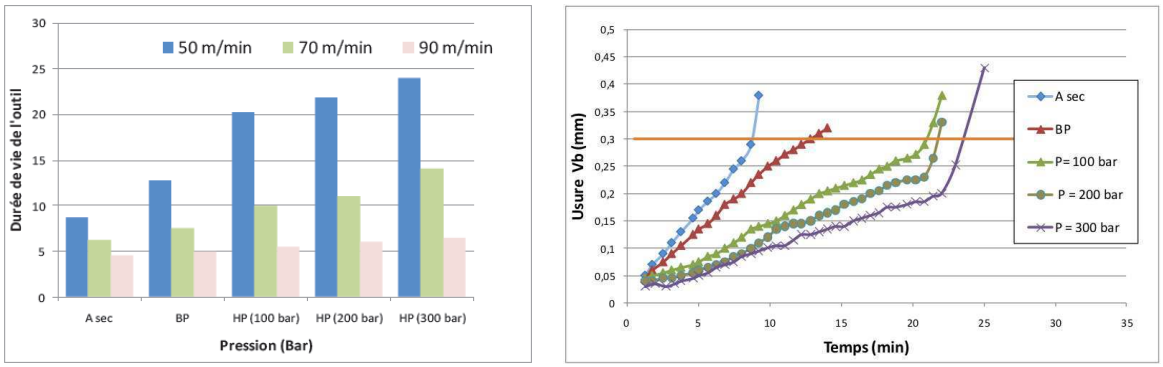
FIGURE I.30 – Fragmentation du copeau en fonction de la pression du jet d'eau (Braham-Bouchnak (2010a))

L'effort spécifique de coupe diminue avec l'assistance jet d'eau d'environ 24% pour les différentes vitesses de coupe. Un gain important de la durée de vie des outils est assuré. En effet, la durée de vie est augmentée de 185% dans la condition : Vc=50 m/min, f=0,15 mm/tr, ap=0,5 mm, P=100 bar. La figure I.31(a) montre l'évolution de la durée de vie de l'outil en fonction de la vitesse de coupe et de la pression.

La figure I.31(b) présente un résultat très intéressant. Elle montre une diminution de l'évolution de l'usure avec l'augmentation de la pression du jet. Elle montre aussi l'apparition d'une usure catastrophique avant que le critère d'usure de 0,3 mm ne soit atteint, notamment pour les fortes pressions. De plus, l'augmentation de la pression accélère cette usure catastrophique. Ce problème nécessite une étude plus approfondie qui permettrait d'expliquer les mécanismes de dégradation des outils en assistance jet d'eau.

L'étude réalisée par Habak et Lebrun (2011) a été focalisée sur l'intégrité de surface. Les essais d'usinage ont été effectués sur l'acier 316L et dans les conditions du tableau I.12.

L'étude montre que l'assistance permet de mieux contrôler la formation du copeau. Les



(a) (b)

FIGURE I.31 – (a) variation de la durée de vie de l'outil en fonction de la vitesse de coupe et de la pression, (b) influence de la pression de lubrification sur l'évolution de l'usure (Braham-Bouchnak (2010a))

Paramètres du jet d'eau		Paramètres de coupe	
Pression (bar)	20 à 80	V_c (m/min)	80 à 150
Diamètre (mm)	-	f (mm/tr)	0,1 à 0,3
Débit (l/min)	6,6	a_p (mm)	1
Inclinaison (°)	-	Outil	non revêtu H13A

Tableau I.12 – Paramètres de l'usinage assisté jet d'eau haute pression (Habak et Lebrun (2011))

contraintes résiduelles en surface sont réduites. La contrainte longitudinale σ_{xx} diminue entre 20% et 40% avec assistance jet d'eau. En revanche, l'état de surface ne change pas considérablement. La figure I.32 présente la variation des contraintes résiduelles en surface en fonction de la pression du jet d'eau.

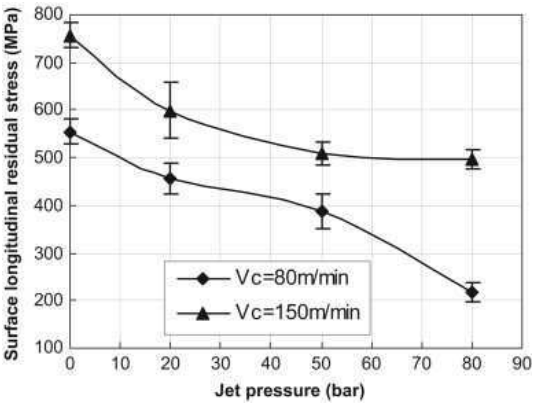


FIGURE I.32 – Contraintes résiduelles en surface (Habak et Lebrun (2011))

Certains mécanismes d'usure ont été étudiés par da Silva *et al.* (2013) en usinage assisté jet d'eau du Ti-6Al-4V pour un outil PCD. Selon l'auteur, l'adhésion et l'arrachement de matière sont les mécanismes responsables de l'usure de l'outil avec assistance HP. Les phénomènes d'arrachement de matière de la surface de l'outil sont accélérés par l'action du jet d'eau. La durée de vie est augmentée entre 9 et 21 fois. La figure I.33 montre la

variation de la durée de vie de l'outil en fonction de la vitesse de coupe et du type de lubrification. Les meilleurs résultats sont obtenus à 203 bar.

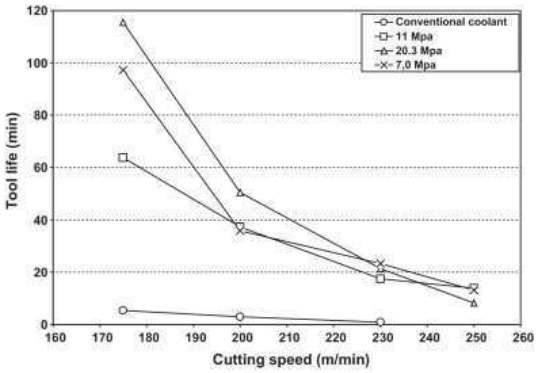


FIGURE I.33 – Variation de la durée de vie de l'outil en fonction de la vitesse de coupe et de la pression du jet (da Silva *et al.* (2013))

Des analyses EDS et des observations sur le MEB ont été réalisés par Naves *et al.* (2013) afin d'expliquer les mécanismes d'usure lors de l'usinage du 316L. Le tableau I.13 présente les conditions des essais.

Paramètres du jet d'eau		Paramètres de coupe	
Pression (bar)	100 ; 150 ; 200	V_c (m/min)	300
Diamètre (mm)	1,5	f (mm/tr)	0,2
Débit (l/min)	4,2 ; 18 ; 22 ; 26	a_p (mm)	0,5
Inclinaison (°)	8	Outil	revêtu TiN, Al_2O_3

Tableau I.13 – Paramètres de l'usinage assisté jet d'eau haute pression (Naves *et al.* (2013))

L'expertise effectuée montre que l'adhésion est le mécanisme d'usure le plus important. Elle peut être réduite considérablement avec assistance jet d'eau, ce qui permettra d'augmenter la durée de vie de l'outil. De plus, l'auteur a remarqué que l'efficacité de l'assistance augmente avec l'augmentation de la concentration du fluide (en huile). La figure I.34 montre les traces d'adhésion du copeau sur la face de coupe de l'outil.

Etudes numériques La simulation des procédés de coupe est souvent difficile vue la complexité de la physique mise en jeu. En effet, durant l'opération de coupe différents phénomènes physiques et mécaniques interfèrent, comme la thermique, la tribologie, les grandes déformations et les grandes vitesses de déformation. La simulation des assistances en usinage ajoute d'autres niveaux de difficultés. De plus, les codes de calcul ne sont pas dédiés à simuler de tels couplages multi-physiques. Un développement est souvent nécessaire. Tout cela, fait que la simulation des assistances en usinage est très complexe. Le développement des modèles est donc très dépendant du développement des codes de calculs et des moyens de calcul.

Cela explique le très faible nombre des publications sur la modélisation de l'assistance jet d'eau dans la bibliographie. L'un des premiers modèles a été développé par Courbon *et al.* (2011). Il est basé sur une description ALE du problème. La simulation du modèle s'effectue en quatre étapes comme le montre la figure I.35 :

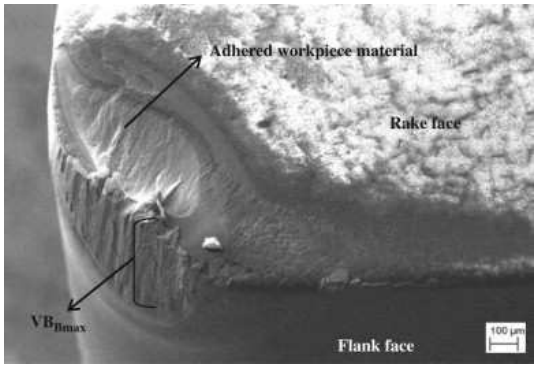


FIGURE I.34 – Adhésion du 316L sur la face de coupe de l'outil (P=100 bar) (Naves *et al.* (2013))

- Première étape : Début de la coupe et le copeau commence à s'écouler jusqu'à stabilisation ;
- Deuxième étape : Écoulement de la matière sur la face de coupe ;
- Troisième étape : Le copeau atteint la longueur désirée, arrêt de l'écoulement ;
- Quatrième étape : Application de l'action du jet d'eau via une pression surfacique et introduction d'un coefficient d'échange convectif afin de modéliser le refroidissent (pas de couplage fluide/sructure).

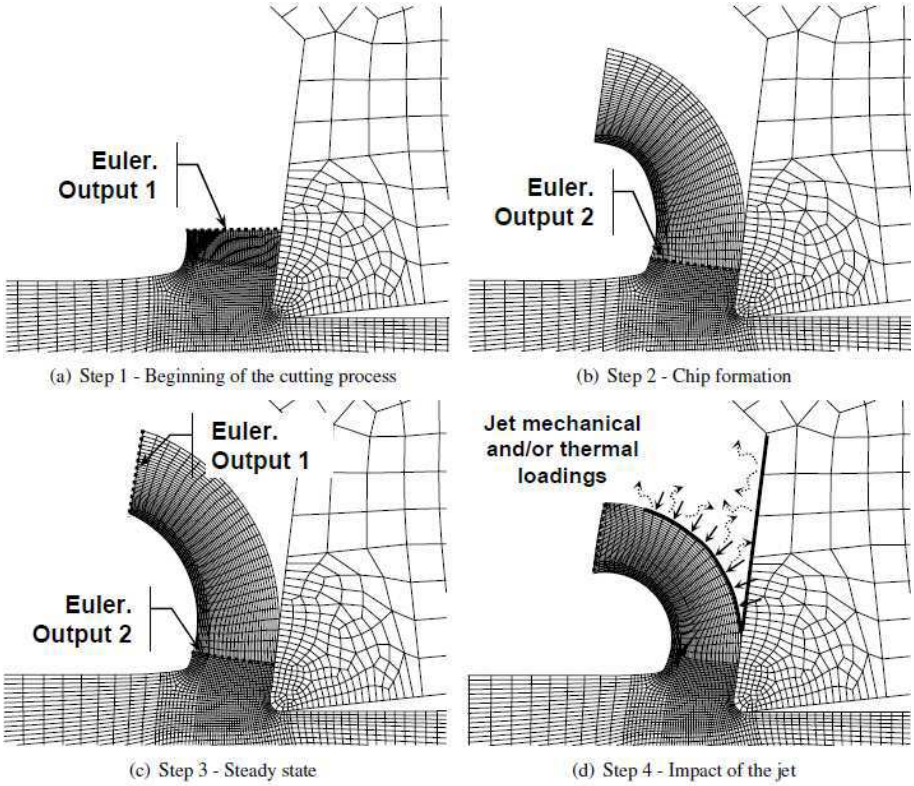


FIGURE I.35 – Simulation numérique de l'assistance jet d'eau HP (Courbon *et al.* (2011))

Le transfert de chaleur et le refroidissement sont introduits dans le modèle via un

coefficient convectif h. Vu le faible angle que fait le jet avec la face de coupe, l'écoulement du fluide est supposé turbulent.

Ce modèle permet essentiellement de prévoir les efforts de coupe, la température dans l'outil et dans la pièce, les champs de déformation et des contraintes. À l'issue de différentes simulations faites, les principales conclusions tirées sont les suivantes : l'assistance jet d'eau permet de diminuer les efforts de coupe, la longueur du contact outil/copeau, la pression du contact et le rayon de courbure du copeau. L'analyse du champ de température montre que le refroidissement n'a pas d'effet au niveau de l'arrête de coupe. En fait, la température est réduite de 10%. Cependant, l'effet de la convection forcée est plus important au niveau de la face de coupe. La réduction de la température peut atteindre 50% à 0,4 mm de l'arrête de coupe.

5 Conclusion

Les assistances en usinage permettent certes d'améliorer l'usinabilité des matériaux à usinabilité médiocre et d'augmenter la productivité. Cependant, la complexité des montages et le coût important d'implémentation et de fonctionnement de certaines assistances ne permettent pas leur utilisation au niveau industriel. Ces assistances sont, néanmoins, en développement continu dans les laboratoires de recherche. Le tableau I.14 présente un résumé des avantages et des inconvénients des assistances les plus étudiées par les chercheurs en usinage.

Assistance	Avantages	Inconvénients
Laser	Réduction importante de l'effort de coupe Usinage des matériaux très durs (céramiques, carbures) Traitement thermique de la surface pendant l'opération d'usinage	Augmentation des contraintes résiduelles vers la traction Dégradation de l'outil par réflexion laser Diminution de la limite de fatigue Coût élevé
Jet d'eau HP	Fragmentation du copeau Refroidissement de l'outil Réduction de l'usure de l'outil Augmentation considérable de la durée de vie de l'outil Industrialisation simple	Bruit (jet d'eau, pompe haute pression) Renforcement de la cartérisation
Cryogénique	Refroidissement de l'outil Réduction de l'usure de l'outil Amélioration de la durée de vie de l'outil	Coût élevé de l'azote liquide

Tableau I.14 – Comparaison entre différents types d'assistances

La figure I.36 présente une comparaison entre l'assistance laser, cryogénique et jet d'eau haute pression au niveau de l'évolution de l'usure en dépouille (Bermingham *et al.* (2012)). On peut ainsi constater que l'assistance HP permet d'avoir la durée de vie la plus importante alors que l'assistance laser engendre une dégradation de cette durée de vie.

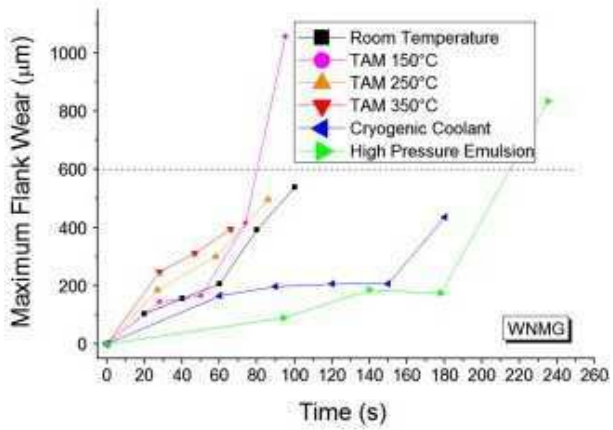


FIGURE I.36 – Evolution de l'usure en dépouille avec différentes assistances en usinage du Ti-6Al-4V(V_c=125 m/min, ap=2,7 mm, f=0,15mm/tr) (Bermingham *et al.* (2012))

Les études réalisées sur l'assistance jet d'eau ont mis l'accent sur les avantages de ce procédé sans apporter d'explications claires sur les mécanismes d'usure. Il est connu que l'utilisation de l'assistance HP permet d'augmenter la durée de vie des outils, mais il reste des zones d'ombre en ce qui concerne les modes de dégradation et d'usure des outils. L'usinage des alliages de titane avec assistance HP est particulièrement intéressant vue leur haute réactivité chimique avec les matériaux d'outils de coupe. Beaucoup de questions sont encore sans réponses : quel est l'effet de l'assistance sur l'adhésion et sur l'abrasion ? Est-ce que les effets de l'affinité chimique peuvent être atténués ? Nous essayerons de répondre à ces questions dans le chapitre II.

La modélisation des assistances est souvent très difficile vue les couplages multi-physiques qui doivent avoir lieu. Les travaux de recherche ne sont pas très nombreux sur ce sujet. La modélisation de l'assistance laser occupe une partie dominante de ces travaux. On note aussi une absence quasi-totale des études sur la modélisation de l'assistance cryogénique et jet d'eau haute pression.

En ce qui concerne l'assistance jet d'eau, le modèle ALE développé par Courbon *et al.* (2011) ne permet pas d'implémenter une loi d'endommagement et par conséquent ne permet pas de simuler ni la segmentation, ni la fragmentation du copeau. De plus, l'application de la pression est faite de manière explicite par une condition aux limites imposée et non par interaction fluide structure.

Il est nécessaire donc d'approfondir les études notamment sur l'usure des outils et d'essayer de comprendre les mécanismes de formation du copeau en assistance jet d'eau avec une modélisation adaptée. Il serait donc intéressant de pouvoir modéliser le jet d'eau ainsi que son action mécanique et thermique sur le copeau. Ceci permettrait de simuler la fragmentation du copeau et les champs de température dans l'outil et sur la pièce.

Chapitre II

Etude des modes de dégradation et d'usure des outils en assistance jet d'eau haute pression

Sommaire

1 Introduction 50

2 Modes de dégradation des outils de coupe 50

2.1 Usure par abrasion 50

2.2 Usure par déformation plastique 51

2.3 Usure par diffusion 51

2.4 Usure par oxydation 51

2.5 Usure par adhésion 52

2.6 Mesure et quantification de l'usure 53

3 Etude des modes de dégradation des outils 53

3.1 Détermination des conditions opératoires 53

3.2 Modes opératoires et suivi de l'usure 56

3.3 Essais dans la configuration de finition 57

3.3.a Plaquette Sandvik H13A 57

3.3.b Plaquette Kennametal 59

3.4 Essais dans la condition d'ébauche 62

3.5 Analyse des dépôts de matière 65

3.6 Analyse et discussion 67

4 Etude de l'influence de la vitesse de coupe sur la durée de vie de l'outil 69

4.1 Essais à V_c=75 m/min 69

4.2 Essais à V_c=88 m/min 71

4.3 Essais à V_c=100 m/min 74

4.4 Détermination de la vitesse de coupe pour T=15min 74

4.5 Analyse et discussion 76

5 Conclusion 77

1 Introduction

Cette étude porte sur l'usure des outils en carbure de tungstène non revêtus (WC-Co) lors de l'usinage de l'alliage de titane Ti17 pour une opération d'ébauche et de finition. L'objectif est d'identifier certains mécanismes d'usure en usinage conventionnel et en usinage assisté jet d'eau haute pression et d'étudier l'influence des paramètres du procédé sur la durée de vie de l'outil.

Dans la première partie, l'accent sera mis, dans un premier temps, sur les essais de caractérisation et sur la détermination du couple outil/matière. Ensuite on enchaîne avec une étude portant sur les mécanismes d'usure. Les essais réalisés avec et sans assistance jet d'eau haute pression ont permis de mettre en évidence l'évolution, en fonction du temps d'usinage, de l'effort de coupe, de la rugosité de la surface générée et de l'usure de l'outil. Différentes techniques d'observation ont été utilisées pour expliquer les mécanismes d'usure et de dégradation de l'outil.

Quant à la deuxième partie, elle se focalise sur l'influence de la vitesse de coupe et de la pression du jet d'eau sur la durée de vie de l'outil. Pour ce faire, la vitesse de coupe varie de 50 m/min jusqu'à 100 m/min, la pression du jet d'eau évolue de 50 bar jusqu'à 250 bar. Suite à ces essais, une vitesse de coupe optimale qui garantit un maximum de productivité sera alors déterminée.

Une conclusion de ce chapitre apportera une synthèse sur l'usure des outils en usinage assisté jet d'eau haute pression.

2 Modes de dégradation des outils de coupe

L'usure des outils de coupe a fait l'objet de plusieurs études expérimentales portant sur différents matériaux coupants et coupés. Le but recherché, à travers ces études, est l'amélioration de l'usinabilité des matériaux à usinabilité médiocre et de pouvoir augmenter les vitesses de coupe pour les autres matériaux. L'usure de l'outil de coupe influence plusieurs aspects. Elle peut notamment affecter l'intégrité de surface (contraintes résiduelles, rugosité), les tolérances géométriques, le nombre de changement d'outils pour une production donnée. C'est ce qui modifie le coût de fabrication et la productivité. L'enjeu est donc de réduire le coût de fabrication et d'augmenter la productivité en trouvant le meilleur couple outil/matière.

L'usure est un phénomène complexe qui peut être étudié à l'échelle atomique comme à l'échelle macroscopique. Plusieurs classements des sources générant l'usure ont été proposés par les auteurs. Dans cette étude, on propose de lister les principales causes de l'usure sans se limiter à un classement particulier. La figure II.1 illustre les mécanismes et les causes de l'usure en fonction de la température et des paramètres de coupe.

2.1 Usure par abrasion

L'usure par abrasion provient d'un troisième corps situé entre le matériau coupé et la plaquette. Ce troisième corps peut être des particules du matériau usiné ou bien des particules détachées de la plaquette. Sous l'action de la pression de contact et de la vitesse de glissement du copeau, les particules viennent éroder la plaquette. L'usure par abrasion laisse des traces en formes de stries orientées dans la direction du glissement. La figure II.2 montre la face de dépouille d'un outil avec des bandes striées représentant l'usure par abrasion.

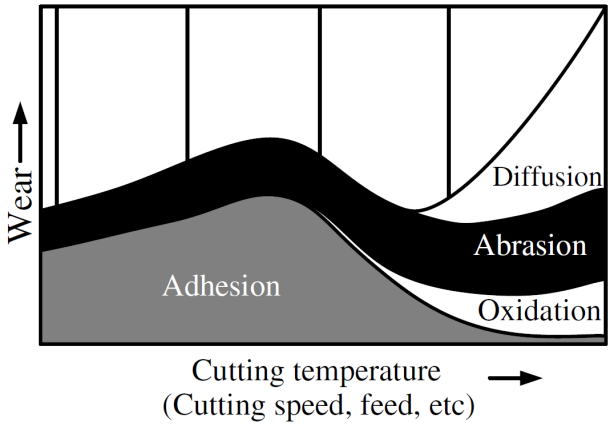


FIGURE II.1 – Les principales sources de l'usure (Li (2012))

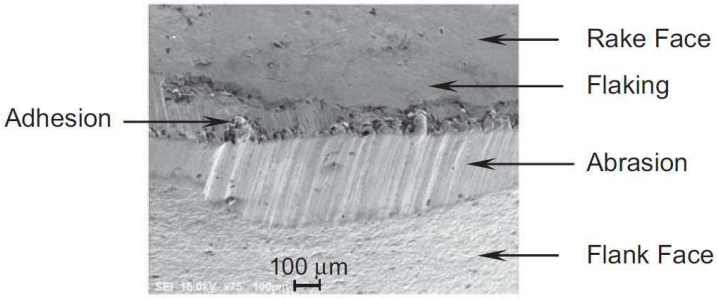


FIGURE II.2 – Usure par abrasion (Bhatt *et al.* (2010))

2.2 Usure par déformation plastique

La déformation de la plaquette se produit avec la combinaison des hautes températures et des efforts de coupe importants. Généralement, elle a lieu en ébauche ou à grandes vitesses de coupe (Kuljanic (1992); Thakur *et al.* (2009); Khanafi-Benghalem *et al.* (2010)). Selon Astakhov (2004), la déformation plastique s'effectue par fluage à haute température. Lorsque la limite de la résistance au fluage du matériau de la plaquette est atteinte, l'arête de coupe s'effondre.

2.3 Usure par diffusion

L'usure par diffusion se résume à un transfert d'atomes entre les deux matériaux en contact, elle est accélérée à haute température. En effet, le taux de diffusion augmente exponentiellement avec l'augmentation de la température (Childs *et al.* (2000)). Pour les alliages de titane, la diffusion commence à 400°C ; la profondeur affectée à 800°C atteint les 20 μm. L'usure par diffusion est détectée en cherchant un gradient de concentration des éléments du matériau usiné par analyse EDS de la surface de la plaquette (Nouari et Ginting (2006); Costes *et al.* (2007); Jianxin *et al.* (2008); List *et al.* (2009); Jianxin *et al.* (2011); Nouari et Makich (2013)). Ce type d'usure est remarqué sur les plaquettes sous la forme d'un cratère.

2.4 Usure par oxydation

L'usure par oxydation est due à la formation d'une couche d'oxyde qui se forme par réaction chimique entre le matériau de la plaquette et le matériau usiné ou le fluide de

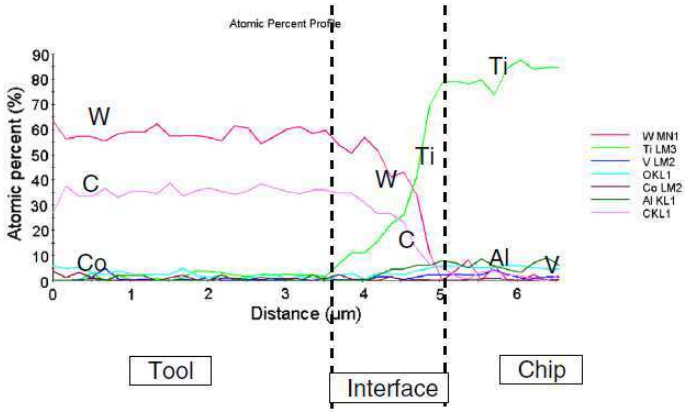


FIGURE II.3 – Exemple de profils de diffusion entre l'outil et le copeau (Nouari et Makich (2013))

coupe (Childs *et al.* (2000); Liu *et al.* (2013)). Cette couche d'oxyde est emportée par le copeau au cours de l'usinage. La présence de l'oxygène dans les analyses EDS pourrait présenter un indice sur l'oxydation de la surface (figure II.4).

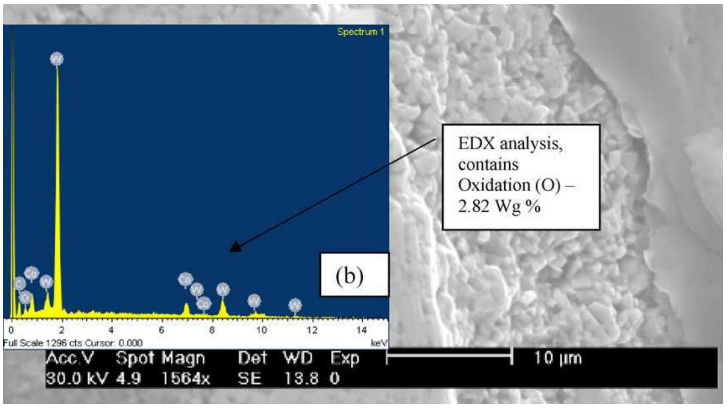


FIGURE II.4 – Usure par oxydation (Kadirgama *et al.* (2011))

2.5 Usure par adhésion

Au cours de l'usinage de certains alliages, une couche de matière se dépose sur la partie active de l'outil. La température élevée, la pression importante de coupe et la réactivité chimique du matériau usiné engendrent le soudage de ces couches sur l'outil. Cependant, avec le défilement du copeau, le dépôt formé est de plus en plus important. À partir d'une certaine taille, l'amas devient instable et est emporté par le copeau, il se détache donc en arrachant des particules de la surface de l'outil (Childs *et al.* (2000); Nouari *et al.* (2003); Devillez *et al.* (2007); Bhatt *et al.* (2010); C.Xue et Chen (2011); Nouari et Makich (2013)). La figure II.5 illustre le mécanisme d'usure par adhésion.

2.6 Mesure et quantification de l'usure

Afin de garantir l'intégrité de surface et les tolérances géométriques de la pièce, il est nécessaire de choisir un critère d'usure à partir duquel l'outil sera remplacé. Il est possible de choisir une approche basée sur la mesure de la rugosité au cours de l'usinage (Childs

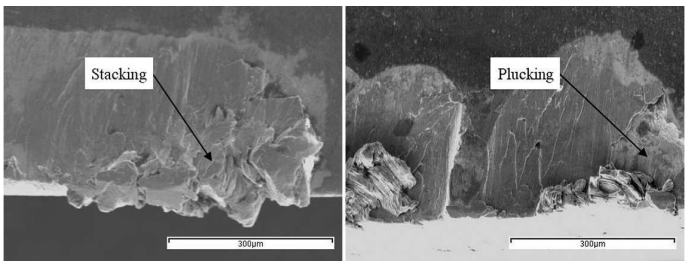


FIGURE II.5 – Usure par adhésion (C.Xue et Chen (2011))

et al. (2000)). Ceci, n'est pas facile à mettre en place et ne présente pas toujours un indice fiable de l'usure. Le changement de la morphologie du copeau ou des efforts de coupe peuvent être pris comme critères de suivie de l'usure.

Une autre approche consiste à fixer des critères géométriques comme indices de l'usure de l'outil. La figure II.6 montre ces critères géométriques sur la face de coupe et sur la face de dépouille de l'outil. VB_N et VB représentent respectivement l'usure en entaille et l'usure en dépouille. KB, KM et KT représentent les critères d'usure en cratère. L'usure en dépouille n'est pas toujours régulière, d'autres critères sont alors utilisés (VB_B, VB_Bmax). Généralement, la valeur critique de l'usure en dépouille est utilisée pour définir la durée de vie d'un outil (norme ANSI/ASME B94.55M-1985). Dans cette étude, on se base essentiellement sur les critères géométriques de l'usure.

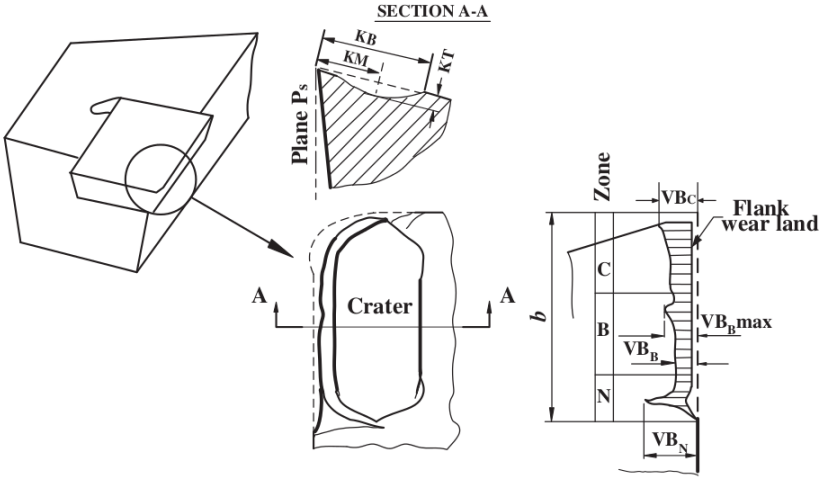


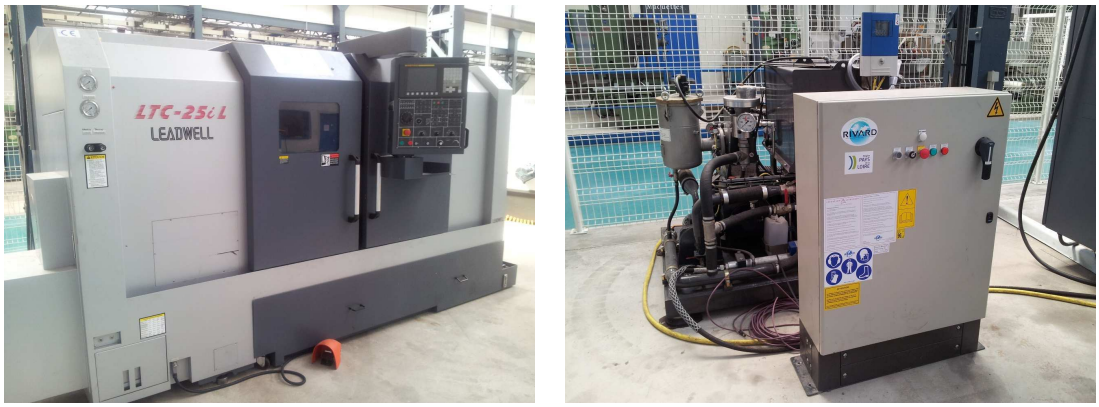
FIGURE II.6 – Critères géométriques d'usure (ANSI/ASME B94.55M-1985)

3 Etude des modes de dégradation des outils

3.1 Détermination des conditions opératoires

Les essais d'usinage ont été réalisés sur un tour LEADWELL LTC25iL (2500 tr/min maximum, 24 kW maximum). La chaîne d'acquisition se compose d'un dynamomètre de marque Kistler (9257B) permettant l'acquisition des trois composantes de l'effort de coupe. Dans un premier temps, les signaux analogiques issus de la platine d'effort sont amplifiés par un amplificateur de charge (Kistler 5019). Par la suite, ils sont transmis à un convertisseur analogique/numérique (module SCXI-1100). Une carte PCI installée sur

un PC reçoit les signaux numériques. Les valeurs des composantes de l'effort en fonction du temps peuvent être alors récupérées par le logiciel LabView. La figure II.7 montre le tour et la pompe haute pression.



(a) (b)

FIGURE II.7 – (a) tour LEADWELL LTC25iL, (b) pompe haute pression

La procédure décrite dans la norme "E 66-520-4" a été suivie pour la détermination du couple outil/matière. La première série d'essais consiste à rechercher la vitesse de coupe minimale, V_{cmin}. Pour ce faire, des opérations de chariotage sur une plage de vitesse de coupe ont été réalisées avec un outil Seco JetStream PCLNR 2525 M12 et une plaquette CNMG 120412-23 de nuance H13A. Les caractéristiques géométriques de la plaquette sont présentées dans le tableau II.1

Paramètres géométriques	Valeur
Rayon de bec r_ϵ (mm)	1,2
Rayon d'arête r_β (μm)	30
Angle de coupe (°)	7
Angle de dépouille (°)	6

Tableau II.1 – Paramètres géométriques de la plaquette

La vitesse de coupe (V_c) a varié entre 10 m/min et 90 m/min par palier de 5 m/min. L'évolution de l'effort spécifique de coupe ($K_c = \frac{F_C}{S}$) en fonction de V_c est présentée par la figure II.8. Un premier décrochement brutal est constaté à 15 m/min et une remontée de l'effort spécifique de coupe est visible à 40 m/min.

Dans le but d'évaluer la fragmentation du copeau lors de l'usinage du Ti17, des essais à différentes profondeurs de passe et à différentes avances ont été réalisés. Les conditions de coupe testées sont les suivantes : a_p(mm)=[1 ; 1,5 ; 2 ; 2,5 ; 3], f(mm/tr)=[0,1 ; 0,15 ; 0,2 ; 0,25 ; 0,3] et V_c=50 m/min. La figure II.9 présente les résultats des essais.

Des essais complémentaires ont été réalisés avec l'assistance jet d'eau haute pression afin de connaître la pression minimale à utiliser pour fragmenter le copeau sur la zone d'utilisation. Il est apparu que pour une pression de 100 bar, le copeau a été fragmenté pour toutes les conditions d'usinage. La figure II.10 présente les domaines de fragmentation du copeau en usinage conventionnel et en usinage assisté.

La figure II.11 représente la variation de K_c en fonction de l'avance et de la profondeur de passe pour la condition de lubrification conventionnelle et pour une pression de 100 bar. Les essais montrent que pour les faibles avances, l'assistance jet d'eau haute pression

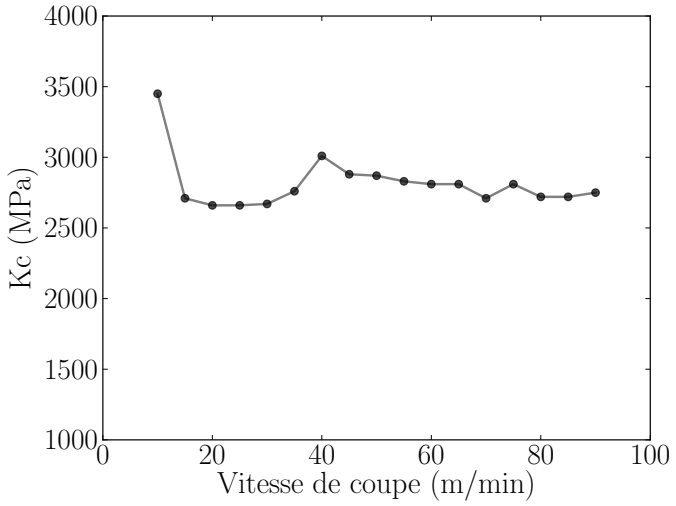


FIGURE II.8 – Vitesse de coupe minimale

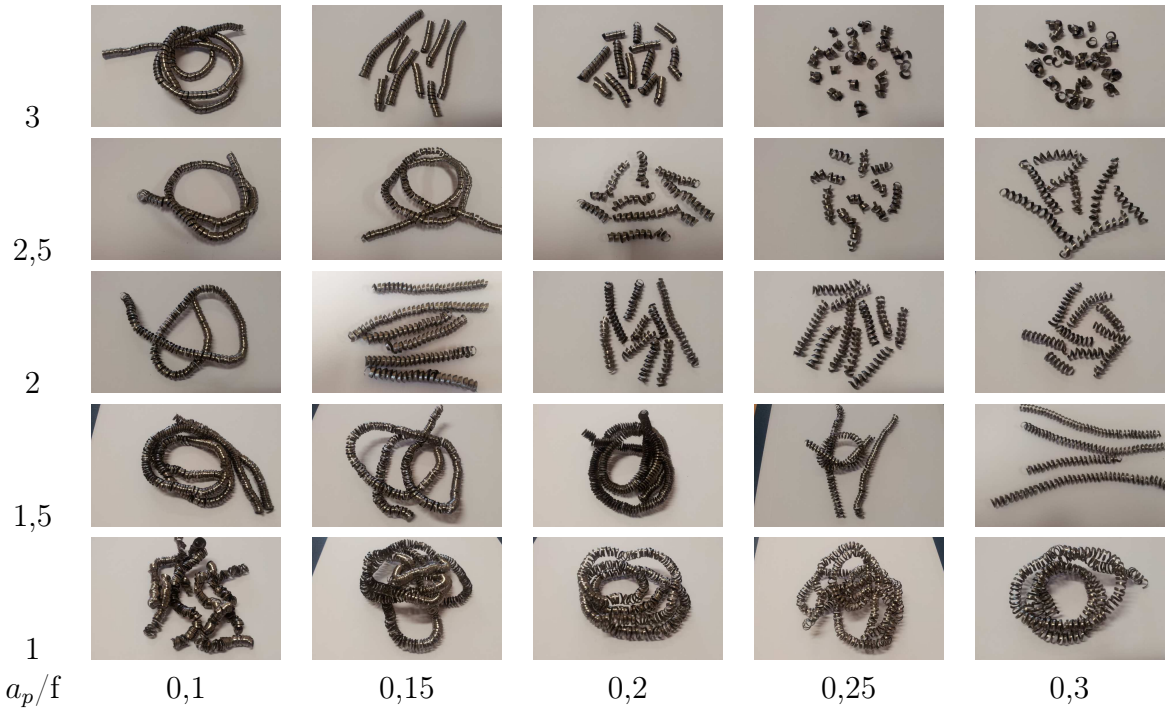


FIGURE II.9 – Copeaux du Ti17 pour différentes conditions de coupe

permet de réduire l'effort spécifique de coupe entre 5% et 15%. En revanche, aucune sensibilité n'est visible pour les grandes avances.

3.2 Modes opératoires et suivi de l'usure

Des essais ont été mis en place pour mettre en évidence les modes d'usure et leur évolution en usinage conventionnel (sans assistance) et avec une assistance jet d'eau haute pression. Le suivi de l'usure est assuré essentiellement par une loupe binoculaire et par un microscope électronique à balayage (MEB).

Pour ce faire, deux conditions d'usinage ont été testées (ébauche et finition) avec deux modes de lubrification. Les deux modes de lubrification retenus sont la lubrification

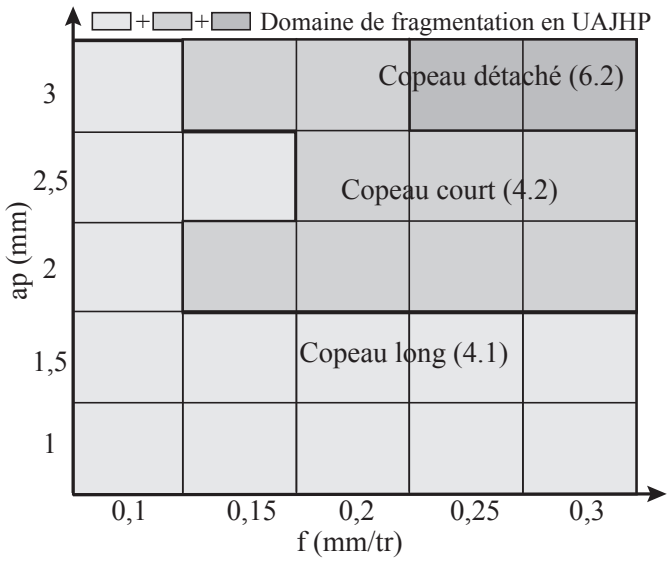


FIGURE II.10 – Domaines de fragmentation du copeau en usinage conventionnel et en usinage assisté

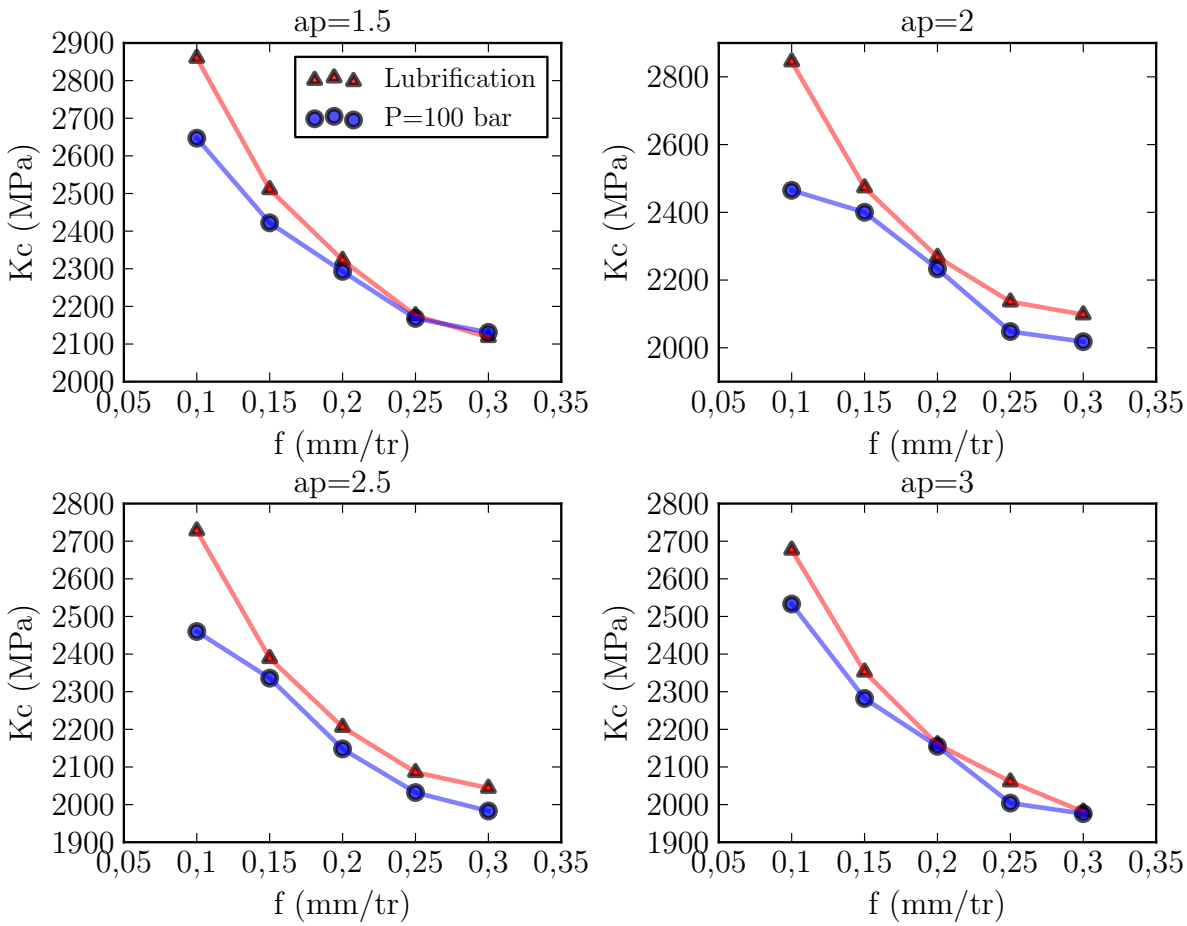


FIGURE II.11 – Variation de l'effort spécifique de coupe K_c en fonction de l'avance et de la profondeur de passe

conventionnelle et la lubrification haute pression avec une pression de 100 bar et de 250 bar. Les paramètres de coupe sont : V_C=50 m/min, a_p=3 mm, f=0,3 mm/tr pour la condi-

tion d'ébauche et V_C=50 m/min, a_p=1,5 mm, f=0,1 mm/tr pour la condition de finition. La profondeur de passe en finition a été choisi à 1,5 pour être supérieure au rayon de bec de l'outil (1,2 mm) même si cette configuration s'approche plus de la semi-finition. Ces essais ont été réalisés avec deux portes outils différents : Seco JetStream avec une plaquette Sandvik H13A et Kennametal Beyond Blast avec une plaquette Kennametal KU10. Pour chaque essai, l'évolution des paramètres suivants est enregistrée afin de déterminer les mécanismes d'usure en action :

- L'usure en dépouille (VB) ;
- La rugosité (R_a et R_z) ;
- Les composantes de l'effort de coupe (F_c, F_r, F_a) ;
- Observation de l'outil au MEB ;
- Analyse chimique des dépôts de matière sur l'outil par la technique EDS (Energy Dispersive Spectrometry).

3.3 Essais dans la configuration de finition

3.3.a Plaquette Sandvik H13A

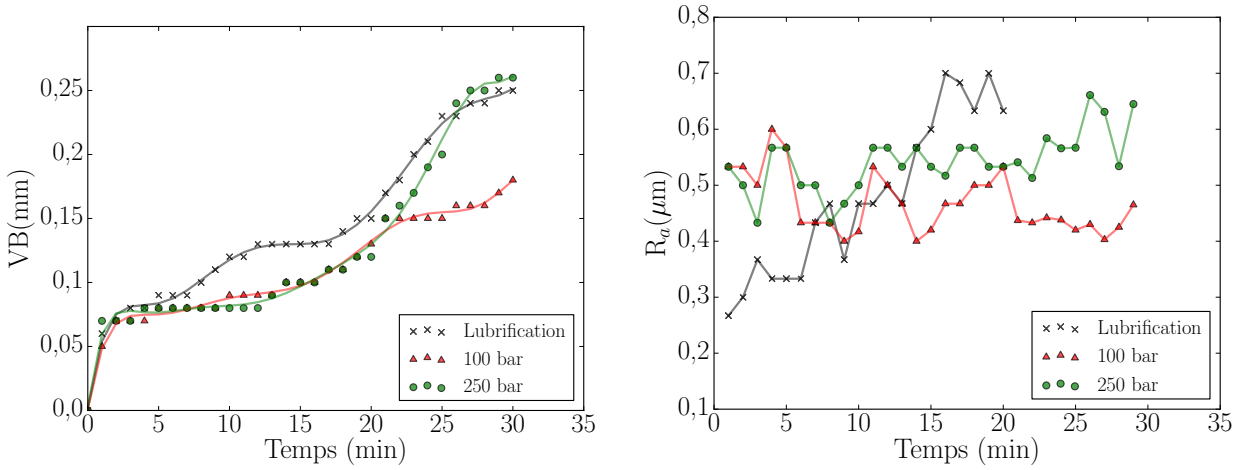
Les essais de finition avec les plaquettes Sandvik H13A ont été réalisés sur une durée de 30 min (V_C=50 m/min, a_p=1,5 mm, f=0,1 mm/tr) . La figure II.12(a) montre l'évolution de l'usure en dépouille pour les trois configurations de lubrification. Dans le cas de l'assistance jet d'eau haute pression, le VB reste constant aux alentours de 0,08 mm pendant environ 6 min pour la pression de 100 bar et environ 9 min pour la pression de 250 bar. Mais, après ce plateau, l'usure est accélérée et elle atteint 0,26 mm à la fin de l'essai avec une pression de 250 bar et seulement 0,18 mm pour la pression de 100 bar. Dans le cas de la lubrification conventionnelle, après la phase de rodage, l'usure augmente linéairement pour atteindre 0,24 mm au bout de 26 min d'usinage.

Il est donc nécessaire de signaler que la mesure de l'usure a été particulièrement délicate. En effet, à cette condition de coupe, l'usure est accompagnée par des pertes progressives de matière sur le rayon d'arête et par l'arrachement irrégulier de matière sur la face de dépouille (formation de cavités). Les essais ont été répétés plusieurs fois et les mêmes phénomènes ont été constatés. L'erreur de mesure sur l'usure en dépouille est estimée à environ 0,02 mm.

La figure II.12(b) montre une variation non négligeable de l'état de surface (R_a) en lubrification conventionnelle. La rugosité a tendance à augmenter linéairement et de manière importante en fonction du temps d'usinage. Elle passe d'une valeur de R_a=0,25 μm jusqu'à atteindre R_a=0,7 μm soit un triplement de la valeur initiale. Pour les essais avec assistance jet d'eau haute pression, la rugosité est plus élevée mais la valeur reste globalement constante (entre 0,4 μm et 0,6 μm) pendant tout l'essai, soit 30 min d'usinage. Aucune tendance claire d'augmentation de l'état de surface n'est visible même en fin de l'essai où l'usure en dépouille est importante. Ainsi, l'usure en dépouille ne semble pas influencer l'état de surface.

Avec assistance jet d'eau haute pression, l'observation visuelle de la surface usinée permet cependant de détecter l'existence de rayures. Sous l'action du jet d'eau haute pression, les copeaux sont fragmentés (longueur d'environ 3 mm) et ils sont projetés à grandes vitesses sur la surface usinée. Le nombre de rayures a d'ailleurs tendance à croître avec l'augmentation de la pression du jet d'eau.

En usinage avec lubrification conventionnelle, la plaquette présente une usure en dépouille plus importante au niveau du rayon de plaquette (VBc). La figure II.13 montre



(a) (b)

FIGURE II.12 – (a) évolution de l'usure en dépouille en fonction du temps, (b) évolution de la rugosité (R_a) en fonction du temps

les images des zones d'usure. Des couches de dépôt ont été repérées sur la face de coupe et sur la face dépouille, des traces d'abrasion ont été également remarquées. La formation progressive des dépôts induit par la suite une usure par adhésion.

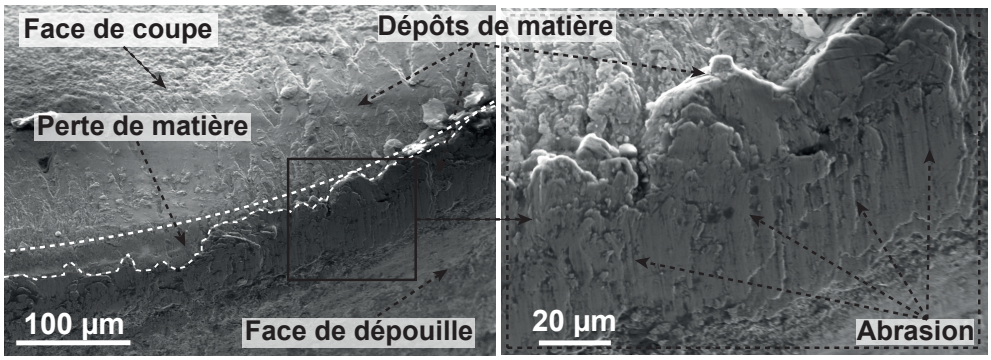


FIGURE II.13 – Face de coupe et face de dépouille de l'outil après 20 min d'usinage en finition avec une lubrification conventionnelle

Dans cette même condition, des bavures se forment lors de l'usinage comme le montre la figure II.14. Au niveau de cette bavure, une entaille importante se forme sur la plaquette. La largeur de cette entaille est de l'ordre de 600 μm après 20 min d'usinage (cette largeur peut varier d'une plaquette à une autre). Par contre, aucune usure en entaille n'est visible sur les plaquettes utilisée avec l'assistance jet d'eau haute pression.

Par ailleurs, avec l'assistance jet d'eau haute pression, on observe des traces d'écaillage, d'arrachement de matière et la formation d'un cratère. Les zones d'arrachement de matière sont plus prononcées à une pression de 250 bar. Dans ce cas, il semble que les mécanismes d'usure par adhésion sont accélérés. Les figures II.15 et II.16 montrent des zones d'adhésion de dépôts sur la face de coupe et sur la face de dépouille. Ces figures montrent également le cratère formé à 100 bar et à 250 bar.

En usinage avec assistance, comme en usinage avec lubrification conventionnelle, des dépôts de matière sont visibles sur la plaquette. Mais, sous l'action du jet d'eau, les dépôts adhérents à la plaquette sont éjectés, ce qui conduit à des arrachements des grains de carbure de la couche superficielle de la plaquette. Le phénomène d'arrachement de

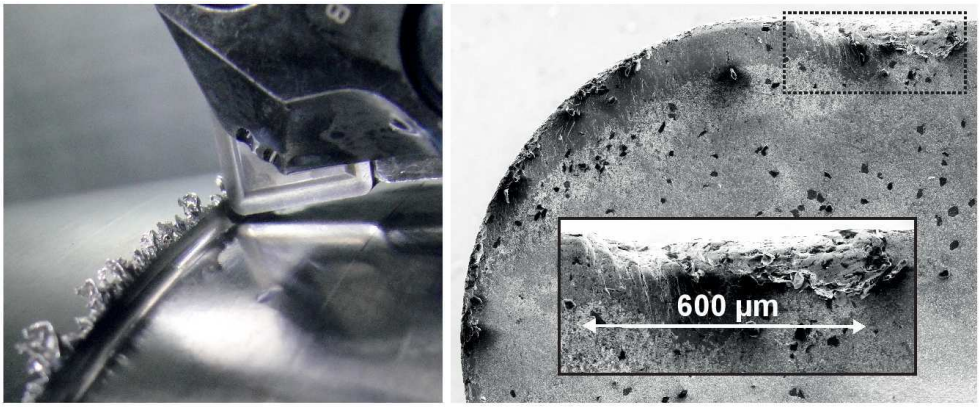


FIGURE II.14 – Formation de bavures sur la pièce et l'entaille induite sur la plaquette après 20 min d'usinage en finition avec lubrification conventionnelle

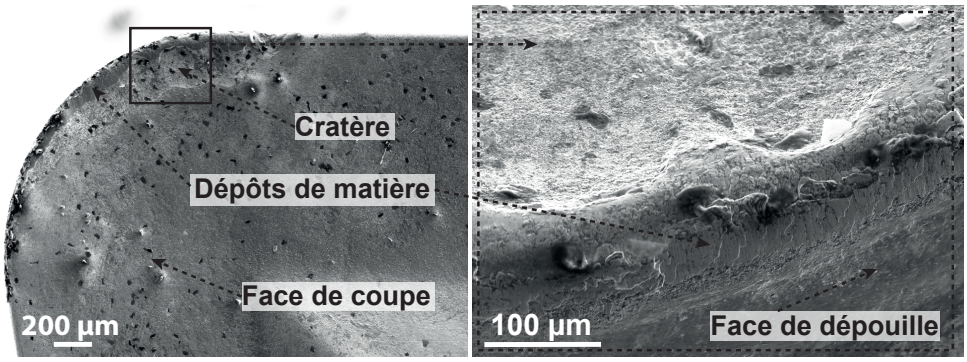


FIGURE II.15 – Face de coupe et face de dépouille de l'outil après 20 min d'usinage en finition à la pression de 100 bar

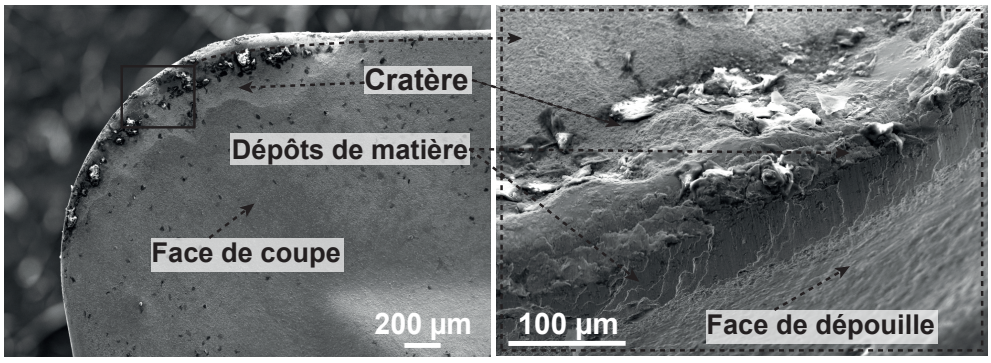
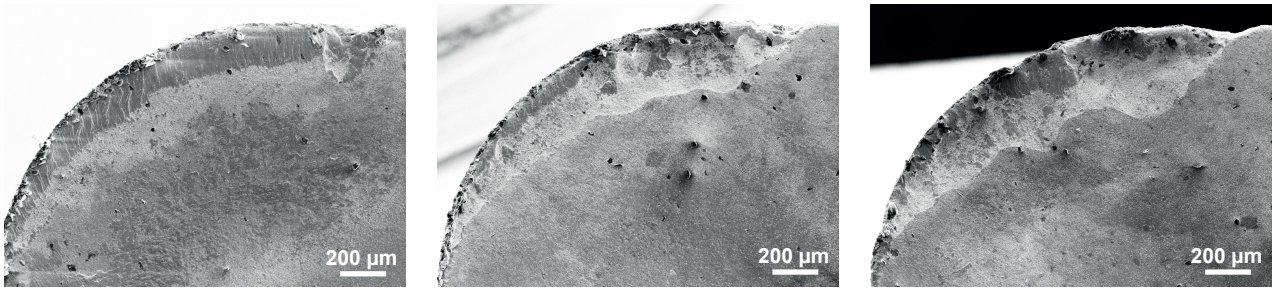


FIGURE II.16 – Face de coupe et face de dépouille d'un outil après 20 min d'usinage en finition à la pression de 250 bar

matière (usure par adhésion) est d'autant plus important que la pression est importante. Ainsi, la formation d'un cratère sur la face de coupe est accélérée.

La figure II.17 présente les faces de coupe des outils à la fin de chaque essai pour les trois configurations testées. On remarque que l'usure en cratère augmente lorsque la pression du jet augmente. L'usure en cratère n'est pas nettement visible pour la condition avec lubrification conventionnelle.

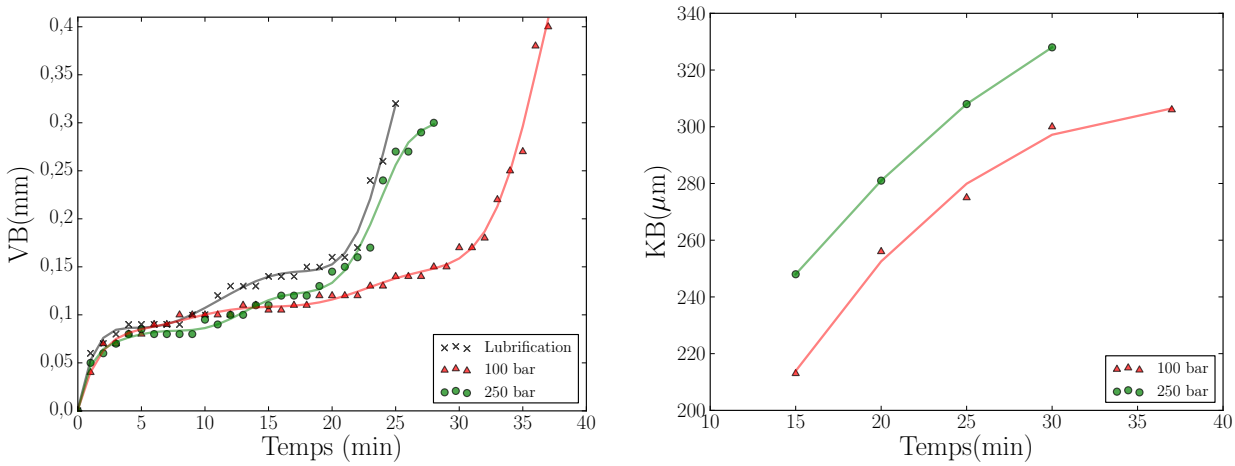


(a) (b) (c)

FIGURE II.17 – Usure en cratère : (a) lubrification conventionnelle, (b) 100 bar, (c) 250 bar (condition de finition)

3.3.b Plaquette Kennametal

L'outil utilisé dans ces essais est le Beyond Blast (PCLNR 2525 M12), la plaquette est de type CNMG 120408 MBB et de nuance KU10. Les essais ont été menés jusqu'à une usure en dépouille de 0,3 mm. La figure II.18(a) montre l'évolution de l'usure en dépouille pour les différents modes de lubrification. Une allure classique de l'évolution de l'usure est remarquée. Après la phase de rodage, le VB évolue linéairement avant d'atteindre l'usure catastrophique. La durée de vie maximale est atteinte avec une pression d'assistance de 100 bar. Par ailleurs, il est à signaler qu'avec une pression de 250 bar la durée de vie est identique à celle obtenue en lubrification conventionnelle.



(a) (b)

FIGURE II.18 – Évolution de l'usure : (a) en dépouille (b) en cratère (condition de finition)

Une usure en cratère est remarquée avec l'assistance jet d'eau haute pression. La figure II.18(b) illustre l'évolution de K_B en fonction du temps. Ainsi, on peut remarquer que le cratère est plus important avec la pression de 250 bar.

Afin d'étudier cette différence, une analyse micrographique a été réalisée. La figure II.20 montre les résultats du suivie de l'usure en cratère entre 15 min et 30 min à la pression de 250 bar. Deux zones sur la face de coupe ont été repérées. Ces mêmes zones ont été analysées à 20 min et à 30 min de temps d'usinage. On peut ainsi constater que le cratère devient de plus en plus profond et de plus en plus large. En effet, K_B passe de 248 μm à 328 μm dans un intervalle de 15 min.

Comme pour les essais sur la nuance H13A, des couches adhérentes ont été constatées sur la face de coupe de l'outil. La figure II.19 montre des dépôts de matière sur la face de coupe et notamment sur l'arête de coupe.

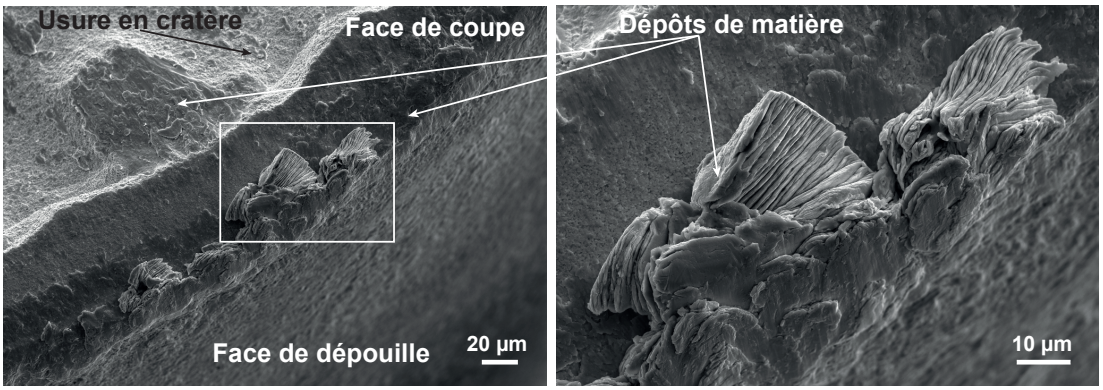


FIGURE II.19 – Dépôts de matière sur l'arête de coupe (P=250 bar et T=15 min) pour la condition de finition

Au cours de l'usinage, des couches de dépôts se forment et d'autres sont éjectées par le jet d'eau. Ce cycle de formation et d'éjection du copeau accélère l'usure par adhésion. De plus, il augmente le risque de l'usure par abrasion car le copeau frotte directement sur les grains du carbure au lieu de frotter sur les couches de dépôts qui contribuent à la protection de l'outil. Une usure par érosion par le jet d'eau pourrait être activée. D'ailleurs, les images du MEB mettent en évidence des zones qui pourraient être des traces d'érosion par le jet d'eau sur la face de coupe (Figure II.20).

La figure II.21 montre la propagation d'une fissure sur la face de coupe de l'outil (zone 2). Au cours de l'usinage la perte excessive de matière due à la formation progressive du cratère fragilise la plaquette. De plus, les efforts de coupe ont tendance à augmenter avec l'usure. Tous ces effets combinés vont contribuer à l'effondrement de l'arête de coupe. D'ailleurs, la plaquette s'est cassée au niveau de la fissure.

Différents phénomènes et conditions tels que la haute température, les efforts de coupe importants et la haute réactivité chimique du titane sont réunis en activant certains mécanismes d'usure notamment l'usure par adhésion. L'usage du jet d'eau haute pression permet d'atténuer certains de ces mécanismes et d'en activer d'autres. Dans le cas de l'assistance jet d'eau haute pression un cratère se forme progressivement. Pour la condition à 250 bar la formation du cratère est plus rapide que celle à 100 bar et finit par fragiliser la plaquette et par la suite contribuer à l'effondrement de l'arête de coupe. Ceci peut avoir lieu même si le critère de l'usure en dépouille n'est pas atteint.

3.4 Essais dans la condition d'ébauche

Les essais d'ébauche (V_C=50 m/min, a_p=3 mm, f=0,3 mm/tr) ont été réalisés de la même manière que pour les essais de finition. Un contrôle de l'usure a été effectué toutes les 15 s. Ils ont été conduits jusqu'à une usure en dépouille de 0,3 mm.

La figure II.22(a) présente l'évolution de l'usure en dépouille en fonction du temps. En lubrification conventionnelle, l'usure en dépouille évolue de façon très rapide, la durée de vie de la plaquette ne dépasse pas les 75 s. En effet, au bout de ce temps, l'arête de coupe s'effondre complètement. Des micro-fissures ont été remarquées sur la face de coupe pouvant être dues aux chocs thermiques reflétant un manque d'arrosage. En assistance jet d'eau haute pression, l'évolution de l'usure en dépouille augmente de manière constante

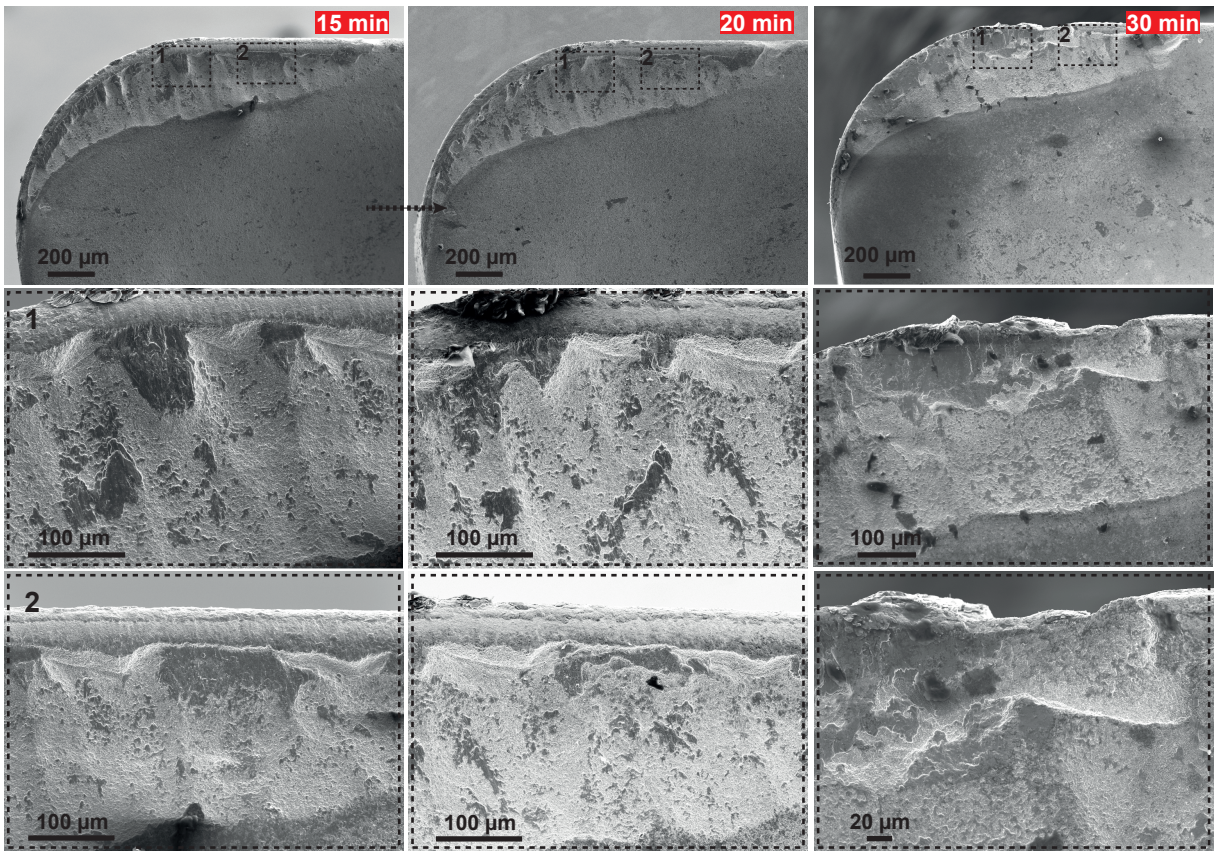


FIGURE II.20 – Évolution de l'usure en cratère à 250 bar (condition de finition)

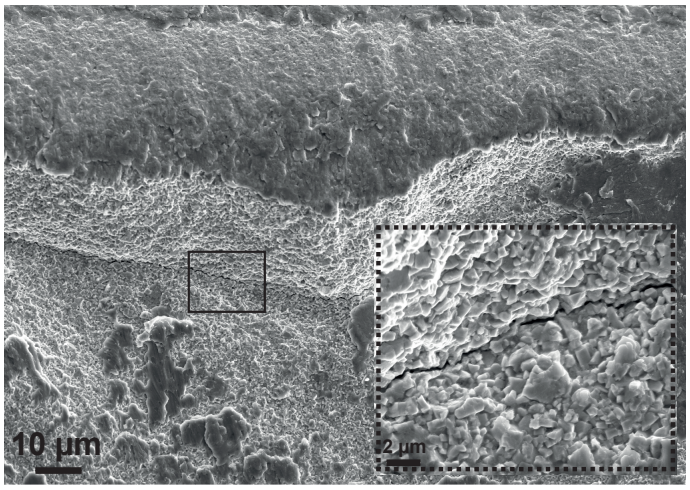


FIGURE II.21 – Fissuration de la plaquette après 15 min d'usinage à 250 bar (condition de finition)

et de façon moins importante. Cette évolution est la même pour les deux pressions d'assistance. Néanmoins, à partir de 4 min d'usinage, l'usure s'accélère pour l'assistance à 100 bar contrairement à l'assistance à 250 bar. Pour un temps d'usinage de 5 min, l'usure en dépouille est de 0,35 mm à 100 bar et de 0,21 mm à 250 bar.

L'usure en entaille, VBn a été également observée. La figure II.22(c) montre son évolution pour les trois configurations de lubrification en ébauche. En lubrification conventionnelle, l'entaille augmente linéairement en fonction du temps. Elle atteint une valeur

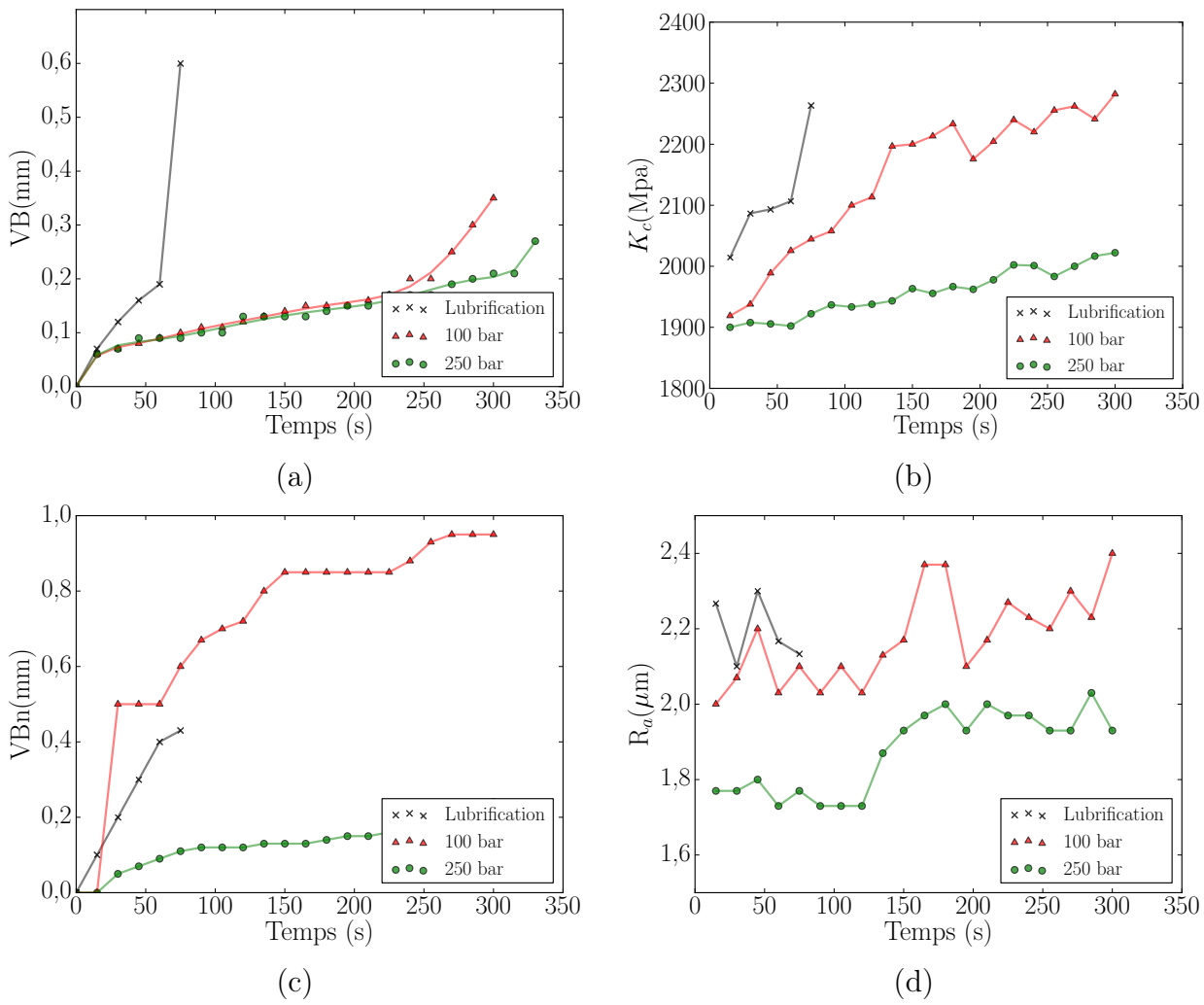


FIGURE II.22 – Evolution de : (a) l'usure en dépouille, (b) l'effort spécifique de coupe, (c) l'usure en entaille, (d) l'état de surface (V_c=50 m/min)

de 0,4 mm quand l'arête de l'outil s'effondre, soit au bout de 75 s d'usinage.

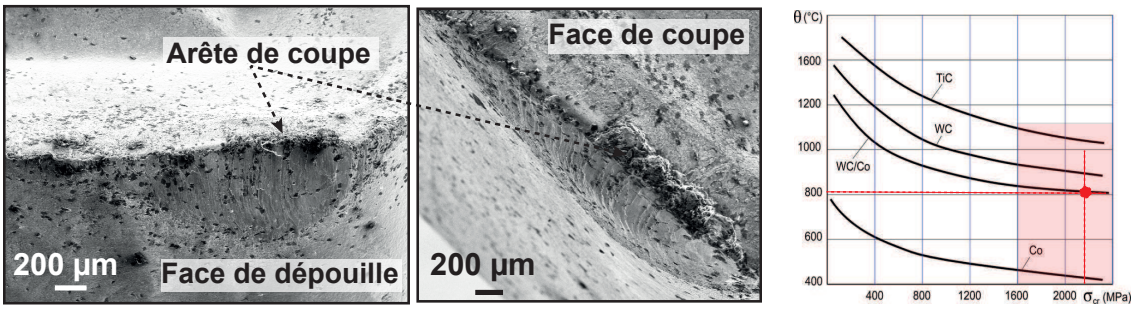
Une entaille relativement importante (0,5 mm) est présente dès le début de l'usinage avec une assistance de 100 bar. Elle progresse de manière constante pour atteindre 0,95 mm au bout de 5 min d'usinage. A 250 bar, l'usure en entaille est relativement faible avec une augmentation constante tout au long de la durée d'usinage. Elle atteint seulement 0,2 mm après 5 min d'usinage. Contrairement à l'évolution de l'usure en dépouille, les essais montrent que l'usure en entaille n'est pas répétable (elle peut changer d'une plaquette à une autre) mais les mêmes tendances sont toujours remarquées.

L'évolution de l'effort spécifique de coupe K_c en fonction du temps d'usinage est illustrée par la figure II.22(b). Il augmente avec l'usure de l'outil. Il est alors à remarquer que l'effort de coupe est moins important avec l'assistance jet d'eau. En effet, avec une pression de 250 bar, l'effort spécifique de coupe K_c est plus faible d'environ 10% par rapport à l'usinage conventionnel pour l'outil non usé.

La figure II.22(d) présente l'évolution de l'état de surface. Pour les trois configurations, R_a reste globalement stable malgré une légère tendance d'augmentation au cours du temps. Les états de surface obtenus en usinage conventionnel et en usinage assisté sont relativement semblables.

La figure II.23(a) montre la face de coupe et de dépouille après 75 s en usinage

d'ébauche pour la condition de lubrification conventionnelle. Dans ce cas, l'endommagement de l'outil est le résultat de l'effondrement de l'arête par déformation plastique sous l'action des efforts de coupe importants et de la chaleur intense dégagée. La figure II.23(b) montre la résistance au fluage pour différents matériaux d'outils. La déformation plastique de l'outil et l'effondrement de son arête de coupe est donc due à une déformation par fluage à haute température (Astakhov (2004)). En d'autres termes, quand la température dans la zone de coupe devient très élevée, cela engendre un adoucissement thermique du matériau de la plaquette qui n'arrive plus à supporter l'effort spécifique de coupe K_C (de l'ordre de 2200 MPa). L'arête de coupe commence donc à se déformer.



(a) (b)

FIGURE II.23 – (a) Usure de l'outil après 75 s en usinage d'ébauche avec lubrification conventionnelle, (b) résistance au fluage (Astakhov (2004))

D'après la figure II.23(b), et pour éviter le fluage de la plaquette soumise à cette pression de coupe, la température ne doit pas dépasser 900 °C pour le carbure de tungstène (WC) et 800°C pour le WC/Co. Or, ces températures correspondent à celle obtenues en usinage conventionnel du titane (da Silva et Wallbank (1999); Kikuchi (2009); Rashid *et al.* (2012b)). Ce résultat confirme bien l'hypothèse d'un mode de dégradation de l'arête de coupe par fluage en usinage conventionnel.

Par ailleurs, dans le cas de l'assistance jet d'eau haute pression, ce mode de dégradation n'est plus dominant. L'observation de l'arête de coupe ne présente d'ailleurs pas d'affaiblissement par fluage. Cela, peut s'expliquer par le fait que la lubrification haute pression permet de diminuer fortement la température dans la zone de coupe (Kaminski et Alvelid (2000); Hong et Ding (2001b); Courbon *et al.* (2011)). De plus, l'effort spécifique de coupe est légèrement plus faible.

La figure II.24 montre la face de coupe d'un outil après 5 min d'usinage avec une assistance de 250 bar. On peut remarquer ainsi qu'il y a formation d'un cratère et que les zones couvertes par des dépôts de matière ne subissent pas un endommagement sévère.

La figure II.25(a), prise au bout de 4 min d'usinage, montre des couches de matière adhérentes sur l'entaille. Après une minute d'usinage supplémentaire, la même entaille a été observée. La figure II.25(b) montre que les couches de matière observées précédemment ont été arrachées laissant une entaille plus importante. Des pertes notables de matière sont donc remarquées à l'emplacement du dépôt de matière précédemment observé. Ces observations confirment le mécanisme d'usure par adhésion. Ce phénomène d'usure en entaille par adhésion a aussi été constaté par C.Xue et Chen (2011) lors de l'usinage d'un alliage de nickel. En effet, la matière adhère et colle sur l'entaille déjà formée. Le cumul de matière engendre l'instabilité des dépôts formés, la matière s'arrache entraînant l'usure par adhésion. Dans le cadre de l'usinage assisté jet d'eau haute pression, la matière collée peut être enlevée par la combinaison de l'action du jet et de l'instabilité d'adhésion.

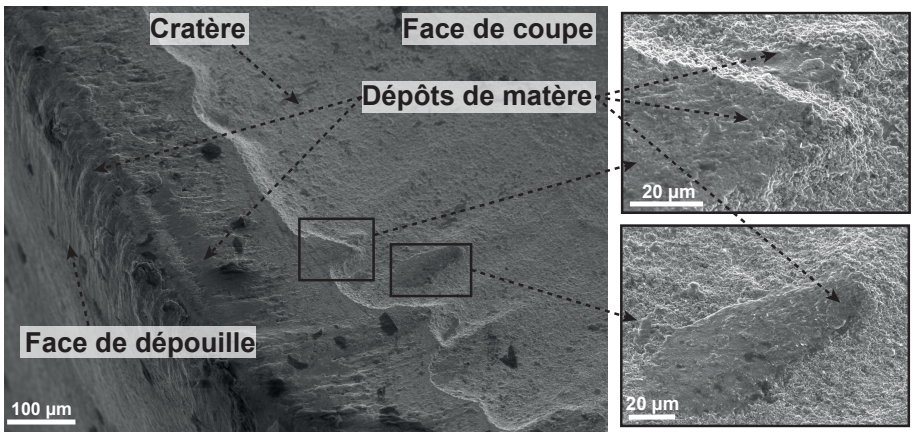
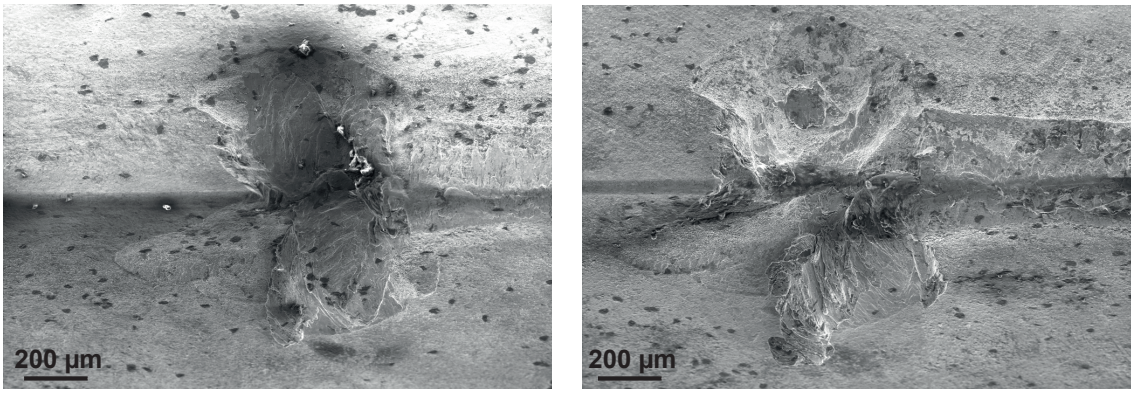


FIGURE II.24 – Dépôts de titane sur la face de coupe après 5 min d'usinage à la pression de 250 bar (condition d'ébauche)



(a) (b)

FIGURE II.25 – Evolution d'une entaille en usinage d'ébauche à la pression de 100 bar pendant une minute d'usinage (a) 4 min d'usinage, (b) 5 min d'usinage

3.5 Analyse des dépôts de matière

Afin de mieux comprendre les phénomènes locaux qui conditionnent l'usure, une analyse par la technique EDS a été faite pour examiner les dépôts de matière sur les plaquettes après usinage. Pour la condition de finition, l'analyse des plaquettes a été faite tous les 5 min d'usinage. Pour l'opération d'ébauche, les plaquettes ont été analysées avec un intervalle de 30 s.

Les résultats de l'analyse qualitative effectuée pour la condition de finition sont illustrés par la figure II.26. Elle montre la face de coupe au niveau du rayon de bec des outils après un temps d'usinage de 15 min. Trois zones ont été distinguées :

- La première est constituée par des dépôts de matière (Ti17), c'est une zone d'adhésion (dépôts de matière) et de collage du copeau (zone 1) ;
- La deuxième est une zone d'arrachement de matière, caractérisée par des pertes de matière localisées (zone 2) ;
- La dernière zone correspond à la surface de la plaquette restant intacte (zone 3).

L'analyse EDS a permis de tracer des cartes de distribution des éléments chimiques de l'alliage de titane et de la plaquette. Dans la figure II.26, les éléments : Ti, W, C, Al sont présentés. On peut ainsi remarquer que l'augmentation de la pression du jet engendre une diminution de la zone d'adhésion. Cette zone peut être reliée à la longueur

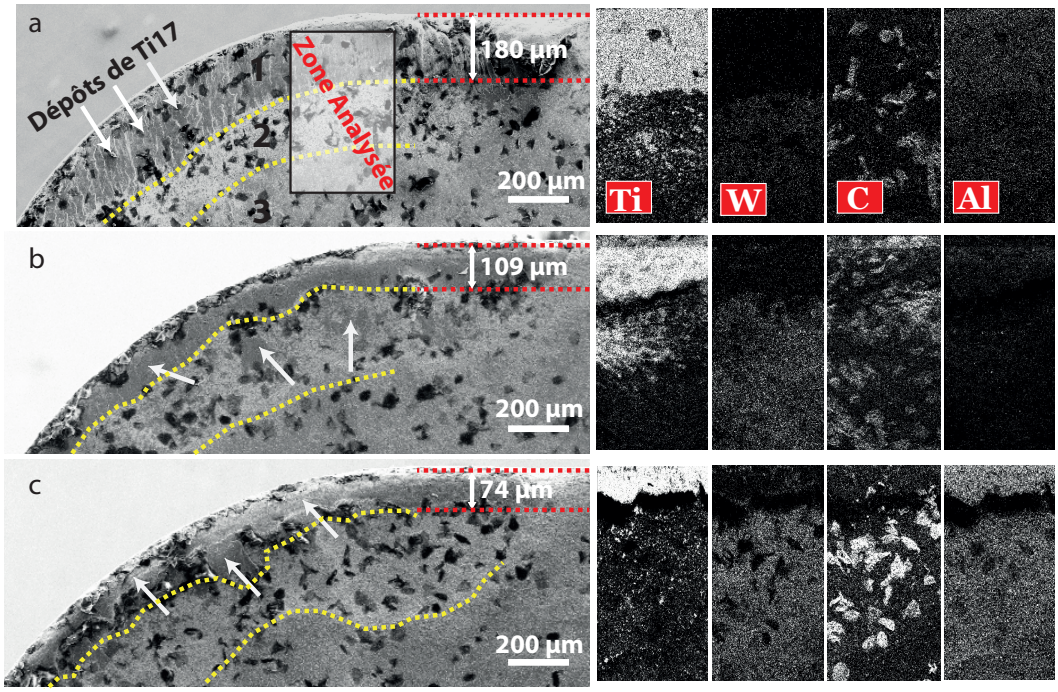


FIGURE II.26 – Analyse des dépôts de matière sur la face de coupe des outils après 15 min d'usinage en finition : (a) usinage conventionnel (b) P=100 bar et (c) P=250 bar

de contact outil/copeau (L_C). Cette longueur de contact passe de 180 μm en lubrification conventionnelle, à 74 μm avec une pression de 250 bar. En effet, avec assistance jet d'eau haute pression le fluide de coupe s'infiltre entre le copeau et l'outil. Il a donc tendance à décoller le copeau de la face de coupe réduisant la longueur de contact L_C.

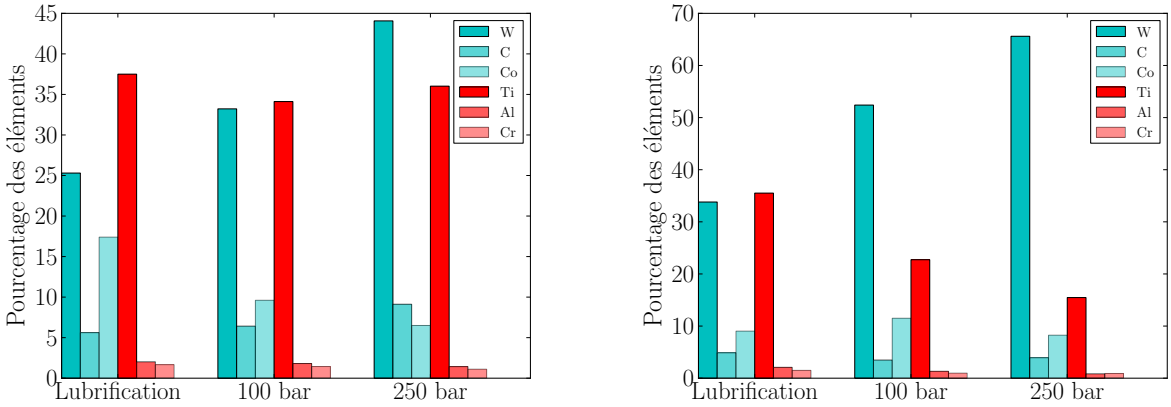
Avec les cartes de distribution, les pourcentages des éléments détectés ont été également récupérés. La figure II.27 présente ces pourcentages après 5 min et 25 min d'usinage. Pour la lubrification conventionnelle, le pourcentage des éléments d'alliage reste autour de 40%. Cependant, à la pression de 100 bar ce pourcentage passe de 37% à 25%. Pour la pression de 250 bar, les pourcentages correspondent à 29% et 17% respectivement pour 5 min et pour 25 min d'usinage.

Dans ce cas, on peut remarquer que l'augmentation de la pression du jet d'eau permet de réduire les dépôts de l'alliage de titane sur la plaquette. Ceci, confirme les observations de l'accélération de l'usure par adhésion en assistance jet d'eau haute pression.

La figure II.28 montre les zones analysées dans le cas de la condition d'ébauche. La zone d'adhésion, riche en titane, est colorée en rouge. Elle est plus petite à la pression de 250 bar, ce qui traduit la diminution de la longueur de contact. L'ordre de grandeur de cette longueur de contact est très proche de celui constaté dans la condition de finition.

3.6 Analyse et discussion

Lors du contact outil/copeau une couche inter-faciale de dépôt de titane se forme. Avec la température générée et les efforts de coupe importants, cette couche réagit chimiquement avec le carbure de tungstène ; elle est donc soudée et adhère sur la plaquette comme l'on montré Bhatt *et al.* (2010) et Childs *et al.* (2000). Ces dépôts semblent protéger la plaquette puisque le copeau n'est plus directement en contact avec le carbure de tungstène. Mais, au bout d'un certain temps, ils peuvent devenir instables et être entraînés par le copeau. La couche superficielle des gains adhérent aux couches formées s'arrachent



(a) (b)

FIGURE II.27 – Analyse qualitative des dépôts de matière sur la plaquette après (a) 5 min et (b) 25 min d'usinage de finition

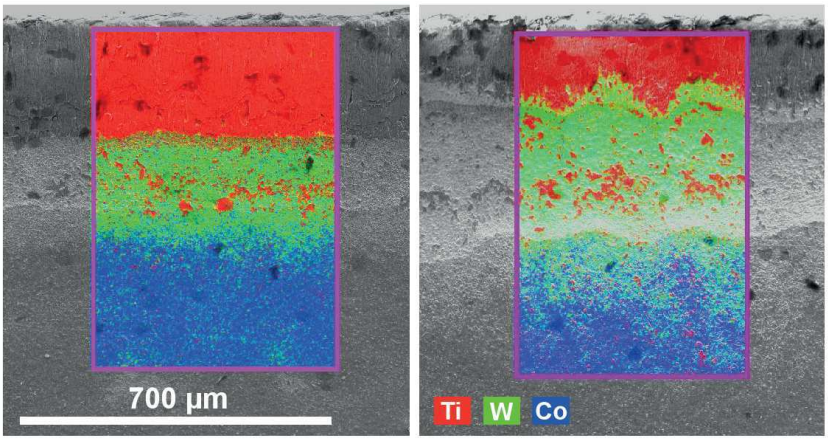
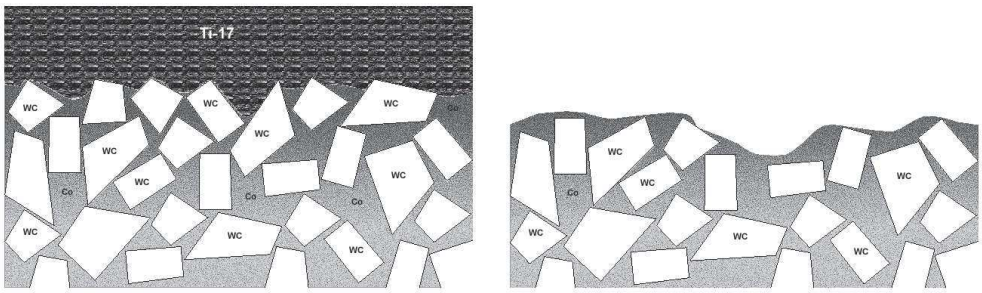


FIGURE II.28 – Analyse EDS après 4 minutes d'usinage d'ébauche (100 bar et 250 bar respectivement)

alors de la surface de la plaquette. Ainsi, l'usure par adhésion est activée. La figure II.29 illustre l'usure par adhésion.



(a) (b)

FIGURE II.29 – Mécanisme d'usure par adhésion : (a) formation des dépôts, (b) arrachement des grains de carbure

Ces constatations confirment les résultats d'autres études sur l'usure par adhésion

des alliages à base de nickel (Devillez *et al.* (2007); Bhatt *et al.* (2010); C.Xue et Chen (2011)). On y démontre justement, par des micrographies au MEB et des analyses EDS, la formation d'une couche collante sur la face de coupe. Par conséquent, on en déduit que son arrachement provoque l'usure par adhésion.

La figure II.30 est obtenue avec un fort grossissement permettant de voir des dépôts de matière collés sur les grains de carbure de tungstène. Tenant compte des empreintes laissées par les grains entraînés par les dépôts de matière sur la face de coupe de l'outil, le mécanisme de l'usure par adhésion peut donc être identifié.

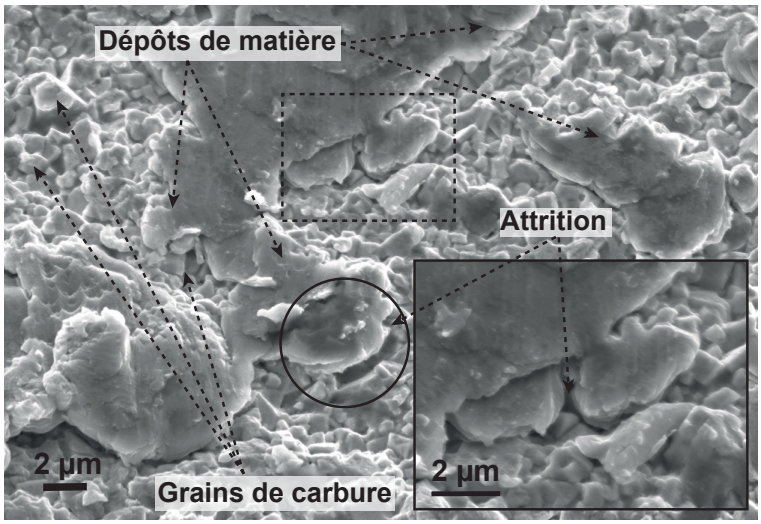


FIGURE II.30 – Dépôts de matière sur la face de coupe après 5 min d'usinage d'ébauche avec une pression de 100 bar

Dans le cas de l'assistance jet d'eau haute pression, ce phénomène est accentué. En effet, les dépôts de matière sont enlevés directement par le jet d'eau. Les arrachements des dépôts sont alors beaucoup plus nombreux entraînant une usure plus rapide de la face de coupe. Comme le montrent les essais réalisés avec l'outil Kennametal, la formation progressive du cratère engendre un affaiblissent de la plaquette. Au cours du temps, et sous l'action des efforts de coupe, des fissures qui ont été formées se propagent. Ainsi, l'arête de coupe s'effondre même si l'usure en dépouille est faible.

Suite à la formation du cratère et au mécanisme d'arrachement de matière par le jet d'eau, le copeau formé frotte alors directement sur la surface nue de la plaquette. Ceci pourrait entraîner l'augmentation de l'usure par abrasion. Il est aussi possible que l'action du jet d'eau pourrait aussi engendrer une usure par érosion. En effet, ce phénomène n'est remarqué que lorsque l'outil subit une usure par adhésion. Effectivement, les grains de la surface de la plaquette peuvent être alors arrachés sous l'action du jet d'eau. Seules les images de la face de coupe montrent des zones d'usure que le jet d'eau aurait pu former.

Lors de l'usinage en finition, deux modes d'usures sont en compétition : l'usure en dépouille et l'usure en cratère. L'usure en dépouille diminue avec l'augmentation de la pression. Cependant, l'usure en cratère augmente. De plus, avec l'augmentation de la pression d'assistance, l'usure critique n'est plus l'usure en dépouille mais l'usure en cratère qui va fortement accélérer la dégradation de l'outil. Le schéma de la figure II.31 synthétise l'évolution de l'usure en usinage assisté haute pression.

Pour la condition d'ébauche, la lubrification conventionnelle n'est pas suffisante pour refroidir la zone de coupe. La température élevée engendre l'adoucissement thermique de la plaquette qui est soumise à des efforts de coupe très importants. Sous l'action de ces

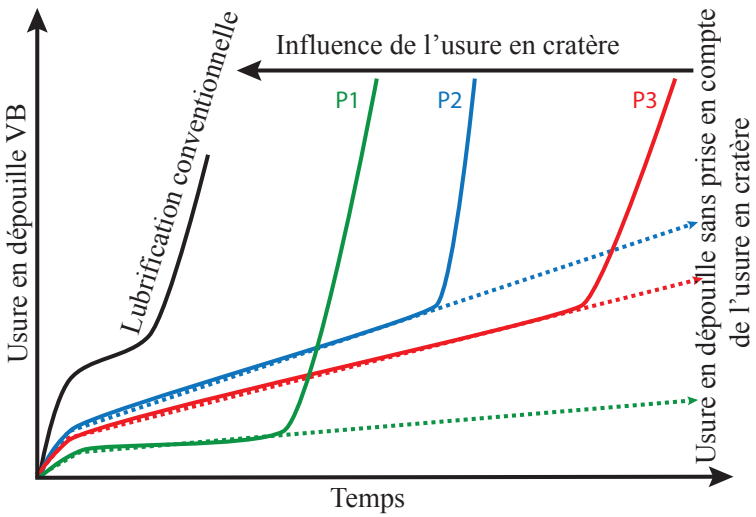


FIGURE II.31 – Schéma démonstratif de le l'évolution de l'usure (P1>P3>P2

efforts et de la température, l'arête de coupe se déforme par fluage. L'usure en dépouille est aussi accélérée, l'arête de coupe finit donc par s'effondrer très rapidement. Cependant, l'assistance jet d'eau haute pression permet de diminuer la température dans la zone de coupe. L'usure par déformation plastique est évitée, mais d'autres mécanismes prennent place, notamment l'usure en entaille.

4 Etude de l'influence de la vitesse de coupe sur la durée de vie de l'outil

L'objectif de la deuxième partie de l'étude sur l'usure est d'évaluer l'efficacité de l'assistance face à une augmentation de la vitesse de coupe jusqu'à 100 m/min par palier de 25%, soit 50 m/min, 75 m/min, 88 m/min et 100 m/min. Finalement, cette étude se termine par la détermination de la vitesse de coupe optimale qui permet d'atteindre 15 min d'usinage en lubrification conventionnelle et en assistance jet d'eau haute pression. Le porte outil Seco JetStream est utilisé avec une plaquette Sandvik H13A.

4.1 Essais à V_c=75 m/min

La figure II.32 représente l'évolution de l'usure en dépouille en fonction du temps pour les essais à V_c=75 m/min. Pour la condition de lubrification conventionnelle, l'usure augmente très rapidement et la durée de vie de l'outil ne dépasse pas 3 min. Cependant, pour les pressions de 50 bar, 100 bar, 150 bar et 250 bar, les courbes d'évolution de l'usure sont semblables. En effet, elles passent par une phase de rodage, puis par une phase de stabilité avant que l'usure catastrophique ne prenne place.

L'évolution des efforts pour les différentes conditions de lubrification est représentée par les figures II.33(a) et II.33(b). Ainsi, on peut constater que pour une augmentation de 0,3 mm de l'usure en dépouille, la variation de l'effort axial ΔFa atteint toujours 350 N alors que la variation de l'effort de coupe ΔFc ne dépasse les 100 N. On remarque aussi que l'allure de l'évolution de l'effort axial suit celle de l'usure en dépouille ; les mêmes tendances sont remarquées pour tous les essais. Autrement dit, lorsque l'effort

axial dépasse 600 N, l'usure en dépouille correspondante est d'environ 0,3 mm pour tous les essais. L'effort axial est donc beaucoup plus sensible à l'usure en dépouille que l'effort de coupe.

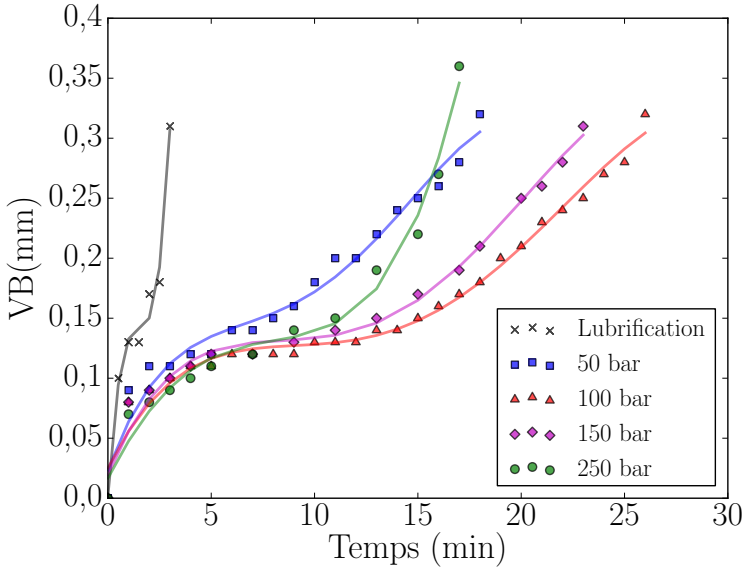


FIGURE II.32 – Évolution (a) de l'usure en dépouille, (b) de l'effort de coupe et de l'effort axial pour V_c=75 m/min avec différents modes de lubrification

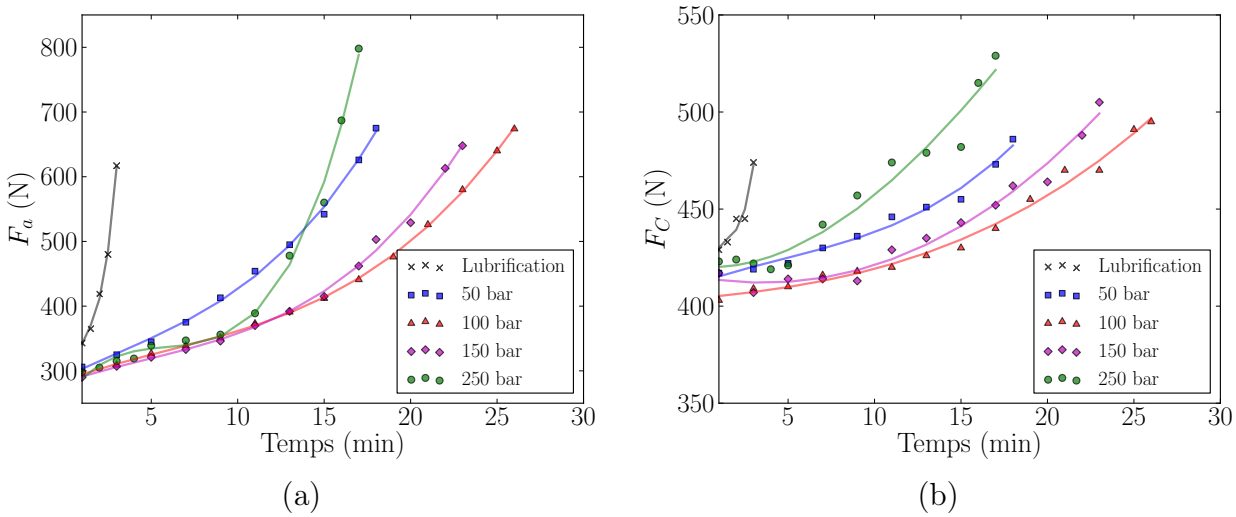


FIGURE II.33 – Évolution de : (a) l'effort axial, (b) l'effort de coupe pour V_c=75 m/min avec différents modes de lubrification

Au cours des essais, des bavures se forment sur la pièce dès que l'usure en entaille dépasse 0,21 mm pour les pressions de 50 bar, 100 bar et 150 bar. La figure II.34 montre l'évolution de l'usure en entaille VB_n en fonction du temps. À la pression de 50 bar, VB_n reste constante avant d'évoluer de façon exponentielle à partir de 15 min d'usinage. Pour les pressions de 100 bar et de 150 bar l'entaille évolue de façon constante.

Le tableau II.2 montre les valeurs des durées de vie enregistrées avec l'utilisation de l'assistance jet d'eau haute pression. La durée peut être multipliée par 8, elle passe de 3

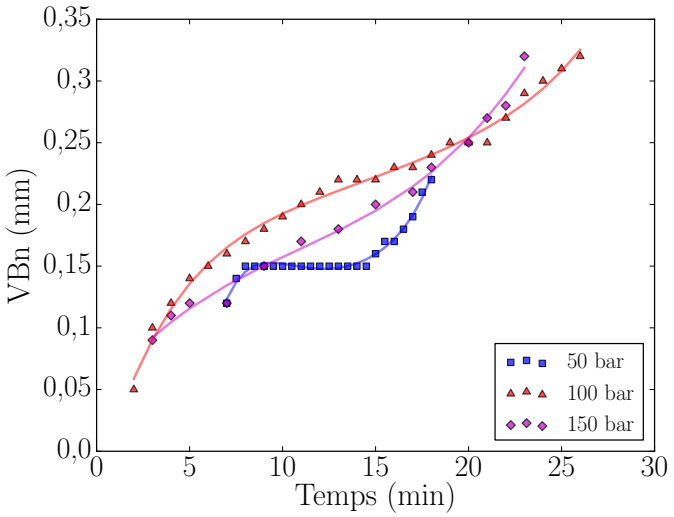


FIGURE II.34 – Évolution de l'usure en entaille, V_c=75 m/min

min en lubrification conventionnelle à 26 min avec une pression de 100 bar.

Lubrification	Conventionnelle	50 bar	100 bar	150 bar	250 bar
Durée de vie (min)	3	18	26	23	16

Tableau II.2 – Durée de vie des outils à V_c=75 m/min pour différents modes de lubrification

Globalement l'utilisation de l'assistance jet d'eau haute pression a permis d'augmenter la durée de vie de l'outil. Cependant, pour les pressions qui dépassent 100 bar, la durée de vie commence à diminuer (par rapport à celle atteinte à 100 bar) ce qui confirme les résultats constatés à V_c=50 m/min. De plus, la surface est altérée par des rayures. Ces rayures sont provoquées par l'impact des copeaux fragmentés qui sont projetés sur la surface de la pièce. L'augmentation de la pression du jet d'eau engendre l'augmentation de la densité des rayures.

4.2 Essais à V_c=88 m/min

La vitesse de coupe est augmentée de 75% par rapport à la vitesse de coupe de référence (50 m/min). La figure II.35 illustre l'évolution de l'usure en dépouille en fonction du temps. En lubrification conventionnelle, le Ti17 n'est plus usinable à cette vitesse de coupe puisque la durée de vie est d'environ 1 min. En effet, l'usure en dépouille évolue linéairement et très rapidement pour atteindre 0,45 mm en 90 s. Par contre, avec assistance jet d'eau haute pression, la durée de vie reste correcte avec des valeurs pouvant atteindre 9 min et avec une évolution linéaire de l'usure. Les courbes ne présentent pas d'évolution catastrophique de l'usure.

Le tableau II.3 montre l'effet de l'assistance jet d'eau haute pression sur l'augmentation de la durée de vie de l'outil. La durée de vie est multipliée par 9 à la pression de 100 bar et elle est multipliée par 6 à la pression de 50 bar. Néanmoins, l'augmentation de la pression ne semble avoir aucun d'effet sur la durée de vie à partir de 100 bar. Des rayures sont, par ailleurs, constatées sur la pièce comme pour la vitesse de coupe de 75 m/min. Elle sont

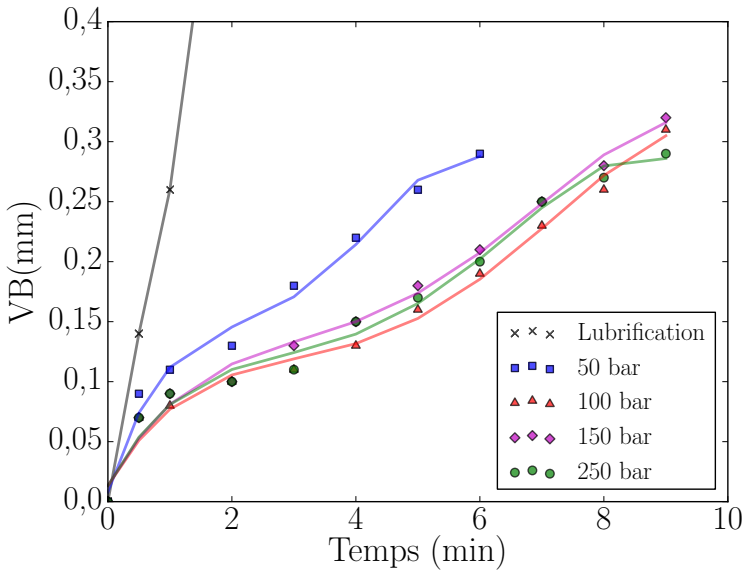


FIGURE II.35 – Évolution de l'usure en dépouille avec différents modes de lubrification, V_c=88 m/min

d'autant plus importantes, plus intenses et accompagnées par le soudage de fragments de copeaux sur la pièce (Figure II.36).

Lubrification	Conventionnelle	50 bar	100 bar	150 bar	250 bar
Durée de vie (min)	1	6	9	8,5	9

Tableau II.3 – Durée de vie des outils à 88 m/min pour différents modes de lubrification

Sous l'action du jet d'eau les copeaux sont fragmentés en petits fragments qui ne dépassent pas 3 mm. Certains d'entre eux sont recyclés en passant entre l'outil de coupe et la pièce. Ils se trouvent donc soudés sur la pièce comme le montre la figure II.36.

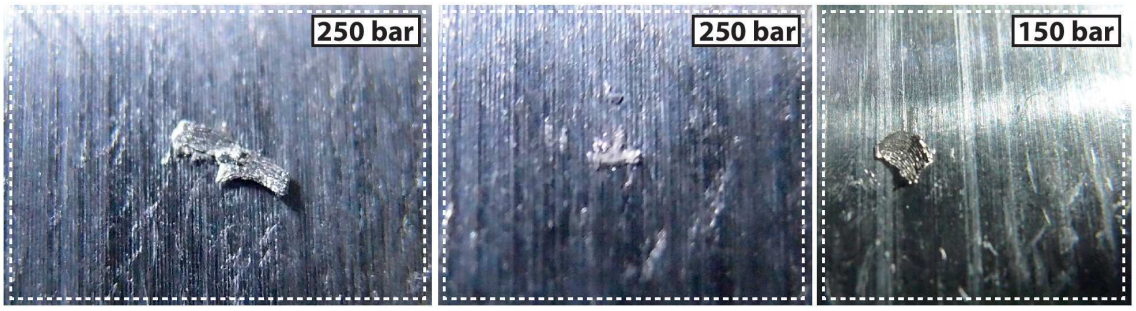


FIGURE II.36 – Rayures et fragments soudés sur la surface de la pièce après un usinage à 150 bar et à 250 bar

En analysant les efforts de coupe, des pics d'effort sont remarqués. L'écart d'effort ΔF_c peut atteindre 50 N. Ces pics peuvent correspondre au recyclage du copeau. Ce phénomène de recyclage pourrait alors accélérer l'usure en dépouille à chaque passage de l'outil sur un fragment de copeau. Les figures II.37(a) et II.37(b) montrent respectivement l'évolution des efforts après 5 min et 9 min d'usinage. D'après ces courbes, la fréquence de recyclage et des pics d'effort est plus importante. Le nombre approximatif de ces pics est

multiplié par 2. Ce phénomène est d'autant plus fréquent lorsque la pression de l'assistance augmente.

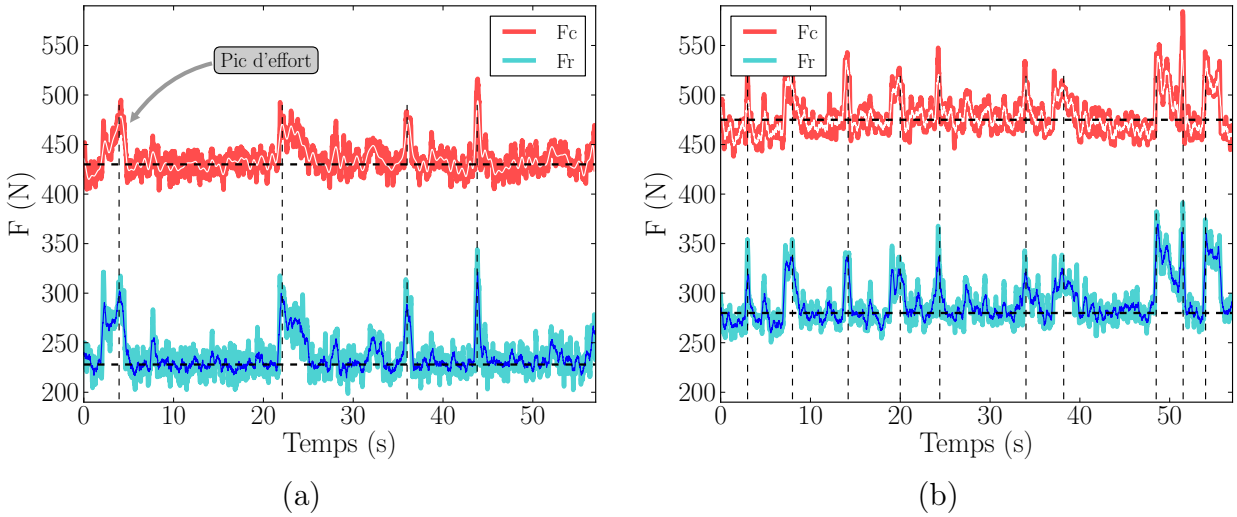


FIGURE II.37 – Evolution de l'effort de coupe et de l'effort radial à la pression de 250 bar, (a) entre 5 min et 6 min, (b) entre 9 min et 10 min

La figure II.38 montre les faces de coupe et les faces de dépouilles des plaquettes à la fin des essais d'usure. En lubrification conventionnelle, l'arête de coupe est complètement effondrée. L'usure est, en effet, très rapide et très sévère. Cependant, pour les essais avec assistance jet d'eau, l'usure des outils est régulière.

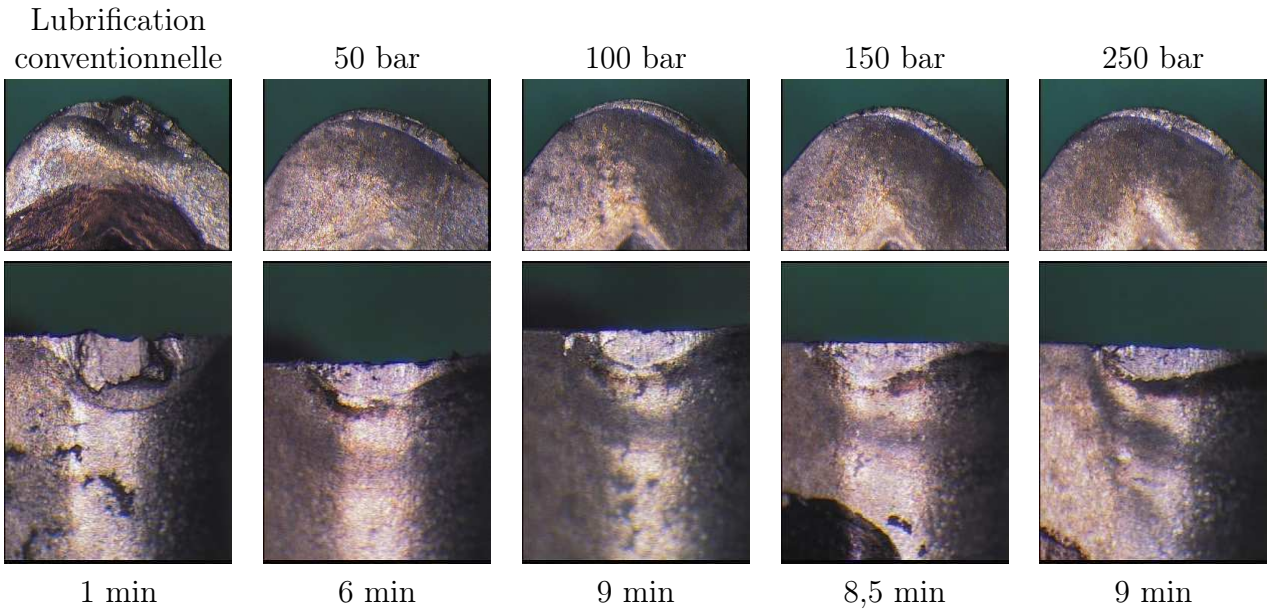


FIGURE II.38 – Observation des plaquettes pour différentes conditions de lubrification à VB=0,33 mm

Au cours du temps, on constate que la morphologie du copeau change. La figure II.39 montre l'évolution de la morphologie du copeau en fonction de la condition de lubrification et en fonction du temps. Ce changement peut être lié à l'usure de l'outil qui engendre un changement local de la géométrie de la plaquette.

(a) (b) (c)

FIGURE II.39 – Morphologie du copeau à V_c=88 m/min : (a) lubrification conventionnelle, (b) P=50 bar et T=1min, (c) P=50 bar et T=12 min

4.3 Essais à V_c=100 m/min

Pour ces essais, la vitesse de coupe est doublée par rapport à celle de référence. Dans ce cas, l'efficacité de l'assistance est limitée. Effectivement, la lubrification à haute pression ne permet pas d'avoir des durées de vie suffisantes car elles restent inférieures à 4,5 min. Comparée à la lubrification conventionnelle, le tableau II.41 montre que la durée de vie peut être multipliée par 9 avec la pression de 100 bar. Comme on l'a déjà signalé, pour les pressions dépassant les 100 bar, la surface est rayée avec le soudage des fragments de copeau sur la pièce. De plus, les pics d'efforts sont plus fréquents. Ceci, indique une fréquence plus importante de recyclage du copeau.

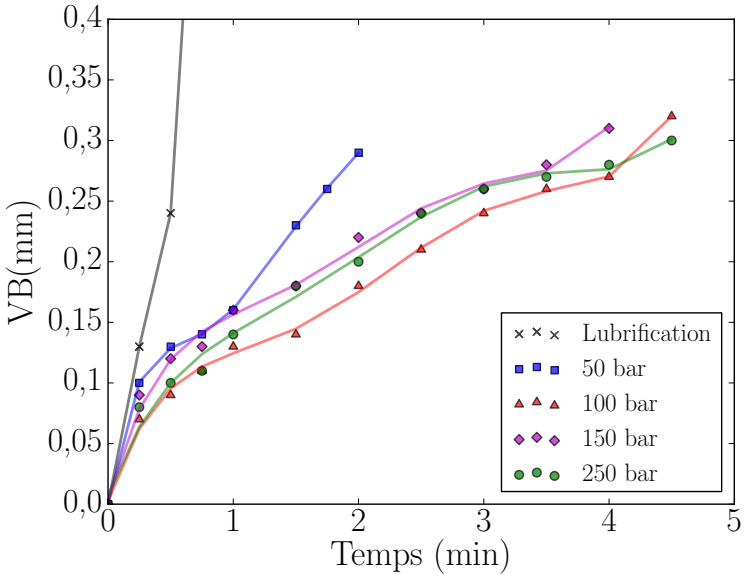


FIGURE II.40 – Évolution de l'usure en dépouille avec différents modes de lubrification, V_c=100 m/min

Lubrification	Conventionnelle	50 bar	100 bar	150 bar	250 bar
Durée de vie (min)	0,5 (30s)	2	4,5	4	4

FIGURE II.41 – Durée de vie des outils à 100 m/min pour différents modes de lubrification

4.4 Détermination de la vitesse de coupe pour T=15min

Dans cette partie d'étude la durée de vie est fixée à 15 min. L'objectif est donc de déterminer la vitesse de coupe qui permet d'atteindre cette durée de vie en lubrification conventionnelle et avec assistance jet d'eau haute pression. Pour cela les coefficients de la loi de Taylor (équation II.1) sont déterminés pour chaque pression. La figure II.42 présente les résultats obtenus.

$$T = C_v V_c{}^n \Longrightarrow V_c = (\frac{T}{C_v})^{\frac{1}{n}} \tag{II.1}$$

Le calcul analytique donne une vitesse de coupe égale à 61,06 m/min en lubrification conventionnelle et une vitesse de coupe égale à 81,40 m/min à la pression de 100 bar.

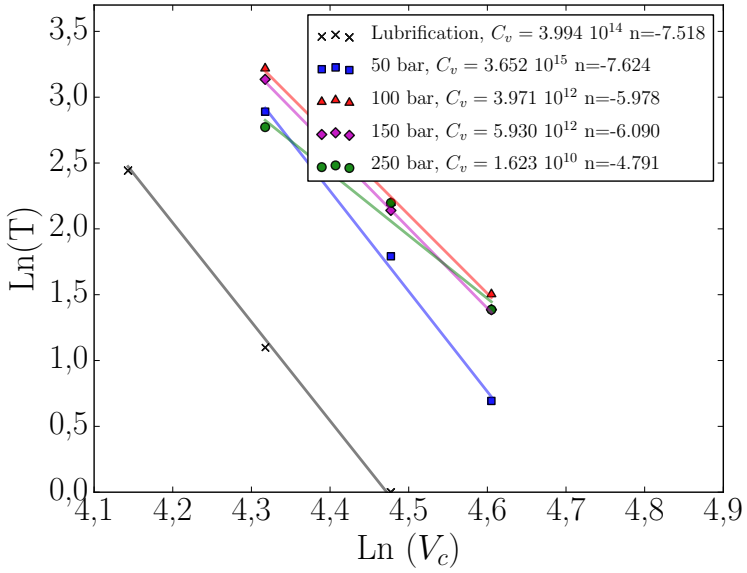


FIGURE II.42 – Droite de Taylor pour différents modes de lubrification

Suite à ce calcul, un essai à 61 m/min avec lubrification conventionnelle et un autre essai à 81 m/min à la pression de 100 bar ont été effectués. La figure II.43(a) montre les résultats obtenus. Les résultats du calcul analytique sont donc confirmés. Pour la condition de lubrification conventionnelle, après la phase de rodage et de stabilisation, l'usure augmente de façon importante. Elle passe de 0,16 mm à 0,3 mm entre 12 min et 16 min soit un ΔV_B=0,14 mm. Cependant, dans le cas de l'assistance jet d'eau à 100 bar, l'usure augmente linéairement dès la sixième minute d'usinage. Elle passe de 0,23 mm à 0,31 mm entre 11 min et 15 min, soit un ΔV_B=0,08 mm.

Les deux évolutions d'usure permettent de définir la durée de vie de l'outil à 15 min. Mais, il est à signaler que l'évolution de l'usure en assistance HP reste plus maîtrisée avec une évolution linéaire. En revanche, en usinage conventionnel l'usure s'accélère très fortement à partir de 10 min d'usinage, ce qui conduit à une usure catastrophique de l'outil. En fin de vie, même si les deux configurations ont la même durée de vie, l'assistance HP permet une meilleure maîtrise de l'usure.

La figure II.43(b) présente l'évolution de l'effort de coupe et de l'effort axial. Au niveau de l'effort de coupe, son évolution est la même pour les deux conditions de lubrification. L'évolution de l'effort axial suit l'évolution de l'usure. Ceci, confirme encore une fois que l'effort axial de 600 N présente un signe d'usure en dépouille de 0,3 mm.

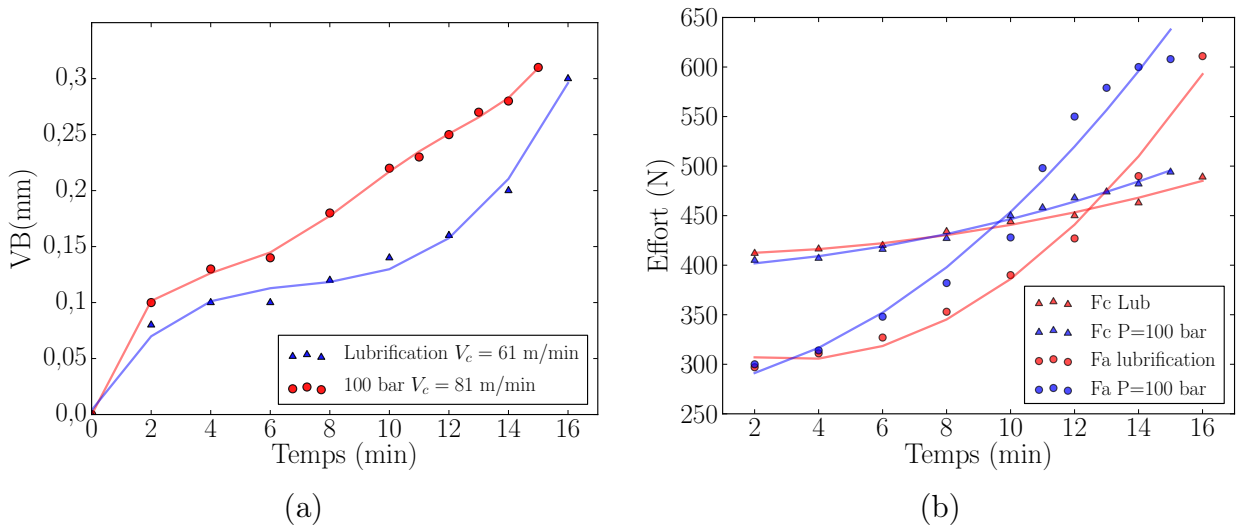


FIGURE II.43 – Evolution de l'usure et de l'effort de coupe pour V_c=61 m/min avec lubrification conventionnelle et pour V_c=81 m/min avec assistance HP à 100 bar

4.5 Analyse et discussion

La figure II.44 résume les résultats obtenus pour les vitesses de coupe 75 m/min, 88 m/min, et 100 m/min. La première constatation est que la durée de vie de l'outil chute très rapidement lorsque la vitesse de coupe augmente. Ceci, vient du fait que l'augmentation de la vitesse de coupe entraîne une augmentation de la puissance de coupe et de la dissipation de chaleur dans la pièce et dans l'outil. La génération supplémentaire de chaleur engendre l'augmentation de la température dans la zone de coupe. Par la suite, des mécanismes d'usure qui sont activés à hautes températures, dominent. Ce qui accélère l'usure de l'outil.

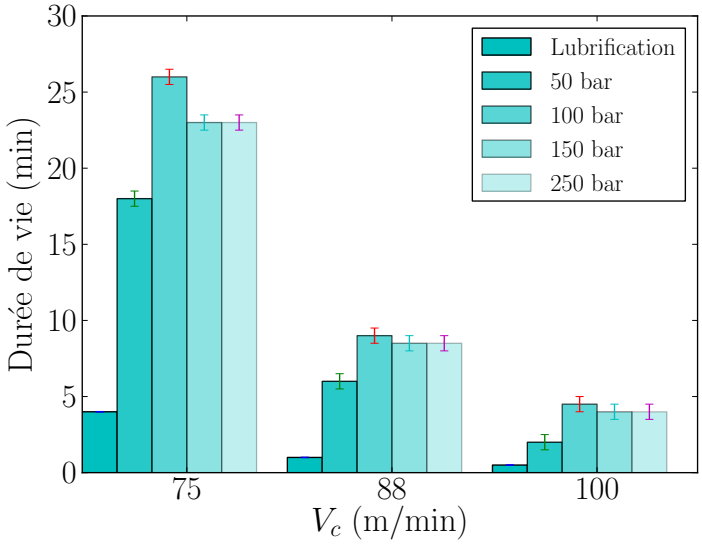


FIGURE II.44 – Variation de la durée de vie en fonction de la vitesse de coupe et en fonction de la pression du jet d'eau

Dans le cas de la lubrification conventionnelle, l'usure prend place très rapidement et engendre l'effondrement de l'arête de coupe au bout de quelques minutes (V_c=75 m/min)

ou au bout de quelques secondes (V_c=100 m/min). Quant à l'assistance jet d'eau haute pression, elle permet de lubrifier la zone de coupe et de contenir l'élévation de température. Cependant, l'efficacité de l'assistance diminue lorsque la vitesse de coupe devient de plus en plus importante. Certes, l'assistance permet d'augmenter la durée de vie de l'outil par rapport à la lubrification classique, mais elle atteint ses limites pour des vitesses de coupe élevées.

En se plaçant dans la gamme des vitesses de coupe dans laquelle l'assistance présente certains atouts, une pression optimale peut être déterminée. En effet l'augmentation de la pression permet normalement d'augmenter le coefficient de convection et la diminution de la température dans la zone de coupe. Ceci, pourrait permettre d'éviter certains types d'usure, et entraîne l'augmentation de la durée de vie de l'outil. Cela est vrai jusqu'à la pression de 100 bar. Mais, au-delà de cette pression, la durée de vie diminue. En effet, une pression plus élevée a tendance à accélérer l'usure par adhésion, ce qui augmente l'usure en dépouille et en cratère. Par ailleurs, l'analyse des efforts de coupe et de la surface de la pièce usinée permettent d'identifier des pics d'efforts qui correspondraient au soudage de fragments de copeau sur la pièce. De plus, la surface usinée est altérées par des rayures. Tous ces éléments contribuent à identifier la pression de 100 bar comme étant la pression optimale pour le Ti17. Elle permet donc d'avoir la plus longue durée de vie tout en assurant l'intégrité de la surface usinée.

Pour une durée de vie de 15 min, le passage de V_c=61 m/min en lubrification conventionnelle à V_c=81 m/min avec assistance HP permet d'avoir un gain de productivité aux alentours de 32%. La durée de vie restera comprise entre 15 min et 9 min pour les vitesses de coupe allant jusqu'à 88m/min. Dans cette gamme de vitesse le Ti17 n'est pas usinable en lubrification conventionnelle.

5 Conclusion

Dans la première partie de l'étude, les conditions de coupe ont été fixées (finition et ébauche). Ceci, a permis de tester et de mettre en évidence l'impact de l'assistance jet d'eau haute pression sur la durée de vie de l'outil. Le suivi de l'usure, de la rugosité, des efforts de coupe, l'analyse EDS et les micrographies du MEB ont permis d'identifier certains mécanismes d'usure en finition et en ébauche.

L'assistance jet d'eau haute pression a permis de stabiliser l'usure en dépouille. Cependant, l'usure en cratère est accélérée. Pour une pression de 100 bar l'augmentation de la durée de vie est assurée. En effet, pour la condition d'ébauche la durée de vie de l'outil peut être multipliée par 5.

En fonction des différents types d'usure, les constatations ont été les suivantes :

- Usure par déformation plastique de l'arête de coupe : elle domine lorsque la température de coupe, combinée avec des efforts de coupe importants, devient très élevée. Ceci, engendre la déformation plastique de l'arête de coupe qui finit par s'effondrer. Elle est la cause directe de l'effondrement de la plaquette en lubrification conventionnelle (condition d'ébauche). Non présente en assistance HP ;
- Usure par adhésion/diffusion : elle existe dans tous les essais de cette étude. Ce type d'usure est plus présent avec assistance HP car les dépôts de titane sont arrachés mécaniquement par le jet d'eau et non seulement par leur instabilité. Ainsi, un cratère se forme suite à la perte progressive de la matière sur la face coupe ;
- Usure en entaille : elle est remarquée dans la condition ébauche, le principal mécanisme de l'usure en entaille est l'adhésion. En effet, dans la zone d'entaille il y a

un dégagement important de chaleur favorisant l'adhésion. Au cours du temps, et à cause de l'instabilité des dépôts, l'entaille se forme par l'arrachement des dépôts formés.

La seconde partie de l'étude a été focalisée sur l'influence de la pression et de la vitesse de coupe sur l'efficacité de l'assistance jet d'eau haute pression. La valeur ajoutée de l'assistance jet d'eau haute pression est nettement remarquable. En effet, à partir d'une certaine vitesse de coupe le matériau n'est plus usinable en lubrification conventionnelle. Cependant, en utilisant l'assistance jet d'eau il est possible de continuer l'usinage avec cette vitesse et voire même de l'augmenter. Les essais expérimentaux ont montré que la durée de vie peut être augmentée jusqu'à 9 fois avec une pression de 100 bar. De plus, pour la même durée de vie de 15 min, la vitesse de coupe peut être augmentée de 30%. Pour les pressions au dessus de 100 bar des rayures sur la surface ont été remarqués. Un phénomène de recyclage du copeau est aussi mis en évidence. L'efficacité de l'assistance jet d'eau diminue lorsque la vitesse de coupe augmente, ainsi elle atteint sa limite d'efficacité.

Il est nécessaire de préciser qu'au cours des analyses EDS de l'oxygène est détecté. Ceci pourrait être un indice sur l'usure par oxydation. De plus, des zones de perte de matière ont été observées sur la face de coupe ; elles semblent être des traces d'érosion par le jet d'eau sur la plaquette. Ainsi une usure par érosion aurait pu aussi avoir lieu.

Le tableau II.45 présente un récapitulatif des modes d'usure qui peuvent avoir lieu en fonction du type de lubrification.

	Abrasion	Adhésion	Déformation plastique	Diffusion	Oxydation
Lubrification conventionnelle					
Finition	+	+	+	+	+
Ebauche	++	++	++	++	++
Assistance jet d'eau					
Moyenne pression	−	++	−	−	−
Haute pression	− −	+ + +	−−	−−	−−

FIGURE II.45 – Modes d'usure en fonction du type de lubrification

Etant donné que l'assistance jet d'eau haute pression permet de réduire l'évolution de l'usure en dépouille et afin d'améliorer, davantage, la durée de vie des outils, il est nécessaire de réduire au maximum l'usure en cratère. Il faudrait donc un substrat ou un revêtement qui évite/réduit le collage du copeau sur la plaquette.

Une partie de ces travaux a fait l'objet d'un article qui a été publié dans la revue internationale Wear (Ayed *et al.* (2013)).

Chapitre III

Compréhension des mécanismes de formation du copeau

Sommaire

1 Introduction 81

2 Étude expérimentale de la coupe orthogonale 81

2.1 Mise en place des essais 81

2.2 Optimisation des conditions de coupe et de lubrification 82

2.3 Influence de l'assistance jet d'eau haute pression sur la formation du copeau 83

2.4 Conclusion 87

3 Etude du comportement et de l'endommagement du Ti17 en conditions extrêmes 88

3.1 Présentation du matériau 88

3.2 Etude du comportement 89

3.3 Identification des paramètres de la loi de comportement de Johnson-Cook 91

3.3.a Démarche expérimentale et Méthode d'identification . 91

3.3.b Essais de compression 92

3.3.c Essais de cisaillement 96

3.3.d Analyse micrographique 99

3.4 Synthèse sur le comportement du Ti17 100

3.5 Etude de l'endommagement 102

3.5.a Modèles d'endommagement 102

3.6 Essais expérimentaux et identification des paramètres du critère d'endommagement de Johnson-Cook 104

3.6.a Influence de l'état de contraintes sur la déformation à la rupture 104

3.6.b Influence de la vitesse de déformation sur la déformation à la rupture 107

3.6.c Influence de la température sur la déformation à la rupture 108

3.7 Synthèse sur l'endommagement 108

4 Modélisation de l'usinage assisté jet d'eau haute pression . . 110

4.1 Introduction 110

4.1.a Modélisation du frottement 110
4.1.b Aspects thermiques du contact 116
4.1.c Gestion du contact 117
4.2 Modélisation de la coupe orthogonale 118
4.2.a Modèle géométrique 118
4.2.b Prise en compte de l'endommagement 119
4.2.c Simulation de la coupe et sensibilité du modèle au maillage 120
4.2.d Résultats intermédiaires en coupe orthogonale 120
4.3 Modélisation de l'usinage assisté jet d'eau haute pression 123
4.3.a Démarche de modélisation 123
4.3.b Modèle géométrique 124
4.3.c Effets du jet d'eau 126
5 Modélisation de la plasticité cristalline 130
5.1 Introduction 130
5.2 Implémentation d'une loi de plasticité cristalline 131
5.2.a Cinématique 132
5.2.b Potentiel et relations d'état 133
5.2.c Dissipation 134
5.2.d Loi de comportement 135
5.2.e Cas d'un matériau multiphasé 136
5.2.f Changement de phase 136
5.3 Validation du modèle implémenté 137
5.4 Identification des paramètres de la loi de comportement 138
5.5 Modèle de coupe 141
5.5.a Formation du copeau 142
5.5.b Influence de la vitesse de coupe et du nombre de grains 143
5.5.c Influence des orientations des grains 144
5.5.d Evolution des Textures 147
5.6 Synthèse sur la plasticité cristalline 147
6 Conclusion 148

1 Introduction

La compréhension des mécanismes thermomécaniques mis en jeu lors de la formation du copeau est très complexe. En effet, la zone de coupe est difficilement observable car elle est très localisée et généralement difficile d'accès.

De plus, de très forts gradients mécaniques et thermiques interviennent dans les différentes zones de cisaillement. Dans le cas de l'UAJHP, l'observation est devenue impossible à cause du brouillard crée par la dispersion du jet.

Pour aborder cette compréhension sur la formation du copeau en assistance jet d'eau haute pression, nous nous sommes donc appuyés sur une modélisation du procédé. La modélisation doit représenter très fidèlement les phénomènes physiques qui interviennent dans la coupe tels que les interactions au niveau des contacts, le comportement du matériau, interaction du jet d'eau avec la pièce et l'outil. Cette modélisation, une fois validée, permettra de comprendre l'action du jet d'eau sur la formation du copeau au niveau mécanique (effet du jet sur le copeau) et thermique (refroidissement de la zone de coupe). Elle permettra, également, de prédire les efforts de coupe, les champs de température, des contraintes et la morphologie du copeau.

Un autre modèle qui se base sur la théorie de la plasticité cristalline est mis en place. Il permettra de simuler l'évolution de la texture dans le copeau et dans la pièce, ainsi que les changements de phase qui peuvent avoir lieu.

Ce chapitre présente, dans un premier temps, une étude sur le comportement du Ti17 en conditions extrêmes en température et en vitesse de déformation. Puis, en prenant en compte la modélisation de l'interface outil/copeau, la modélisation de la coupe orthogonale est réalisée. Cette dernière est complétée par la prise en compte du jet d'eau et la mise en place de l'interaction fluide structure. Enfin, le modèle de coupe se basant sur la théorie de la plasticité cristalline sera présenté.

2 Étude expérimentale de la coupe orthogonale

L'étude expérimentale de l'usure a permis certes de comprendre les mécanismes d'usure en usinage assisté jet d'eau haute pression et d'étudier l'influence de la vitesse de coupe sur la durée de vie de l'outil. Cependant, l'influence des différents paramètres de coupe et de l'assistance HP, notamment le diamètre de la buse, n'a pas été étudiée. Cette étude va donc permettre de compléter les travaux précédents.

Le but recherché à travers cette étude est, d'une part, de trouver les meilleures conditions de coupe et de lubrification permettant d'avoir l'usure et l'effort de coupe les plus faibles. D'autre part, on s'est fixé pour objectif l'analyse de l'impact des conditions de lubrification sur la formation du copeau et notamment sur les changements métallurgiques au niveau du copeau et au niveau de la surface usinée. Mais, il est à signaler qu'aucune mesure de contraintes résiduelles n'a pu être faite vu la taille millimétrique des grains du Ti17.

2.1 Mise en place des essais

Des essais de coupe orthogonale ont été menés en utilisant un outil ARNO (SXCCN 2525 M12-B) et une plaquette (122002) en carbure de tungstène non revêtu. L'outil a été affûté afin d'avoir un angle de coupe $\gamma = 5°$ et un angle de dépouille $\alpha = 5°$. Les essais ont été accompagnés par la mesure des efforts de coupe et de l'usure en dépouille. La figure III.1 montre le montage utilisé.

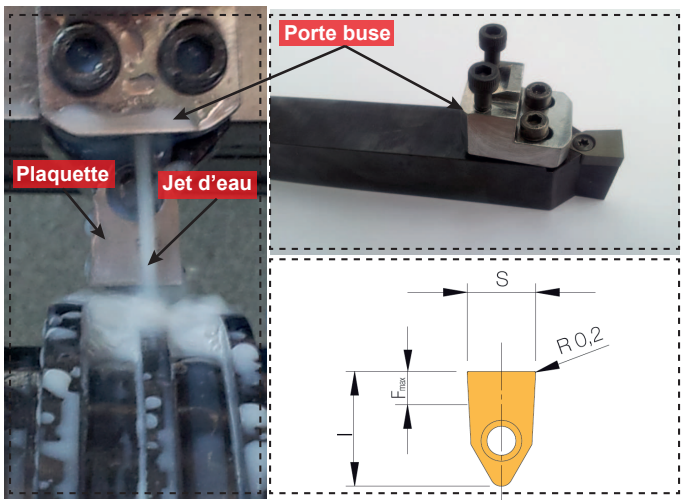


FIGURE III.1 – Montage expérimental pour les essais de la coupe orthogonale

Un temps d'usinage de 7 s a été fixé permettant d'avoir un effort de coupe stable et d'éviter l'usure excessive de l'outil. Un plan d'expérience de type Taguchi (L16) a été adopté (5 paramètres à 4 niveaux) :

- V_c (m/min) : 50 ; 61 ; 75 ; 81
- a_p (mm) : 1 ; 2 ; 3 ; 4 ; 5
- f (mm/tr) : 0,1 ; 0,15 ; 0,2 ; 0,25
- d_{buse} (mm) : 1 ; 1,6 ; 2 ; 2,5
- P(bar) : Lubrification conventionnelle (LubC) ; 50 ; 100 ; 150

2.2 Optimisation des conditions de coupe et de lubrification

Le tableau III.1 présente le plan d'expériences et les résultats des essais. F_C et VB représentent respectivement la valeur moyenne de l'effort de coupe et l'usure en dépouille. Le dépouillement des résultats a été effectué à l'aide du logiciel Minitab. Les figures III.2 et III.3 représentent respectivement la sensibilité de l'usure en dépouille et de l'effort spécifique de coupe à la variation des différents paramètres de coupe et du jet d'eau.

On peut remarquer que l'augmentation de la vitesse de coupe ou de l'avance engendre une accentuation de l'usure. De plus, en analysant la variation du VB en fonction du diamètre de la buse et de la pression, un minimum apparaît. Il en ressort donc qu'il existe une pression et un diamètre de buse optimaux. La pression optimale est située entre 50 bar et 100 bar et le diamètre de buse optimal est entre 1,6 mm et 2 mm.

L'analyse de la variation de l'effort spécifique de coupe montre que lorsque la vitesse de coupe, la profondeur de passe et le diamètre de la buse augmentent, K_C diminue légèrement. Mais, on constate une réduction considérable lorsque l'avance augmente. Il est à noter aussi que la pression a un effet marqué sur K_C. La courbe passe, en effet, par un minimum à la pression de 100 bar.

Ainsi, cette série d'essais a permis d'examiner l'influence des différents paramètres de coupe et du jet d'eau sur l'usure en dépouille et sur l'effort spécifique de coupe. L'étude menée a permis aussi d'optimiser les conditions de coupe, la pression du jet d'eau et le diamètre de la buse. La pression optimale de 100 bar confirme les résultats des essais d'usure.

V_c (m/min)	a_p (mm)	f (mm/tr)	d_{buse} (mm)	P(bar)	F_C(N)	VB(mm)
50	1	0,1	1	LubC	262	0,06
61	1	0,15	2	150	333	0,09
75	1	0,2	2,5	50	388	0,08
81	1	0,25	1,6	100	435	0,15
50	2	0,15	1,6	50	628	0,09
61	2	0,1	2,5	100	422	0,08
75	2	0,25	2	LubC	899	0,25
81	2	0,2	1	150	800	0,36
50	3	0,2	2	100	1136	0,12
61	3	0,25	1	50	1323	0,17
75	3	0,1	1,6	150	703	0,1
81	3	0,15	2,5	Lub	903	0,57
50	4	0,25	2,5	150	1866	0,23
61	4	0,2	1,6	LubC	1528	0,16
75	4	0,15	1	100	1184	0,11
81	4	0,1	2	50	848	0,06

Tableau III.1 – Plan d'expérience Taguchi et résultats des essais

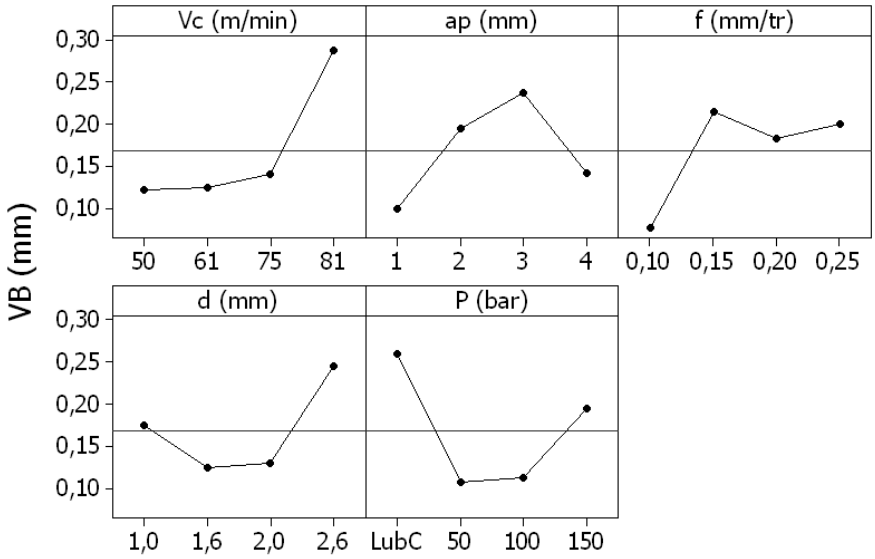


FIGURE III.2 – Sensibilité de l'usure en dépouille à la variation des conditions de coupe et du jet d'eau

2.3 Influence de l'assistance jet d'eau haute pression sur la formation du copeau

Afin d'étudier l'influence de la lubrification sur la formation du copeau, une deuxième série d'essais a été effectuée. Lors de ces essais, le diamètre de la buse et la vitesse de coupe ont été fixés (V_c=75 m/min, d_{buse}=1,6 mm), la largeur de coupe a été fixée à 5 mm. Au total, six essais ont été réalisés :

- Conditions d'usinage : Sec, lubrification conventionnelle et P=100 bar ;
- f (mm/tr) : 0,1 ; 0,2.

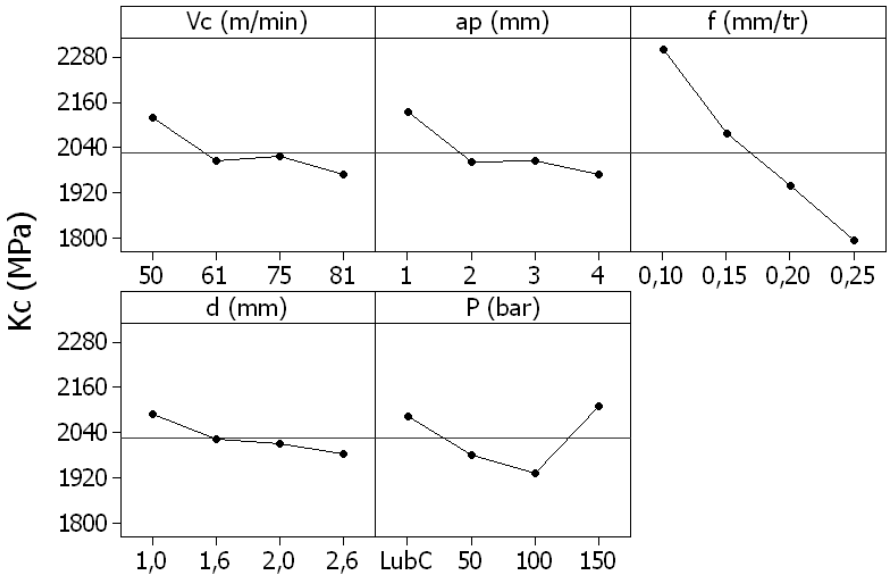


FIGURE III.3 – Sensibilité de l'effort spécifique de coupe à la variation des conditions de coupe et du jet d'eau

Macroscopiquement, le copeau généré en usinage à sec comme en lubrification conventionnelle est continu. Cependant, il devient fragmenté sous l'action du jet d'eau. La figure III.4 présente les images des copeaux obtenus.

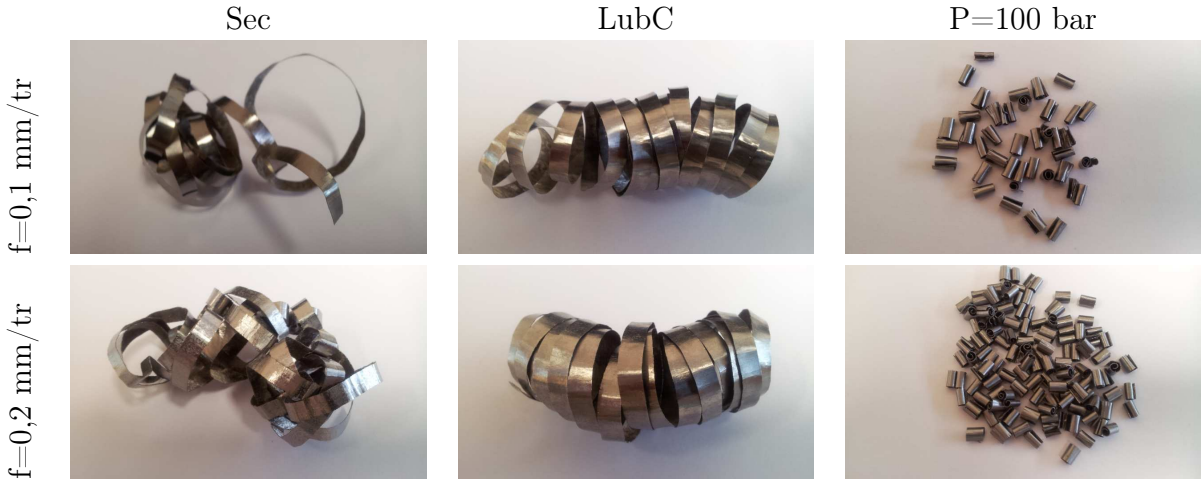


FIGURE III.4 – Images du copeau à différentes conditions de coupe et de lubrification

Une analyse microscopique sur le copeau a été réalisée à l'aide du MEB et du microscope optique. La figure III.5 montre la morphologie des copeaux obtenus par microscopie optique. Ces observations ont révélé que le copeau est segmenté pour toutes les conditions de coupe testées. De même, des zones de forte localisation de déformation ont été repérées au niveau des bandes de cisaillement. Par ailleurs, la formation de ces bandes est plus marquée et plus régulière avec une avance de 0,2 mm/tr. Au contraire, avec une avance de 0,1 mm/tr les paramètres géométriques du copeau changent et la formation de ces bandes devient irrégulière. De plus, sur certains segments la forme en dents de scie est fortement atténuée.

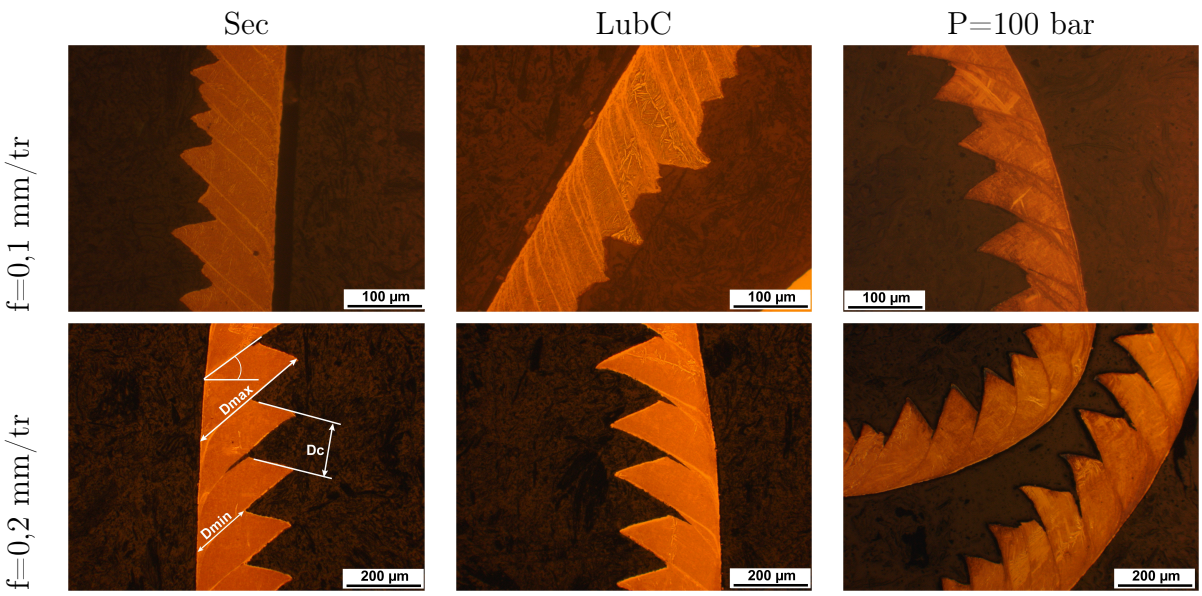


FIGURE III.5 – Morphologie du copeau à différentes conditions de coupe et de lubrification

Des mesures des différents paramètres géométriques du copeau ont été réalisées. Le tableau III.2 illustre la variation de ces paramètres géométriques ainsi que la variation de l'effort de coupe. Il est à signaler que D_{max}, D_{min} et D_C changent d'un fragment de copeau à un autre. La différence risque d'être importante notamment dans le cas de l'avance 0,2 mm/tr à cause de la propagation de micro-fissures (l'écart de mesure varie entre 10 μm et 20 μm). Il est à noter aussi que l'effort de coupe devient moins stable en augmentant l'avance. La valeur présentée de chaque paramètre est la moyenne de plusieurs mesures dans différents segments de copeaux.

	Condition	φ	D_C	$f_{seg}(KHz)$	D_{min}	D_{max}	F_C(N)
f=0,1 mm/tr	Sec	40±3°	41	1830	116	170	1090±70
	LubC	38±3°	73	1030	93	202	1080±70
	100 bar	33±3°	57	1032	93	151	1000±50
f=0,2 mm/tr	Sec	44±3°	134	560	135	344	1710±100
	LubC	42±3°	148	510	117	330	1750±100
	100 bar	31±3°	151	490	165	320	1720±100

Tableau III.2 – Plan d'expérience et résultats des essais

Il apparaît que la lubrification n'a pas un effet très marqué sur l'évolution de l'effort de coupe. Une diminution est, toutefois, remarquée mais elle reste très faible par rapport à l'amplitude de ces efforts. L'angle de cisaillement φ augmente d'environ 4° avec une avance de 0,2 mm/tr. Pourtant, avec l'usinage assisté jet d'eau l'angle φ ne semble pas changer.

Le tableau III.2 montre également que la fréquence de segmentation du copeau diminue lorsque la vitesse d'avance augmente. Elle passe de 1,8 MHz pour une avance de 0,1 mm/tr à 560 KHz avec une avance de 0,2 mm/tr. En outre, la fréquence de segmentation du copeau diminue, avec assistance jet d'eau, cet effet est plus remarqué avec une avance de 0,1 mm/tr.

Dans le but d'étudier l'effet des conditions d'usinage et du type de lubrification sur les changements microstructuraux, une analyse en sous couche a été effectuée. La figure III.6

présente les résultats des observations au MEB (grossissement 10000X). Sur certaines de ces images, une couche fortement déformée peut être distinguée. La profondeur de cette couche varie en fonction des conditions d'usinage et du mode de lubrification.

Les effets mécaniques et thermiques induits par l'opération d'usinage deviennent plus importants avec l'augmentation de l'avance. En usinage à sec et avec une avance de 0,2 mm/tr, la zone affectée varie entre 7 μm et 10 μm. Elle est réduite à environ 6 μm avec lubrification conventionnelle. En revanche, en usinage assisté jet d'eau à la pression de 100 bar, la profondeur affectée diminue de façon considérable et elle ne dépasse pas 2 μm. Pour les deux avances étudiées, l'assistance jet d'eau haute pression a permis d'atténuer les effets thermiques et mécaniques. Cela, se traduit par une très faible zone affectée.

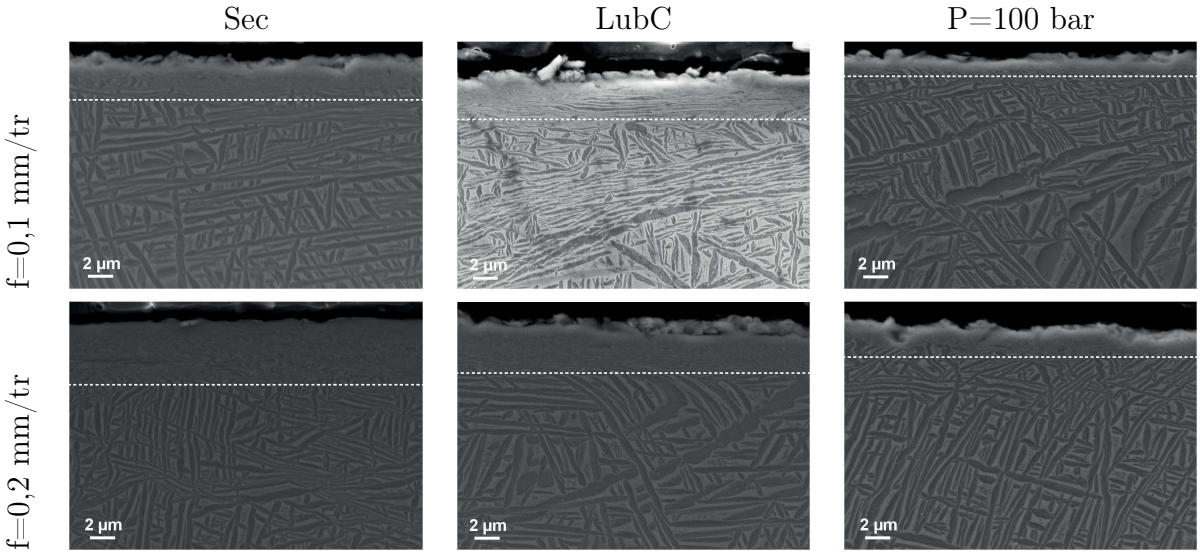


FIGURE III.6 – Observation des zones affectées sur la surface de la pièce pour différentes conditions de coupe et de lubrification

La figure III.7 obtenue avec un grossissement de 28400X, montre la zone affectée après un usinage en lubrification conventionnelle à une avance de 0,2 mm/tr. Il est ainsi possible de distinguer les lamelles de la phase α qui sont déformées et réorientées. Cette zone fortement déformée est le résultat de la combinaison de l'action mécanique de l'outil et de la température de coupe. Elle devient plus importante lorsque la zone affectée thermiquement augmente. De plus, dans ces conditions extrêmes en déformation et en température, un changement de phase peut avoir lieu. Ceci, peut engendrer des changements microstructuraux.

En usinage à sec la chaleur générée est partagée entre l'outil, la pièce et le copeau. Par ailleurs, en lubrification conventionnelle, le fluide de coupe permet de dissiper une partie de la température localisée dans la zone de coupe. Cependant, l'efficacité de la lubrification est beaucoup plus importante en assistance jet d'eau haute pression. La dissipation de la chaleur par le fluide réduit, d'une part, la chaleur diffusée dans la pièce et d'autre part elle permet de refroidir rapidement la surface usinée. Ceci, contribue à la réduction de la zone affectée.

L'analyse des copeaux au MEB permet de distinguer clairement les bandes de cisaillement. La figure III.8 présente la morphologie et la microstructure du copeau obtenues en usinage à sec avec une avance de 0,2 mm/tr. La figure montre des zones fortement déformées sur les zones de cisaillement. La largeur de ces zones est d'environ 4 μm. De plus, autour de la bande de cisaillement, les lamelles de la phase α sont fortement déformées.

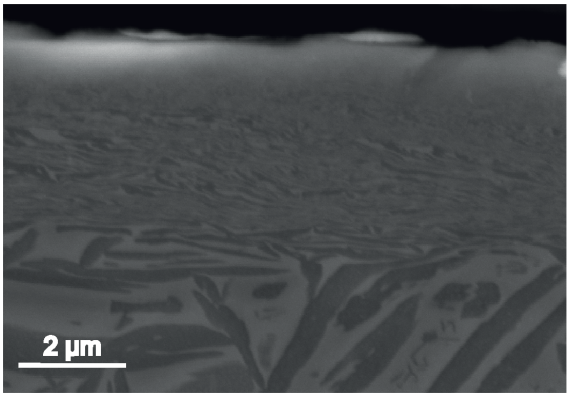


FIGURE III.7 – Zone affectée en usinage avec lubrification conventionnelle (f=0.2 mm/tr)

Cependant, en allant vers l'intérieur du copeau le matériau ne semble pas avoir subi de grandes déformations ou de changements micro-structuraux.

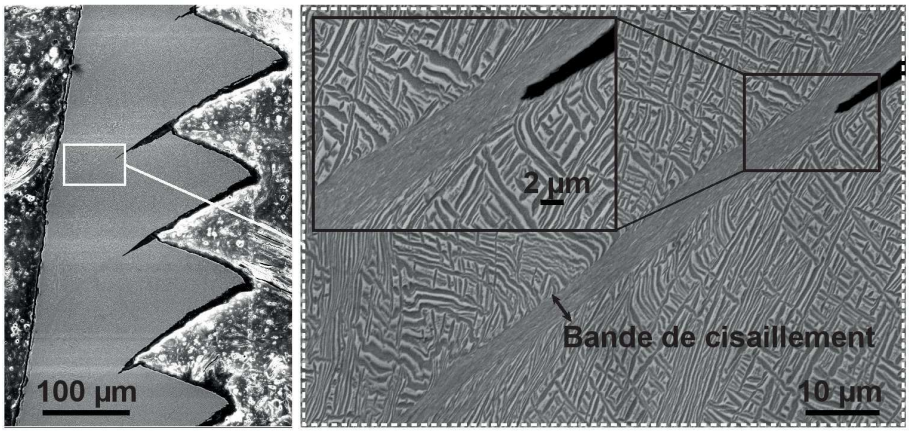


FIGURE III.8 – Morphologie du copeau et bandes de cisaillement à sec (V_c=75 m/min, f=0,2 mm/tr)

2.4 Conclusion

Les essais de la coupe orthogonale ont permis de déterminer le diamètre de buse et la valeur de pression optimaux, 1,6 mm et 100 bar respectivement. Permettant ainsi d'avoir l'effort spécifique de coupe le plus faible et l'usure la plus faible.

L'analyse micrographique de la surface usinée a montré l'existence d'une couche superficielle fortement déformée. La profondeur de cette zone diminue avec l'augmentation de l'efficacité de la lubrification (augmentation de la pression du jet d'eau). Par ailleurs, le copeau du Ti17 est segmenté pour toutes les conditions testées. La segmentation devient plus marquée avec l'augmentation de l'avance et elle est accompagnée par une localisation de la déformation au niveau de la bande de cisaillement.

Les résultats de cette partie, notamment les efforts de coupe et les paramètres géométriques du copeau, seront utilisés pour valider le modèle numérique d'usinage.

3 Etude du comportement et de l'endommagement du Ti17 en conditions extrêmes

La mesure de la température de coupe par différentes techniques (M'saouibi (1998); Habak (2006a); Abukhshim *et al.* (2006); Pujana *et al.* (2008b) et List *et al.* (2012)) montre qu'elle varie entre 700°C et 1000°C. L'estimation de la vitesse de déformation par des méthodes analytiques et expérimentales est de l'ordre de 10^3 s^{-1} à 10^5 s^{-1} (List *et al.* (2013); Pujana *et al.* (2008a)). La génération de chaleur combinée aux grandes vitesses de déformation donne lieu au phénomène de localisation de la déformation et à la formation des bandes de cisaillement lors de la formation du copeau. Afin de pouvoir simuler le procédé d'usinage, il est donc nécessaire de s'appuyer sur une loi de plasticité et sur un modèle d'endommagement qui permettent de tenir compte de ces phénomènes.

La forte interaction entre les différents phénomènes mécaniques, thermiques et métallurgiques complique la compréhension et la modélisation du comportement des matériaux à grandes vitesses de déformation et à hautes températures. La recherche dans ce domaine est donc fortement dépendante des moyens expérimentaux et des méthodes d'identification utilisées.

3.1 Présentation du matériau

Le matériau qui fait l'objet de cette étude est l'alliage de titane Ti17 (Ti-5Al-2Sn-4Mo-2Zr-4Cr). Il est utilisé essentiellement dans les réacteurs d'avion, notamment pour les disques des compresseurs basses pressions. Les travaux de recherche sur cet l'alliage ont été focalisés principalement sur l'étude métallurgique (Gourbesville (2000); Teixeira (2005); Wang *et al.* (2010, 2011); Bruneseaux *et al.* (2008); Teixeira *et al.* (2007); Fréour *et al.* (2006)), sur l'étude du procédé de forgeage et sur la fatigue (Delfosse (2005); Russ (2005); Cadario et Alfredsson (2007); Lei *et al.* (2010); Garcia *et al.* (2007); Moshier *et al.* (2001)). Néanmoins, les études publiées sur le comportement mécanique du Ti17 ne sont pas nombreuses (Ma *et al.* (2012); Li *et al.* (2012); Qiang *et al.* (2003)).

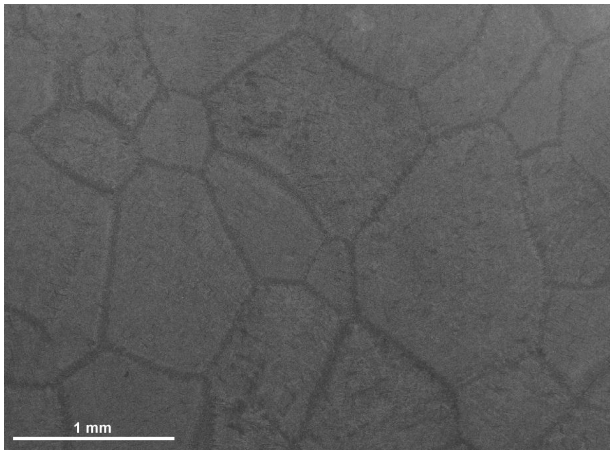


FIGURE III.9 – Microstructure du matériau à l'état de livraison

Le tableau III.3 présente la composition chimique et les propriétés mécaniques du Ti17.

Composition chimique (%)						Propriétés mécaniques		
Ti	Al	Mo	Cr	Zr	Sn	E (GPa)	R_m (MPa)	ρ (Kgm^{-3})
83	5	4	4	2	2	114	1100-1240	4600

Tableau III.3 – Composition chimique et propriétés mécaniques du Ti17

A la température ambiante, le Ti17 se compose d'une phase α et d'une phase β. La température dite de transus est située à environ 880°C, au dessus de cette température seule la phase β existe. Au cours du refroidissement, différentes morphologies de la phase α se forment. Entre 890° et 700° la phase β se décompose en α_{GB} (α Grain Boundary) et α_{WGB} (α Widmanstätten Grain Boundary). Dans un premier temps, et vu la faible force de germination, la morphologie α_{GB} se forme sur les joints de gains. Elle est suivie par la formation de la morphologie α_{WGB} sous forme de colonies de lamelles organisées et parallèles. Entre 700° et 525° la morphologie α_{WI} se forme, suite à une transformation intragranulaire et se dote de la forme d'aiguilles très fines. La figure III.10 illustre justement les différentes morphologies de la phase α qui sont présentes dans le Ti17.

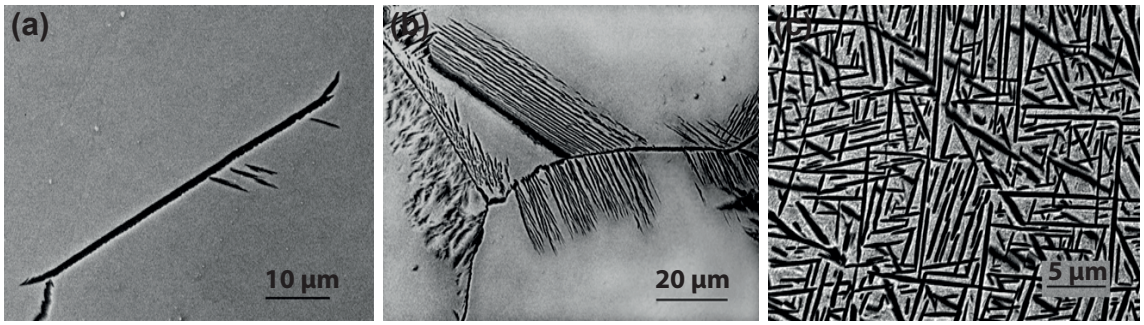


FIGURE III.10 – Morphologies de la phase α, (a) α_{GB}, (b) α_{WGB}, (c) α_{WI} (Teixeira (2005))

3.2 Etude du comportement

Généralement, les lois de comportement peuvent être regroupées en trois catégories (Hor (2011)) : lois de comportement empiriques, Semi-Physiques et Physiques.

- Lois de comportement empiriques : elles sont généralement simples en termes d'écriture et d'identification. Ceci, facilite leurs implémentations dans les codes de calcul (Johnson et Cook (1983); Calamaz *et al.* (2008); Baker *et al.* (2003)) ;
- Lois de comportement Semi-Physiques : ces lois sont plus complexes et nécessitent plus d'essais expérimentaux, la difficulté d'identification est plus importante que les lois de comportement empiriques (Zerilli et Armstrong (1988); Lurdos (2008); Meyers *et al.* (2003b)) ;
- Lois de comportement Physiques : elles se basent complètement sur des aspects métallurgiques et physiques (microstructure, dislocations, recristallisation ...). Cependant, le nombre de paramètres dans la loi devient important ce qui rend l'identification très délicate (Brown (1987)).

Loi de Zerilli-Armstrong (ZA) Elle a été proposée par Zerilli et Armstrong (1988). La loi peut s'écrire sous différentes formes selon la structure cristalline du matériau. Pour un système cubique à faces centrées (c.f.c), la loi de comportement s'écrit sous la forme

de l'équation III.1. L'équation III.2 est utilisée pour un système cubique centré (c.c). L'équation III.3 est employée pour un système hexagonal compact (h.c). Avec D la taille moyenne des grains, ε la déformation, σ la contrainte, et $\dot{\varepsilon}$ la vitesse déformation. Les paramètres C_i sont des constantes à identifier.

$$\sigma = C_1 + \frac{C_2}{\sqrt{D}} + C_3\sqrt{\varepsilon}exp\left(-C_6T + C_7ln(\dot{\varepsilon})\right) \tag{III.1}$$

$$\sigma = C_1 + \frac{C_2}{\sqrt{D}} + C_4\varepsilon^n + C_5exp\left(-C_6T + C_7ln(\dot{\varepsilon})\right) \tag{III.2}$$

$$\sigma = C_1 + \frac{C_2}{\sqrt{D}} + C_3\sqrt{\varepsilon}exp\left(-C_6T + C_7ln(\dot{\varepsilon})\right) + C_5exp\left(-C_{6'}T + C_{7'}ln(\dot{\varepsilon})\right) \tag{III.3}$$

La loi de ZA a fait l'objet de nombreuses études, notamment sur l'effet de la microstructure sur le comportement des matériaux (Holt *et al.* (1994); Lennon et Ramesh (2004); Chen *et al.* (2007)). L'objet de ces études a été principalement l'identification des paramètres du modèle pour différents matériaux. Par ailleurs, l'intégration numérique du modèle a été très peu abordée. Plusieurs modifications ont été justement proposées afin d'améliorer la sensibilité du modèle à la variation de la température et de la vitesse de déformation (Zhang *et al.* (2009); Samantaray *et al.* (2011); Li *et al.* (2012, 2013)).

Loi de Johnson-Cook (JC) C'est la loi la plus utilisée en dynamique rapide, elle a été développée en 1983 par Johnson et Cook (1983). Plusieurs atouts ont permis de donner un succès exceptionnel à cette loi. En effet, la simplicité mathématique et la faible difficulté d'identification combinées à une bonne précision de prédiction de certains phénomènes physiques donnent des avantages très importants pour son utilisation. L'implémentation par défaut de la loi de JC dans les codes de calcul par éléments finis a aussi favorisé son utilisation.

L'équation III.4 présente la loi de Johnson-Cook. Le premier terme représente l'écrouissage isotrope de Ludwik (Ludwik (1909)). Le deuxième terme représente la sensibilité à la vitesse de déformation. La sensibilité à la température est représentée par le troisième terme. Les paramètres A, B, n, C, m sont des constantes à déterminer par des essais expérimentaux sur une large gamme de températures et de vitesses de déformation. $\dot{\varepsilon}_0$, T_f et T_a représentent respectivement la vitesse de déformation de référence, la température de fusion du matériau et la température ambiante.

$$\sigma = \underbrace{(A + B^n)}_{1}\underbrace{\left(1 + Cln\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)}_{2}\underbrace{\left(1 - \left(\frac{T - T_a}{T_f - T_a}\right)^m\right)}_{3} \tag{III.4}$$

Cette loi est souvent critiquée parce qu'elle ne prend pas en compte les interactions entre la déformation, la température et la vitesse de déformation. Plusieurs études comparatives avec la loi de ZA et plusieurs modifications ont été faites par Liang et Khan (1999); Meyer et Kleponis (2001); Samantaray *et al.* (2009); Hou et Wang (2010); Liu *et al.* (2012); Huiping *et al.* (2013); Wang *et al.* (2013); Song *et al.* (2013) et Li *et al.* (2013). Un modèle qui présente une combinaison de la loi de JC et de la loi de ZA a été proposé par Holmquist et Johnson (1991). L'équation III.5 présente le modèle proposé.

$$\sigma = (A + B^n)\,exp\left(-C_3T + C_4ln(\dot{\varepsilon})\right) \tag{III.5}$$

La comparaison avec la loi de ZA permet de conclure que les deux modèles donnent des résultats très proches et très comparables. Les modifications effectuées sur la loi de JC permettent certainement d'améliorer la réponse du modèle mais sans parvenir à tenir compte de tous les phénomènes physiques et les couplages qui peuvent avoir lieu. Le résultat final ne s'éloigne pas beaucoup des prédictions de la loi de JC dans sa version initiale. De plus, la difficulté d'implémentation des lois de comportement complexes et plus performantes présente une barrière limitant leur utilisation. Ceci, rend le modèle de JC incontournable pour la simulation des problèmes en dynamique rapide. C'est cette loi qui a été utilisée pour la modélisation du comportement du Ti17.

3.3 Identification des paramètres de la loi de comportement de Johnson-Cook

3.3.a Démarche expérimentale et Méthode d'identification

Les essais expérimentaux ont été effectués sur un simulateur physique GLEEBLE 3500 (la vitesse maximale de déplacement du vérin de la machine est de 1 ms^{-1}). La machine est équipée d'une cellule de mesure d'effort allant jusqu'à 100 kN. La mesure du déplacement est assurée par un extensomètre fixé sur les mors. La température est mesurée par des thermocouples de type K. Tous les essais ont été réalisés sous atmosphère contrôlé (10^{-5} bar).

L'éprouvette est mise entre deux enclumes et elle est chauffée par le biais du passage d'un courant électrique (effet Joule). Afin de diminuer le frottement et de favoriser la conductivité thermique, un papier en graphite et une pâte de nickel sont appliqués à l'interface mors-éprouvette. La figure III.11 présente le montage de compression utilisé. Deux types de géométries d'éprouvettes ont été utilisés afin de réaliser des essais de compression et des essais de cisaillement.

FIGURE III.11 – Essai de compression et types d'éprouvettes utilisés

Les conditions thermomécaniques des essais sont présentés par la figure III.12. Une partie des essais est dédiée à l'identification et une autre partie à la validation des paramètres identifiés. Pour chaque essai, la réponse effort/déplacement est mesurée. La température est contrôlée durant toute la phase d'essai. Suite à ces essais, des analyses micrographiques ont été réalisées sur les éprouvettes.

L'identification de la loi de comportement de Johnson-Cook est largement documentée dans la bibliographie (Zhao (1997); Clausen *et al.* (2004); Wierzbicki *et al.* (2005a); Teng et Wierzbicki (2006a); Rohr *et al.* (2008); Cadoni *et al.* (2012); Scapin *et al.* (2012)). Le domaine de validité des paramètres identifiés dépend du domaine de sollicitation appliquée au cours des essais en termes de vitesses de déformation et de températures.

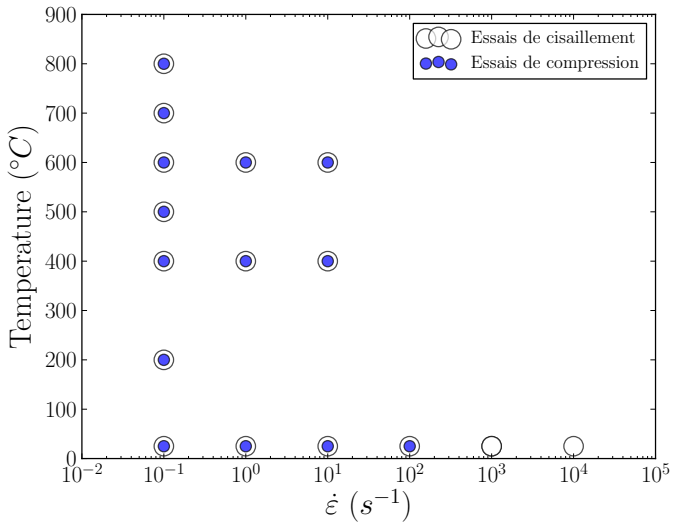


FIGURE III.12 – Conditions expérimentales pour les essais de cisaillement et pour les essais de compression

Les paramètres de la loi de JC peuvent être identifiés par une méthode directe ou par une méthode inverse. La méthode directe est plus rapide mais elle donne une estimation globale (moyenne) pour les paramètres C et m. Dans le cadre de cette étude, les paramètres de la loi de Johnson-Cook sont identifiés par une méthode inverse ayant comme données initiales les résultats du calcul direct.

L'identification par méthode inverse consiste, dans un premier temps, à réaliser une simulation numérique de l'essai mécanique avec un jeu de paramètres initiaux. Ensuite, la courbe effort/déplacement numérique est comparée à la courbe expérimentale. Une fonction erreur est donc calculée pour quantifier la différence (erreur) entre les deux courbes. Un algorithme d'optimisation de "Lavemberg-Marquart" est alors utilisé pour optimiser le jeu de paramètres. L'objectif est donc de minimiser l'écart relatif entre la courbe numérique et la courbe expérimentale.

Il convient de signaler, que pour chaque condition, deux essais au moins ont été réalisés. La figure III.13 illustre la méthode d'identification.

3.3.b Essais de compression

La figure III.14 présente les résultats des essais de compression pour les différents niveaux de température et de vitesses de déformation.

La figure III.15 présente l'évolution de la contrainte d'écoulement en fonction de la température et de la vitesse de déformation. Les résultats montrent que la contrainte d'écoulement chute de 1320 MPa à 300 MPa pour une augmentation de température de 25°C à 800°C. Cependant, le matériau garde de très bonnes caractéristiques mécaniques jusqu'à 400-500°C.

Simulation numérique de l'essai mécanique La simulation numérique des essais a été effectuée sur la version 6.10 du code de calcul ABAQUS, le schéma d'intégration est explicite. Le modèle est axisymétrique, maillé avec des éléments à quatre nœuds et avec intégration réduite (CAX4RT). Le modèle de compression est présenté par la figure III.16, il comporte 2700 éléments de taille 0,1 mm. Le frottement entre les mors et l'éprouvette est négligé. La face inférieure de l'éprouvette est bloquée, un déplacement est imposé sur

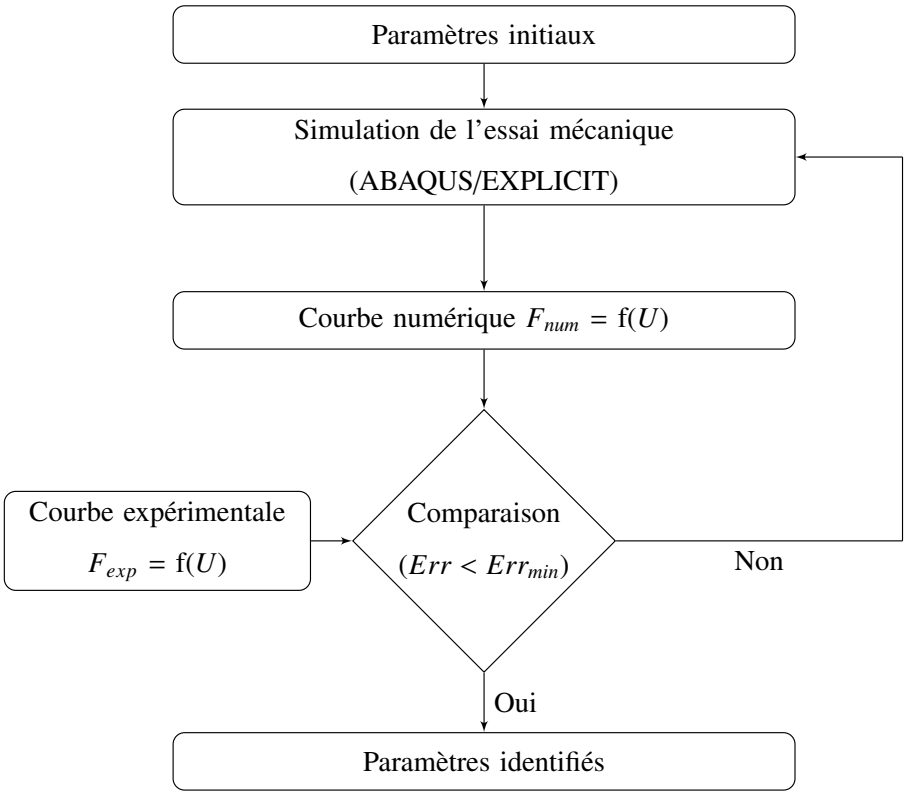


FIGURE III.13 – Identification par la methode inverse

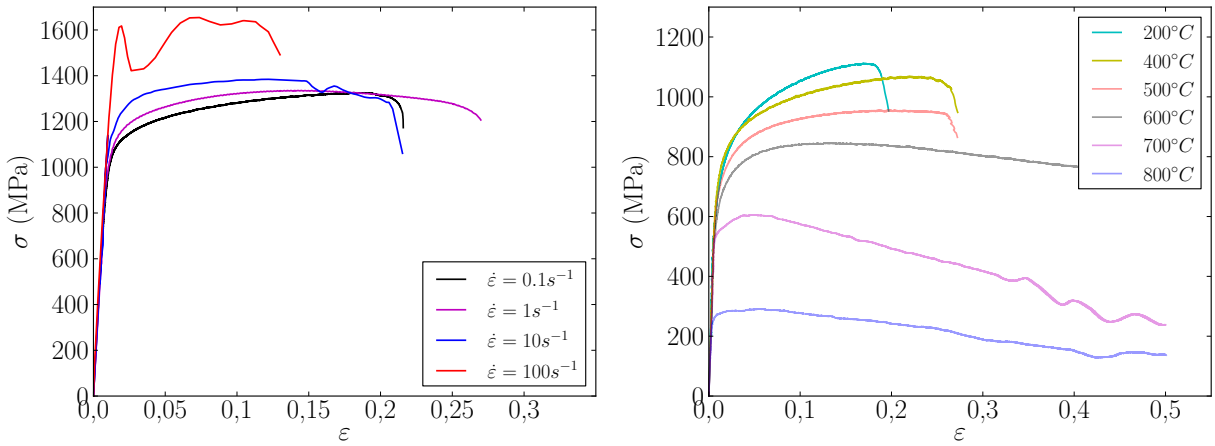


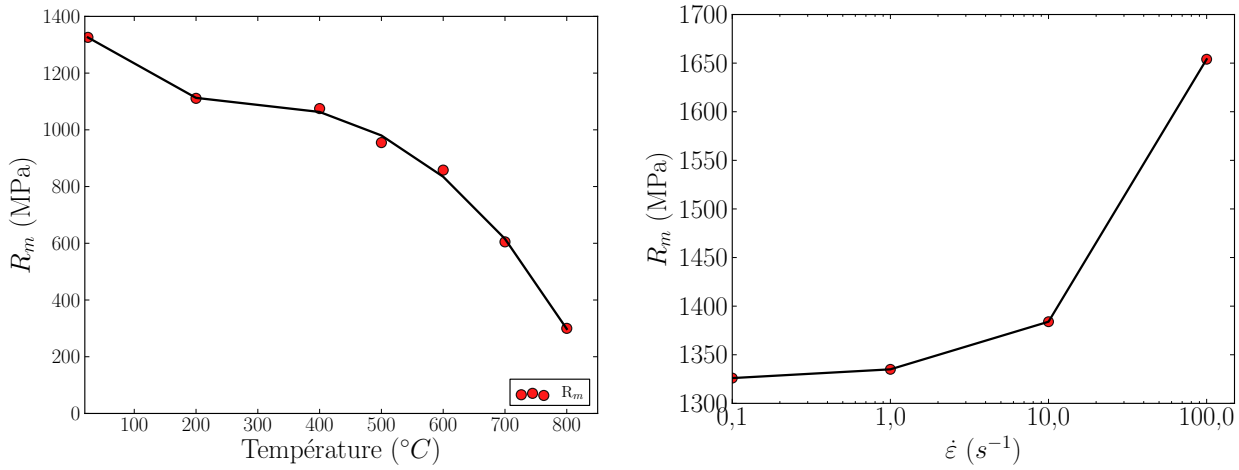
FIGURE III.14 – Résultats des essais de compression : (a) T=25°C, (b) $\dot{\varepsilon}$=$0,1s^{-1}$

la face supérieure via un point de référence. Tous les paramètres physiques du matériaux varient en fonction de la température (ANNEXE B).

Identification des paramètres d'écrouissage (A, B, n) La première étape consiste à identifier les paramètres d'écrouissage A, B, n. Dans ce cas, la loi de JC peut être écrite sous la forme de l'équation III.6.

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n) \tag{III.6}$$

Pour cela, des essais à la vitesse de déformation $0,1s^{-1}$ sont effectués à température ambiante. Suite au calcul numérique, les paramètres optimaux donnés par l'algorithme



(a) (b)

FIGURE III.15 – (a) évolution de R_m en fonction de la température, (b) évolution de R_m en fonction de la vitesse de déformation

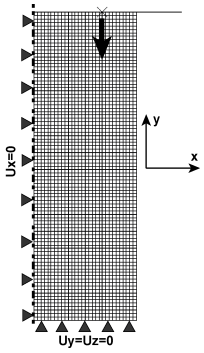


FIGURE III.16 – Modèle EF de l'éprouvette de compression

d'optimisation sont : A=750 MPa, B=803 MPa, n=0,17. La courbe de la figure III.17 montre la réponse expérimentale et la réponse numérique avec les paramètres identifiés. L'écart entre ces deux courbes ne dépasse pas 1%. Une modification de 5% des paramètres d'écrouissage ne dégrade pas beaucoup la qualité des résultats obtenus.

Sensibilité du Ti17 à la variation de la température La deuxième étape consiste à identifier le paramètre m qui traduit la sensibilité à la température. Quatre niveaux de température sont choisis : 400°C, 600°C, 700°C et 800°C. Les paramètres d'écrouissage sont introduits dans le modèle et seule le paramètre m est identifié. L'équation III.7 présente la loi à identifier.

$$\sigma = \left(750 + 803\varepsilon^{0,17}\right)\left(1 - \left(\frac{T - T_a}{T_f - T_a}\right)^m\right) \tag{III.7}$$

La figure III.18 illustre, dans cette perspective, les résultats obtenus. Ainsi, on peut remarquer que la modification seule du paramètre m ne permet pas de bien estimer l'effet de la température, ce qui montre la limite du modèle de JC.

Le coefficient m ne produit qu'une homothétie de la courbe numérique, or les courbes expérimentales présentent des formes différentes. Pour tenir compte du changement de forme de la courbe, les paramètres A, B et n devraient évoluer avec la température notamment pour prendre en considération l'adoucissement thermique visible sur les courbes

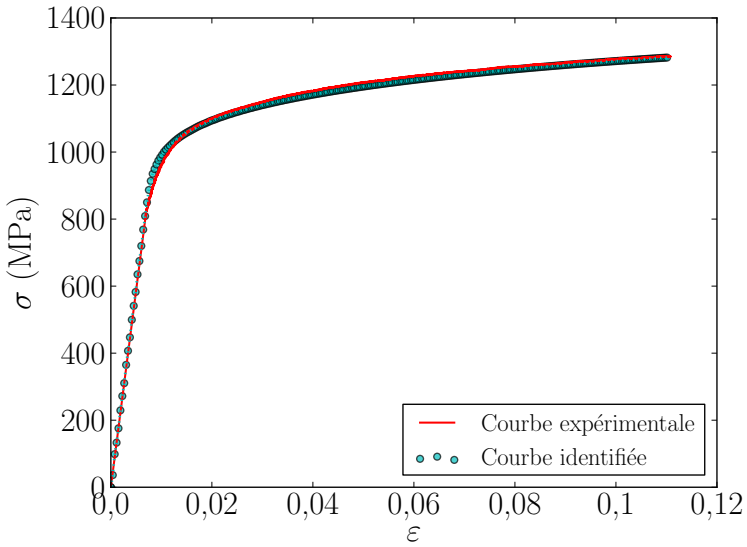


FIGURE III.17 – Comparaison courbe expérimentale/numérique (A=750 MPa, B=803 MPa, n=0,17)

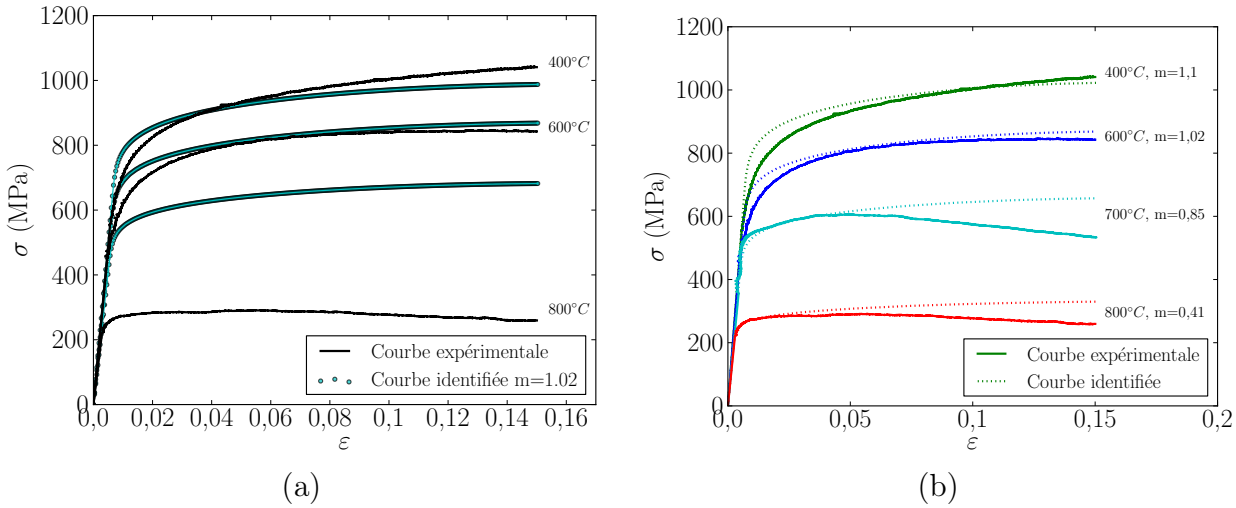


FIGURE III.18 – Comparaison courbe expérimentale/numérique en fonction du paramètre m : (a) m=1,02 ; (b) m variable

à 700°C et à 800°C. Le modèle de JC ne permet donc pas de reproduire les phénomènes d'adoucissement qui apparaissent dans la gamme de température étudiée.

Pour les différents niveaux de température, le paramètre m a donc été fixé (III.18(a)). En effet, Une valeur fixe de ce coefficient ne permettrait pas de bien reproduire le comportement mécanique du Ti17 à chaud. L'écart entre la courbe expérimentale et la courbe numérique à 800°C est d'environ 132%. Il parait alors indispensable de faire varier le coefficient m en fonction de la température (III.18(b)). L'écart entre les deux réponses est fortement réduit :

- De 25°C à 700°C : 1% à 8% ;
- A 800°C : 13%.

Le tableau III.4 présente les valeurs du paramètre m en fonction de la température.

Température °C	400	600	700	800
m	1,1	1,02	0,85	0,41

Tableau III.4 – Valeurs du paramètre m

Sensibilité du Ti17 à la vitesse de déformation La dernière étape consiste à identifier le paramètre C qui traduit la sensibilité à la vitesse de déformation. Pour les essais de compression, la vitesse maximale de déformation est de l'ordre de 100 s^{-1}. La vitesse de déformation a varié de $0,1$ s^{-1} jusqu'à 100 s^{-1}. L'identification peut être effectuée de deux manières.

La première, consiste à identifier le paramètre C sans la prise en compte de l'adoucissement thermique dû à l'échauffement par la déformation plastique. Dans ce cas, l'identification est isotherme et la loi de comportement peut être écrite sous la forme de l'équation III.8 :

$$\sigma = \left(750 + 803\varepsilon^{0,17}\right)\left(1 + Cln(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0})\right) \tag{III.8}$$

La deuxième manière d'identification prend en compte cet adoucissement thermique. L'équation III.9 présente le taux d'échauffement par déformation plastique. Avec C_p la capacité calorifique, ρ la masse volumique et β le coefficient de Taylor et Quinney (1934) qui représente la fraction de l'énergie de la déformation plastique transformée en chaleur.

$$\Delta T = \beta \frac{\sigma \varepsilon_p}{\rho C_p} \tag{III.9}$$

La température atteinte au centre de l'éprouvette est aux alentours de $200°C$ après une déformation de 12% et avec une vitesse de déformation de 100 s^{-1}. Cette élévation de température n'étant pas négligeable, le paramètre C a aussi été identifié en introduisant le terme permettant de prendre en compte l'effet de la température. La loi de comportement s'écrit donc sous la forme de l'équation III.10.

$$\sigma = \left(750 + 803\varepsilon^{0,17}\right)\left(1 + Cln(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0})\right)\left(1 - \left(\frac{(T + \Delta T) - T_a}{T_f - T_a}\right)^m\right) \tag{III.10}$$

La figure III.19 présente les résultats obtenus pour les deux cas. Pour les courbes isothermes, la réponse numérique prédit le début de la plasticité pour les vitesses de déformation de 1 s^{-1} et de 10 s^{-1} jusqu'à atteindre une certaine contrainte maximale. Or, sous l'effet de l'adoucissement thermique dû à la génération interne de chaleur par déformation plastique, la courbe expérimentale commence à chuter. Mais, la réponse numérique continue à augmenter. L'introduction de l'échauffement interne par déformation plastique améliore la qualité des résultats obtenus. L'écart entre les réponses expérimentales et numériques est entre 0,6% et 3,8%.

Le tableau III.5 présente les valeurs du paramètre C en fonction de la vitesse de déformation. A partir de la vitesse de déformation de 10 s^{-1}, la valeur de C est presque doublée. Telle qu'elle est implémentée, la loi de Johnson-Cook ne permet pas de tenir compte de cette variation ; une valeur moyenne de ce paramètre est introduite dans le code de calcul.

3.3.c Essais de cisaillement

Pour les essais de cisaillement une éprouvette "chapeau" ("hat-shaped") a été utilisée pour avoir un état de contrainte proche du cisaillement simple (Meyers *et al.* (1994)).

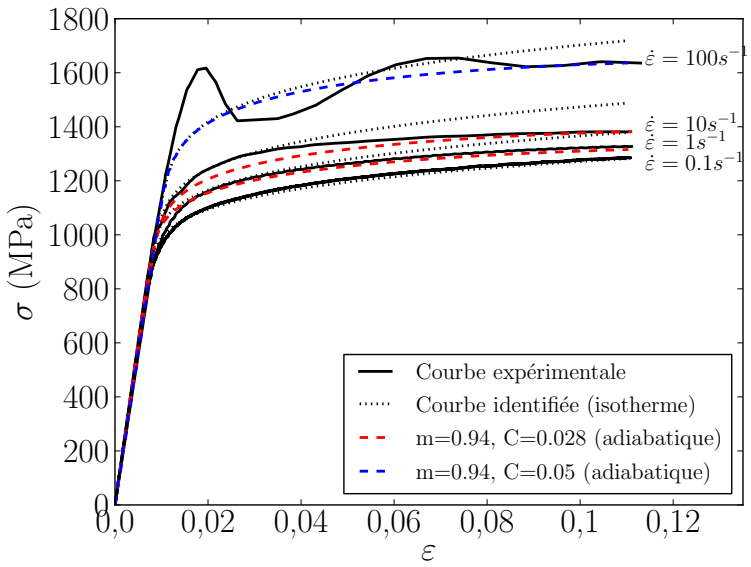


FIGURE III.19 – Comparaison courbe expérimentale/numérique en fonction du paramètre C

$\dot{\varepsilon}(s^{-1})$	1	10	100
C	0,028	0,028	0,05

Tableau III.5 – Valeurs du paramètre C

Elle est sollicitée en compression suivant son axe permettant le développement d'une zone de cisaillement cylindrique (Changeux (2001a)). De plus, elle permet d'étudier la localisation de la déformation et la formation des bandes de cisaillement à grandes vitesses de déformation. L'épaisseur de la zone de cisaillement est supposée constante. La vitesse de déformation et la contrainte de cisaillement peuvent être calculés selon Meyers *et al.* (1994) par les équations III.11 et III.12.

$$\dot{\gamma} = \frac{V}{e} \tag{III.11}$$

$$\tau = \frac{F}{\pi \frac{h(d_i+d_e)}{2}} \tag{III.12}$$

$\dot{\gamma}$, τ représentent respectivement la vitesse de déformation et la contrainte de cisaillement. Les paramètres V, e, d_i, d_e représentent respectivement la vitesse d'impact, l'épaisseur de zone de cisaillement, le diamètre intérieur et extérieur de l'éprouvette.

La même démarche d'identification que celle utilisée pour les essais de compression est adoptée. La figure III.20 présente la modélisation de l'éprouvette chapeau. Les conditions aux limites et les conditions initiales sont imposées sur la face supérieure et inférieure de l'éprouvette. Elle est maillée avec environ 3000 éléments, le maillage est raffiné dans la zone de cisaillement avec une attention particulière au niveau des rayons. La taille moyenne des éléments dans cette zone est de l'ordre de 20 μm.

Tout d'abord, les paramètres d'écrouissage (A, B et n) sont identifiés. La figure III.21 montre le résultat de l'identification. Les courbes expérimentales et numériques sont coïncidentes avec une erreur moins de 1%. Les valeurs de ces paramètres sont : A=1012 MPa, B=399 MPa et n=0,22.

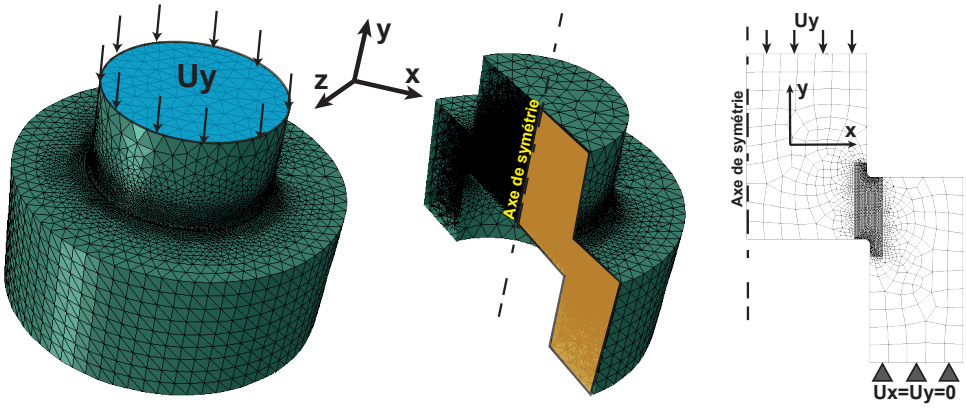


FIGURE III.20 – Modélisation de l'éprouvette de cisaillement

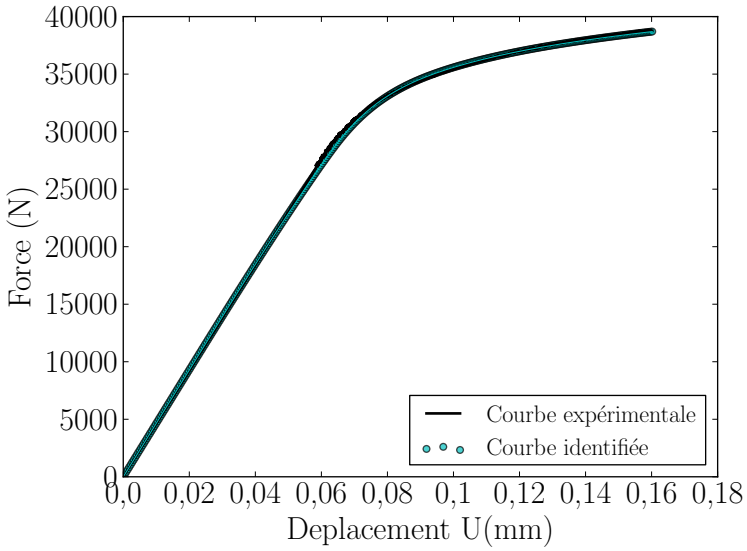


FIGURE III.21 – Comparaison courbe expérimentale/numérique (A=1012 MPa, B=399 MPa, n=0,22)

Ensuite, le paramètre m est identifié pour différents niveaux de température. L'identification de ce paramètre est illustrée par la figure III.22. Pour la température de 600°C, la courbe expérimentale et la courbe numérique sont proches en début de plasticité jusqu'à un certain niveau d'effort où la courbe expérimentale commence à chuter sous l'effet de l'adoucissement thermique. L'erreur reste dans un intervalle de 1% jusqu'à 10%.

Finalement, la dernière étape consiste à identifier le paramètre C. La figure III.23 présente les résultats de l'identification de ce paramètre C. Contrairement aux essais de compression, l'adoucissement thermique n'est pas constaté jusqu'à la vitesse de 100 s^{-1}.

Les tableaux III.6 et III.7 présentent respectivement la variation du paramètre C en fonction de la vitesse de déformation et du paramètre m en fonction de la température.

$\dot{\varepsilon}(s^{-1})$	1	10	100
C	0,028	0,028	0,035

Tableau III.6 – Valeurs du paramètre C

On constate ainsi que le paramètre m varie en fonction de la température. Sa valeur

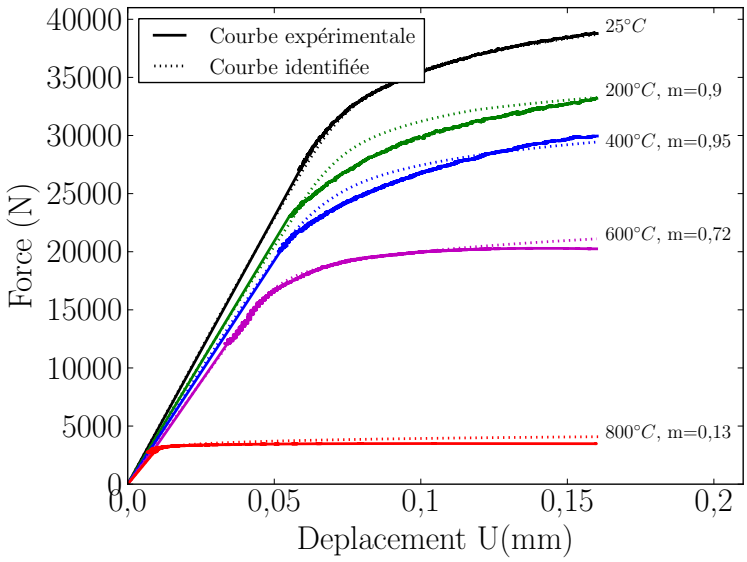


FIGURE III.22 – Comparaison courbe expérimentale/numérique en fonction du paramètre m

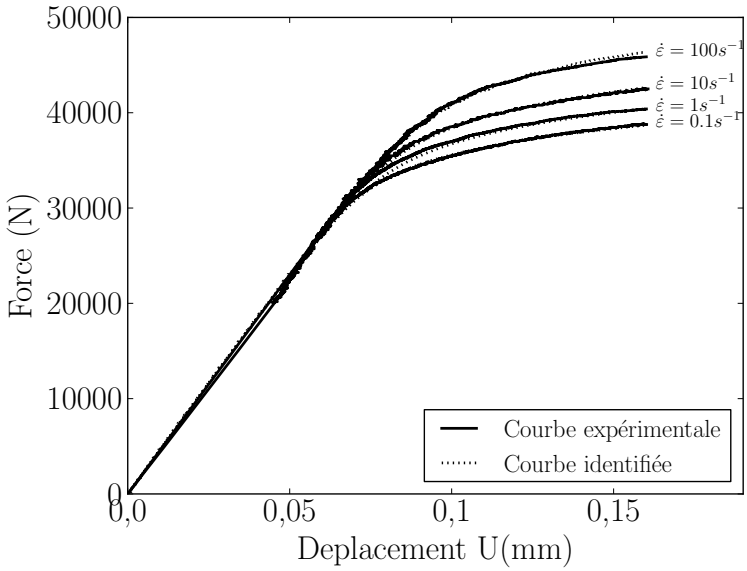


FIGURE III.23 – Comparaison courbe expérimentale/numérique en fonction du paramètre C

commence à chuter à partir de 600°C. Ce même phénomène a déjà été remarqué pour les alliages de titane Ti6Al4V et Ti555-3 (Braham-Bouchnak (2010b)).

Température °C	200	400	600	800
m	0,9	0,95	0,72	0,13

Tableau III.7 – Valeurs du paramètre m

3.3.d Analyse micrographique

Afin d'analyser les zones de localisation de la déformation, une analyse micrographique a été effectuée au microscope optique et au MEB. La figure III.24 présente les éprouvettes de compression après les essais

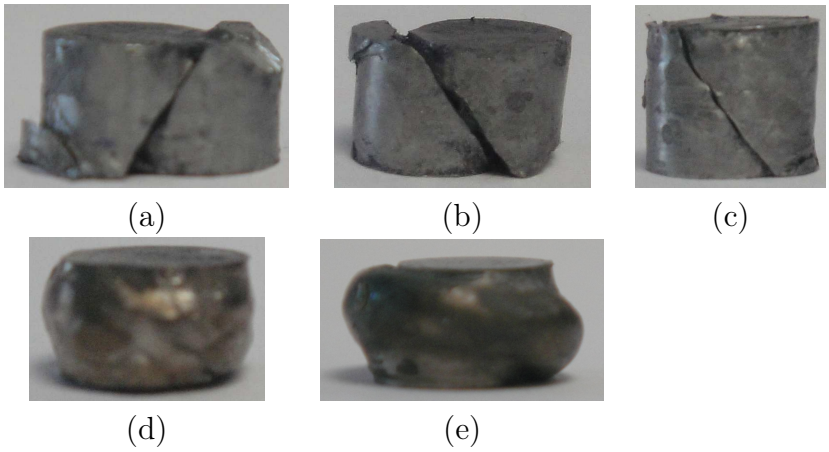


FIGURE III.24 – Eprouvettes de compression après les essais : (a) 25°C ; 0,1 s^{-1}, (b) 25°C ; 1 s^{-1}, (c) 25°C ; 10 s^{-1}, (d) 400°C ; 0.1s^{-1}, (d) 800°C ; 0.1s^{-1}

Pour un essai à 400°C, la figure III.25 montre la formation d'une bande de cisaillement sur la diagonale de l'éprouvette. La largeur moyenne de cette bande est de 7 μm. De plus, la figure montre l'ouverture de micro-fissures sur la zone de localisation de la déformation. La largeur de ces micro-fissures est de l'ordre de 140 nm. Près de la zone fortement déformée, les lamelles α de différentes morphologies sont alignées et orientées parallèlement à la bande de cisaillement.

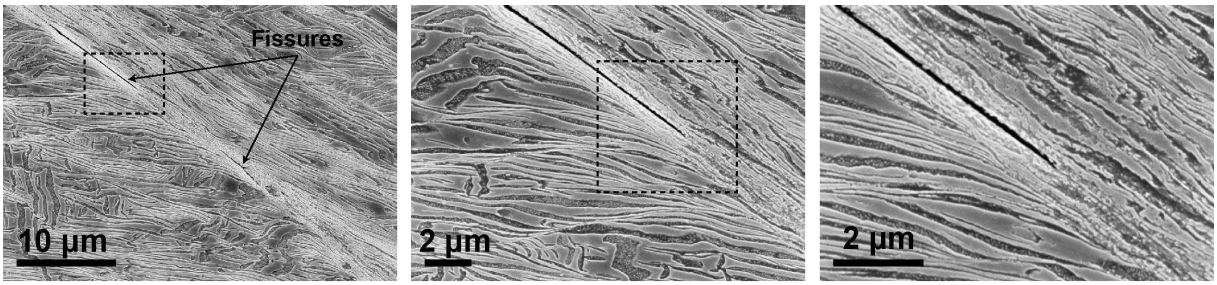


FIGURE III.25 – Bande de cisaillement et fissuration pour un essai de compression (T=400°C, $\dot{\varepsilon} = 0,1\ s^{-1}$)

La bande de cisaillement développée lors d'un essai de cisaillement à 400°C est présentée par la figure III.26. La largeur moyenne de cette bande est d'environ 13 μm. Par ailleurs, comme dans l'essai de compression, dans la zone déformée les lamelles α sont orientées parallèlement à la bande de cisaillement. Cependant, loin de la zone sollicitée les lamelles α ne sont pas orientées géométriquement de façon particulière.

La figure III.27 montre une bande de cisaillement formée à une température de 600°C et à une vitesse de déformation $\dot{\varepsilon} = 0,1\ s^{-1}$. Elle montre aussi la déformation des grains et la propagation de fissures qui sont initiées au niveau des rayons de raccordement. Un grossissement important montre l'existence de très petites lamelles dans une zone de largeur 45 μm. La nature exacte de ces lamelles et leurs origines ne sont pas identifiées par la microscopie.

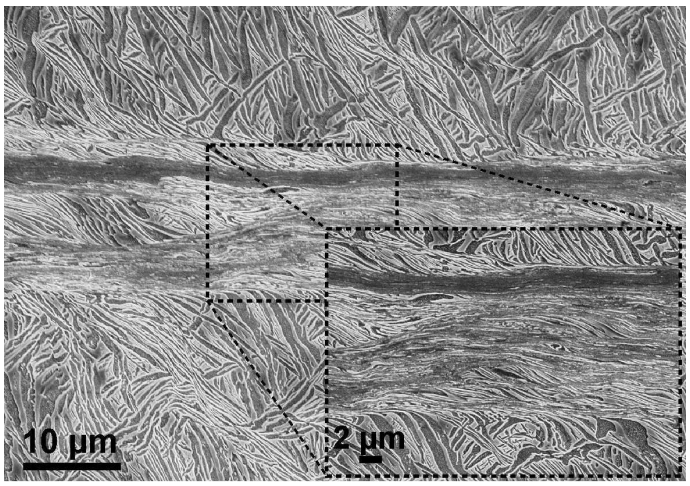


FIGURE III.26 – Bande de cisaillement pour un essai de cisaillement (T=400°C, $\dot{\varepsilon}$=0,1 s^{-1})

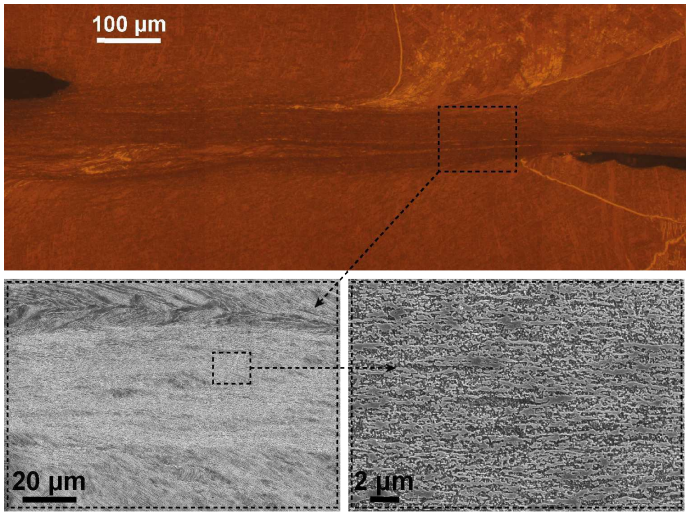


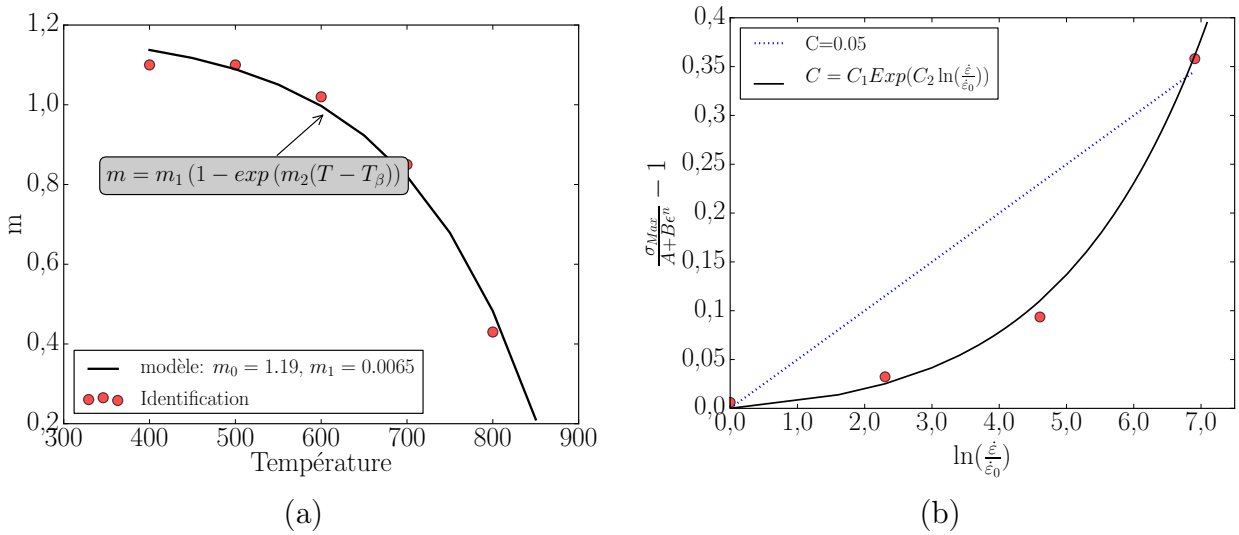
FIGURE III.27 – Bande de cisaillement pour un essai de cisaillement (T=600°C, $\dot{\varepsilon} = 0.1s^{-1}$)

3.4 Synthèse sur le comportement du Ti17

La loi de comportement de Johnson-Cook a été identifiée par des essais de compression et par des essais de cisaillement. L'identification par des essais de cisaillement s'est avérée plus intéressante, car il est possible d'atteindre des vitesses de déformation très élevées et de développer une zone de cisaillement proche de celle rencontrée en usinage. En revanche, la répétabilité des essais est plus problématique. Ajoutons à cela que l'identification est plus délicate parce qu'on n'a pas directement accès aux contraintes et aux déformations, ce qui oblige l'utilisation d'une simulation numérique.

L'identification des paramètres de la loi de JC révèle qu'elle ne permet pas de reproduire fidèlement le comportement du Ti17 sur une large gamme de vitesses de déformation et de températures. D'une part, la formulation de la loi ne permet pas de prendre en compte l'adoucissement thermique. D'autre part, les paramètres C et m ne doivent pas être constants pour représenter, au mieux, le comportement du matériau.

La figure III.28(a) montre l'évolution du paramètre m en fonction de la température. La variation de ce coefficient présente un problème au niveau de la simulation numérique. En effet, le fait d'introduire un coefficient m constant implique une contrainte d'écoulement surestimée pour les températures qui dépassent 700°C et sous-estimée pour les températures inférieures à 700°C (figure III.18(b)).



(a) (b)

FIGURE III.28 – (a) évolution du paramètre m en fonction de la température (b) variation du paramètre C en fonction de la vitesse de déformation (sollicitation en compression)

La variation de la contrainte d'écoulement en fonction de la vitesse de déformation n'est pas linéaire comme prévu par la loi de JC. De ce fait, la simulation avec un coefficient C constant ne va pas reproduire fidèlement le comportement du Ti17. La figure III.28(b) présente la variation du paramètre C en fonction de la vitesse de déformation. L'évolution de la contrainte d'écoulement en fonction de la température, dans le cas des essais de compression, est présentée par la figure III.15(a).

On propose donc, pour des études futures, de faire des modifications sur la loi de JC qui permettent d'avoir une meilleure reproduction du comportement du Ti17 (équation III.13). Une première modifications au niveau de la sensibilité à la vitesse de déformation (équation III.14) et une deuxième modification au niveau de la sensibilité à la température (équation III.15). Avec C_1=0,0061, C_2=0,29 et A=-0,0035.

$$\sigma = f(\varepsilon)f(\dot{\varepsilon})f(T) \tag{III.13}$$

$$f(\dot{\varepsilon}) = 1 + [C_1 exp(C_2 ln(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}))]ln(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}) \tag{III.14}$$

$$f(T) = 1 - exp(-A(T_\beta - T)) \tag{III.15}$$

3.5 Etude de l'endommagement

L'endommagement est le résultat de différents phénomènes physiques complexes à l'échelle micro-mécanique. Plusieurs études ont été menées sur l'endommagent à différentes échelles. Certains de ces modèles ont été implémentés dans les codes de calcul par éléments finis. Ceci, a permis de simuler et de prédire la rupture et l'endommagement

des structures mécaniques complexes. On propose dans cette courte introduction sur l'endommagement de parcourir brièvement les modèles d'endommagement les plus usuels

3.5.a Modèles d'endommagement

Modèle de Cockroft-Latham Il a été développé en 1968 par Cockcroft et Latham (1968) et il a été appliqué principalement en mise en forme. La rupture aura lieu lorsque la déformation plastique cumulée atteint une certaine valeur critique D_{cr}. L'équation III.16 présente le modèle.

$$D_{cr} = \int_0^{\varepsilon^f} \langle \sigma_1 \rangle d\varepsilon \tag{III.16}$$

Modèle de Wilkins Il a été développé en 1980 par Wilkins *et al.* (1980) et il est implémenté dans les codes de calcul PAM-CRASH et LS-DYNA. La valeur de l'endommagement critique D_{cr} dépend essentiellement de la déformation plastique cumulée ε^f, de la pression hydrostatique σ_h et des contraintes principales s_1, s_2, s_3. Les paramètres α, β et a sont déterminés expérimentalement. Le modèle est décrit par l'équation III.17.

$$D_{cr} = \int_0^{\varepsilon^f} \frac{1}{(1 - a\sigma_h)^\alpha} \left(2 - max\left(\frac{s_2}{s_1}, \frac{s_2}{s_3} \right) \right)^\beta d\varepsilon \tag{III.17}$$

Modèle de Gurson-Tvergaard-Needleman Le modèle de Gurson a été le premier modèle qui se base sur une approche physique, étant donné qu'il prend en compte les phases d'initiation, de coalescence et d'évolution des cavités dans le matériau. La fonction de charge modifiée par Tvergaard et Needleman (Tvergaard et Needleman (1984)) s'écrit sous la forme de l'équation III.18. σ_0, σ_{vm}, σ_h représentent respectivement la contrainte d'écoulement de la matrice, la contrainte équivalente de Von Mises et la contrainte hydrostatique. Les paramètres q_1, q_2, q_3 et la fonction f^* sont déterminés expérimentalement. Ce modèle est l'un des modèles les plus utilisés et il est implémenté dans plusieurs codes de calcul.

$$\phi = \left(\frac{\sigma_{vm}}{\sigma_0} \right)^2 + 2q_1 \cosh\left(\frac{-3q_2\sigma_h}{2\sigma_0} \right) - 1 - q_3 f^{*2} = 0 \tag{III.18}$$

Modèle de Lemaître et Chaboche Ce modèle découle d'une approche thermodynamique (Lemaitre et Chaboche (1988)). La contrainte effective dans le matériau peut être calculée par l'équation III.19. Quant à l'évolution de l'endommagement est décrite par l'équation III.20. Ce modèle est très connu et largement utilisé. Il est désormais implémenté dans plusieurs codes de calcul en particulier ABAQUS et LS-DYNA. D, $\dot{\varepsilon}^p$, représentent respectivement l'endommagement, le taux de déformation plastique cumulée et Y la limite d'élasticité actualisée.

$$\tilde{\sigma} = \frac{\sigma}{1 - D} \tag{III.19}$$

$$\dot{D} = \left(\frac{Y}{S_0} \right)^b \dot{\varepsilon}^p \tag{III.20}$$

On s'intéresse, dans le cadre de la simulation du procédé d'usinage, à des lois d'endommagement qui permettent de reproduire le plus fidèlement possible les mécanismes

d'endommagement en conditions extrêmes en température et en vitesse de déformation. Dans ce cas, le critère le plus répandu est le critère d'endommagement de Johnson-Cook (Johnson et Cook (1985)). Ce critère est implémenté dans la plupart des codes de calcul par éléments finis. Il est relativement facile à identifier et il a fait l'objet de nombreuses études comparatives sur différents matériaux métalliques.

Wierzbicki *et al.* (2005b) et Teng et Wierzbicki (2006b) ont testé différents modèles d'endommagement avec la détermination des paramètres nécessaires. Les auteurs ont signalé que la méthode d'identification joue un rôle important lors de l'utilisation du modèle dans une simulation numérique. En effet, les tests menés ont montré que le modèle de JC permet de prédire de manière réaliste la rupture. Par ailleurs, d'autres paramètres du critère de JC identifiés de façon différente ne permettent pas d'avoir le même niveau de précision. Dey *et al.* (2006) présentent une étude comparative entre une version modifiée du critère d'endommagement de JC et de celui de Cockcroft-Latham. Les auteurs constatent que le critère de JC prédit mieux les phénomènes physiques lors de la simulation d'impact à grande vitesse.

Critère de rupture de Johnson-Cook Le modèle a été présenté en 1985 par Johnson et Cook (1985). Il permet de relier la déformation à la rupture aux taux de triaxialité, à la vitesse de déformation et à la température. Ainsi, la déformation à la rupture peut s'écrire sous la forme de l'équation III.21

$$\varepsilon^f = \underbrace{(D_1 + D_2 \exp(D_3 \sigma^*))}_{1} \underbrace{\left(1 + D_4 \ln\left(\frac{\dot{\bar{\varepsilon}}}{\dot{\bar{\varepsilon}}_0}\right)\right)}_{2} \underbrace{\left(1 + D_5 \left(\frac{T - T_a}{T_f - T_a}\right)\right)}_{3} \tag{III.21}$$

- Le premier terme traduit la sensibilité de la déformation à la rupture aux taux de triaxialité. En effet, la déformation à la rupture diminue lorsque la pression hydrostatique augmente ;
- Le second terme représente l'effet de la vitesse de déformation ;
- L'effet de la température est représenté par le troisième terme.

$\sigma^* = \frac{\sigma_h}{\sigma_{vm}}$ est le taux de triaxialité, σ_h et σ_{vm} représentent respectivement la contrainte hydrostatique et la contrainte de von Mises. $\dot{\bar{\varepsilon}}$ et $\dot{\bar{\varepsilon}}_0$ représentent respectivement la vitesse de déformation et la vitesse de déformation de référence. T, T_a et T_f représentent respectivement, la température dans le matériau, la température ambiante et la température de fusion. Les paramètres D_1, D_2, D_3, D_4, D_5 sont les cinq coefficients à identifier.

3.6 Essais expérimentaux et identification des paramètres du critère d'endommagement de Johnson-Cook

Afin d'identifier la loi d'endommagement de Johnson-Cook (JC), différents types d'essais ont été effectués sur une large gamme d'états de contraintes, de températures et de vitesses de déformation :

- Une première série d'essais vise à faire des essais de traction dans le domaine quasi-statique tout en variant la triaxialité des contraintes ;
- Une deuxième série d'essais permet de déterminer l'évolution de la déformation à la rupture en fonction de la vitesse de déformation ;
- La dernière série d'essais consiste à déterminer l'influence de la température sur la déformation à la rupture.

Les essais de traction dans le domaine quasi-statique ont été réalisés sur une machine Instron 8802. La déformation de l'éprouvette est mesurée par un extensomètre. Les essais à hautes températures et à grandes vitesses de déformation ont été réalisés sur le simulateur physique GLEEBLE 3500. Suite à ces essais, des observations en utilisant la microscopie optique et électronique à balayage ont été effectuées. La figure III.29 illustre le dispositif expérimental utilisé ainsi que les éprouvettes de traction testées.

FIGURE III.29 – Montage de traction et les éprouvettes utilisées

3.6.a Influence de l'état de contraintes sur la déformation à la rupture

Le taux de triaxialité est calculé en fonction du rayon d'entaille par la relation de Bridgman (1964) présentée par l'équation III.22. Avec d_0 le diamètre initial de l'éprouvette et R est le rayon de l'entaille.

$$\sigma^* = \frac{\sigma_H}{\sigma_{vm}} = \frac{1}{3} + ln\left(1 + \frac{d_0}{4R}\right) \tag{III.22}$$

Selon l'étude menée par Bao et Wierzbicki (2004), il serait plus rigoureux de modifier la relation de Bridgman par l'équation III.23.

$$\sigma^* = \frac{\sigma_H}{\sigma_{vm}} = \frac{1}{3} + 1.4ln\left(1 + \frac{d_0}{4R}\right) \tag{III.23}$$

Le taux de triaxialité en fonction du rayon d'entaille pour des éprouvettes de diamètre 6 mm est présenté dans le tableau III.8.

Rayon de l'entaille (mm)	∞	10	6	4
σ^*	0,33	0,53	0,64	0,78

Tableau III.8 – Evolution du taux de triaxialité en fonction du rayon d'entaille de l'éprouvette

La figure III.30 présente les courbes de traction des éprouvettes lisses et des éprouvettes entaillées. Ces essais montrent que l'allongement maximal est atteint avec l'éprouvette lisse et qu'il ne dépasse pas 8,7%. La contrainte maximale et l'allongement minimal sont atteints avec le plus faible rayon.

L'évolution de la déformation à la rupture en fonction du taux de triaxialité $\varepsilon^f = f(\sigma^*)$ permet d'identifier les trois paramètres D_1, D_2 et D_3 (équation III.24).

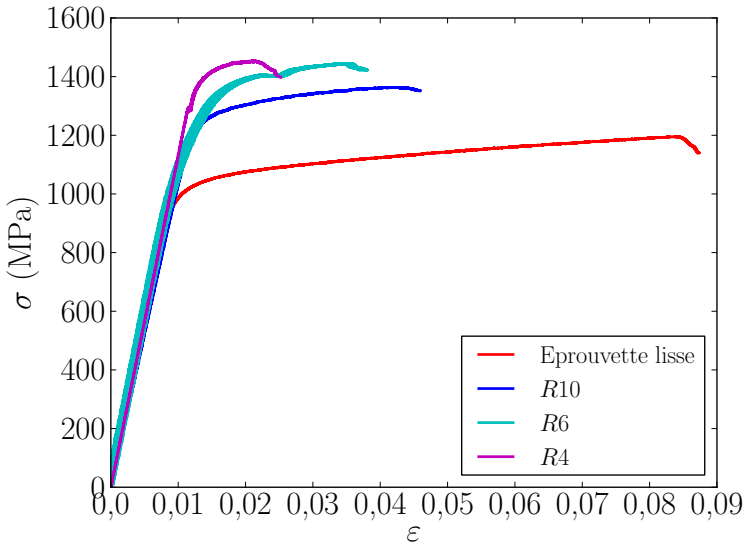


FIGURE III.30 – Courbes de traction pour des éprouvettes lisses et des éprouvettes entaillées

$$\varepsilon^f = (D_1 + D_2 \exp(D_3 \sigma^*)) \tag{III.24}$$

Afin de s'approcher plus près des conditions d'usinage, les déformations à la rupture en compression et en cisaillement ont été ajoutées. Les valeurs de la déformation à la rupture en cisaillement sont déterminées par méthode inverse à partir des simulations numériques. La figure III.31 présente les résultats obtenus suite aux différents essais de traction, de compression et de cisaillement.

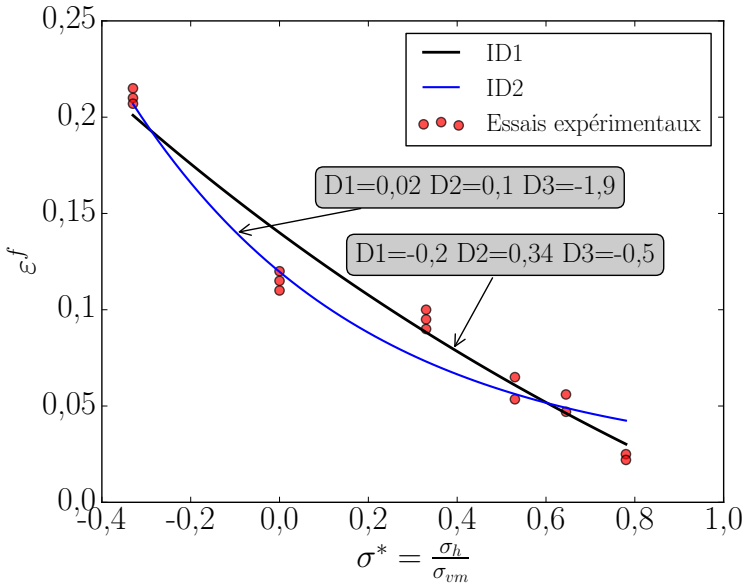


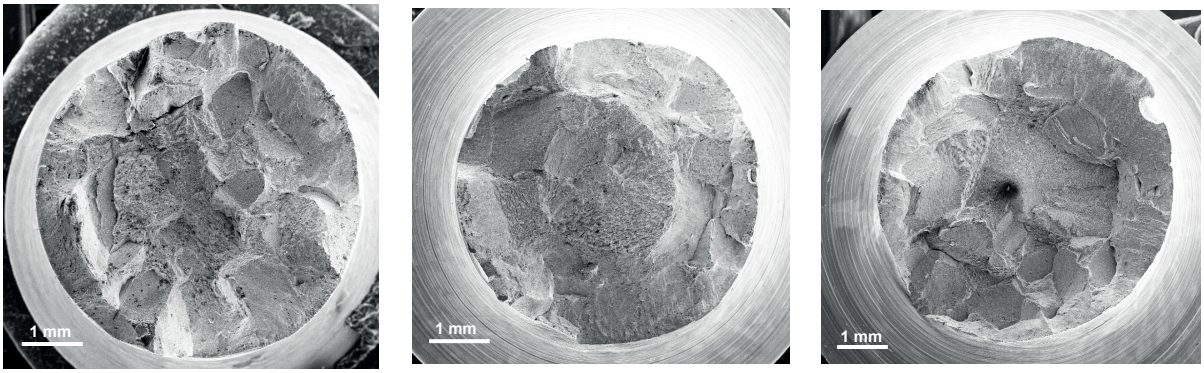
FIGURE III.31 – Identification des paramètres D_1, D_2, D_3

Selon la méthode et l'algorithme d'identification, différents jeux de paramètres peuvent êtres obtenus. Pour choisir le bon jeu de paramètres, des simulations numériques d'essais de traction ont été effectuées. Le tableau III.9 présente le déplacement à la rupture (numérique et expérimental) pour les différents types d'éprouvettes.

Déplacement (mm)	$U_L(Num/Exp)$	$U_{R10}(Num/Exp)$	$U_{R6}(Num/Exp)$	$U_{R4}(Num/Exp)$
ID1	2.35/2.5	0,99/1,08	0,837/1	0,73/0,63
ID2	2.35/2.5	0,913/1,08	0,95/1	0,9/0,63

Tableau III.9 – Choix d'un jeu de paramètres

L'erreur de prédiction la plus faible de la déformation à la rupture est obtenue par le premier jeu de paramètres (ID1). Dans la suite de l'étude, ce jeu de paramètres sera utilisé. La figure III.32 montre les faciès de rupture d'une éprouvette lisse et de deux éprouvettes entaillées (R=6 mm et R=4 mm).



(a) éprouvette lisse (b) R=6 mm (c) R=4 mm

FIGURE III.32 – Faciès de rupture à la température ambiante et à différents taux de triaxialité

3.6.b Influence de la vitesse de déformation sur la déformation à la rupture

L'identification du paramètre D_4 nécessite des essais sur une large gamme de vitesses de déformation. Il n'a pas été possible de faire des essais de traction à grandes vitesses de déformation sur le simulateur physique GLEEBLE 3500 puisque la vitesse de déformation maximale, dans ce cas, est de l'ordre de 1 s^{-1}. Les essais de traction ne permettent pas de bien quantifier la sensibilité à la vitesse de déformation. Pour cela, les essais de compressions ont été utilisés pour l'identification du paramètre D_4. La loi d'endommagement de JC peut s'écrire sous la forme de l'équation III.25. La figure III.33 montre les points expérimentaux ainsi que la courbe identifiée.

$$\varepsilon^f = (D_1 + D_2 \exp(D_3 \sigma^*)) \left(1 + D_4 \ln\left(\frac{\dot{\bar{\varepsilon}}}{\dot{\bar{\varepsilon}}_0}\right)\right) \tag{III.25}$$

Même si la courbe semble relativement éloignée des points expérimentaux, le meilleur résultat à été trouvé pour D_4=0,035.

3.6.c Influence de la température sur la déformation à la rupture

Des essais de traction à chaud ont été effectués à différents niveaux de température : 400°C, 600°C, 700°C, 800°C et 900°C à la vitesse de déformation de 10^{-1} s^{-1}. La figure III.34 présente les résultats des essais. Au delà de la température de 400°C, le Ti17 commence à perdre rapidement ses propriétés mécaniques. Même si la contrainte d'écoulement

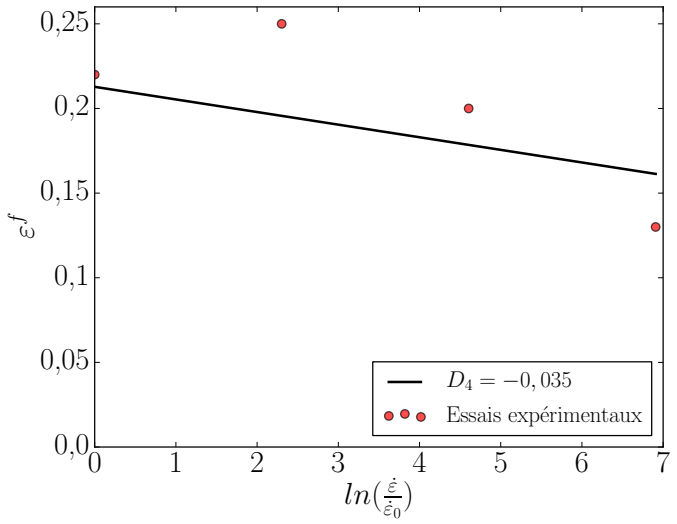


FIGURE III.33 – Identification du paramètre D_4

maximale à 600°C et à 700°C reste importante, la contrainte chute très rapidement en fonction de la déformation.

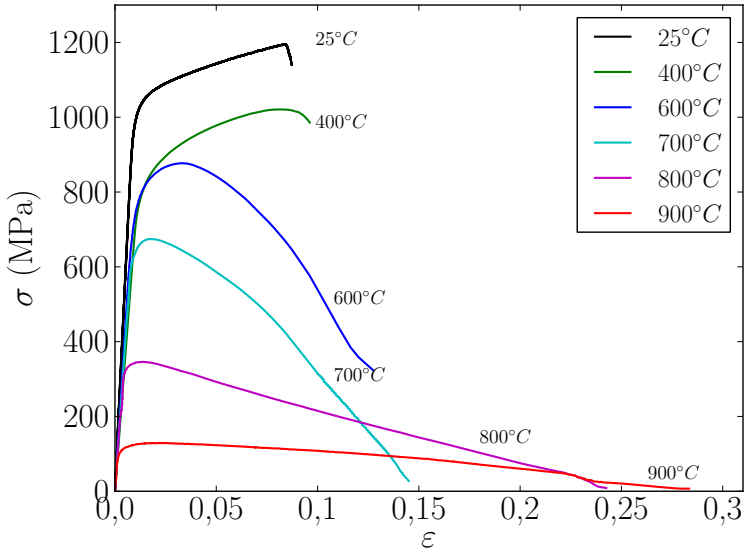


FIGURE III.34 – Courbes de traction à différentes températures (éprouvettes lisses)

L'équation III.26 permet d'identifier le paramètre D_5.

$$\varepsilon^f = (D_1 + D_2 \exp(D_3\sigma^*)) \left(1 + D_5 \left(\frac{T - T_a}{T_f - T_a}\right)\right) \tag{III.26}$$

La figure III.35 montre l'évolution de la déformation à la rupture en fonction de la température. Ainsi, on peut remarquer que ε^f évolue de façon non linéaire. En revanche, la loi de JC telle qu'elle est proposée ne permet pas de suivre cette évolution et par conséquent le paramètre D_5 aura une valeur moyenne sur l'ensemble des points expérimentaux. Par exemple, pour D_5=2,7, les valeurs de ε^f données par la loi de JC sont surestimées jusqu'à 700°C et elles sont sous-estimées à partir de cette température.

Pour les études futures, on propose donc de modifier cette partie de la loi en remplaçant le terme $1+D_5T^*$ par le terme $1+D_5exp(D_6T^*)$. Cette modification permet, avec le même

nombre d'essais, de faire une meilleure prédiction de ε^f en fonction de la température. La moyenne des erreurs avec la modification proposée est de l'ordre de 3,6%.

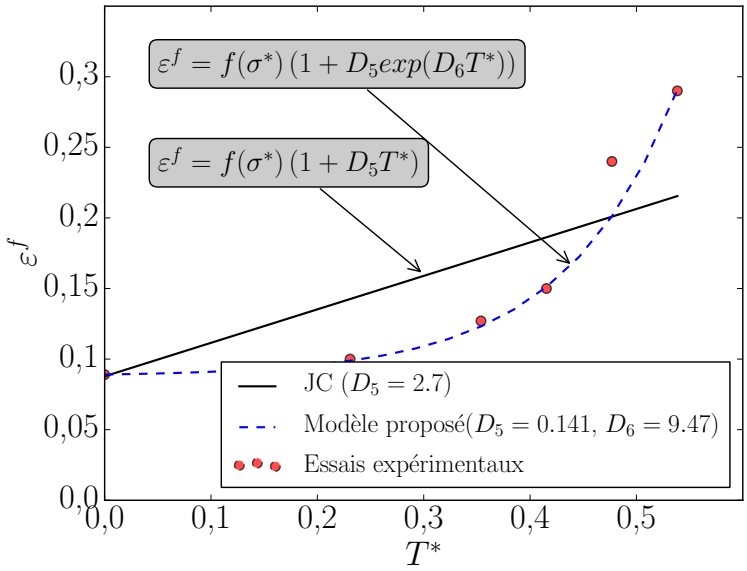
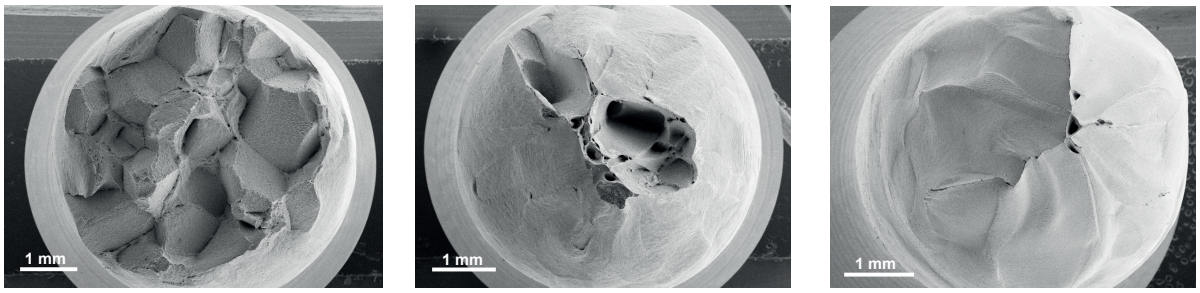


FIGURE III.35 – Identification du paramètre D_4

La figure III.36 montre les faciès de rupture à différentes températures. La striction augmente, et la section finale après rupture diminue lorsque la température augmente. A la température de 700°C la rupture s'effectue plus probablement au niveau des joints de grain.



(a) T=700°C (b) T=800°C (c) T=900°C

FIGURE III.36 – Faciès de rupture à différentes températures

3.7 Synthèse sur l'endommagement

Différents types d'essais à grandes vitesses de déformation et à hautes température ont été effectués. Ceci, a été fait dans l'objectif de déterminer les constantes de la loi de Johnson-Cook. Dans un premier temps, des essais de traction à température ambiante et à différents taux de triaxilité ont permis l'identification des paramètres D_1, D_2 et D_3. Dans un deuxième temps, le paramètre D_4 a été identifié à partir des essais de compression à différentes vitesses de déformation. Finalement, le paramètre D_5 a été identifié en se basant sur une série d'essais de traction à chaud. Le tableau III.10 présente les paramètres identifiés de la loi d'endommagement de JC du Ti17, ainsi que les paramètres issus de la bibliographie pour l'alliage de titane Ti-6Al-4V (Kay (2003)).

Matériau	D_1	D_2	D_3	D_4	D_5
Ti17	-0,2	0,34	-0,5	-0,035	2,7
Ti-6Al-4V	-0,09	0,25	-0,5	0,014	3,87

Tableau III.10 – Paramètres de la loi d'endommagement de Johnson-Cook du Ti17 et du Ti-6Al-4V

Le modèle d'endommagement de JC permet de bien prédire l'évolution de la déformation à la rupture en fonction de la triaxialité. Cependant, la prédiction de la déformation à la rupture en fonction de la vitesses de déformation et de la température peut être améliorée. Une modification sur le troisième terme du modèle a donc été proposée.

4 Modélisation de l'usinage assisté jet d'eau haute pression

4.1 Introduction

La nécessité d'améliorer les modèles de coupe s'impose afin d'avoir des simulations plus précises et de pouvoir expliquer d'avantage les phénomènes physiques lors de l'opération d'usinage.

Une bonne modélisation de l'interface outil copeau présente un atout important pour un modèle de coupe. Cependant, la tâche est très difficile à cause de la complexité et de l'interaction très forte entre les phénomènes mécaniques et thermiques, sans oublier les problèmes numériques de gestion du contact.

Pour la modélisation de l'interface, trois points ont été abordés : évaluer le frottement par des essais expérimentaux, étudier le transfert thermique au niveau de l'interface en se basant sur la littérature et choisir un algorithme de contact approprié.

4.1.a Modélisation du frottement

Le frottement est l'un des phénomènes physiques les plus étudiés en mécanique. Les chercheurs dans ce domaine ont développé deux types de dispositifs tribologiques. Ce sont les tribo-systèmes fermés et les tribo-systèmes ouverts. Ces systèmes diffèrent des dispositifs classiques pion/disque de laboratoire car ils permettent d'obtenir des conditions de frottement extrêmes. En effet, avec ces systèmes le frottement est réalisé avec des pressions de contact de plusieurs GPa et avec des vitesses de plusieurs ms^{-1}. Ces conditions sont équivalentes à celles rencontrées en usinage.

Tribo-systèmes fermés Dans ce type de tribomètres, un pion fixe frotte sur un disque tournant. Ce système est dit "fermé" car le pion repasse plusieurs fois sur la zone de frottement. Le frottement sur la même piste entraîne la création de débris et la formation d'un troisième corps. Ceci, pourrait modifier la nature du contact et, par la suite, changer le coefficient de frottement. L'un des dispositifs les plus récents est celui utilisé par Habak (2006b). Le système permet de frotter un disque sur une plaquette comme le montre la figure III.37.

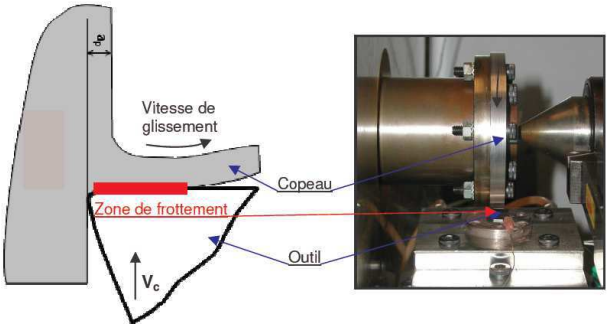


FIGURE III.37 – Tribomètre fermé Habak (2006b)

Tribo-systèmes ouverts Afin d'éviter de repasser sur la même zone, le pion est animé d'un mouvement d'avance le long de l'axe d'un cylindre tournant. Ce type de dispositif est monté généralement sur un tour. Les tribomètres ouverts ont principalement été conçus et étudiés au LTDS. La majorité des travaux ont été effectués à sec et sur différentes nuances d'acier (Bonnet *et al.* (2008); Valiorgue *et al.* (2008); Zemzemi *et al.* (2009); Rech *et al.* (2009); Mondelin *et al.* (2010); Abdelali *et al.* (2012)). De récents travaux ont porté sur la lubrification conventionnelle (Rech *et al.* (2013)) et sur l'assistance cryogénique (Courbon *et al.* (2013b)). La figure III.38 montre le tribomètre ouvert développé au LTDS.

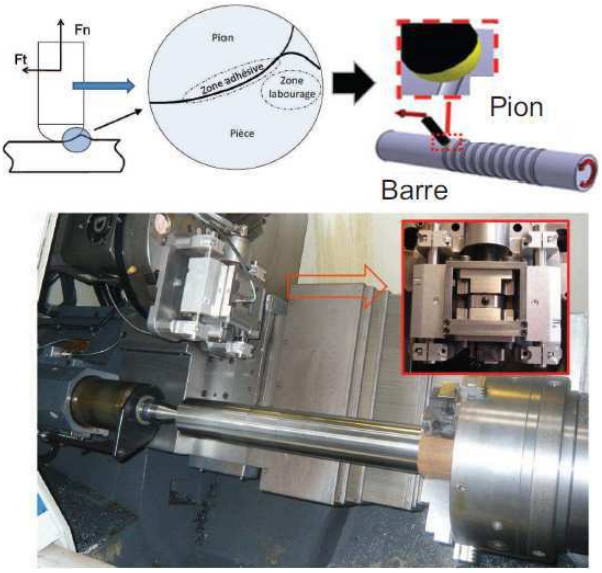


FIGURE III.38 – Tribomètre ouvert Rech *et al.* (2009)

Mise en place du système d'essais de frottement en conditions extrêmes Afin de déterminer le frottement entre l'outil (carbure de tungstène) et le matériau (Ti17) sous différentes configurations d'essai. Un tribomètre ouvert a été développé au laboratoire LAMPA. La figure III.39 présente la conception du tribomètre.

La conception s'est inspirée essentiellement des travaux de Zemzemi *et al.* (2009) et Rech *et al.* (2009). Le principe consiste à appliquer un effort normal sur un pion à bout sphérique qui frotte sur un lopin tournant. Pour cela, le pion est fixé sur un porte pion, monté sur une glissière qui se déplace suivant l'axe X du tour. Un mouvement d'avance suivant cet axe permet, dans un premier temps, de mettre le pion en contact avec le lopin. Il permet d'appliquer ensuite un effort normal par l'intermédiaire d'un ressort. La

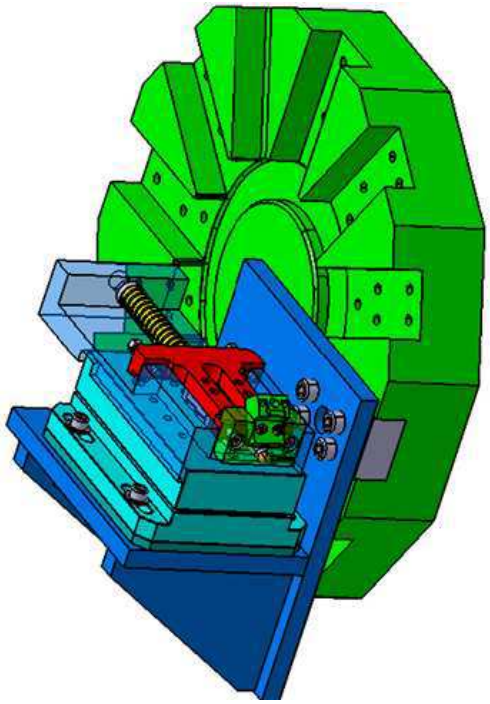


FIGURE III.39 – Conception du tribomètre

variation de la gamme des efforts normaux est assurée par le changement de la raideur du ressort. Un bloc "porte-buse" peut être adopté au système pour réaliser des essais de frottement en configuration jet d'eau haute pression (et en configuration cryogénique).

Détermination de la pression de contact Le but recherché dans cette partie est d'établir une relation entre l'effort normal, la pression de contact et le déplacement du pion (enfoncement). Ceci, permettra de contrôler le déplacement du pion afin d'ajuster la pression de contact désirée. Pour cela, une modélisation analytique est mise en place. Le type de contact est supposé sphère/plan (rayon du cylindre est très supérieur à celui du pion). En fonction de l'enfoncement du pion, la pression de contact évolue suivant trois régimes de déformation : élastique, élasto-plastique et plastique.

L'équation III.27 permet de calculer l'enfoncement critique de passage du régime élastique, δ_1, au régime élasto-plastique.

$$\delta_1 = 0,92 \left(\frac{H}{E^*}\right)^2 R^* \tag{III.27}$$

L'enfoncement critique du passage au régime plastique, δ_2, est calculé par l'équation III.28. Avec R^* est le rayon équivalent, E^* est le module d'élasticité équivalent et H la dureté du matériau indenté.

$$\delta_2 = 54\delta_1 \tag{III.28}$$

L'aire de contact varie en fonction de l'enfoncement du pion. L'aire de contact dans le régime élastique s'écrit sous la forme de l'équation III.29.

$$A_e = \pi R \delta \tag{III.29}$$

Les équations III.30 et III.31 permettent de calculer cette aire de contact dans le régime élastoplastique et plastique respectivement

$$A_{ep} = \pi\alpha R\delta = \pi R\delta \left[1 - 2\left(\frac{\delta - \delta_1}{\delta_2 - \delta_1}\right)^3 + 3\left(\frac{\delta - \delta_1}{\delta_2 - \delta_1}\right)^2\right] \tag{III.30}$$

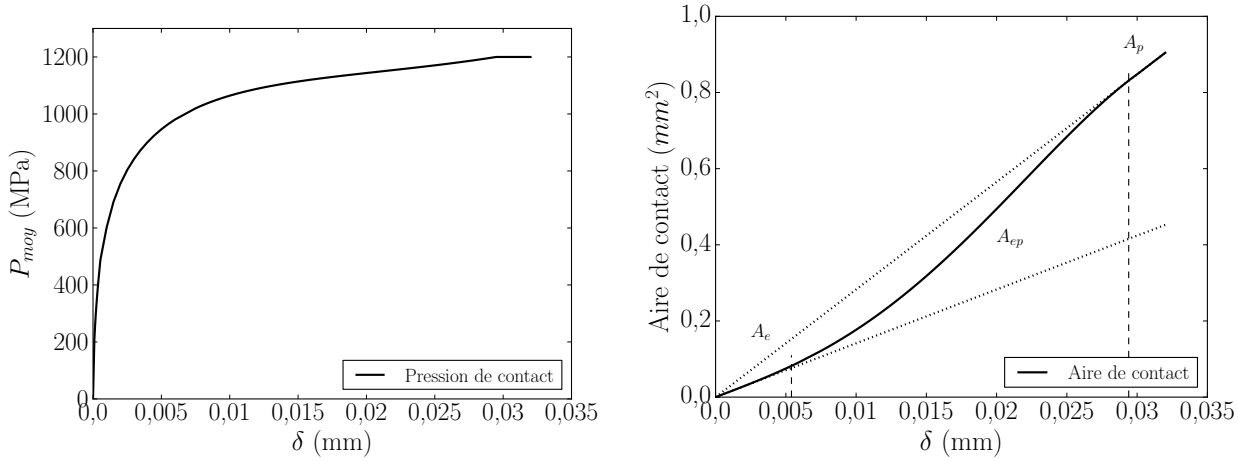
$$A_p = 2\pi R\delta \tag{III.31}$$

Le tableau III.11 illustre le calcul de la pression moyenne de contact suivant les trois modes de déformation. Avec K_1 et K_2 deux constantes à déterminer et a représente le rayon de contact.

Domaine élastique	Domaine élasto-plastique	Domaine plastique
$P_{moy} = \frac{4E^*}{3\pi}\sqrt{\frac{\delta_1}{R^*}}$	$P_{moy} = K_1 + K_2 Ln\frac{\delta_2}{a}$	$P_{moy} = 3\sigma_e$

Tableau III.11 – Calcul de la pression moyenne de contact

La figure III.40(a) montre l'évolution de la pression en fonction de l'enfoncement. En effet, durant le régime élastique la pression de contact évolue linéairement. Elle évolue de façon non linéaire pendant le régime élasto-plastique avant d'atteindre la saturation dans le régime plastique. La figure III.40(b) montre l'évolution de l'aire de contact en fonction de l'enfoncement.



(a) (b)

FIGURE III.40 – Evolution de : (a) la pression de contact, (b) l'aire de contact en fonction de l'enfoncement d'un pion sphérique en carbure (ϕ9 mm) dans cylindre en Ti17 (ϕ250 mm)

Essais de frottement Les essais expérimentaux de frottement ont été réalisés sur le tour LEADWELL. La mesure des efforts est effectuée par une platine Kistler sur laquelle est fixé le tribomètre. Le dispositif expérimental est présenté par la figure III.41.

Un pion de diamètre 9 mm en carbure de tungstène non revêtu a été utilisé dans ces essais. L'effort normal appliqué sur ce pion est de 200 N, ce qui permet de développer une pression de contact d'environ 1 GPa. Quatre vitesses de frottement et différentes

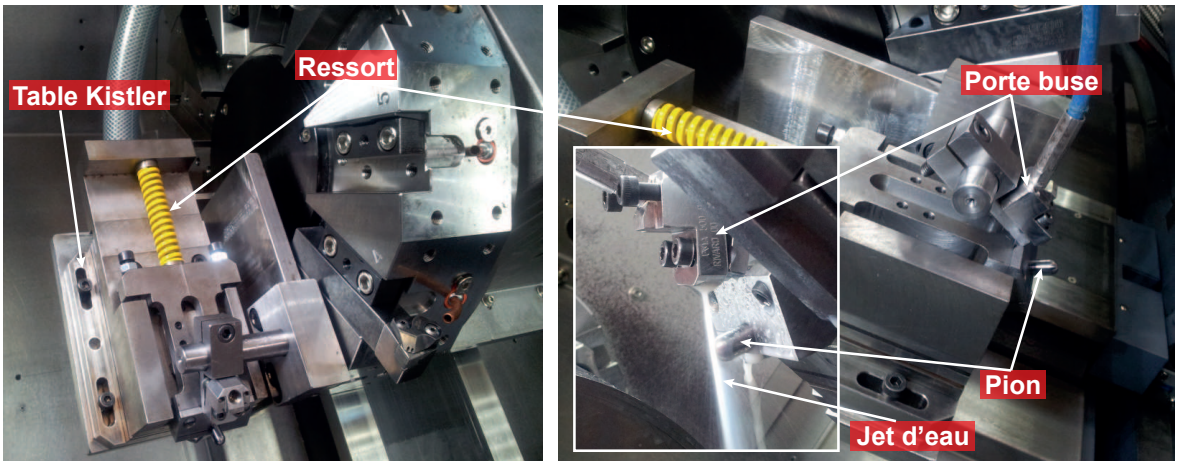


FIGURE III.41 – Montage de frottement

conditions de lubrification ont été testées. Le coefficient de frottement apparent est calculé par l'équation III.32. Les résultats de ces essais sont illustrés par la figure III.42.

$$\mu_{app} = \frac{F_t}{F_n} \tag{III.32}$$

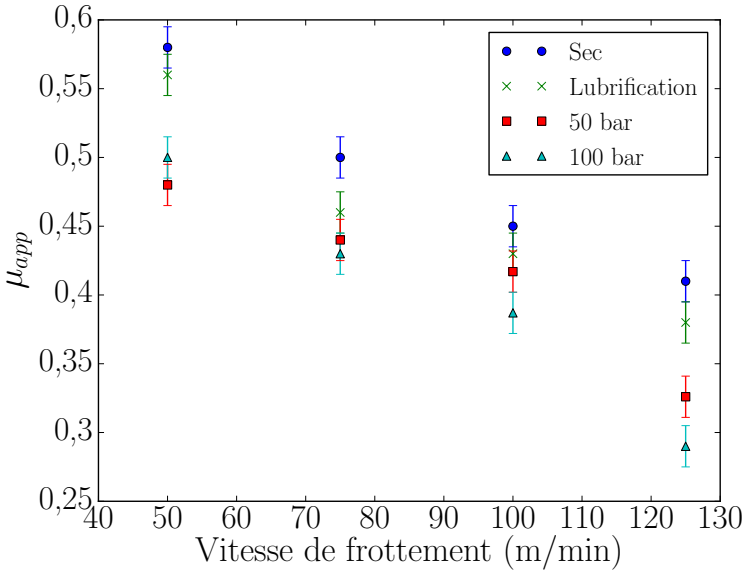
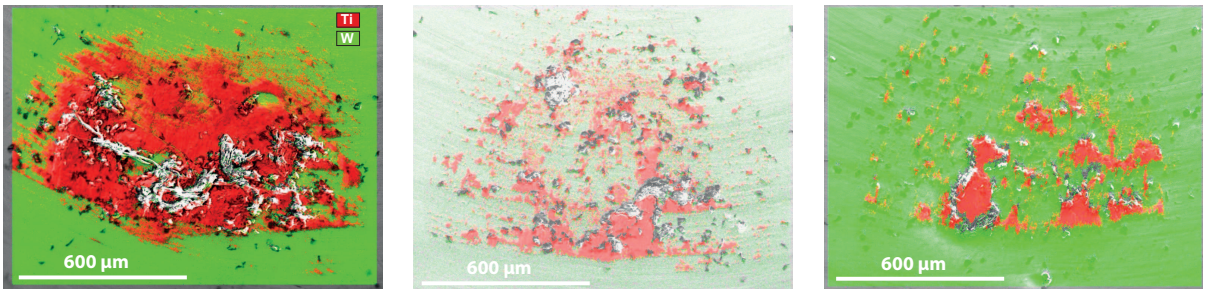


FIGURE III.42 – Variation du coefficient de frottement apparent (Carbure/Ti17) en fonction de la vitesse de frottement et du mode de lubrification

On peut ainsi remarquer que le coefficient de frottement apparent diminue lorsque la vitesse de frottement augmente. En effet, pour la condition de frottement à sec, il passe de 0,58 à 0,41 entre 50 m/min et 125 m/min. En outre, la lubrification classique permet de diminuer légèrement ce coefficient de frottement. L'efficacité de la lubrification augmente avec l'augmentation de la pression. A la pression de 100 bar, le coefficient de frottement diminue d'environ 30%. L'augmentation de la pression permettrait au lubrifiant d'avoir un accès plus important et d'éjecter les amas de matière qui se forment à l'interface diminuant de la sorte le coefficient de frottement.

En effet, l'analyse EDS effectuée sur les pions après des essais à la vitesse de 125 m/min montre l'existence de dépôts de titane qui adhèrent sur le pion. La concentration

de ces dépôts diminue lorsque la pression du jet de lubrifiant augmente. Ceci est dû principalement à l'action du jet qui permet, d'une part, de refroidir le pion et d'autre part d'enlever les amas qui se forment. L'assistance jet d'eau permet donc d'atténuer les conditions favorables à l'adhésion. La figure III.43 montre les résultats de ces analyses.



(a) (b) (c)

FIGURE III.43 – Analyse EDS des pions à la vitesse de 125 m/min : (a) Sec, (b) P=50 bar, (c) P=100 bar

Détermination du coefficient de frottement réel Le coefficient de frottement mesuré expérimentalement est un coefficient apparent. Il se décompose en deux parties comme le montre l'équation III.46 : une partie due à l'adhésion et une autre partie due à la déformation plastique du matériau.

Pour connaître le coefficient de frottement réel, il faut donc découpler ces deux phénomènes à l'aide de la simulation numérique de l'essai de frottement par méthode inverse. La simulation permet aussi d'accéder à des grandeurs locales tels que les champs de température, de pression et de contraintes. Ces aspects sont très bien détaillés par BenAbdelali (2013).

$$\mu_{app} = \mu_{adh} + \mu_{def} \tag{III.33}$$

Le modèle de frottement représenté par la figure III.44 est constitué d'un outil en carbure de tungstène maillé avec des éléments tétraédriques (C3D4T) et d'une pièce en Ti17 maillée avec des éléments quadrangulaires avec intégration réduite (C3D8RT). Le maillage de la pièce est raffiné dans la zone de passage du pion. La loi de comportement utilisée est celle de Johnson-Cook. L'essai consiste, au départ, à appliquer la charge désirée puis à déplacer le pion le long de la pièce.

Le tableau III.12 présente les propriétés thermiques et mécaniques du pion et de la pièce (BenAbdelali (2013); Teixeira (2005)).

Propriétés mécaniques et thermiques	Pièce (Ti17)	Pion (Carbure de tungstène)
Masse volumique, ρ (Kgm^{-3})	4600	12800
Module d'Young, E (GPa)	114	630
Coefficient de poisson, ν	0,33	0,22
Chaleur spécifique C_p ($JKg^{-1}{}^{\circ}C^{-1}$)	570	226
Conductivité thermique λ (W$^{\circ}C^{-1}m^{-1}$)	15	44,6

Tableau III.12 – Propriétés physiques du pion et de la pièce

La validation du modèle est effectuée en comparant l'effort normal analytique et numérique. La figure III.45 présente la variation de l'effort numérique et expérimental en

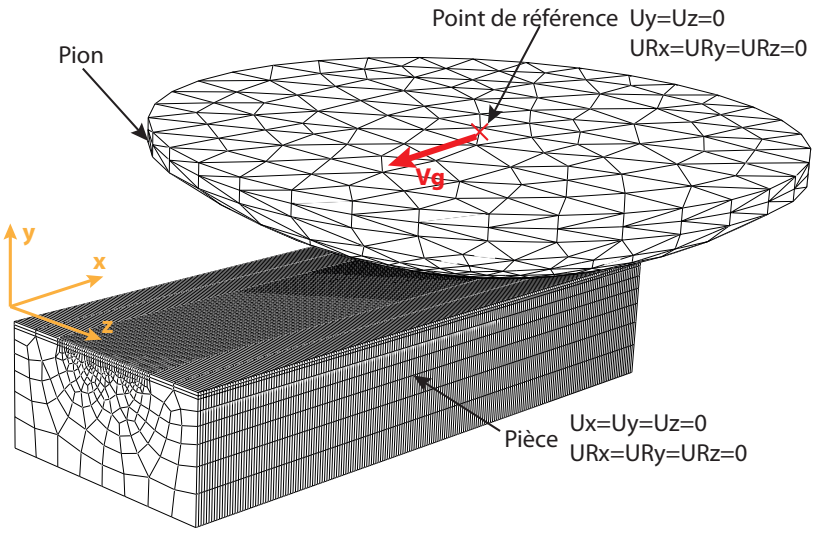


FIGURE III.44 – Modèle de frottement

fonction de l'enfoncement. Le modèle donne des résultats très proches des résultats analytiques (l'erreur ne dépasse pas 2%).

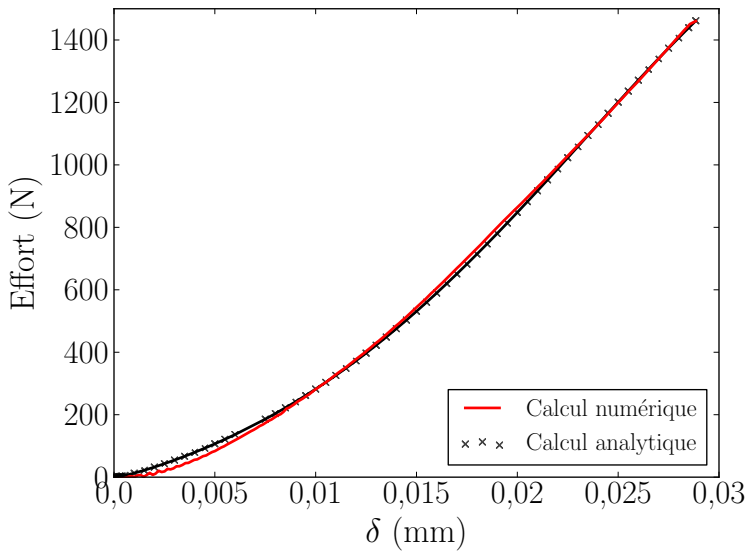


FIGURE III.45 – Variation de l'effort numérique et expérimental en fonction de l'enfoncement

La figure III.46 présente deux exemples pour la détermination du coefficient de frottement adhésif par la méthode inverse. Les résultats de la simulation permettent de trouver une relation entre le coefficient de frottement adhésif et le coefficient de frottement apparent : $\mu_{adh} \simeq 0{,}9\mu_{app}$.

4.1.b Aspects thermiques du contact

Réellement le contact entre le copeau et l'outil est un contact glissant entre deux surfaces rugueuses. Il est souvent très difficile de caractériser et de connaître les propriétés thermiques du contact. Cependant, un certain nombre d'approximations permettent la modélisation et la simulation d'un tel contact ; la rigueur de ces hypothèses reste toujours

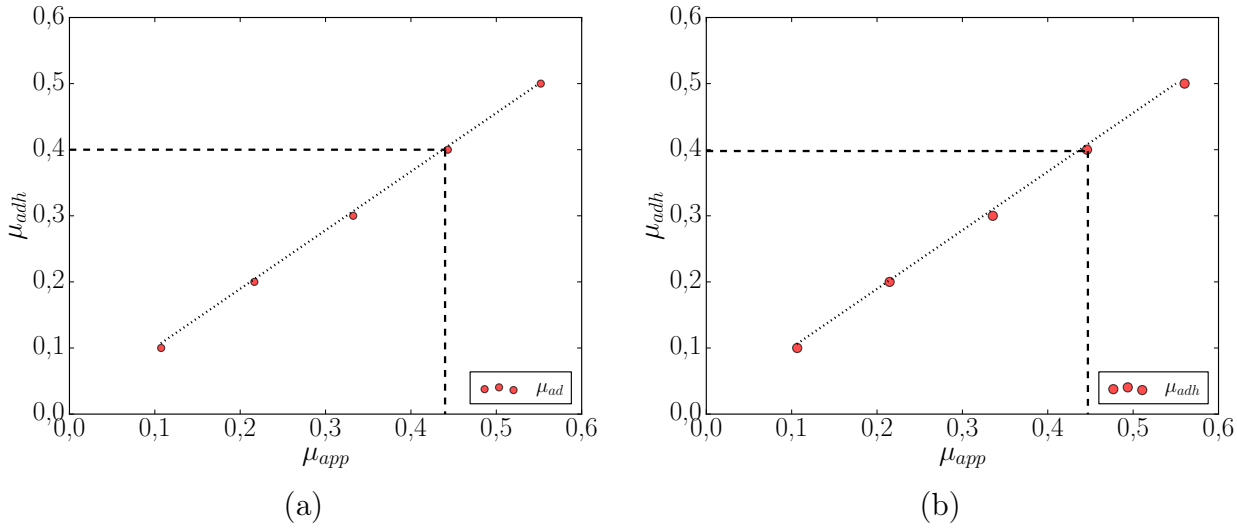


FIGURE III.46 – Détermination du coefficient de frottement adhésif : (a) V_c=60 m/min, (b) V_c=90 m/min

en question.

La chaleur générée par la déformation plastique et par le frottement se divise en une partie qui reste dans la pièce et en une partie reçue par le copeau (ou pion). Le coefficient de partage et la conductivité thermique de l'interface dépendent essentiellement des propriétés mécaniques et thermiques des matériaux mis en contact. Différentes études numériques ont été réalisées afin d'étudier l'impact de ces paramètres sur les champs de température dans la pièce et dans l'outil (Mabrouki et Rigal (2006); Courbon (2011)). La figure III.47 montre une schématisation du contact entre deux surfaces rugueuses.

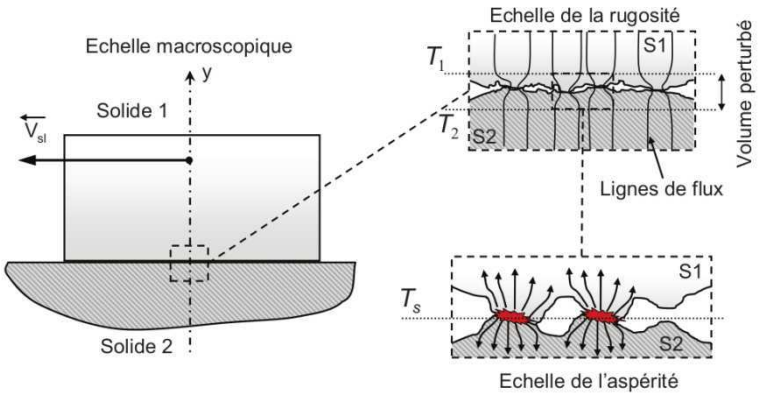


FIGURE III.47 – Contact entre deux surfaces rugueuses (Courbon (2011))

Différentes formulations permettant le calcul du coefficient de partage ont été proposées. Cependant, les formulations appliquées en usinage ne sont pas nombreuses. L'équation III.34 (Zemzemi *et al.* (2009)) et III.35 (Grzesik et Nieslony (2003)) représentent deux exemples de calcul du coefficient de partage.

$$\frac{f_{copeau}}{f_{outil}} = \frac{\sqrt{\lambda_{copeau}\rho_{copeau}C_{p_{copeau}}}}{\sqrt{\lambda_{outil}\rho_{outil}C_{p_{outil}}}} \tag{III.34}$$

$$f_{copeau} = \left(1 + \frac{3\lambda_{outil}}{2\lambda_{copeau}}\sqrt{\frac{\alpha_{copeau}}{\alpha_{outil}}}\right)^{-1} \tag{III.35}$$

C_p, λ, ρ, α représentent respectivement : la chaleur spécifique, la conductivité thermique, la masse volumique et la diffusivité thermique. Dans cette étude, l'équation III.34 a été utilisée.

4.1.c Gestion du contact

Le code de calcul ABAQUS donne la possibilité de travailler avec deux algorithmes de contact : maître-esclave et contact général. L'algorithme maître-esclave est adopté pour gérer le contact entre l'outil et la pièce. La surface maître est la face de coupe de l'outil. L'algorithme de contact général peut être utilisé pour gérer le contact copeau/copeau dans le cas où le copeau s'enroule sur lui même et pour le contact copeau/fluide dans le cas de la simulation de l'assistance jet d'eau haute pression. Dans ce contexte, si la surface du copeau en contact avec l'outil subit un grand taux d'endommagement qui engendre la suppression (érosion) de certains éléments, il est nécessaire d'utiliser certaines options proposées par le code de calcul afin d'assurer le transfert contact sur la couche suivante d'éléments.

4.2 Modélisation de la coupe orthogonale

4.2.a Modèle géométrique

La modélisation 3D du problème s'impose car l'interaction fluide structure n'est pas implémentée en 2D dans la version 6.10 du code de calcul ABAQUS. Le passage au 3D engendre des difficultés de modélisation et de simulation notamment en terme de temps de calcul. La largeur de coupe est fixée à 0,5 mm. Le modèle proposé considère comme point de départ les travaux de Mabrouki et Rigal (2006) et T.Mabrouki *et al.* (2008). Il comporte une pièce et un outil. La figure III.48 présente le modèle géométrique adopté. La pièce comporte trois zones : la zone de l'avance qui se transforme en copeau au cours de l'usinage, la zone du passage de l'outil ou la zone de séparation et finalement la partie qui reste après le passage de l'outil (pièce finie).

La température initiale de la pièce est de 25°C. Cependant, pour une modélisation lagrangienne du problème, il n'est pas possible de simuler un temps d'usinage très important ce qui ne permet pas d'avoir un régime stabilisé en température dans l'outil. Pour visualiser l'effet de l'assistance jet d'eau sur les champs de température dans l'outil et dans la pièce, une température initiale de 300°C est appliquée à l'outil. Cette température initiale dans l'outil, proche de la température moyenne stabilisée dans l'outil, permet d'atteindre plus rapidement le champ thermique stationnaire dans l'outil. Cette condition n'a pas d'effets sur les résultats obtenus par le modèle notamment en terme d'effort de coupe.

Le tableau III.13 présente les paramètres géométriques de l'outil et les conditions d'usinage. Deux vitesses d'avances et quatre vitesses de coupe ont été simulées. Le modèle de frottement $\mu = f(V_g)$ est intégré dans le modèle de coupe.

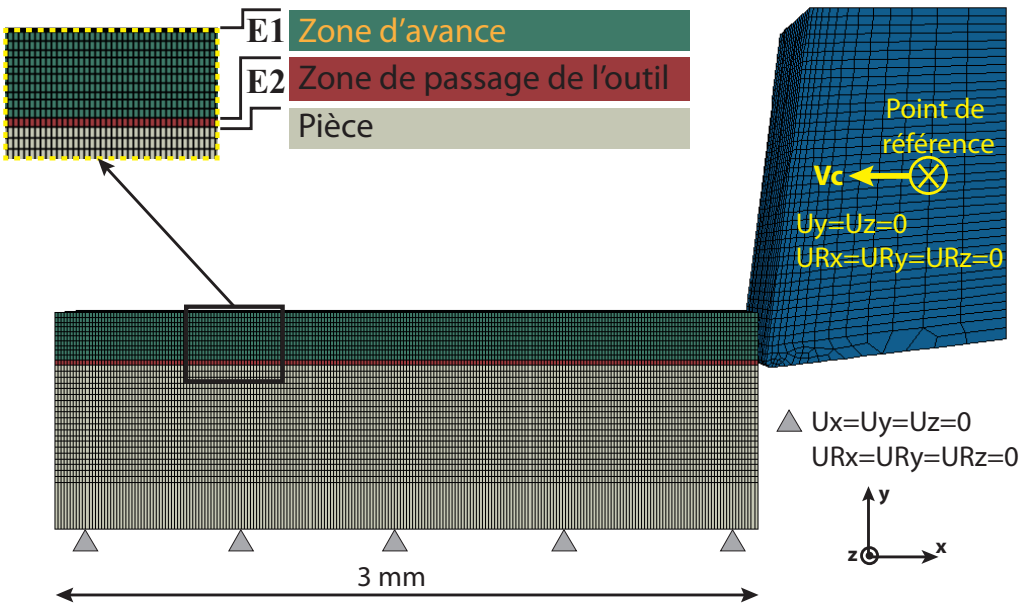


FIGURE III.48 – Modèle géométrique de la coupe orthogonale

Angle de coupe γ (°)	5
Angle de dépouille α (°)	5
Rayon d'arête R_β (μm)	10
Coefficient de frottement μ	0,1 ; $\mu = f(V_g)$
Avance f (mm/tr)	0,1 ; 0,2
Vitesse de coupe V_c (m/min)	75 ; 100 ; 125 ; 150

Tableau III.13 – Paramètres géométriques de l'outil et les conditions de simulation

4.2.b Prise en compte de l'endommagement

Afin de simuler la séparation et la formation du copeau, les lois de plasticité et d'endommagement de Johnson-Cook sont utilisées. La figure III.49 schématise le comportement du matériau. La zone "OAB" représente le comportement du matériau avant l'initiation de l'endommagement. A partir du point B, un endommagement progressif prend place et la courbe d'écrouissage commence à chuter.

La loi d'endommagement de JC permet de prédire la déformation $\bar{\varepsilon}_{0i}$ qui correspond à l'initiation de l'endommagement. L'évolution de l'endommagement est assurée par le critère énergétique de rupture de Hillerborg (Hillerborg *et al.* (1976)). Dans le cas général, cette énergie de rupture est calculée à l'aide de l'équation III.36. Dans le cas de la déformation plane, elle peut être calculée avec l'équation III.37. Le paramètre L représente la longueur caractéristique de l'élément et σ_y est contrainte d'écoulement du matériau.

$$G_f = \int_{\varepsilon_B^p}^{\varepsilon_F^p} L\sigma_y \, \mathrm{d}\varepsilon^p = \int_0^{u_F^p} \sigma_y \, \mathrm{d}u^p \tag{III.36}$$

$$G_f = \frac{K_C^2(1-\nu^2)}{E} \tag{III.37}$$

A titre de rappel le tableau III.14 regroupe les paramètres de la loi de comportement et d'endommagement identifiés.

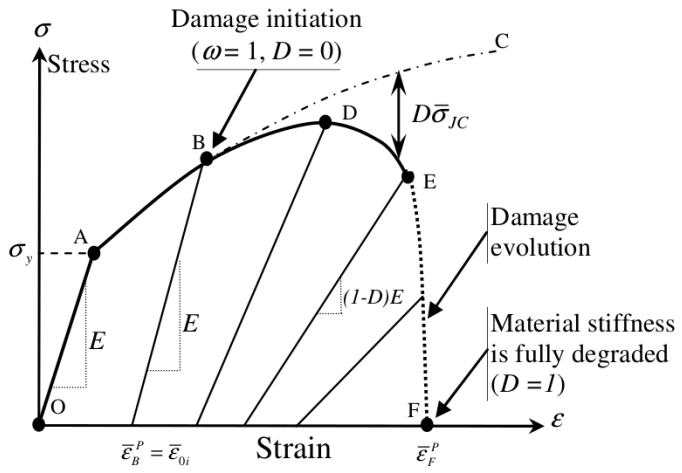


FIGURE III.49 – Illustration de l'évolution de l'endommagement (Zhang *et al.* (2011))

A (MPa)	B (MPa)	n	C	m	D_1	D_2	D_3	D_4	D_5	$\dot{\varepsilon}_0$ (s^{-1})
1012	399	0,22	0,035	0,85	-0,2	0,34	-0,5	-0,035	2,7	0,1

Tableau III.14 – Paramètres de la loi de comportement et d'endommagement de Johnson-Cook

4.2.c Simulation de la coupe et sensibilité du modèle au maillage

Dans le but d'optimiser le temps de calcul et d'assurer la rigueur des simulations numériques, une étude sur la sensibilité au maillage a été réalisée. Pour cela, le nombre d'éléments dans les zones E1, E2 et notamment sur la largeur de coupe (axe z) a été modifié pour plusieurs modélisations. Le choix d'une intégration réduite s'impose aussi afin d'avoir des temps de calculs raisonnables. Cependant, ceci engendre un mode de déformation particulier qui affecte l'énergie de déformation ("Hourglass"). Le code de calcul propose différentes possibilités pour résoudre ce problème en ajoutant à ce type d'éléments de la raideur, de l'amortissement ou la combinaison des deux. L'étude menée par Barge (2005a) détaille l'influence des différents paramètres numériques et le contrôle de l'énergie de déformation. Les éléments utilisés dans cette étude sont à huit nœuds avec une intégration réduite, avec une interpolation de second ordre et avec la prise en compte de la température (C3D8RT). Le contrôle de l'énergie de déformation est réalisé avec la méthode "combined". Les éléments sont supprimés lorsque la valeur de l'endommagement dépasse 0,97.

Ainsi, le nombre total des points d'intégration a varié entre 42448 et 129842. Un calcul parallèle sur quatre processeurs et en double précision a été effectué pour chaque configuration. Etant donnée que l'effort de coupe varie linéairement en fonction de la largeur de passe, il est possible de convertir l'effort de coupe numérique obtenu avec une largeur de coupe de 0.5 mm et de comparer, par la suite, les résultats expérimentaux et numériques. Le tableau III.15 présente les conditions testées et les résultats obtenus.

Nombre d'éléments	Maillage 1	Maillage 2	Maillage 3	Maillage 4
Zone (E1,E2) (axe z)	10	7	15	5
Zone E1 (axe y)	10	10	10	10
Zone E2 (axe y)	2	2	1	1
Total (modèle)	100996	78047	129842	42448
Temps de calcul	8h :50	4h :53	19h :15	2h :31
$F_C(moyen)$ (N)	1750	1790	1925	1730

Tableau III.15 – Sensibilité du modèle au maillage

Le tableau III.15 permet de conclure que les résultats prédits par le modèle restent globalement dans l'intervalle expérimental (1720±100 N). Le maillage 2 et le maillage 4 présentent le meilleur rapport précision/temps de calcul. Le maillage 4 a été retenu pour les simulations numériques du procédé.

4.2.d Résultats intermédiaires en coupe orthogonale

Les figures III.50 et III.51 présentent respectivement les résultats des simulations numériques du modèle avec une vitesse de coupe de 75 m/min et de 125 m/min. La valeur de l'endommagement est représentée par la variable "SDEG".

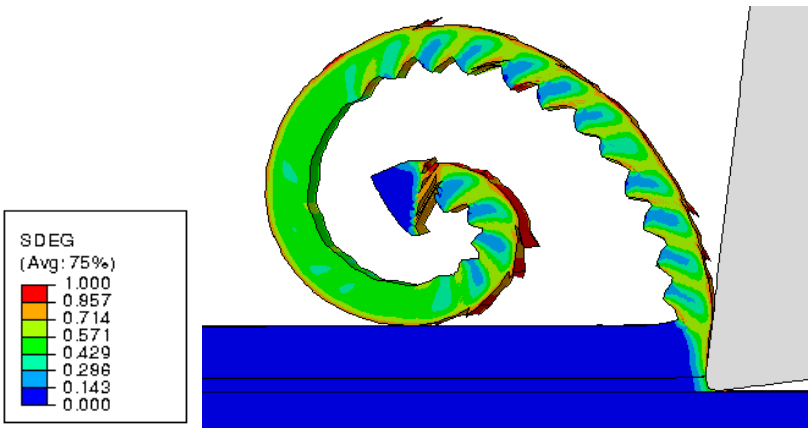


FIGURE III.50 – Morphologie du copeau : f=0,1 mm/tr, V_c=75 m/min

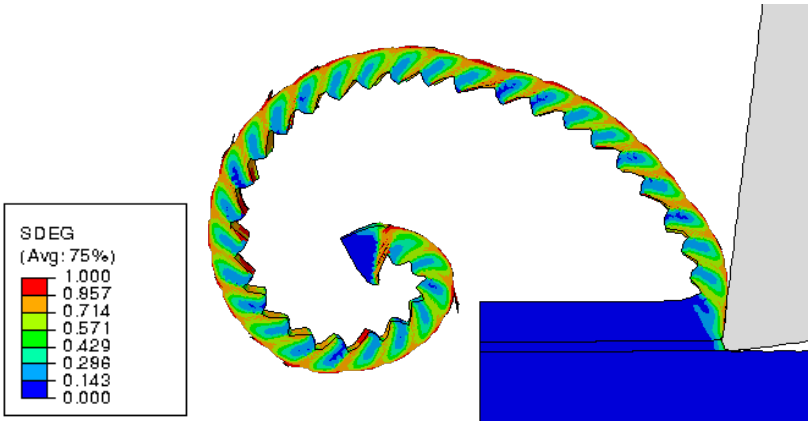


FIGURE III.51 – Morphologie du copeau : f=0,1 mm/tr, V_c=125 m/min

Avec une vitesse de coupe de 75 m/min et une avance de 0,1 mm/tr les valeurs des paramètres D_C, D_{min}, D_{max} sont respectivement 50 μm, 144 μm et 100 μm. En revanche, comme on l'a déjà présenté, ces paramètres géométriques ne sont pas constants d'un segment de copeau à un autre notamment pour les faibles valeurs d'avance. L'alternance des segments inégaux est dûe essentiellement à l'adoucissement thermique Calamaz (2008). La loi de comportement ne permet donc pas d'avoir des simulations très précises à ce niveau. Globalement, le modèle permet néanmoins de simuler la morphologie du copeau et de donner des prévisions réalistes de l'effort de coupe. Ceci, permet de valider l'étape d'identification de la loi de plasticité et d'endommagement du matériau ainsi que l'intégration d'une loi de frottement plus réaliste.

Pour une avance de 0,2 mm/tr, des simulations sur une gamme de vitesses de coupe allant de 75 m/min jusqu'à 150 m/min ont été effectuées. L'augmentation de la vitesse de coupe engendre une augmentation de la température, notamment à l'interface outil copeau et sur les bandes de cisaillement. Elle engendre, ainsi, une augmentation de la vitesse de déformation dans les zones de cisaillement ce qui engendre une élévation de la contrainte d'écoulement. L'augmentation de la vitesse de déformation combinée à une contrainte d'écoulement plus importante augmente très sensiblement l'auto-échauffement par dissipation de l'énergie de déformation plastique dans ces zones. La température croît donc fortement. De plus, l'augmentation de la vitesse de coupe augmente aussi la chaleur générée au niveau des zones de frottement (Z_{II} et Z_{III}) due à une vitesse de glissement plus élevée malgré la diminution du coefficient de frottement avec la vitesse de glissement.

La figure III.52 présente les champs de température simulées dans ces différentes conditions. La température à l'interface outil/copeau passe d'environ 600 °C à environ 850 °C pour une augmentation de la vitesse de coupe de 75 m/min à 150 m/min.

La modélisation 3D permet aussi de simuler la formation des bourrelets sur les bords de la pièce et du copeau. En effet, lors de l'usinage, un bourrelet apparaît sur les bords. Ce phénomène est visible expérimentalement. Il met en évidence que la coupe orthogonale n'est pas simplement une "extrusion" d'un problème 2D.

Le tableau III.16 présente la variation de la largeur du copeau (après usinage) en fonction de la vitesse de coupe. Il ressort que cette largeur ne parait pas être très sensible au changement de la vitesse de coupe. L'augmentation de la largeur est autour de 30% pour toutes les conditions simulées à une avance de 0,2 mm/tr.

Vitesse de coupe (m/min)	75	100	125	150
Largeur du copeau (mm)	0,66	0,67	0,64	0,64

Tableau III.16 – variation de la largeur du copeau en fonction de la vitesse de coupe, f=0,2 mm/tr

Cependant, une augmentation de 7% uniquement est remarquée avec une avance de 0,1 mm/tr. Ceci, reflète l'effet important du changement de l'avance sur la largeur du copeau. La figure III.53 montre les bourrelets simulés avec une avance de 0,1 mm/tr et de 0,2 mm/tr. Les paramètres b1 et b2 représentent le dépassement latéral du copeau dans les deux conditions simulées, respectivement 0,1 mm/tr et 0,2 mm/tr. Une élévation de température d'environ 150 °C est remarquée en augmentant la vitesse d'avance.

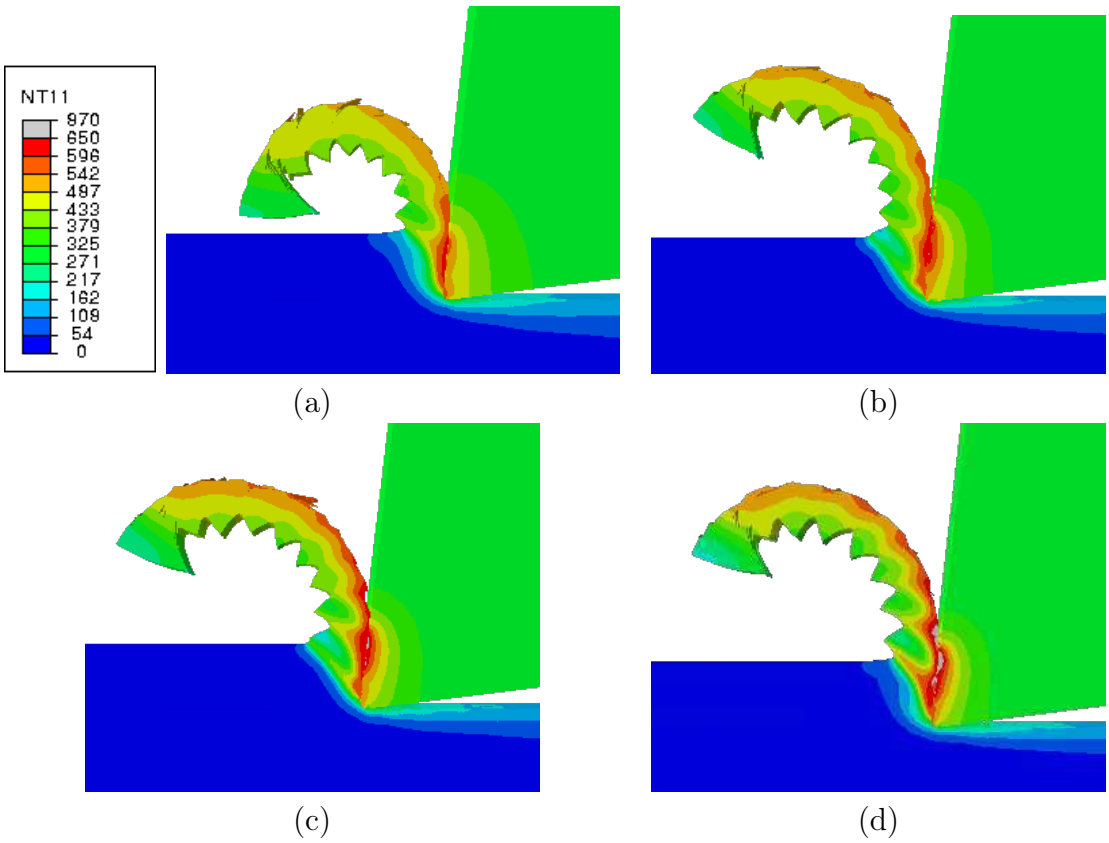


FIGURE III.52 – Champs de température : (a) V_c=75 m/min, (b) V_c=100 m/min, (c) V_c=125 m/min, (d) V_c=150 m/min

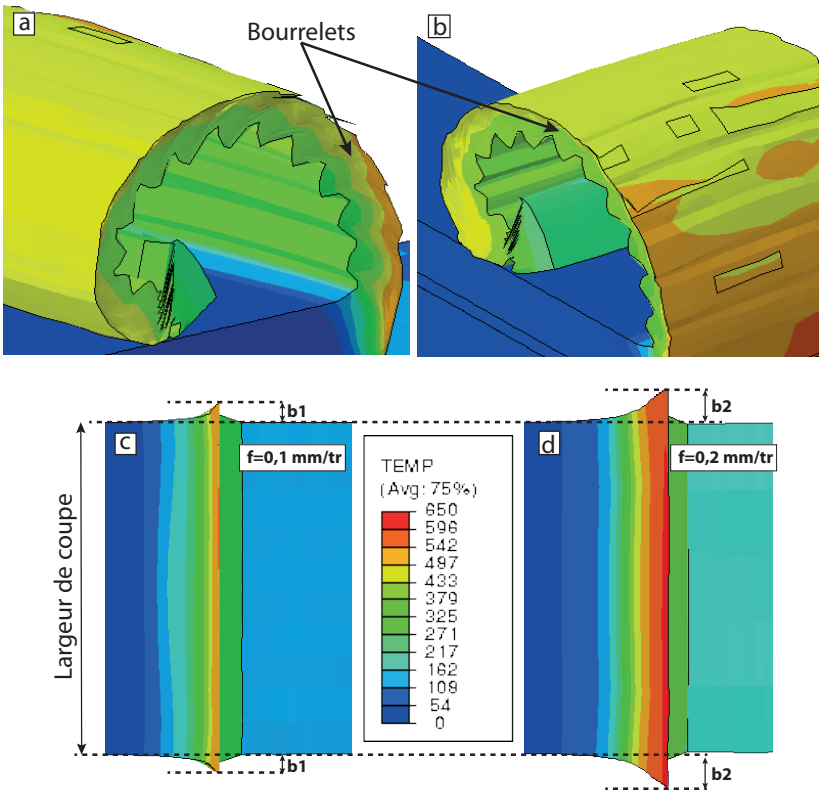


FIGURE III.53 – Formation des bourrelets : (a, b, c) f=0,1 mm/tr, (d) f=0,2 mm/tr

4.3 Modélisation de l'usinage assisté jet d'eau haute pression

4.3.a Démarche de modélisation

La modélisation de l'interaction fluide/structure sur ABAQUS est assurée par la méthode CEL (Coupled Eulerian Lagrangian). Le fluide est modélisé par un maillage eulérien alors que la partie solide est modélisée par un maillage lagrangien. Le pas de temps est calculé en se basant sur la vitesse de l'onde sonore qui traverse le fluide. Ce pas de temps est calculé à l'aide de l'équation III.38. L^e représente la longueur caractéristique de l'élément et C_d représente la vitesse du son dans le matériau.

$$\Delta t_{fluide} = \frac{L^e}{C_d} \tag{III.38}$$

Le contact entre le fluide et la structure est géré avec l'algorithme du contact général. Il est nécessaire de signaler que parfois il y a pénétration de nœuds des éléments eulériens dans le maillage lagrangien. ABAQUS utilise la méthode de pénalisation pour gérer ce type de problèmes. Un raffinement du maillage est l'arrondissement des angles vifs dans le solide sont fortement recommandés. Mais, ces recommandations sont difficilement applicables en usinage. Au cours de la simulation, le taux de remplissage des éléments est calculé avec la méthode de la fraction volumique "VOF" (ANNEXE A).

Avec la version 6.10 du code de calcul ABAQUS l'échange thermique entre le fluide et la structure n'est pas possible. Sans développement approprié, ABAQUS 6.10 ne permet pas de simuler l'effet du jet d'eau sur les champs de température dans la pièce et dans l'outil. Un développement a donc été réalisé afin d'assurer cet échange thermique. L'idée consiste à décomposer le temps de calcul total t_{total} en Δt_i. Pendant ce temps, on cherche les nœuds qui sont en contact avec le fluide en s'appuyant sur la pression de contact. Les nœuds sont considérées en contact avec le fluide si la pression de contact est supérieure à une valeur seuil. Une fois ces nœuds identifiés, une condition aux limites de type convection leur est appliquée.

Le coefficient d'échange thermique est considéré dépendant de la vitesse d'écoulement du fluide. Il est donc nécessaire d'estimer, en premier temps, la vitesse du fluide à la sortie de la buse. L'équation III.39 permet de la calculer, avec P la pression du jet à la sortie de la buse, ρ la masse volumique de l'eau et η le rendement de la buse.

$$V = \eta\sqrt{\frac{2P}{\rho}} \tag{III.39}$$

Dans un deuxième temps, le nombre de Reynolds est calculé par l'équation III.40

$$R_e = \frac{\rho V x}{\mu} \tag{III.40}$$

Avec μ la viscosité dynamique, x la distance parcourue par le fluide, V la vitesse du fluide. Ensuite, à l'aide de l'équation III.41, le nombre de Prandtl est calculé.

$$P_r = \frac{C_p \mu}{\lambda} \tag{III.41}$$

Avec λ la conductivité thermique. Finalement, le coefficient d'échange thermique h est calculé par l'intermédiaire de l'équation III.42 (Rohsenow *et al.* (1998)).

$$h = 0.03\left(\frac{C_p\mu}{\lambda}\right)^{0.33}\left(\frac{\rho V x}{\mu}\right)^{0.9}\frac{\lambda}{x} h = 0,03\,(P_r)^{0.33}\,(R_e)^{0.9}\,\frac{\lambda}{x} \tag{III.42}$$

La figure III.54 représente l'algorithme utilisé pour la programmation ainsi que les différentes étapes du calcul.

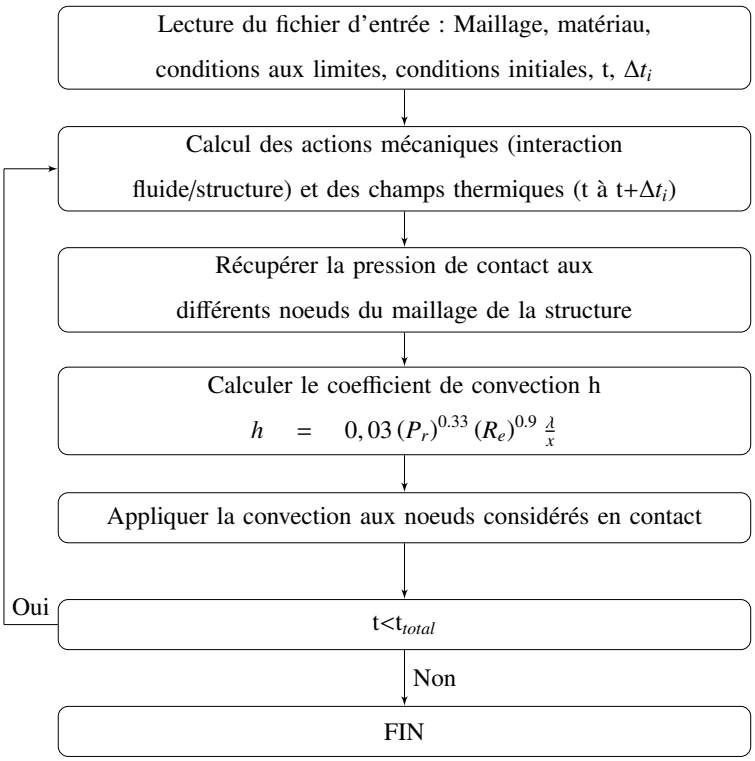


FIGURE III.54 – Algorithme du couplage thermique

Le maillage des différentes pièces est stocké dans des fichiers séparés, ce qui simplifie le chargement et le changement de la géométrie et des conditions d'usinage. Pour simplifier davantage la tâche, une nouvelle syntaxe est adoptée pour charger le maillage, appliquer les conditions initiales, les conditions aux limites etc ...

La figure III.55 présente un exemple de champs de pression de contact dans l'outil et l'application de la convection.

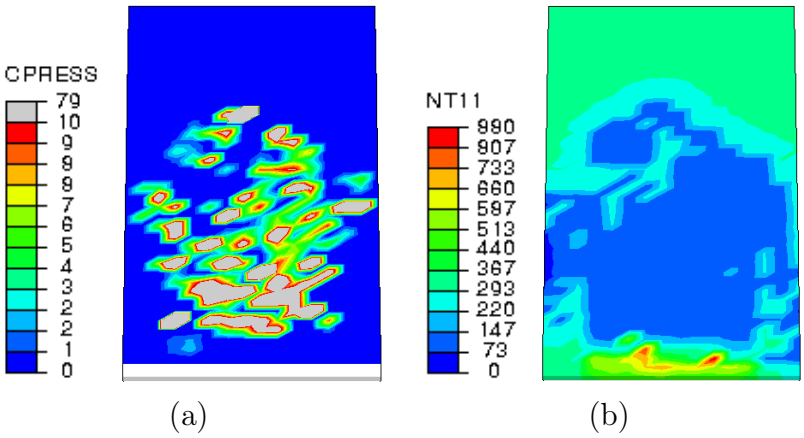


FIGURE III.55 – (a) pression de contact, (b) champs thermique calculé après application de la convection

4.3.b Modèle géométrique

L'objectif de cette partie est de proposer un modèle de coupe qui prend en compte l'interaction fluide/structure et les échanges de température entre le jet d'eau d'une part et l'outil et la pièce d'autre part. Pour cela, le modèle géométrique de la coupe orthogonale est repris. Afin d'avoir des temps de calcul raisonnables, le domaine eulérien doit couvrir uniquement la partie d'interaction fluide/structure du modèle (figure III.56).

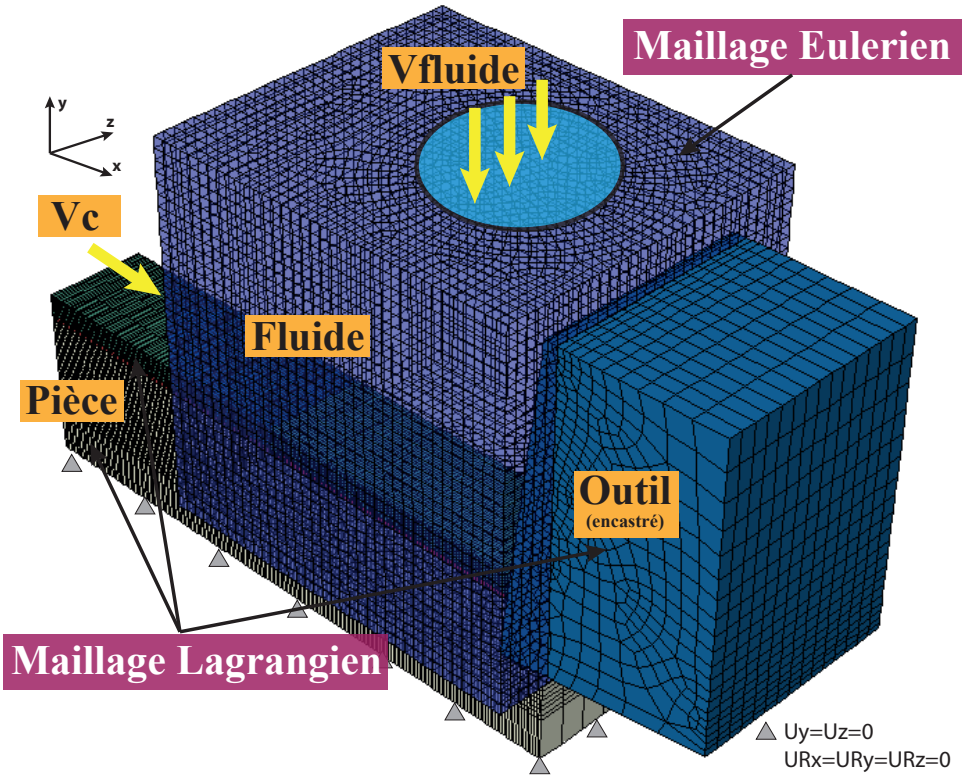


FIGURE III.56 – Modèle de l'usinage assisté jet d'eau

La figure III.57 montre un exemple de simulation réalisée sur un modèle de coupe assisté jet d'eau.

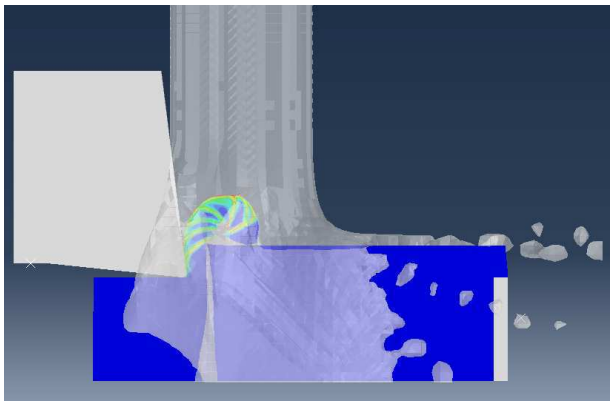


FIGURE III.57 – Exemple de simulation de l'usinage assisté jet d'eau

La gestion du contact est assurée par deux algorithmes simultanément. Un algorithme du type maître-esclave pour gérer le contact outil/copeau et un algorithme du type contact général pour gérer l'interaction fluide/structure.

Dans cette modélisation, l'outil est encastré et la pièce est animée par une vitesse de coupe. Une vitesse V_{fluide} est appliquée au fluide à sa sortie de la buse (diamètre 1 mm). La distance d'impact entre le jet d'eau et l'arête de coupe est de 0,5 mm. On a choisi de fixer les paramètres géométriques du modèle afin de focaliser l'étude sur les différents effets du jet d'eau. Le temps de calcul total est entre 30 h et 40 h avec un calcul parallèle sur deux processeurs. Il est nécessaire de signaler que l'augmentation du nombre de processeurs ne permet pas forcément de diminuer le temps de calcul à cause de l'utilisation de deux algorithmes de contact.

4.3.c Effets du jet d'eau

Différentes simulations dans différentes conditions de lubrification ont été réalisées pour examiner l'effet du jet sur les champs thermiques et mécaniques dans l'outil et la pièce. Une simulation à la pression de 100 bar mais sans échange thermique (h=0) a été réalisée afin de découpler l'effet thermique et l'effet mécanique du jet d'eau. Le tableau III.17 montre les conditions simulées.

Vitesse de coupe (m/min)	75
Avance par tour (mm/tr)	0,1
Mode de lubrification	conventionnelle (12 m/s), 50 bar (80 m/s), 100 bar (113 m/s), 100 bar (h=0)

Tableau III.17 – Conditions de simulation

La figure III.58 présente les champs de température sur la face de coupe de l'outil dans les différentes conditions de lubrification. L'augmentation de la pression augmente le coefficient de convection h. C'est pour cela qu'on remarque une diminution plus importante de la température sur la face coupe de l'outil sur une zone plus étendue pour les pressions les plus grandes. En effet, cette augmentation de pression permet aussi au jet d'eau d'avoir un accès plus important à l'interface outil/copeau (diminution de la longueur de contact outil/copeau).

Cependant, la température en pointe d'outil ne parait pas très influencée par l'assistance jet d'eau. La figure III.59 présente, à la pression de 100 bar, l'évolution de la température en pointe d'outil dans la condition de lubrification conventionnelle. Une légère diminution, qui reste toutefois faible, est remarquée.

L'évolution de la température le long de la face de coupe de l'outil est présentée par la figure III.60. La comparaison entre la lubrification conventionnelle et à 100 bar montre que la température chute d'environ 400 °C à une distance de 0,1 mm de l'arête de coupe et d'environ 200 °C à une distance de 0,2 mm. L'assistance permet donc d'avoir un refroidissement plus efficace.

En lubrification conventionnelle, le copeau s'enroule sous forme de ruban sans se fragmenter. L'augmentation de la pression permet d'appliquer un effort plus important sur le copeau qui se déforme et se fragmente quand la contrainte atteint la limite de la rupture. Il est nécessaire de signaler que la rupture du copeau s'effectue au niveau de la bande de cisaillement primaire, ce qui parait logique puisque c'est la zone la plus fortement déformée et qui a subi l'endommagement le plus important. La figure III.61 illustre ces observations.

Les figures III.61(c) et III.61(d) permettent de voir l'effet du découplage de l'effet thermique et de l'effet mécanique du jet d'eau. La simulation avec l'application de la convection

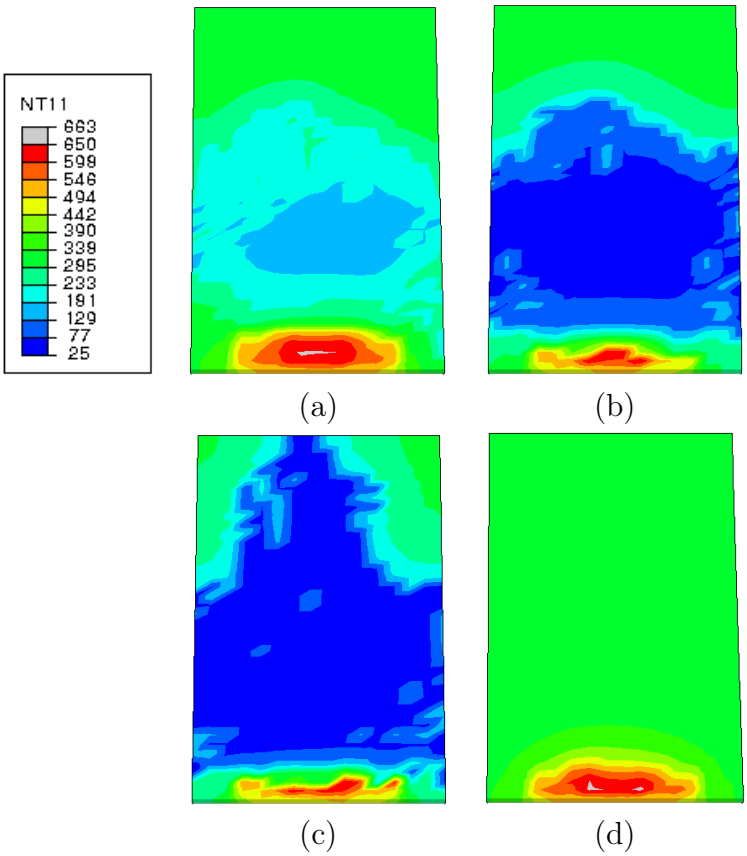


FIGURE III.58 – Champ de température dans l'outil : (a) lubrification conventionnelle, (b) P=50 bar, (c) P=100 bar, (d) P=100 bar (h=0)

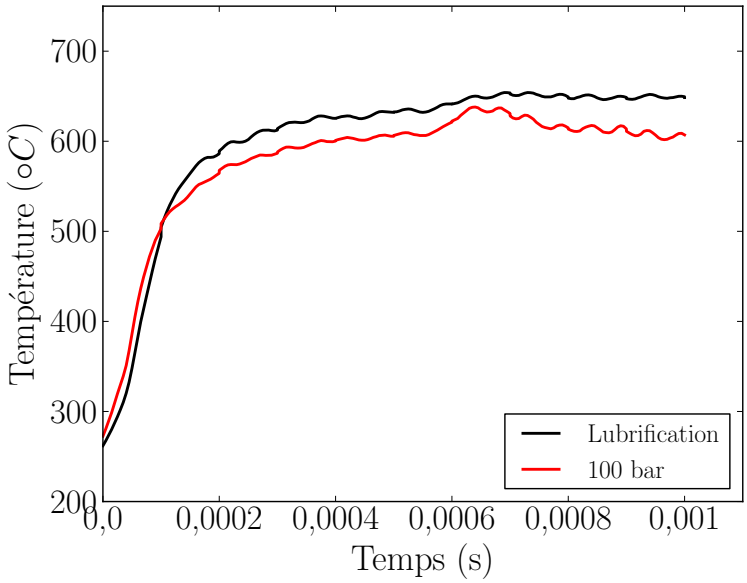


FIGURE III.59 – Evolution de la température en pointe d'outil

(figure III.61(c)) montre un copeau fragmenté alors que dans le cas sans convection (figure III.61(d)) le copeau se déforme fortement sans se fragmenter. La température du copeau est entre 400 °C et 500 °C, à ces niveaux de température l'adoucissement thermique du matériaux prend lieu. Une déformation plus importante est donc possible avant la rupture.

La zone de coupe au niveau de l'interface avec l'outil (Z_{II}) est présentée par la figure

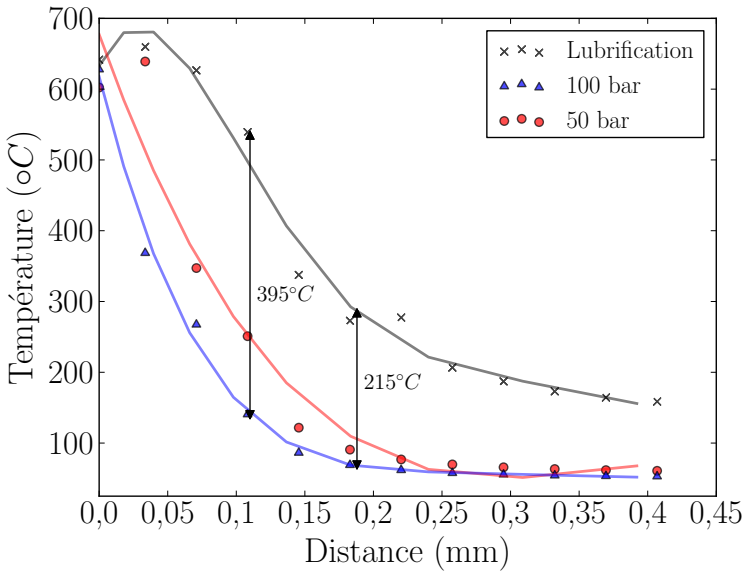


FIGURE III.60 – Evolution de la température sur la face de coupe de l'outil

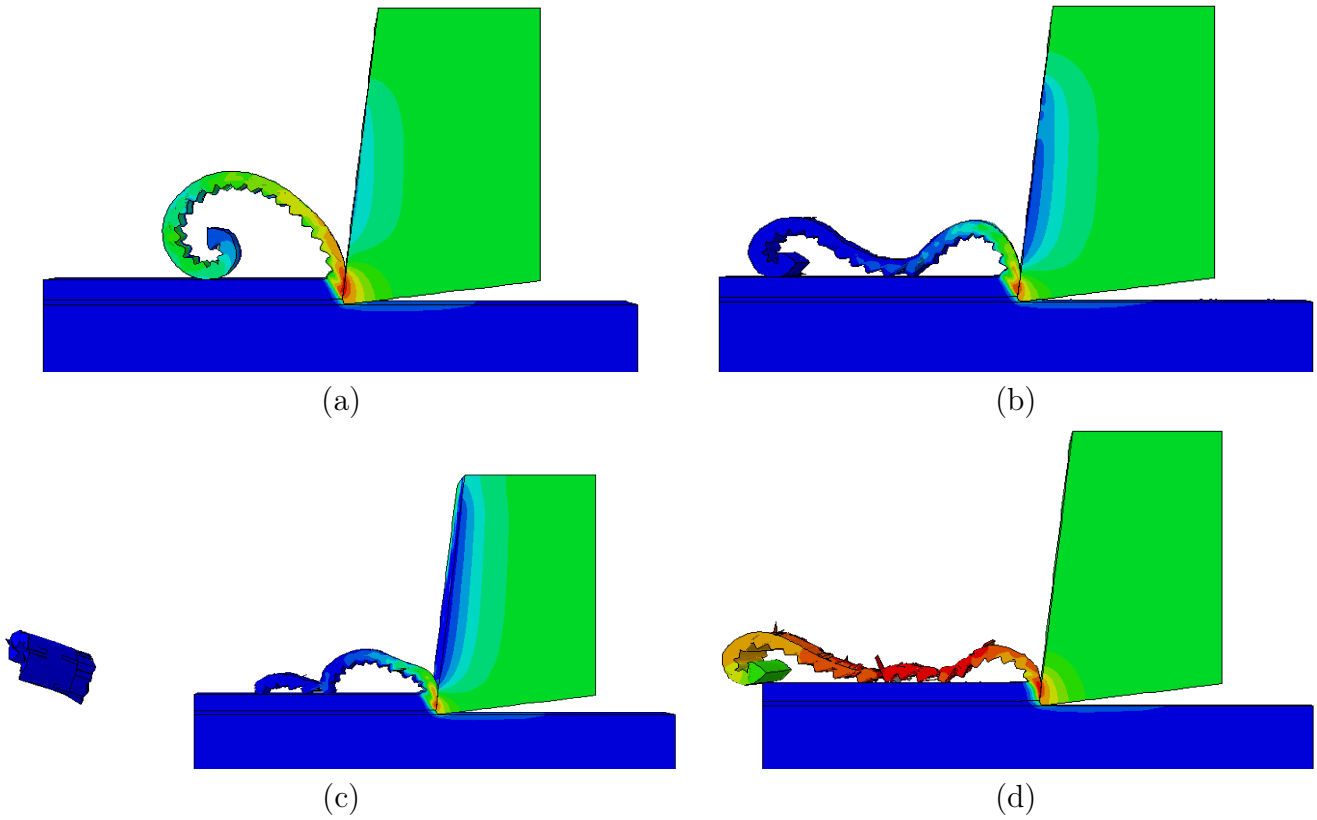
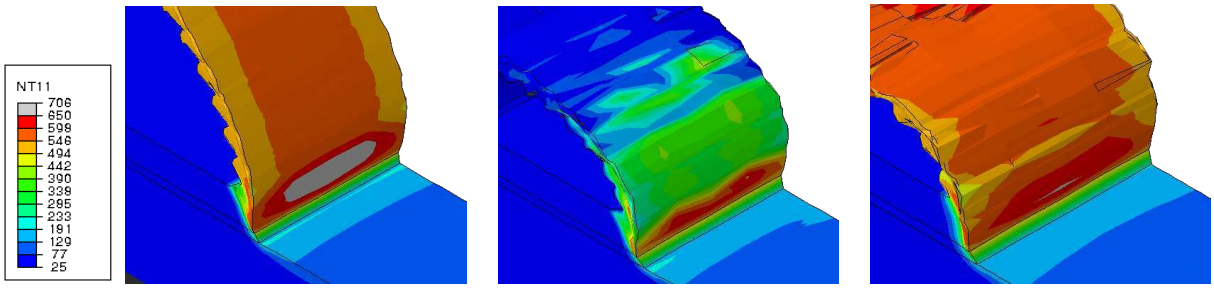


FIGURE III.61 – Champ de température dans la pièce (fluide masqué) : (a) Lubrification, (b) P=50 bar, (c) P=100 bar, (d) P=100 bar sans échange thermique

III.62. Les résultats obtenus montrent qu'en usinage assisté jet d'eau à 100 bar la température moyenne de l'interface, en éliminant la zone en contact avec la pointe de l'outil, diminue d'environ 300° par rapport à l'usinage à sec (effet mécanique et thermique du jet d'eau). La figure III.62(c) montre que sans la prise en compte de l'effet thermique du jet d'eau (h=0), la température a aussi diminué. Le refroidissement est donc dû à l'effet thermique du jet d'eau mais aussi à l'effet mécanique du jet. En effet, en diminuant la

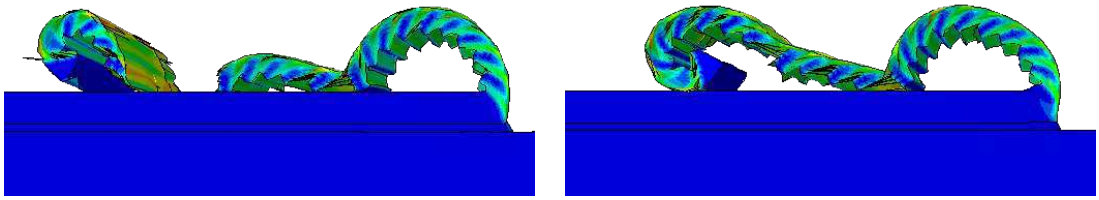
longueur de contact outil/copeau sous l'action mécanique du jet d'eau, la zone de frottement (Z_{II}) diminue limitant ainsi l'échauffement par frottement. En effet, La longueur de contact passe d'environ 0,19 mm avec lubrification conventionnelle à environ 0,13 mm en usinage assisté.



(a) (b) (c)

FIGURE III.62 – Champs de température : (a) usinage à sec (a) P=100 bar Avec échange thermique, (b) P=100 bar (h=0)

Les figures III.63(a) et III.63(a) montrent les morphologies des copeaux obtenues avec V_c=75 m/min et V_c=100 m/min respectivement. Le copeau qui se forme se fragmente essentiellement par flexion. Une combinaison d'effets mécaniques et thermiques fait que le copeau se fragmente moins lorsque la vitesse de coupe augmente. En effet, le temps de refroidissement du copeau devient plus court lorsque V_c augmente. Le copeau se forme plus rapidement et a tendance à rejeter l'eau de l'interface outil/copeau.



(a) (b)

FIGURE III.63 – Morphologie du copeau avec une assistance de 100 bar et une vitesse de coupe de : (a) 75 m/min, (b) 100 m/min

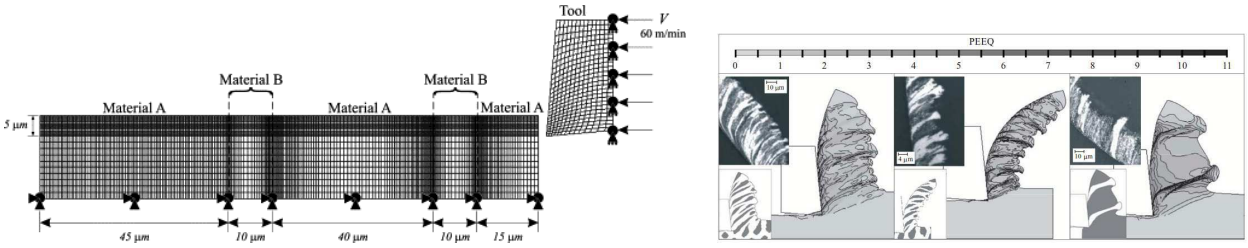
5 Modélisation de la plasticité cristalline

5.1 Introduction

L'étude numérique de la formation du copeau avec une loi de comportement phénoménologique de type Johnson-Cook a permis d'étudier de près les phénomènes physiques dans le copeau et en pointe d'outil. Néanmoins, il est à préciser que ce type de modélisation ne fournit pas assez d'informations à l'échelle locale car, à cette échelle, la microstructure (taille des grains et phases présentes) joue un rôle important.

Mais, ces dernières années ont connu de nouvelles réalisations dans ce domaine puisque des modélisations à l'échelle locale ont été proposées. Les travaux de Simoneau *et al.* (2006, 2007a) et Simoneau *et al.* (2007b) ont abouti au développement d'un modèle de coupe qui prend en compte des phases présentes dans le matériau. Le comportement de

chaque phase est modélisé par la loi de comportement de Johnson-Cook. Ceci, a permis d'avoir des simulations plus réalistes au niveau de la formation du copeau, des champs de température, de contraintes et d'effort de coupe. La figure III.64 présente le modèle proposé ainsi que des exemples de simulation.



(a) (b)

FIGURE III.64 – (a) modèle proposé, (b) exemples de résultats de simulation du modèle (Simoneau *et al.* (2007a))

La même procédure a été utilisée par Obikawa *et al.* (2009) en modélisant la ferrite et la perlite par deux comportements différents. Une modélisation qui tient compte de l'effet du graphique dans une fonte a été développée par Mohammed *et al.* (2011, 2012). Des éléments cohésifs ont été utilisés aux interfaces de la matrice graphite.

Le matériau utilisé dans cette étude, le Ti17, possède une microstructure où la taille des grains est de l'ordre du millimètre (figure III.9). Il parait donc intéressant de modéliser explicitement la microstructure afin de tenir compte des modifications cristallines qui peuvent intervenir au cours de la formation du copeau.

Ce type de modélisation en usinage a récemment vu le jour avec les travaux de Zhang *et al.* (2012b). Les auteurs ont modélisé un alliage de Titane (Ti-6Al-4V) en prenant en compte des cristaux idéaux avec 1 seul système de glissement. Cette modélisation a l'avantage de pouvoir utiliser l'hypothèse des déformations planes en 2D afin de réduire le temps de calcul de manière très importante. Le comportement est modélisé avec une loi du type Schmid, avec un écrouissage cinématique et isotrope sur les systèmes de glissement, en supposant la non rotation des orientations cristallines. Les auteurs ont proposé une loi d'endommagement du type Lemaitre et Chaboche sur les systèmes de glissement pour prendre en considération l'endommagement à l'échelle intragranulaire. La rupture intergranulaire est modélisée grâce à des éléments cohésifs au niveau des joints de grains. La comparaison entre ce modèle numérique et l'expérience, pour plusieurs conditions de coupe, semble donner de bons résultats. La figure III.65 montre un exemple de simulation du modèle.

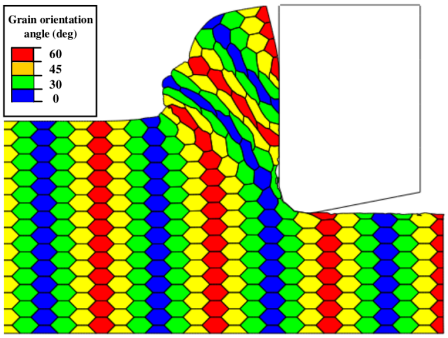


FIGURE III.65 – Exemple de simulation du modèle proposé par (Zhang *et al.* (2012b))

Les travaux de Zhang *et al.* (2012b) ont montré la pertinence de cette approche qui mérite d'être poursuivie. Le travail qu'on propose se veut justement dans la continuité de cette recherche. Notre objectif est donc de modéliser le Ti17 de la façon suivante :

- Modéliser les grains avec des cellules de Voronoï ;
- Utiliser un schéma d'homogénéisation à l'intérieur des grains étant donné qu'il est difficile de modéliser explicitement la morphologie en aiguilles de la phase α ;
- Modéliser la phase β avec 12 systèmes de glissement (structure cc) et la phase α avec 24 systèmes de glissement (structure hc) ;
- Ecrire la loi de comportement dans le cadre de la thermodynamique des processus irréversibles avec écrouissage isotrope et tenir compte de l'endommagement ;
- Prendre en compte les rotations du réseau cristallin (transformations finis) ;
- Prendre en compte les changements de phase.

5.2 Implémentation d'une loi de plasticité cristalline

L'un des premiers modèles intégrés numériquement est celui de Peirce *et al.* (1983), et depuis, le développement des calculateurs a permis aux chercheurs d'intégrer différents modèles aux codes de calcul par éléments finis. Plusieurs algorithmes avec intégration explicite et implicite ont été mis en place. Une étude comparative entre l'intégration implicite et l'intégration explicite d'une loi de plasticité cristalline a été effectuée par Harewood et McHugh (2007) sur le code calcul ABAQUS. Les auteurs ont testé les deux types d'intégration sur un modèle 2D et un modèle 3D. Ils ont montré que l'intégration explicite est plus efficace dans le cas des grandes déformations et avec l'existence du contact entre deux ou plusieurs solides. De plus, la parallélisation du calcul est plus efficace avec une intégration explicite.

L'un des atouts des modèles se basant sur la plasticité cristalline est la possibilité de simuler et de prédire l'évolution de la texture d'un matériau en fonction des sollicitations mécaniques. En effet, diverses modélisations ont été proposées et qui sont généralement basées sur des géométries simples (cubes) (Anand (2004); Zhao *et al.* (2007); Walde et Riedel (2007); Li *et al.* (2008); Prakash *et al.* (2009); Choi *et al.* (2010); Rossiter *et al.* (2010); Lu *et al.* (2011); Zhang *et al.* (2012a); Li et Yang (2012); Beaudoin et Engler (2001); Jia *et al.* (2012); Deng *et al.* (2012)). Un modèle particulièrement intéressant a été développé par Kalidindi *et al.* (2009). Il permet de simuler les changements de texture après une opération d'extrusion. Les résultats prédis par le modèle montrent une très bonne concordance entre les résultats expérimentaux (figure III.66).

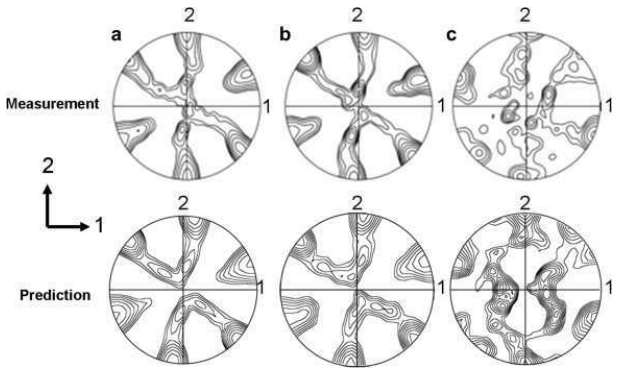


FIGURE III.66 – Comparaison des figures de pôle obtenues expérimentalement et numériquement à différents niveaux de déformation (Kalidindi *et al.* (2009))

L'application de la plasticité cristalline pour l'étude de la fatigue a aussi été l'objet de nombreux travaux de recherche (Nouailhas et Cailletaud (1996); Morrissey *et al.* (1999); Barbe *et al.* (2001); Morrissey *et al.* (2001); Zhang *et al.* (2007); Mayeur et McDowell (2007); Bridier *et al.* (2009); Longuet *et al.* (2009); Przybyla et McDowell (2011); Guilhem *et al.* (2013); Sabnis *et al.* (2013)).

D'autres travaux ont mis l'accent sur l'application de la théorie de la plasticité cristalline pour des procédés tels que l'emboutissage et le gonflage hydraulique (Zhuang *et al.* (2012); Siddiq et Sayed (2012)). L'étude menée par Boudifa *et al.* (2009) s'est basée sur la thermodynamique des processus irréversibles et sur la théorie de la plasticité cristalline avec la prise en compte de l'endommagement. Dans un premier temps, les coefficients de la loi de comportement ont été identifiés. Ensuite, une comparaison sur la base d'un modèle d'emboutissage, a été effectuée entre des lois macroscopiques et le modèle de la plasticité cristalline. Des résultats prometteurs ont été trouvés.

En se basant sur ces travaux, on a choisi d'implémenter, sur le code de calcul ABAQUS, une loi de comportement basée sur les travaux de Boudifa *et al.* (2009). Tenant compte des sollicitations extrêmes en usinage et le contact outil/copeau, une intégration explicite du comportement s'impose. L'intégration de cette loi de comportement nécessite le calcul de l'évolution des variables d'état, des variables internes, des contraintes et de l'évolution des orientations cristalline.

5.2.a Cinématique

Le tenseur gradient de déformation se décompose en deux composantes. L'une (élastique) traduit la déformation élastique et la rotation du corps rigide. L'autre (plastique), traduit le cisaillement (figure III.67).

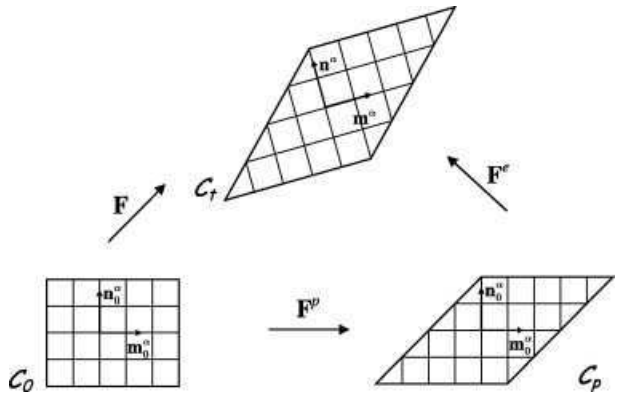


FIGURE III.67 – Décomposition du tenseur gradient de déformation (Dumoulin *et al.* (2009))

Cette décomposition du tenseur gradient de déformation peut s'écrire :

$$F = F^e F^p \tag{III.43}$$

Le gradient du champ de vitesse de déplacement se compose d'une partie élastique et d'une partie plastique :

$$\underset{\sim}{L} = \dot{F}F^{-1} = \underset{\sim}{D}_e + \underset{\sim}{D}_p + \underset{\sim}{\omega}_e + \underset{\sim}{\omega}_p \tag{III.44}$$

Tenant compte du glissement au niveau des systèmes de glissement, la partie plastique du gradient du champ de vitesse de déplacement s'écrit sous la forme :

$$\underset{\sim}{L}_p = \sum_{s=1}^{N_s} \dot{\gamma}^s \underline{n_0}^s \underline{m_0}^s \tag{III.45}$$

la partie élastique du gradient du champ de vitesse de déplacement s'écrit :

$$\underset{\sim}{L}_e = \underset{\sim}{L} - \underset{\sim}{L}_p = \dot{F}F^{-1} - \sum_{s=1}^{N_s} \dot{\gamma}^s \underline{n_0}^s \underline{m_0}^s \tag{III.46}$$

Ainsi, il est possible de calculer la variation des orientations cristallines :

$$\underline{n}^s = F^e \underline{n_0}^s \tag{III.47}$$

$$\underline{m}^s = \underline{m_0}^s F^{e-1} \tag{III.48}$$

$$\Delta \underline{n}^s = \Delta t \left(\dot{F}F^{-1} - \sum_{s=1}^{N_s} \dot{\gamma}^s \underline{n_0}^s \underline{m_0}^s \right) \underline{n}^s{}_t \tag{III.49}$$

$$\Delta \underline{m}^s = -\underline{m}^s{}_t \left(\dot{F}F^{-1} - \sum_{s=1}^{N_s} \dot{\gamma}^s \underline{n_0}^s \underline{m_0}^s \right) \Delta t \tag{III.50}$$

5.2.b Potentiel et relations d'état

L'énergie libre est choisie suivant une décomposition additive d'une partie élastique et d'une partie inélastique :

$$\rho\psi\left(\underset{\sim}{\varepsilon}_e, q^s, d^s\right) = \rho\psi_e\left(\underset{\sim}{\varepsilon}_e, D^T(d^s)\right) + \rho\psi_p\left(q^s, d^s\right) \tag{III.51}$$

D^T est une variable mésoscopique de la mesure du dommage, déduite à partir des variables de dommage à l'échelle des systèmes de glissements.

Pour prendre en compte l'endommagement dans le comportement mécanique, des variables d'états effectives sont utilisées, avec une équivalence énergétique :

$$\underset{\sim}{\tilde{\varepsilon}}_e = \sqrt{1 - D^T}\underset{\sim}{\varepsilon}_e \quad \text{et} \quad \underset{\sim}{\tilde{\tau}} = \frac{\underset{\sim}{\tau}}{\sqrt{1 - D^T}} \tag{III.52}$$

De même, à l'échelle du système de glissement, les variables internes effectives d'écrouissage isotrope s'écrivent :

$$\tilde{q}^s = \sqrt{1 - d^s} q^s \quad \text{et} \quad \tilde{R}^s = \frac{R^s}{\sqrt{1 - d^s}} \tag{III.53}$$

La partie élastique de l'énergie libre s'écrit de façon classique, dans laquelle D^T est une simple variable :

$$\rho\psi_e\left(\underset{\sim}{\varepsilon}_e, D^T(d^s)\right) = \left(1 - D^T\right) \frac{1}{2} \mathcal{L} \underset{\sim}{\varepsilon}_e : \underset{\sim}{\varepsilon}_e \tag{III.54}$$

Quant à la partie plastique de l'énergie libre, elle s'écrit :

$$\rho\psi_p\left(q^s, d^s\right) = \frac{Q}{2} \sum_{s=1}^{N_s} \sum_{r=1}^{N_s} H^{rs} \tilde{q}^s \tilde{q}^r \tag{III.55}$$

Les dérivées donnent l'évolution des variables de forces associées :

$$\underset{\sim}{\tau} = \rho \frac{\partial \psi_e}{\partial \underset{\sim}{\varepsilon}_e} = \left(1 - D^T\right) \mathcal{L} \underset{\sim}{\varepsilon}_e \tag{III.56}$$

$$R^s = \rho \frac{\partial \psi_p}{\partial q^s} = Q\sqrt{1-d^s} \sum_{r=1}^{N_s} H^{rs} \tilde{q}^r \tag{III.57}$$

$$Y^s = \rho \frac{\partial \psi_p}{\partial d^s} = \frac{1}{2} \frac{\tilde{R}^s \tilde{q}^s}{1-d^s} = \frac{1}{2} \frac{R^s q^s}{1-d^s} \tag{III.58}$$

5.2.c Dissipation

La fonction de charge et le potentiel plastique s'écrivent :

$$f^s = |\tilde{\tau}^s| + \alpha \left\langle \tilde{\sigma}_n^s \right\rangle_+ \sum_{r=1}^{N_s} d^r - \tilde{R}^s - \tau_0 \tag{III.59}$$

$$\Phi^s = b f^s + b q^s \tilde{R}^s + \Phi_d^s(d^s, Y^s) \tag{III.60}$$

avec Φ_d^s la partie due au dommage, elle est définie par :

$$\Phi_d^s = \frac{1}{\beta+1} \left\langle \frac{Y^s - Y_0}{S} \right\rangle_+^{\beta+1} \frac{1}{(1-d^s)^m} \tag{III.61}$$

De même que pour les variables d'état, la cission résolue effective et la contrainte normale effective s'écrivent :

$$\tilde{\tau}^s = \frac{\tau^s}{\sqrt{1-d^s}} \quad \text{et} \quad \tilde{\sigma}_n^s = \frac{\sigma_n^s}{\sqrt{1-d^s}} \tag{III.62}$$

A partir du potentiel plastique, l'évolution des variables internes s'écrivent :

$$\dot{q}^s = -\dot{\lambda}^s \frac{\partial \Phi^s}{\partial R^s} = \frac{\dot{\lambda}^s}{\sqrt{1-d^s}} \left(b - b q^s\right) \tag{III.63}$$

$$\dot{d}^s = -\dot{\lambda}^s \frac{\partial \Phi^s}{\partial Y^s} = \dot{\lambda}^s \left\langle \frac{Y^s - Y_0}{S} \right\rangle_+^{\beta} \frac{1}{(1-d^s)^m} \tag{III.64}$$

Avec $\dot{\lambda}^s$ le multiplicateur "viscoplastique" qui est définie en utilisant le cadre de la plasticité dépendante du temps :

$$\dot{\lambda}^s = \left\langle \frac{f^s}{K} \right\rangle_+^n \tag{III.65}$$

Le taux de déformation plastique dans le grain est égal à :

$$\dot{\underset{\sim}{\varepsilon}}_p = \sum_{s=1}^{N_g} \frac{\dot{\lambda}^s}{\sqrt{1-d^s}} \left(\mathrm{sign}(\tau^s) \underset{\sim}{\mu}^s + \alpha (\underline{m}^s \otimes \underline{m}^s) \sum_{r=1}^{N_s} d^r \right) \tag{III.66}$$

Le taux de glissement plastique sur le système s s'écrit :

$$\dot{\gamma}^s = \dot{\lambda}^s \frac{\partial \Phi^s}{\partial \tau^s} = \frac{\dot{\lambda}^s}{\sqrt{1-d^s}} \mathrm{sign}(\tau^s) \tag{III.67}$$

Enfin, le taux de rotation plastique du réseau cristallin s'écrit :

$$\underset{\sim}{\omega}_p^s = \sum_{s=1}^{N_s} \dot{\gamma}^s \underset{\sim}{\eta}^s \tag{III.68}$$

5.2.d Loi de comportement

La cission résolue s'exerçant sur un système s s'obtient à partir du tenseur des contraintes de Kirchoff $\underset{\sim}{\tau}$:

$$\tau^s = \underline{n}^s \underset{\sim}{\tau} \underline{m}^s \tag{III.69}$$

La contrainte de Kirchoff $\underset{\sim}{\tau}$ se déduit de la contrainte de Cauchy $\underset{\sim}{\sigma}$ à partir de la relation :

$$\underset{\sim}{\tau} = \det\left(\underset{\sim}{F}\right) \underset{\sim}{\sigma} \tag{III.70}$$

En se plaçant dans un repère corotationnel attaché au monocristal, l'évolution de la cission résolue s'exerçant sur un système s s'écrit :

$$\dot{\tau}^s = \underline{n}^s \overset{\nabla^J_*}{\underset{\sim}{\tau}} \underline{m}^s \tag{III.71}$$

L'évolution de $\underset{\sim}{\tau}$ dans le repère corotationnel attaché au monocristal est donnée par :

$$\overset{\nabla^J_*}{\underset{\sim}{\tau}} = \dot{\underset{\sim}{\tau}} - \underset{\sim}{\omega}_e \underset{\sim}{\tau} + \underset{\sim}{\tau}\underset{\sim}{\omega}_e = (1-D^T)\mathcal{L} : \dot{\underset{\sim}{\varepsilon}}_e - \dot{D}^T \mathcal{L} : \underset{\sim}{\varepsilon}_e - \dot{\underset{\sim}{\varepsilon}}_e \underset{\sim}{\tau} + \underset{\sim}{\tau}\dot{\underset{\sim}{\varepsilon}}_e \approx (1-D^T)\mathcal{L} : \dot{\underset{\sim}{\varepsilon}}_e - \dot{D}^T \mathcal{L} : \underset{\sim}{\varepsilon}_e \tag{III.72}$$

Les modèles numériques se placent généralement dans un repère corotationnel attaché à la matière dans lequel le tenseur de cauchy $\underset{\sim}{\sigma}$ doit être déterminé. L'évolution de ce tenseur dans le repère corotationnel au cristal s'écrit sous la forme :

$$\overset{\nabla^J_*}{\underset{\sim}{\sigma}} = \left(1-D^T\right)\mathcal{L} : \dot{\underset{\sim}{\varepsilon}}_e - \mathcal{L} : \underset{\sim}{\varepsilon}_e \dot{D}^T - \underset{\sim}{\sigma}\mathrm{tr}\left(\dot{\underset{\sim}{\varepsilon}}_e\right) = \left(1-D^T\right)\mathcal{L} : \dot{\underset{\sim}{\varepsilon}}_e - \frac{\underset{\sim}{\tau}}{1-D^t}\dot{D}^T - \underset{\sim}{\sigma}\mathrm{tr}\left(\dot{\underset{\sim}{\varepsilon}}_e\right) = \dot{\underset{\sim}{\sigma}} - \underset{\sim}{\omega}_e \underset{\sim}{\sigma} + \underset{\sim}{\sigma}\underset{\sim}{\omega}_e \tag{III.73}$$

L'évolution des contraintes dans le repère attaché à la matière s'écrit :

$$\overset{\nabla^J}{\underset{\sim}{\sigma}} = \overset{\nabla^J_*}{\underset{\sim}{\sigma}} - \left(\underset{\sim}{\omega} - \underset{\sim}{\omega}_e\right)\underset{\sim}{\sigma} + \underset{\sim}{\sigma}\left(\underset{\sim}{\omega} - \underset{\sim}{\omega}_e\right) \tag{III.74}$$

$$\overset{\nabla^J}{\underset{\sim}{\sigma}} = \left(1-D^T\right)\mathcal{L} : \left(\dot{\underset{\sim}{\varepsilon}} - \dot{\underset{\sim}{\varepsilon}}_p\right) - \frac{\dot{D}^T}{1-D^T}\underset{\sim}{\tau} - \underset{\sim}{\sigma}\mathrm{tr}\left(\dot{\underset{\sim}{\varepsilon}}_e\right) - \underset{\sim}{\omega}_p \underset{\sim}{\sigma} + \underset{\sim}{\sigma}\underset{\sim}{\omega}_p \tag{III.75}$$

$$\overset{\nabla^J}{\underset{\sim}{\sigma}} = \left(1-D^T\right)\mathcal{L} : \left(\dot{\underset{\sim}{\varepsilon}} - \dot{\underset{\sim}{\varepsilon}}_p\right) - \frac{\det\left(\underset{\sim}{F}\right)\dot{D}^T}{1-D^T}\underset{\sim}{\sigma} - \underset{\sim}{\sigma}\mathrm{tr}\left(\dot{\underset{\sim}{\varepsilon}}_e\right) - \underset{\sim}{\omega}_p \underset{\sim}{\sigma} + \underset{\sim}{\sigma}\underset{\sim}{\omega}_p \tag{III.76}$$

5.2.e Cas d'un matériau multiphasé

On suppose que la déformation totale est identique dans les différentes phases :

$$\underset{\sim}{\varepsilon} = \underset{\sim}{\varepsilon}_{\varphi_i} \tag{III.77}$$

Dans ce cas, le tenseur des contraintes est la moyenne volumique des contraintes dans chaque phases :

$$\underset{\sim}{\sigma} = \sum_{i=1}^{N_\varphi} f_{\varphi_i} \underset{\sim}{\sigma}_{\varphi_i} \tag{III.78}$$

L'évolution des contraintes s'écrit alors :

$$\dot{\underset{\sim}{\sigma}} = \sum_{i=1}^{N_\varphi} \left(f_{\varphi_i} \dot{\underset{\sim}{\sigma}}_{\varphi_i} + \dot{f}_{\varphi_i} \underset{\sim}{\sigma}_{\varphi_i} \right) \tag{III.79}$$

En ce qui concerne le dommage, une variable scalaire D^G, qui représente le dommage global dans le grain, peut être définie de la manière suivante :

$$1 - D^G = \text{norm} \left(\sum_{i=1}^{N_\varphi} f_{\varphi_i} (1 - D^T_{\varphi_i}) \mathcal{L}_{\varphi_i} \mathcal{L}^{-1}_{\varphi_i} \right) = \sum_{i=1}^{N_\varphi} f_{\varphi_i} (1 - D^T_{\varphi_i}) \tag{III.80}$$

5.2.f Changement de phase

L'équation de changement de phase et les données expérimentales nécessaires sont prises de la thèse de Teixeira (2005). En effet, l'équation III.81 permet de calculer le taux de la phase α transformée en fonction de la température. Avec Z($20°C$)=0,67, A=0,1015, T_β=$880°C$.

$$Z(T) = Z(20°C)\,(1 - exp\,(-A(T_\beta - T))) \tag{III.81}$$

La figure III.68 présente les principales étapes de calcul.

5.3 Validation du modèle implémenté

Afin de valider l'implémentation de la loi de comportement, un essai de traction et un essai de cisaillement ont été simulés sur les codes de calculs ABAQUS et ZeBuLoN, pour le cuivre (structure CFC). Les simulations ont été réalisées sur un modèle contenant un seul point d'intégration. Les résultats donnés par la vumat ont été comparés aux résultats des simulations effectuées avec ZeBuLoN. Le tableau III.18 présente les paramètres de la loi de comportement utilisés (Gerard (2008)) ainsi que la matrice d'interaction.

La matrice d'interaction traduit les interactions entre les différents systèmes de glissement. Pour des raisons de symétrie, le nombre de coefficients est réduit à six. Dans le cadre de ce travail, et pour simplifier l'identification, les coefficients de la matrice d'interaction sont fixés à 1.

Viscosité		Ecrouissage			Matrice d'interaction						Elasticité		
K	n	R_0	Q	b	h_0	h_1	h_2	h_3	h_4	h_5	C_{11}	C_{12}	C_{44}
20	7,41	300	50	2	1	1	1	1	1	1	159000	91000	43000

Tableau III.18 – Paramètres de la loi de comportement du cuivre

La figure III.69 présente les réponses $\sigma_{11} = f(\varepsilon_{11})$ dans le cas de la traction et $\sigma_{12} = f(\varepsilon_{12})$ dans le cas du cisaillement. Elle montre une très bonne concordance entre les résultats des deux codes (la différence est inférieure à 1%), ce qui confirme la bonne implémentation de la loi de comportement. On peut ainsi passer à l'étape d'identification.

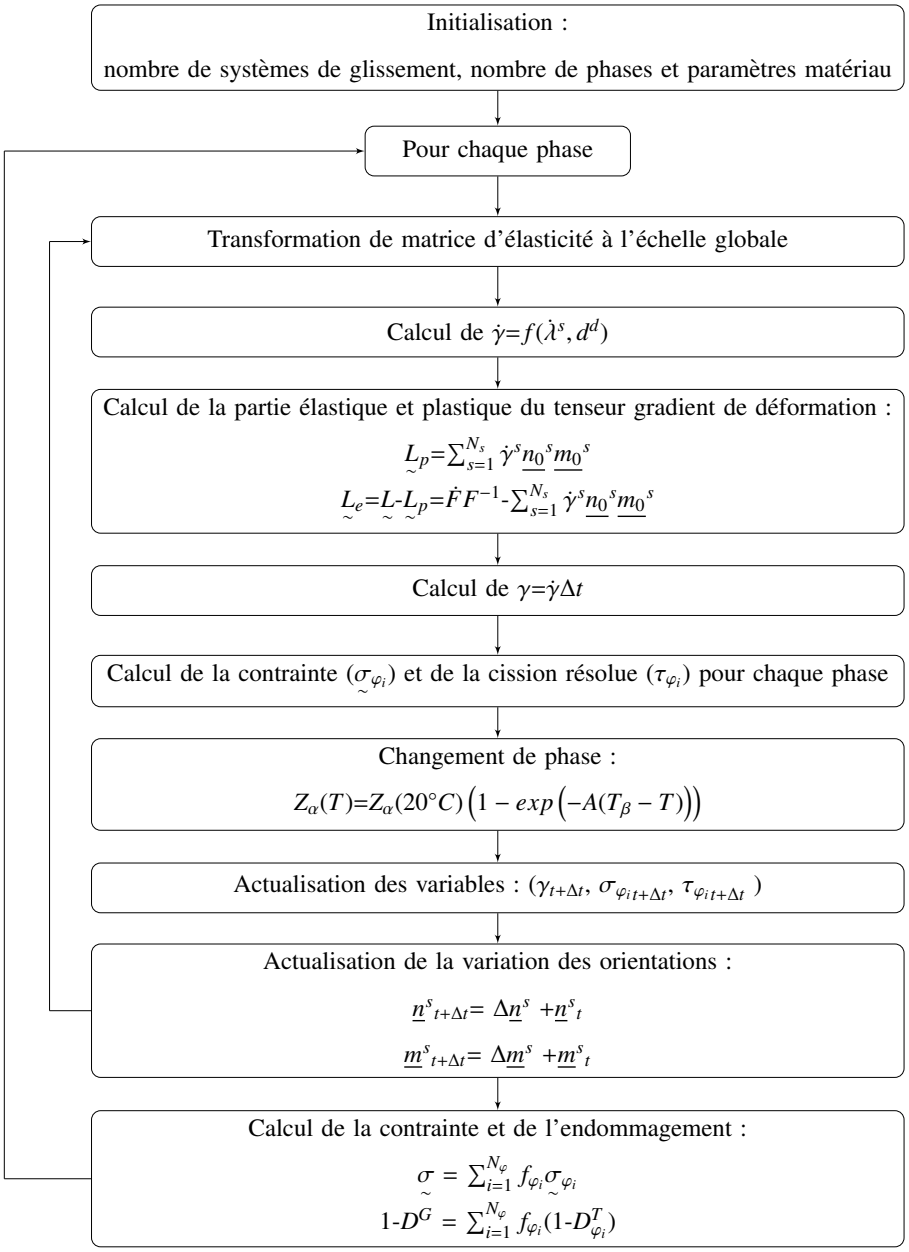


FIGURE III.68 – Etapes de calcul

5.4 Identification des paramètres de la loi de comportement

Etant donné que le Ti17 est biphasé, le comportement de chaque phase a été identifié indépendamment. Pour cela, un traitement thermique a été effectué pour faire de nouveaux essais de compression sur la phase β uniquement. En effet, les échantillons ont été chauffés dans un four à 900°C et maintenus pendant 30 min. Par la suite, ils ont été trempés à l'eau. Des essais de compression à différentes vitesses de déformation ont été réalisés sur le simulateur physique GLEEBLE.

La figure III.70 présente les résultats de ces essais. La phase β est sensible à la vitesse de déformation au niveau de l'écrouissage et au niveau de l'endommagement. De plus, elle présente un comportent très proche de la phase $\alpha + \beta$, notamment au niveau de l'allure des courbes. La différence la plus importante est celle au niveau de la déformation à la rupture qui est beaucoup plus faible pour la phase β.

L'identification des paramètres de la loi de comportement est effectuée par méthode

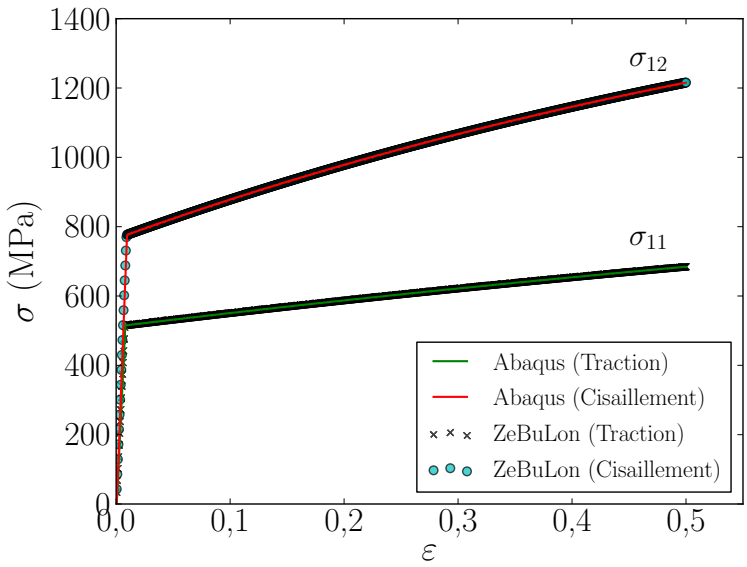


FIGURE III.69 – Comparaison ZeBuLoN/Abaqus

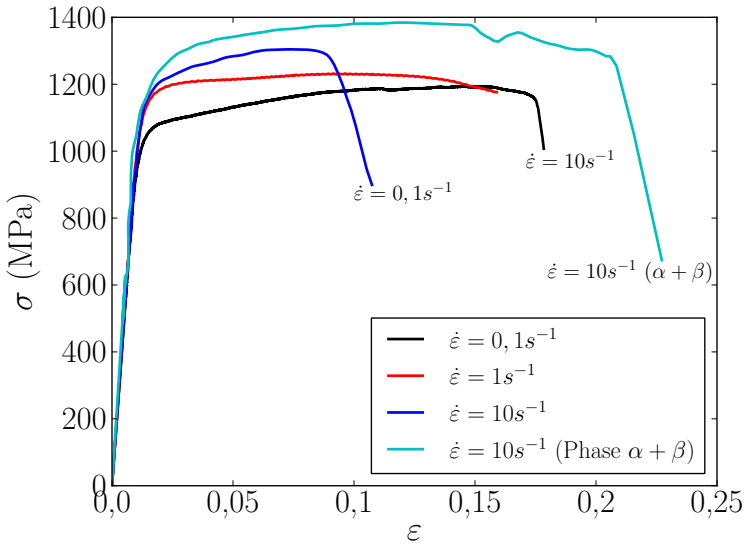


FIGURE III.70 – Comportement de la phase β à différentes vitesses de déformation

inverse avec une optimisation multi-objective. Elle se déroule en deux étapes. Dans un premier temps, les paramètres d'écrouissage sont identifiés et suivis par l'identification des quatre paramètres d'endommagement. Pour chacune de ces étape, on procède comme suit :

- Identification des paramètres de la phase β ;
- Identification des paramètres de la phase α ;
- Identification des paramètres du mélange à hautes températures.

Le modèle géométrique est un cube qui comporte 100 grains. Le maillage polycristallin a été généré avec le logiciel NEPER (Quey *et al.* (2011)). Les éléments sont de type C3D4. Les orientations sont affectées aléatoirement à chaque grain. La figure III.71 présente le modèle adopté pour l'étape d'identification.

La figure III.72 montre les résulats de l'identification des paramètre d'écrouissage de la phase α et de la phase β.

Vu que la loi de comportement ne tient pas compte de l'évolution de la température,

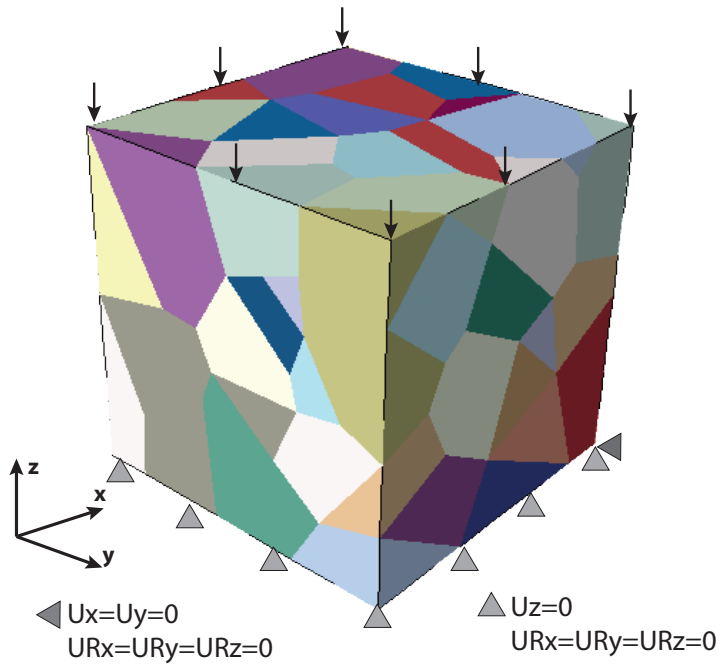


FIGURE III.71 – Modèle polycristallin

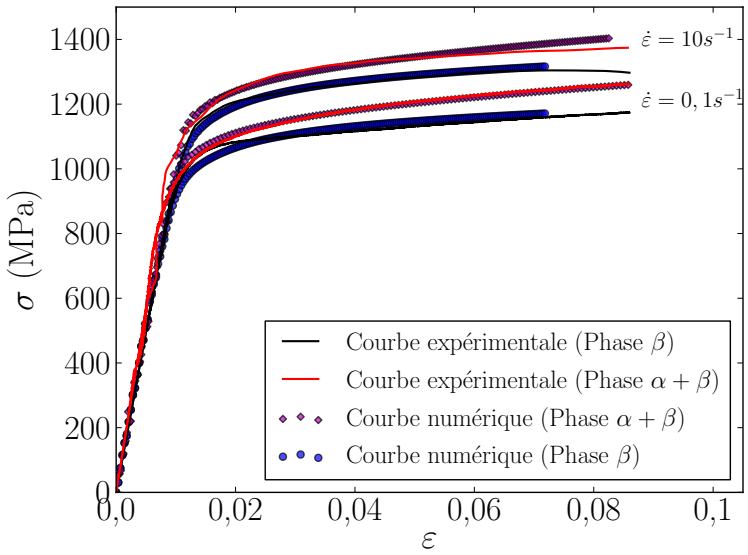


FIGURE III.72 – Identification des paramètres d'écrouissage

les paramètres d'écrouissage et d'endommagement ont été identifiés à chaque niveau de température. Les constantes d'élasticité varient aussi en fonction de la température. La figure III.73 présente l'évolution de ces constantes en fonction de la température.

Suite à cette nouvelle étape d'identification, il apparaît que l'identification des paramètres R_0, Q et S suffit pour bien représenter les courbes expérimentales. La figure III.74 présente les résultats de cette identification. Elle montre une bonne concordance entre les courbes expérimentales et les courbes numériques.

Les tableaux III.19, III.20 et III.21 présentent les valeurs des paramètres de la loi de comportement à différents niveaux de température.

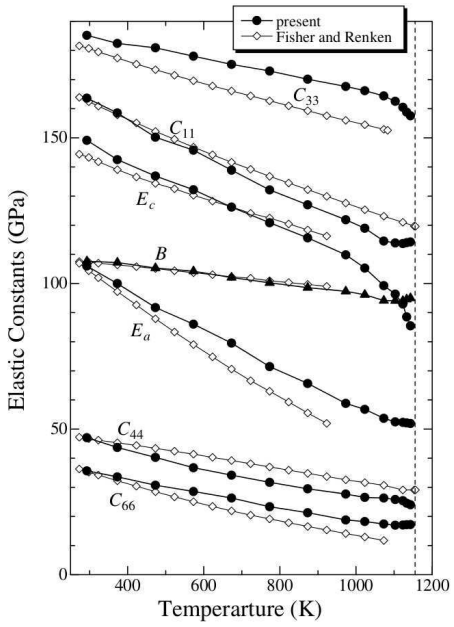


FIGURE III.73 – Constantes d'élasticité du Titane Ogi *et al.* (2004)

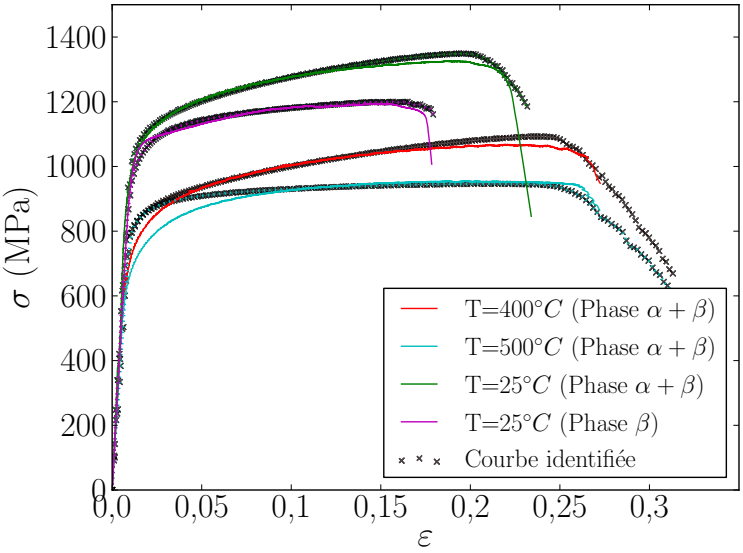


FIGURE III.74 – Identification du comportement du Ti17

	K	n	R_0	Q	b	Y_0	S	m	β
Phase β	42	3,4	420	50	2	0	40	5	2
Phase α	42	3	450	55	7	0	37	5	2

Tableau III.19 – Paramètres de la loi de comportement à 25°C

	K	n	R_0	Q	b	Y_0	S	m	β
Phase β	42	3,4	319	44	2	0	48	5	2
Phase α	42	3	342	48	7	0	44	5	2

Tableau III.20 – Paramètres de la loi de comportement à 400°C

	K	n	R_0	Q	b	Y_0	S	m	β
Phase β	42	3,4	319	10	2	0	13	5	2
Phase α	42	3	342	11	7	0	12	5	2

Tableau III.21 – Paramètres de la loi de comportement à 500°C

5.5 Modèle de coupe

Le modèle comporte un outil en carbure et une pièce maillée par des cellules de Voronoï. La pièce est encastrée et l'outil est animé de la vitesse de coupe V_c. La figure III.75 présente le modèle géométrique.

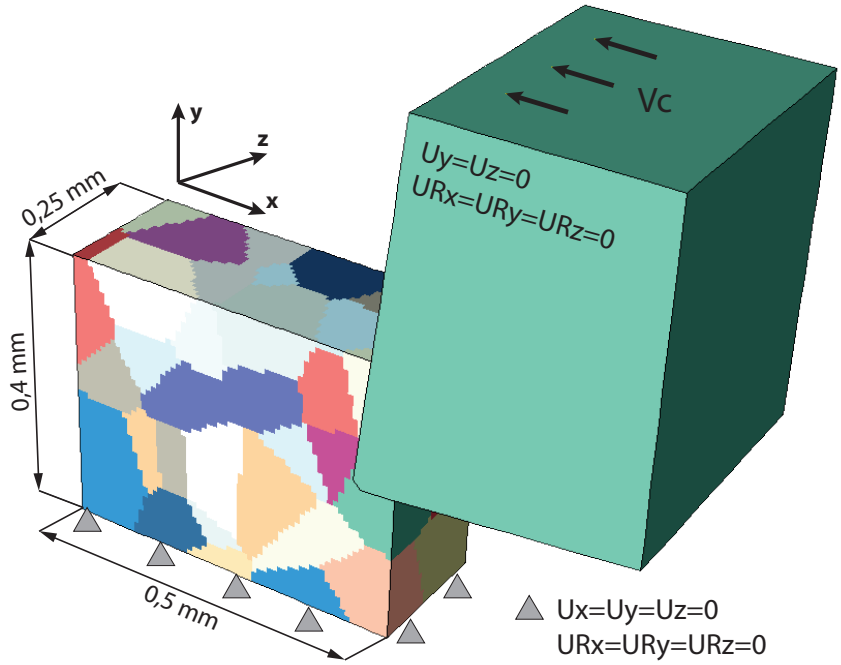
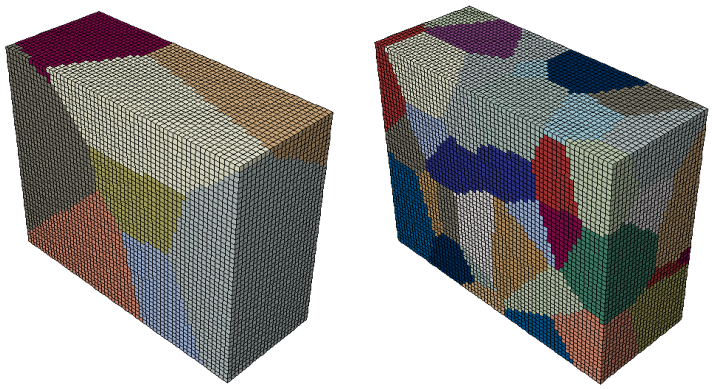


FIGURE III.75 – Modèle géométrique

Afin de mettre en évidence la sensibilité du modèle à la taille des grains, trois maillages ont été générés contenant respectivement 1 grain, 10 grains et 60 grains. Le calcul est explicite en double précision avec la prise en compte de l'échauffement interne dû à la déformation plastique. Pour cela, des éléments de type C3D8RT ont été utilisés. Le nombre de points d'intégration est d'environ 80000 pour chaque configuration.

La figure III.76 présente le maillage de la pièce avec 10 gains et 60 grains



(a) (b)

FIGURE III.76 – Maillage cristallin : (a) 10 grains, (b) 60 grains

5.5.a Formation du copeau

L'objectif de cette partie d'étude a été d'implémenter une loi de plasticité cristalline qui tient compte des orientations des grains et de l'appliquer dans le cas du procédé d'usinage. Ce défi n'a pas été gagné d'avance vu la complexité du problème. La simulation du modèle avec les trois maillages et avec différentes vitesses de coupe et orientations prouve la possibilité de réaliser de telles simulations. La figure III.77 montre un exemple de simulation du modèle à la vitesse de coupe de 125 m/min. On peut ainsi remarquer une localisation de la déformation sur la zone de cisaillement primaire et secondaire (figure III.77(a)) ainsi que la déformation des grains (figure III.77(b)).

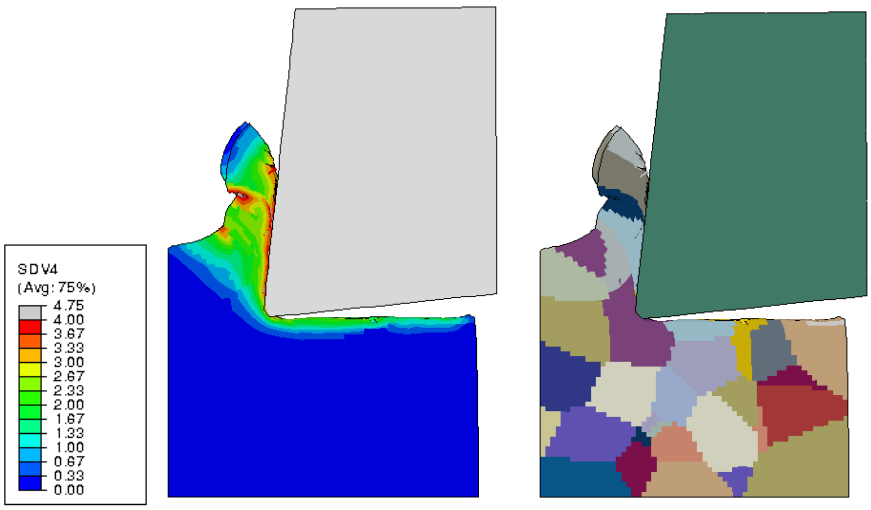


FIGURE III.77 – Simulation du modèle : (a) localisation de la déformation ($\sum \gamma_{cum}$), (b) déformation des grains

5.5.b Influence de la vitesse de coupe et du nombre de grains

Pour mettre en évidence l'effet de ces paramètres, trois vitesses de coupes et trois tailles de grains ont été testés. La sensibilité de l'effort de coupe à la vitesse de coupe est représentée par la figure III.78. On peut ainsi constater que l'augmentation de la vitesse de coupe engendre une augmentation de l'effort de coupe, ce qui n'est pas très représentatif

des essais expérimentaux. Bien que le modèle prend en compte l'effet de la température et la dégradation des propriétés mécaniques du matériau en fonction de la température, l'effet de viscosité parait plus important. Ceci, pourrait expliquer l'augmentation de l'effort de coupe avec l'augmentation de la vitesse de coupe.

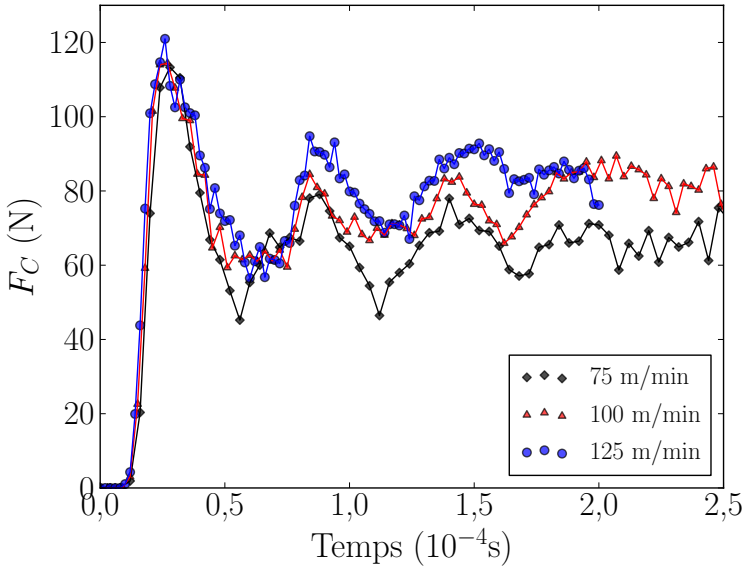


FIGURE III.78 – Influence de la vitesse de coupe sur l'effort de coupe

Le modèle de comportement implémenté permet, entre autres, d'assurer les changements de phases qui peuvent avoir lieu. La figure III.79 montre l'influence de la vitesse de coupe sur l'évolution du taux de la phase β dans la pièce (SDV2). En effet, l'augmentation de la vitesse de coupe engendre une augmentation du taux de la phase β notamment à l'interface outil/copeau et dans la bande de cisaillement. Avec l'augmentation de la vitesse de coupe, la génération interne de chaleur due à la déformation plastique augmente. L'augmentation progressive de la température permet alors au changement de phase d'avoir lieu.

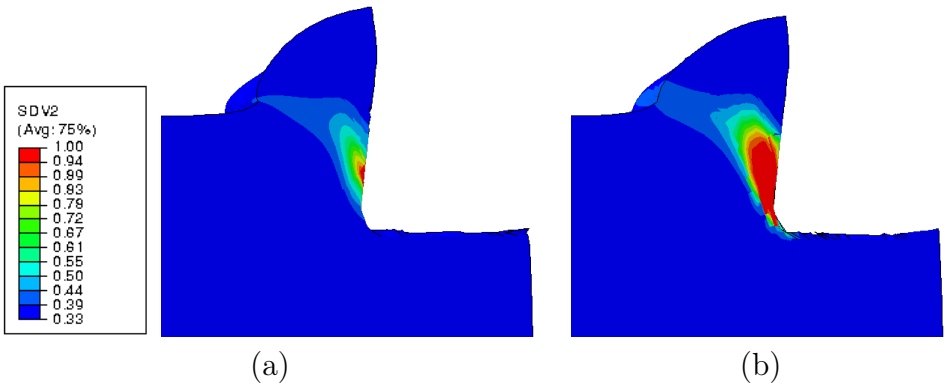


FIGURE III.79 – Taux de la phase β : (a) V_c=75 m/min, (b) V_c=100 m/min

A la vitesse de coupe de 125 m/min, trois simulations avec les trois tailles de grains ont été effectuées. La figure III.80 montre les résultats de ces simulations. On peut ainsi remarquer que les allures et les amplitudes des courbes sont très proches. Le nombre de grains ne semble pas avoir un effet très important sur l'effort de coupe. Une légère différence est toutefois remarquée, avec un seul grain.

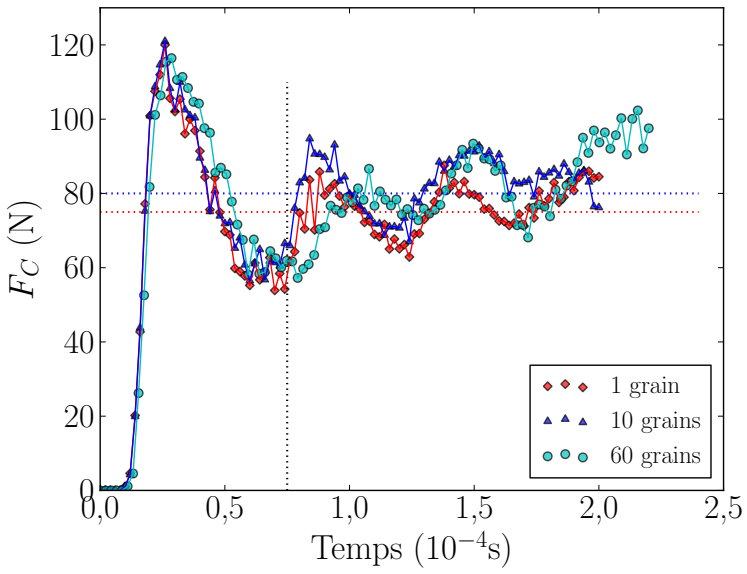
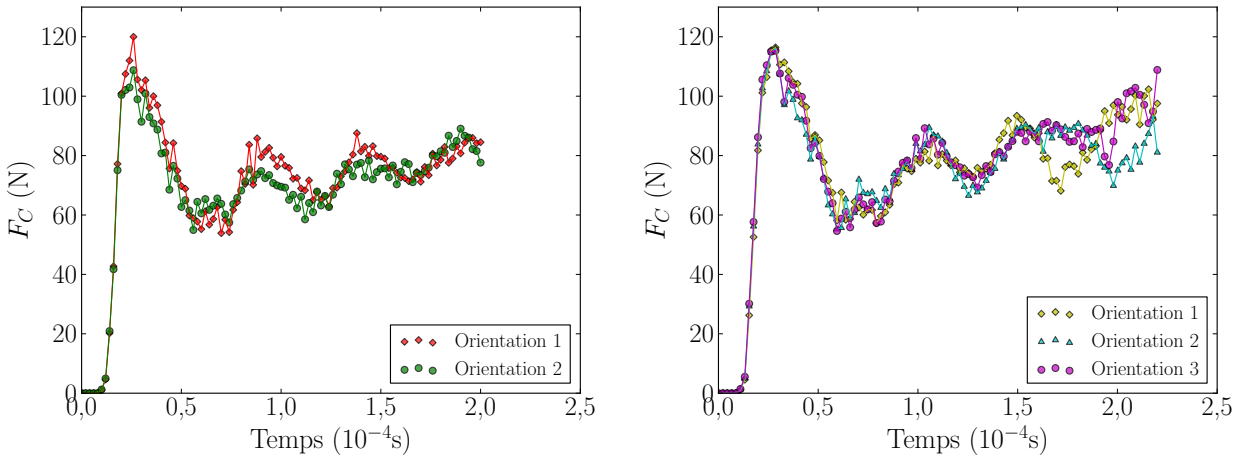


FIGURE III.80 – Influence du nombre de grains sur l'effort de coupe ($V_c = 125m/min$)

5.5.c Influence des orientations des grains

Des simulations ont été réalisées avec différents jeux d'orientations, avec deux tailles de gains et à la vitesse de coupe de 125 m/min. Les résultats de cette expertise sont illustrés par la figure III.81. Avec une pièce contenant un seul grain, l'effort de coupe garde la même allure. La différence entre les courbes n'est pas significative (figure III.81(a)). Les simulations avec un modèle contenant 60 grains et avec trois orientations ne révèlent pas une différence remarquable au niveau de l'effort de coupe. Les valeurs moyennes des trois efforts restent très proches (figure III.81(b)). Ainsi, on peut conclure que le changement d'orientation n'influencerait pas considérablement l'effort de coupe. Il est donc plus intéressant de focaliser l'étude sur l'échelle locale des grains et aux changements de texture.



(a) (b)

FIGURE III.81 – Influence des orientations sur l'effort de coupe : (a) 1 grain, (b) 60 grains

L'analyse de la formation du copeau montre que l'angle de cisaillement change en fonction de l'orientation des grains. La figure III.82 présente la morphologie et les angles

de cisaillement du copeau en cours de formation pour trois jeux d'orientations ($V_c = 125m/min$). De plus, l'angle sur les deux cotés de la pièce n'est pas le même. La différence entre ces deux angles peut atteindre 17° (figure III.82(b)). Le modèle permet aussi de simuler la formation des bourrelets sur les bords de la pièce.

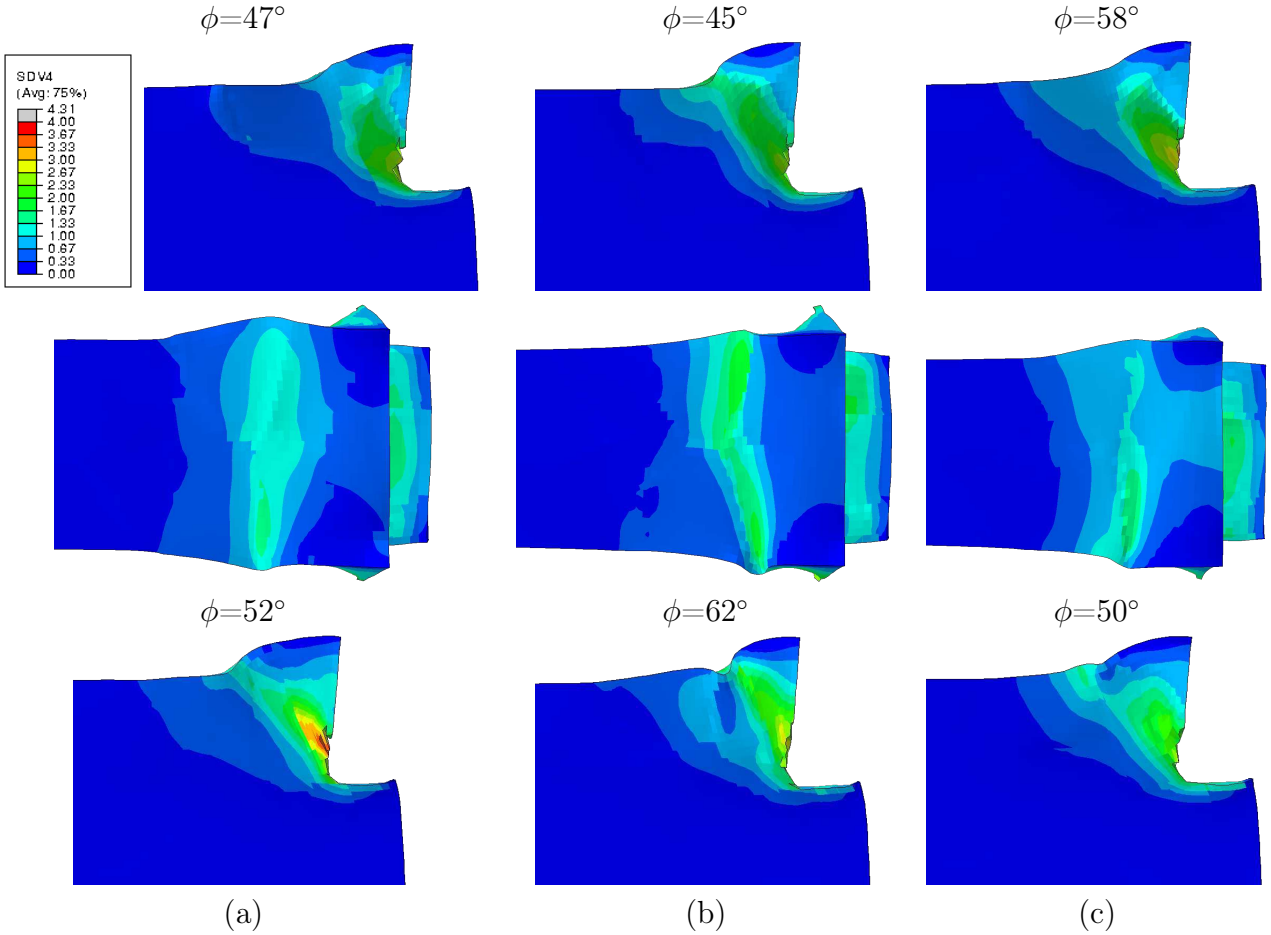


FIGURE III.82 – Changement de l'angle de cisaillement en fonction des orientations des grains : (a) orientation1, (b) orientation2, (c) orientation3

Ce changement d'angle engendre un changement de la formation des bandes de cisaillement et de la morphologie du copeau. Les figures III.83 et III.84 montrent ces changements. La localisation de la déformation et son intensité varient aussi. En effet, la variable SDV4, qui représente la somme des glissements plastiques ($\sum \gamma_{cum}$) sur tous les systèmes de glissement, montre une distribution hétérogène de la déformation sur le copeau et qui change d'une orientation à une autre.

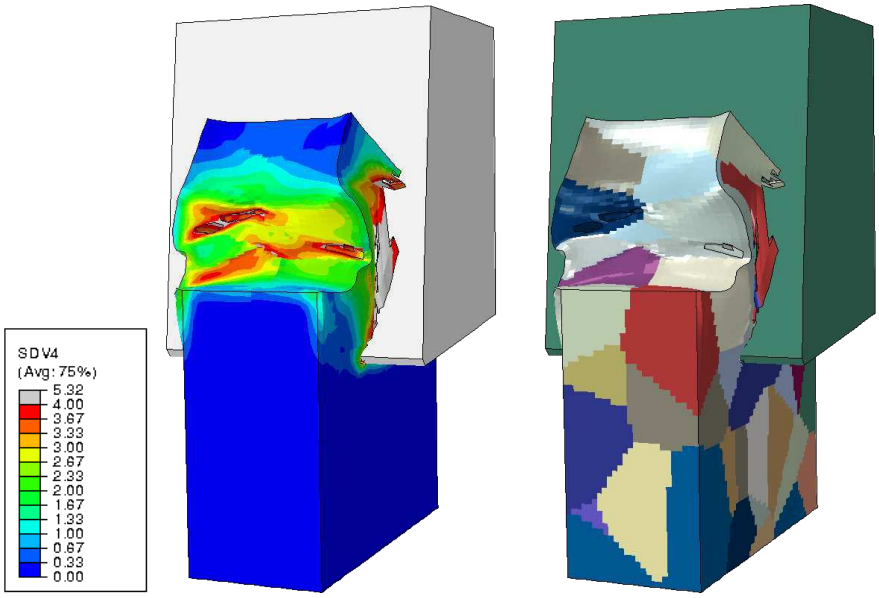


FIGURE III.83 – Changement de la morphologie du copeau en fonction des orientations des grains (orientation1)

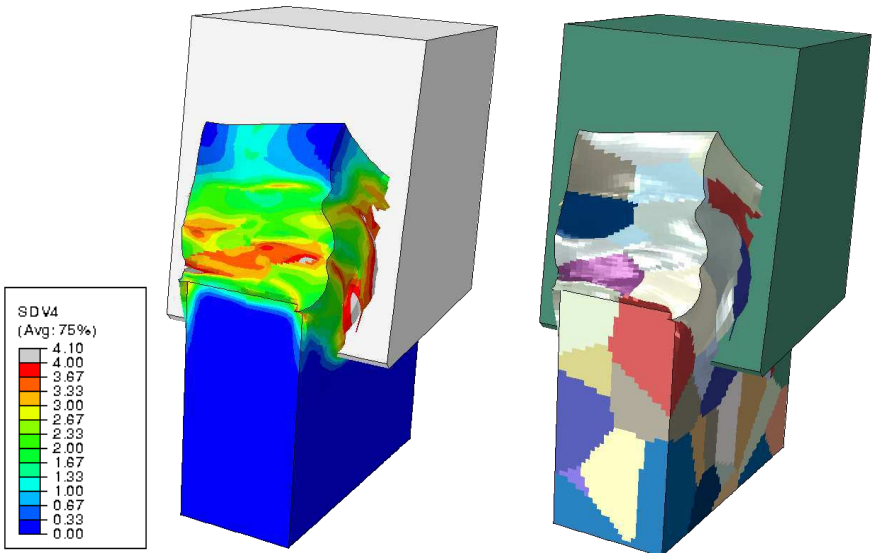
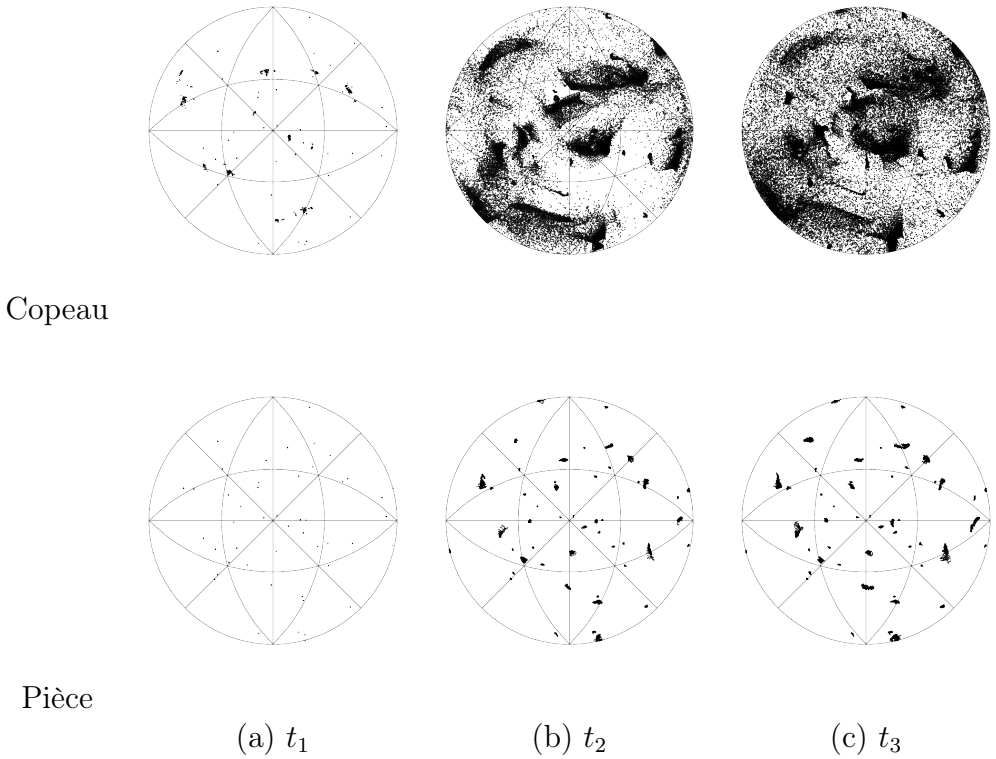


FIGURE III.84 – Changement de la morphologie du copeau en fonction des orientations des grains (orientation3)

5.5.d Evolution des Textures

Le suivi de l'évolution des textures est effectué pour la pièce et pour le copeau. La famille des plans {110} de la phase β est choisie pour faire cette analyse. La figure III.85 présente l'évolution de la texture au cours de l'usinage d'une pièce contenant 10 grains. Le copeau qui subit des grandes déformations connaît les changements d'orientations les plus intenses. Cependant, le changement dans la pièce n'est pas très marqué.

La même analyse est effectuée après un usinage d'une pièce contenant 60 grains. On remarque aussi que le changement d'orientations dans la pièce n'est pas très important alors que le changement dans le copeau est très intense.



(a) t_1 (b) t_2 (c) t_3

FIGURE III.85 – Evolution des orientations dans le copeau et dans la pièce au cours de l'usinage-figure de pôle, plan {110} (10 grains)

Le copeau subit de grandes sollicitation thermo-mécaniques. Les grains ou les parties de grains constituant le copeau subissent de grandes déformations, ce qui engendre un changement important des orientations cristallines. Cependant, la pièce ne parait pas subir de grandes déformations notamment loin de la surface usinée.

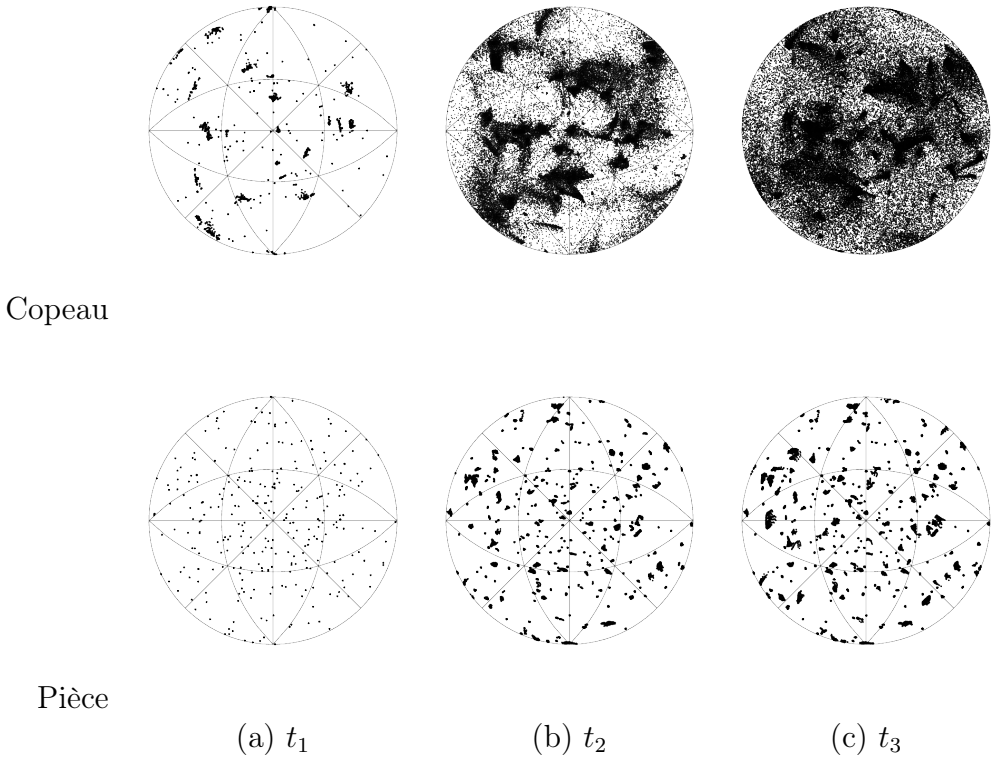
5.6 Synthèse sur la plasticité cristalline

L'étude menée dans cette partie a permis l'implémentation d'une loi de plasticité cristalline avec la prise en compte des grandes déformations et les changements des orientations cristallines. Les paramètres de cette loi ont été identifiés à différents niveaux de température.

Un modèle de coupe orthogonale en 3D a été mis en place. Ceci, a permis de simuler la formation du copeau, le changement de phase ($\alpha \rightarrow \beta$) et de récupérer les efforts de coupe. L'influence du nombre de grains et des orientations cristallines sur l'effort de coupe a été aussi étudiée.

Le modèle développé présente une approche complémentaire aux travaux de Zhang *et al.* (2012b). Cependant, il reste des points qui nécessitent des éclaircissements. En effet, on a remarqué que l'augmentation de la vitesse de coupe engendre une augmentation de l'effort de coupe. Ceci, peut être dû à la dominance des effets dynamiques par rapport aux effets de la température. L'interaction entre les systèmes de glissement peut aussi jouer un rôle. Il serait donc intéressant d'identifier les interactions entre les 36 systèmes de glissement afin de s'approcher plus de la réalité.

En ce qui concerne l'évolution de la texture du matériau, le modèle a permis de bien distinguer cette évolution dans la pièce et dans le copeau. En revanche, les résultats de ces



(a) t_1 (b) t_2 (c) t_3

FIGURE III.86 – Evolution des orientations dans le copeau et dans l'outil au cours de l'usinage-figure de pôle, plan {110} (60 grains)

simulations n'ont pas pu être validés par des essais expérimentaux car la taille des grains est très importante. En effet, le volume de matière balayé par le rayon X ne contient pas assez de grains pour donner de bons résultats.

6 Conclusion

L'étude du comportement du Ti17 s'est basée sur l'identification des lois de plasticité et d'endommagement de Johnson-Cook. Pour cela, des essais dynamiques à grandes vitesses de déformation et à hautes températures ont été réalisés. Les essais effectués sur les éprouvettes chapeau ont permis de s'approcher des conditions d'usinage notamment au niveau de la localisation de la déformation sur la bande de cisaillement. La loi de plasticité de JC a été identifiée, par méthode inverse, dans le cas de la compression et du cisaillement. Il ressort donc que le comportement du Ti17 est sensible à la variation de la vitesse de déformation et à l'adoucissement thermique, notamment à partir de 600°C. Les cinq paramètres de la loi d'endommagement de JC ont été identifiés par des essais de traction et de compression.

Afin de modéliser le frottement à l'interface outil/copeau, un tribomètre permettant de réaliser des essais de frottement sous différentes conditions de lubrification a été développé au laboratoire. Par ailleurs, les essais ont montré que le coefficient de frottement diminue avec l'augmentation de la vitesse de glissement et de la pression du jet d'eau.

La modélisation du comportement du Ti17 et le comportement de l'interface outil/copeau ont été intégrés dans le modèle d'usinage assisté jet d'eau. Ce modèle comporte une partie structure modélisée par un maillage lagrangien et une partie fluide modélisée

par un maillage eulérien. Deux algorithmes de contact ont été utilisés pour gérer le contact fluide/structure d'une part, et le contact outil/copeau d'autre part. Un développement a été fait pour assurer le couplage thermique entre le fluide et la structure. Ceci, a permis d'étudier l'effet thermique du jet d'eau notamment au niveau de la distribution de la température sur la face de coupe de l'outil et sur le copeau. En effet, l'assistance jet d'eau permet de refroidir la zone de coupe. Mais, la température en pointe d'outil ne semble pas être très affectée. Le découplage de l'effet thermique et mécanique a permis de constater que la fragmentation du copeau est assurée par la combinaison de ces deux effets.

Le Ti17 présente une microstructure dont la taille des grains peut dépasser le millimètre. Il a donc été intéressant de pouvoir modéliser l'usinage du Ti17 en se basant sur la la théorie de la plasticité cristalline. Pour cela, une loi de comportement de la plasticité cristalline a été implémentée. Les grains ont été représentés explicitement par des cellules de Voronoï. Les résultats ne montrent pas une influence importante de la taille des grains ou des orientations cristallines sur la réponse globale du matériau, en particulier l'effort de coupe. Néanmoins, la texture change notamment au niveau du copeau.

Conclusion générale

Durant ces travaux de thèse, nous avons essayé de répondre aux objectifs présentés dans l'introduction, et plus particulièrement sur l'effet du jet d'eau sur la zone de coupe avec une attention particulière sur la compréhension des mécanismes d'usure de l'outil.

Le premier chapitre a été l'occasion de passer en revue les différents travaux sur les assistances en usinage en particulier l'assistance jet d'eau haute pression. Le problème d'usinabilité des alliages de titane et le choix d'un l'outil de coupe convenable pour ce type d'alliages ont été détaillés.

Cette première étape a permis la mise en place des essais d'usure afin de déterminer les principaux mécanismes de dégradation de l'outil avec différentes conditions de lubrification. L'analyse EDS de la face de coupe de l'outil a montré une zone de dépôt de matière, caractérisée par une forte concentration de titane. La largeur de cette zone et la concentration du titane diminuent avec l'augmentation de la pression du jet d'eau.

L'étude a aussi montré que les mécanismes d'usure avec et sans assistance jet d'eau haute pression ne sont pas identiques. En effet, dans la condition d'ébauche en usinage conventionnel, la température dans la zone de coupe devient très élevée. Même avec une lubrification conventionnelle, l'arête de coupe se déforme plastiquement et finit par s'effondrer rapidement. En revanche, en usinage assisté jet d'eau, ce problème disparaît et l'usure en dépouille est stabilisée. La rupture brutale de la plaquette constatée dans ces conditions est due à l'évolution de l'usure en entaille. Pour la condition de finition, l'usure en dépouille est aussi stabilisée avec l'assistance HP. Dans ce cas, l'usure est due principalement à l'adhésion. L'arrachement des couches adhérentes, par le jet d'eau, accélère l'usure en cratère. Il existe donc une pression optimale qui minimise l'usure de l'outil.

L'expertise réalisée sur l'influence de la vitesse de coupe a montré que la durée de vie de l'outil peut être augmentée considérablement. En effet, elle passe de 3 min à 26 min (Vc=75 m/min et P=100 bar) et d'une minute à 9 minutes (Vc=88 m/min et P=100 bar). Par ailleurs, la durée de vie maximale est obtenue à la pression de 100 bar quel que soit les conditions de coupe. Mais, l'efficacité de l'assistance diminue avec l'augmentation de la vitesse de coupe. Ainsi, pour une durée de vie de 15 min, il est possible d'augmenter la vitesse de coupe de 61 m/min à 81 m/min avec une pression de 100 bar. Soit un gain de productivité de 30%

Pour la compréhension des mécanismes de formation du copeau, des modélisations ont été réalisées. Les multiples couplages (thermique, métallurgique et mécanique) qui interviennent lors de l'usinage compliquent la modélisation d'un tel problème. Il est donc très difficile de tenir compte de toutes ces interactions. L'objectif du troisième chapitre a donc été de mettre en place un modèle de coupe qui permet d'étudier la formation du copeau avec et sans assistance jet d'eau haute pression.

Dans un premier temps, l'étude expérimentale de la formation du copeau a été réalisée par des essais de coupe orthogonale. L'analyse au MEB des paliers usinés montre une couche superficielle fortement déformée. L'épaisseur de cette couche diminue d'un facteur

quatre avec l'assistance jet d'eau haute pression. On a pu ainsi optimiser le diamètre de la buse et la pression du jet d'eau. Les résultats ont permis aussi de valider les résultats de la simulation numérique.

L'étude du comportement du Ti17 sous sollicitations mécaniques et thermiques extrêmes a été réalisée sur des éprouvettes de compression et des éprouvettes chapeau. Les deux types d'essais montrent une sensibilité du matériau à la vitesse de déformation et à la variation de la température. L'identification de la loi de Johnson-Cook (JC) a été effectuée par méthode inverse. Une série d'essais de traction à différents taux de triaxialité et à différents niveaux de température a été réalisée. Ces essais ont été utilisés pour l'identification des cinq paramètres de la loi de Johnson-Cook. Il est nécessaire de signaler que la comparaison des résultats expérimentaux et des prédictions de la loi de JC permet de relever des différences, notamment pour les grandes vitesses de déformation et les hautes températures.

Pour décrire le comportement tribologique de l'interface outil/copeau, un tribomètre a été conçu. Il permet de réaliser des essais de frottement sur une large gamme de vitesses de frottement et avec différentes conditions de lubrification. Le dépouillement des résultats des essais montre que le coefficient de frottement diminue en fonction de la vitesse de glissement et en fonction de la pression du jet d'eau. L'analyse EDS de la surface du pion a montré que l'assistance jet d'eau permet de diminuer les dépôts de matière adhérents.

Ces travaux de caractérisation des matériaux et du comportement de l'interface outil/copeau ont balisé le terrain pour effectuer une simulation numérique de la coupe orthogonale. La validation de la simulation numérique a été effectuée par la comparaison des efforts de coupe expérimentaux et numériques ainsi que la morphologie du copeau. On a ensuite complété le modèle par la modélisation de l'assistance jet d'eau haute pression. En effet, l'interaction fluide/structure est prise en compte en se basant sur la méthode CEL. Le fluide a été modélisé par un maillage eulérien alors que la structure (outil et pièce) a été modélisée par un maillage lagrangien. Un développement a été réalisé afin d'assurer l'échange thermique entre le fluide et la structure. Un coefficient de convection (h) qui dépend de la vitesse du fluide a été introduit. Le modèle permet donc de tenir compte de l'action mécanique et de l'effet du refroidissement du jet pour simuler la fragmentation du copeau et pour étudier la distribution du champ de température dans l'outil et dans la pièce.

Les simulations ont montré que l'assistance jet d'eau permet d'avoir un refroidissement beaucoup plus efficace que la lubrification conventionnelle. Mais, la diminution de la température en pointe d'outil n'est pas significative. La possibilité du découplage de l'effet thermique et de l'effet mécanique du jet présente un atout très intéressant du modèle. Ceci nous a donné la possibilité de tester l'influence de chaque effet sur la fragmentation du copeau.

Vu que le matériau présente une microstructure avec une taille de grains importante, nous avons choisi de modéliser le comportement du Ti17 par une loi de plasticité cristalline et de modéliser explicitement les grains par des cellules de voronï. Une loi se basant sur la thermodynamique des processus irréversibles a été implémentée. De plus, le comportement des deux phases présentes dans le matériau a été identifié par méthode inverse. Le modèle a permis de simuler la formation du copeau tenant compte des orientations cristallines et de leurs évolutions. Le changement des orientations cristallines ne semble pas avoir d'effet sur la réponse macroscopique du matériau. Cependant, la texture du matériau change fortement dans le copeau.

En nous basant sur les résultats de cette étude, nous pouvons dresser un bilan de

perspectives et de recommandations pour les futurs travaux.

En ce qui concerne l'étude de l'usure, il est très difficile, voire impossible, de tester toutes les configurations possibles. Mais, nous pensons qu'il serait pertinent de continuer cette étude avec d'autres types de nuances de plaquettes comme les PCD ou des carbures revêtus en TiAlN. Ainsi, en testant différentes nuances et différents revêtement, il serait possible de développer un revêtement très résistant à l'adhésion ce qui permettrait d'accroître fortement la durée de vie de l'outil. De plus, il faudrait s'intéresser à l'influence de l'usure sur l'intégrité de surface, notamment l'évolution des contraintes résiduelles (pour des matériaux ayant une taille de grains plus petite que celle du Ti17 étudié) et à l'évolution de la microstructure en extrême surface par analyse EBSD.

La loi de JC a l'avantage d'être implémentée dans la plupart des codes de calcul par éléments finis, elle est relativement simple à identifier et donne des résultats généralement satisfaisants. Mais, il serait intéressant de faire évoluer la loi pour mieux tenir compte de la sensibilité à la vitesse de déformation et à la température. En parallèle, les mêmes types de travaux devront être réalisés sur la loi d'endommagement pour refléter au mieux le comportement du matériau dans ces conditions extrêmes.

La modélisation de l'assistance jet d'eau haute pression met en évidence différents phénomènes physiques. Le modèle proposé permet d'assurer l'échange thermique entre le fluide et la structure, ce qui donne des résultats très pertinents mais la complexité du modèle rend les calculs particulièrement longs. Des études complémentaires devront être conduites pour mettre en évidence l'effet des paramètres du jet d'eau (diamètre de buse, inclinaison) et des paramètres de coupe sur la fragmentation du copeau et sur le refroidissement de la zone de coupe.

La modélisation explicite des grains par des cellules de voronï avec l'utilisation d'une loi de plasticité cristalline a permis d'avoir des résultats prometteurs. Il est maintenant nécessaire de se focaliser sur la formulation d'une loi de comportement qui tient compte de la variation de la température et de l'adoucissement thermique. Une identification simple de la loi de comportement présente un avantage non négligeable en terme de temps de calcul. Une parallélisation du calcul est, toutefois, possible. De plus, le modèle actuel peut aussi être amélioré par l'intégration du comportement des joins de grains. Une modélisation qui combine l'assistance jet d'eau et la plasticité cristalline serait d'un grand intérêt.

Bibliographie

H. Ben Abdelali, C. Claudin, J. Rech, W. Ben Salem, Ph. Kapsa et A. Dogui : Experimental characterization of friction coefficient at the tool–chip–workpiece interface during dry cutting of aisi 1045. *Wear*, 286–287(0):108 – 115, 2012.

N.A. Abukhshim, P.T. Mativenga et M.A. Sheikh : Heat generation and temperature prediction in metal cutting : A review and implications for high speed machining. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 46(7–8):782 – 800, 2006.

A.S. Adnan et S. Subbiah : Experimental investigation of transverse vibration-assisted orthogonal cutting of al-2024. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 50(3):294 – 302, 2010.

N. Ahmed, A.V. Mitrofanov, V.I. Babitsky et V.V. Silberschmidt : 3d finite element analysis of ultrasonically assisted turning. *Computational Materials Science*, 39(1):149 – 154, 2007a.

N. Ahmed, A.V. Mitrofanov, V.I. Babitsky et V.V. Silberschmidt : Analysis of forces in ultrasonically assisted turning. *Journal of Sound and Vibration*, 308(3-5):845 – 854, 2007b.

A.K.M. Nurul Amin, Ahmad F. Ismail et M.K. Nor Khairusshima : Effectiveness of uncoated wc–co and pcd inserts in end milling of titanium alloy—ti–6al–4v. *Journal of Materials Processing Technology*, 192–193(0):147 – 158, 2007.

L. Anand : Single-crystal elasto-viscoplasticity : application to texture evolution in polycrystalline metals at large strains. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 193(48–51):5359 – 5383, 2004.

M. Anderson, R. Patwa et Y.C. Shin : Laser-assisted machining of inconel 718 with an economic analysis. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 46 (14):1879 – 1891, 2006.

J.A. Arsecularatne, L.C. Zhang et C. Montross : Wear and tool life of tungsten carbide, pcbn and pcd cutting tools. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 46(5):482 – 491, 2006.

V.P. Astakhov : The assessment of cutting tool wear. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 44(6):637 – 647, 2004.

Y. Ayed, G. Germain, A. Ammar et B. Furet : Degradation modes and tool wear mechanisms in finish and rough machining of ti17 titanium alloy under high-pressure water jet assistance. *Wear*, 305(1–2):228 – 237, 2013.

Y. Ayed, W. Ben Salem, G. Germain et H. Hamdi : Finite element simulation of laser assisted metal cutting. *In 8ème Conférence internationale Usinage à grande vitesse, HSM 2010, Metz, 8-10 déc 2010*, December 2010.

V.I Babitsky, A.N Kalashnikov, A Meadows et A.A.H.P Wijesundara : Ultrasonically assisted turning of aviation materials. *Journal of Materials Processing Technology*, 132(1-3):157 – 167, 2003.

V.I. Babitsky, A.N. Kalashnikov et F.V. Molodtsov : Autoresonant control of ultrasonically assisted cutting. *Mechatronics*, 14(1):91 – 114, 2004a.

V.I Babitsky, A.V Mitrofanov et V.V Silberschmidt : Ultrasonically assisted turning of aviation materials : simulations and experimental study. *Ultrasonics*, 42 (1-9):81 – 86, 2004b.

M. Baker, J. Rosler et C. Siemers : The influence of thermal conductivity on segmented chip formation. *Computational Materials Science*, 26(0):175 – 182, 2003.

Y. Bao et T. Wierzbicki : On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space. *International Journal of Mechanical Sciences*, 46(1):81 – 98, 2004.

F. Barbe, L. Decker, D. Jeulin et G.s Cailletaud : Intergranular and intragranular behavior of polycrystalline aggregates. part 1 : F.e. model. *International Journal of Plasticity*, 17(4):513 – 536, 2001.

M. Barge : *Etude expérimentale et numérique des mécanismes de coupe par abrasion.* Thèse de doctorat, Ecole Centrale de Lyon, 2005a.

M. Barge : *Etude expérimentale et numérique des mécanismes de coupe par abrasion.* Thèse de doctorat, Ecole centrale de Lyon, 2005b.

J. Barry, G. Byrne et D. Lennon : Observations on chip formation and acoustic emission in machining ti–6al–4v alloy. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 41(7):1055 – 1070, 2001.

A.E. Bayoumi et J.Q. Xie : Some metallurgical aspects of chip formation in cutting ti-6wt. *Materials Science and Engineering : A*, 190(1–2):173 – 180, 1995.

A.J. Beaudoin et O. Engler : Deformation processing : Texture evolution. pages 2014 – 2022, 2001.

H. BenAbdelali : *caractérisation et modélisation des méchanismes tribologiques aux interfaces outils-pièces-copeaux en usinage à sec de l'acier C45.* Thèse de doctorat, Ecole Nationale d'Ingénieurs de Monastir, 2013.

M.J. Bermingham, J. Kirsch, S. Sun, S. Palanisamy et M.S. Dargusch : New observations on tool life, cutting forces and chip morphology in cryogenic machining ti-6al-4v. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 51(6):500 – 511, 2011.

M.J. Bermingham, S. Palanisamy et M.S. Dargusch : Understanding the tool wear mechanism during thermally assisted machining ti-6al-4v. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 62(0):76 – 87, 2012.

A. Bhatt, H. Attia, R. Vargas et V. Thomson : Wear mechanisms of wc coated and uncoated tools in finish turning of inconel 718. *Tribology International*, 43(5–6):1113 – 1121, 2010.

M. Bicek, F. Dumont, C. Courbon, F. Pusavec, J. Rech et J. Kopac : Cryogenic machining as an alternative turning process of normalized and hardened aisi 52100 bearing steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 212(12):2609 – 2618, 2012.

C. Bonnet, F. Valiorgue, J. Rech, C. Claudin, H. Hamdi, J.M. Bergheau et P. Gilles : Identification of a friction model—application to the context of dry cutting of an aisi 316l austenitic stainless steel with a tin coated carbide tool. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 48(11):1211 – 1223, 2008.

M. Boudifa, K. Saanouni et J.-L. Chaboche : A micromechanical model for inelastic ductile damage prediction in polycrystalline metals for metal forming. *International Journal of Mechanical Sciences*, 51(6):453 – 464, 2009.

T. Braham-Bouchnak : *Etude du comportement en sollicitations extrêmes et de l'usinabilité d'un nouvel alliage de titane aeronautique : le Ti55-3.* Thèse de doctorat, Arts et Métiers Paristech, 2010a.

T. Braham-Bouchnak : *Etude du comportement en sollicitations extrêmes et l'usinabilité d'un nouvel alliage de titane aéronautique : le Ti555-3.* Thèse de doctorat, ENSAM, 2010b.

C. Brecher, M. Emonts, C.J. Rosen et J.P. Hermani : Laser-assisted milling of advanced materials. *Physics Procedia*, 12, Part A(0):599 – 606, 2011.

D.E. Brehl et T.A. Dow : Review of vibration-assisted machining. *Precision Engineering*, 32(3):153 – 172, 2008.

P.W. Bridgman : *Studies in large plastic flow and fracture.* Harvard University Press, 1964.

F. Bridier, D.L. McDowell, P. Villechaise et J. Mendez : Crystal plasticity modeling of slip activity in ti–6al–4v under high cycle fatigue loading. *International Journal of Plasticity*, 25(6):1066 – 1082, 2009.

S.B. Brown : *An internal variable constitutive model fir the hot working of metals.* Thèse de doctorat, MIT, 1987.

F. Bruneseaux, E. Aeby-Gautier, G. Geandier, J. Teixeira, B. Appolaire, P. Weisbecker et A. Mauro : In situ characterizations of phase transformations kinetics in the ti17 titanium alloy by electrical resistivity and high temperature synchrotron x-ray diffraction. *Materials Science and Engineering : A*, 476(1-2):60 – 68, 2008.

M.A. Béjar et N. Vranjican : On the life of an ion-nitrided hss cutting tool. *Journal of Materials Processing Technology*, 35(1):113 – 119, 1992.

A. Cadario et B. Alfredsson : Fatigue growth of short cracks in ti-17 : Experiments and simulations. *Engineering Fracture Mechanics*, 74(15):2293 – 2310, 2007.

E. Cadoni, L. Fenu et D. Forni : Strain rate behaviour in tension of austenitic stainless steel used for reinforcing bars. *Construction and Building Materials*, 35(0):399 – 407, 2012.

M. Calamaz : *approches expérimentales et numériques de l'usinage à sec de l'alliage aéronautique TA6V*. Thèse de doctorat, UNIVERSITE BORDEAUX 1, 2008.

M. Calamaz, D. Coupard et F. Girot : A new material model for 2d numerical simulation of serrated chip formation when machining titanium alloy ti–6al–4v. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 48(3–4):275 – 288, 2008.

J.A. Canteli, J.L. Cantero, N.C. Marín, B. Gómez, E. Gordo et M.H. Miguélez : Cutting performance of ticn–hss cermet in dry machining. *Journal of Materials Processing Technology*, 210(1):122 – 128, 2010.

C.W. Chang et C.P. Kuo : Evaluation of surface roughness in laser-assisted machining of aluminum oxide ceramics with taguchi method. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 47(1):141 – 147, 2007a.

C.W. Chang et C.P. Kuo : An investigation of laser-assisted machining of al2o3 ceramics planing. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 47(3–4):452 – 461, 2007b.

B. Changeux : *Loi de comportement pour l'usinage. Localisation de la déformation et aspects microstructuraux*. Thèse de doctorat, ENSAM, 2001a.

B. Changeux : *Loi de comportement pour l'usinage. Localisation de la déformation et aspects microstructuraux*. Thèse de doctorat, Arts et Métiers ParisTech, 2001b.

C. Chen, H. Yin, I.S. Humail, Y. Wang et X. Qu : A comparative study of a back propagation artificial neural network and a zerilli-armstrong model for pure molybdenum during hot deformation. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 25(5-6):411 – 416, 2007.

T.H.C. Childs, K. Maekawa, T. Obikawa et Y. Yamane : *Metal Machining theory and applications*. ARNOLD, 2000.

S.-H. Choi, D.H. Kim, H.W. Lee et E.J. Shin : Simulation of texture evolution and macroscopic properties in mg alloys using the crystal plasticity finite element method. *Materials Science and Engineering : A*, 527(4–5):1151 – 1159, 2010.

A.H. Clausen, T. Børvik, O.S. Hopperstad et A. Benallal : Flow and fracture characteristics of aluminium alloy aa5083–h116 as function of strain rate, temperature and triaxiality. *Materials Science and Engineering : A*, 364(1–2):260 – 272, 2004.

M.G. Cockcroft et D.J. Latham : Ductility and the workability of metals. *Journal of the institute of Metals*, 96:33 – 39, 1968.

J.P. Costes, Y. Guillet, G. Poulachon et M. Dessoly : Tool-life and wear mechanisms of cbn tools in machining of inconel 718. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 47(7–8):1081 – 1087, 2007.

C. Courbon : *Vers une modélisation physique de la coupe des aciers spéciaux : intégration du comportement métallurgique et des phénomènes tribologiques et thermiques aux interfaces.* Thèse de doctorat, Ecole Centrale de Lyon, 2011.

C. Courbon, D. Kramar, P. Krajnik, F. Pusavec, J. Rech et J. Kopac : Investigation of machining performance in high-pressure jet assisted turning of inconel 718 : An experimental study. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 49 (14):1114 – 1125, 2009.

C. Courbon, T. Mabrouki, J. Rech, D. Mazuyer, F. Perrard et E. D'Eramo : Towards a physical fe modelling of a dry cutting operation : Influence of dynamic recrystallization when machining aisi 1045. *Procedia CIRP*, 8(0):516 – 521, 2013a.

C. Courbon, F. Pusavec, F. Dumont, J. Rech et J. Kopac : Tribological behaviour of ti6al4v and inconel718 under dry and cryogenic conditions—application to the context of machining with carbide tools. *Tribology International*, 66(0):72 – 82, 2013b.

C. Courbon, V. Sajn, D. Kramar, J. Rech, F. Kosel et J. Kopac : Investigation of machining performance in high pressure jet assisted turning of inconel 718 : A numerical model. *Journal of Materials Processing Technology*, 211(11):1834 – 1851, 2011.

C.Xue et W. Chen : Adhering layer formation and its effect on the wear of coated carbide tools during turning of a nickel-based alloy. *Wear*, 270(11–12):895 – 902, 2011.

M.B. da Silva et J. Wallbank : Cutting temperature : prediction and measurement methods—a review. *Journal of Materials Processing Technology*, 88(1–3):195 – 202, 1999.

R.B. da Silva, A.R. Machado, E.O. Ezugwu, J. Bonney et W.F. Sales : Tool life and wear mechanisms in high speed machining of ti–6al–4v alloy with pcd tools under various coolant pressures. *Journal of Materials Processing Technology*, 213(8):1459 – 1464, 2013.

C.R. Dandekar et Y.C. Shin : Multi-scale modeling to predict sub-surface damage applied to laser-assisted machining of a particulate reinforced metal matrix composite. *Journal of Materials Processing Technology*, 213(2):153 – 160, 2013.

M.A. Davies, T.J. Burns et C.J. Evans : On the dynamics of chip formation in machining hard metals. *IRP Annals - Manufacturing Technology*, 46(1):25 – 30, 1997.

J. Delfosse : *Forgeage beta du Ti17 Propriétés en fatigue.* Thèse de doctorat, ECOLE CENTRALE PARIS, 2005.

G.Y. Deng, C. Lu, L.H. Su, X.H. Liu et A.K. Tieu : Modeling texture evolution during ecap of copper single crystal by crystal plasticity fem. *Materials Science and Engineering : A*, 534(0):68 – 74, 2012.

A. Devillez, F. Schneider, S. Dominiak, D. Dudzinski et D. Larrouquere : Cutting forces and wear in dry machining of inconel 718 with coated carbide tools. *Wear*, 262(7–8):931 – 942, 2007.

S. Dey, T. Borvik, O.S. Hopperstad et M. Langseth : On the influence of fracture criterion in projectile impact of steel plates. *Computational Materials Science*, 38(1):176 – 191, 2006.

N.R. Dhar, S. Paul et A.B. Chattopadhyay : Machining of aisi 4140 steel under cryogenic cooling—tool wear, surface roughness and dimensional deviation. *Journal of Materials Processing Technology*, 123(3):483 – 489, 2002.

X. Ding, W.Y.H. Liew et X.D. Liu : Evaluation of machining performance of mmc with pcbn and pcd tools. *Wear*, 259(7–12):1225 – 1234, 2005.

D.Umbrello, F. Micari et I.S. Jawahir : The effects of cryogenic cooling on surface integrity in hard machining : A comparison with dry machining. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 61(1):103 – 106.

S. Dumoulin, O.S. Hopperstad et T. Berstad : Investigation of integration algorithms for rate-dependent crystal plasticity using explicit finite element codes. *Computational Materials Science*, 46(4):785 – 799, 2009.

E.O. Ezugwu et J. Bonney : Effect of high-pressure coolant supply when machining nickel-base inconel 718, alloy with coated carbide tools. *Journal of Materials Processing Technology*, pages 1045–1050, 2004.

E.O. Ezugwu, J. Bonney, B. Da Silva et O. Cakir : Surface integrety of finished turned ti-6al-4v alloy with pcd tools using conventional and high pressure coolant supplies. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, (47):884–891, 2007.

E.O Ezugwu, J Bonney et Y Yamane : An overview of the machinability of aeroengine alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 134(2):233 – 253, 2003.

E.O. Ezugwu, R.B. Da Silva, J. Bonney et Á.R. Machado : Evaluation of the performance of cbn tools when turning ti–6al–4v alloy with high pressure coolant supplies. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 45(9):1009 – 1014, 2005.

E.O. Ezugwu et Z.M. Wang : Titanium alloys and their machinability—a review. *Journal of Materials Processing Technology*, 68(3):262 – 274, 1997.

L. Fan : *Usinage assisté par laser CO2 de l'acier XC42 : contribution à l'étude de l'interaction laser-métal et du transfert thermique dans le métal.* Thèse de doctorat, Ecole centrale Paris, 1994.

G.S. Fox-Rabinovich, S.C. Veldhuis, G.C. Weatherly, A.I. Kovalev, S.N. Korshunov, V.N. Scvortsov, G.K. Dosbaeva, L.Sh. Shuster et D.L. Wainstein : Improvement of 'duplex' {PVD} coatings for {HSS} cutting tools by ion mixing. *Surface and Coatings Technology*, 187(2–3):230 – 237, 2004.

S. Fréour, D. Gloaguen, M. Fran et R. Guillén : Application of inverse models and xrd analysis to the determination of ti-17 β-phase coefficients of thermal expansion. *Scripta Materialia*, 54(8):1475 – 1478, 2006.

D.B. Garcia, A.F. Grandt Jr., B.B. Bartha et P.J. Golden : Threshold fatigue measurements and fractographic examination of fretting induced cracks in ti-17. *Engineering Failure Analysis*, 14(4):529 – 540, 2007.

C. Gerard : *Mesures de champs et identification de modèles de plasticité cristalline.* Thèse de doctorat, Université Paris 13, 2008.

G. Germain : *Contribution à l'optimisation du procédé d'usinage assistance laser*. Thèse de doctorat, Arts et Metiers Paristech, 2006.

O. Gourbesville : *Caractérisation par DRX de la microstructure d'alliages à base de nickel (718) et à base de titane (Ti17) forgés et traités. Prévision des propriétés mécaniques*. Thèse de doctorat, ENSAM, 2000.

W. Grzesik et P. Nieslony : A computational approach to evaluate temperature and heat partition in machining with multilayer coated tools. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 43(13):1311 – 1317, 2003.

Y. Guilhem, S. Basseville, F. Curtit, J.-M. Stéphan et G. Cailletaud : Numerical investigations of the free surface effect in three-dimensional polycrystalline aggregates. *Computational Materials Science*, 70(0):150 – 162, 2013.

Y. Guo, T. Stalbaum, J. Mann, H. Yeung et S. Chandrasekar : Modulation-assisted high speed machining of compacted graphite iron (cgi). *Journal of Manufacturing Processes*, (0):–, 2013.

M. Habak : *Etude de l'influence de la microstructure et des paramtres de coupe sur le comportement en tournage dur de l'acier roulement 100Cr6*. Thèse de doctorat, ENSAM, 2006a.

M. Habak : *Etude 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, Arts et Métiers ParisTech, 2006b.

M. Habak et J.L. Lebrun : An experimental study of the effect of high-pressure water jet assisted turning (hpwjat) on the surface integrity. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 51(9):661 – 669, 2011.

F.J. Harewood et P.E. McHugh : Comparison of the implicit and explicit finite element methods using crystal plasticity. *Computational Materials Science*, 39(2):481 – 494, 2007.

A. Hillerborg, M. Modéer et PE. Petersson : Analysis of crack formation and crack growth in concrete by means of fracture mechanics and finite elements. *Cement and concrete research*, 6:773 – 782, 1976.

T. Holmquist et G. N. Johnson : Determination of constants and comparison of results for various constitutive models. *Journal de Physique IV*, 1(3):853–860, 1991.

W.H. Holt, W. Mock Jr, F.J. Zerilli et J.B. Clark : Experimental and computational study of the impact deformation of titanium taylor cylinder specimens. *Mechanics of Materials*, 17(2-3):195 – 201, 1994.

S. Hong et Y. Ding : Cooling approaches and cutting temperatures in cryogenic machining of ti-6al-4v. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 41(10):1417 – 1437, 2001a.

S. Hong, Y. Ding et W. Jeong : Friction and cutting forces in cryogenic machining of ti–6al–4v. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 41(15):2271 – 2285, 2001a.

S. Hong, I. Markus et W. Jeong : New cooling approach and tool life improvement in cryogenic machining of titanium alloy ti-6al-4v. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 41(15):2245 – 2260, 2001b.

S.Y Hong et Y. Ding : Cooling approaches and cutting temperatures in cryogenic machining of ti-6al-4v. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 41 (10):1417 – 1437, 2001b.

A. Hor : *Simulation physique des conditions thermomécaniques de forgeage et d'usinage - caractérisation et modélisation de la rhéologie et de l'endommagement.* Thèse de doctorat, ENSAM, 2011.

Q. Yu Hou et J. Tao Wang : A modified johnson-cook constitutive model for mg-gd-y alloy extended to a wide range of temperatures. *Computational Materials Science*, 50 (1):147 – 152, 2010.

L. Huiping, H. Lianfang, Z. Guoqun et Z. Lei : Constitutive relationships of hot stamping boron steel b1500hs based on the modified arrhenius and johnson-cook model. *Materials Science and Engineering : A*, 2013. in press.

N. Jia, F. Roters, P. Eisenlohr, C. Kords et D. Raabe : Non-crystallographic shear banding in crystal plasticity fem simulations : Example of texture evolution in α-brass. *Acta Materialia*, 60(3):1099 – 1115, 2012.

D. Jianxin, Z. Jiantou, Z. Hui et Y. Pei : Wear mechanisms of cemented carbide tools in dry cutting of precipitation hardening semi-austenitic stainless steels. *Wear*, 270(7–8):520 – 527, 2011.

D.g Jianxin, L. Yousheng et S. Wenlong : Diffusion wear in dry cutting of ti–6al–4v with wc/co carbide tools. *Wear*, 265(11–12):1776 – 1783, 2008.

G.R. Johnson et W.H. Cook : A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and temperature. *In 7th International Symposium on ballistics*, 1983.

G.R. Johnson et W.H. Cook : Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures. *Engineering Fracture Mechanics*, 21(1):31 – 48, 1985.

K. Kadirgama, K.A. Abou-El-Hossein, M.M. Noor, K.V. Sharma et B. Mohammad : Tool life and wear mechanism when machining hastelloy c-22hs. *Wear*, 270 (3–4):258 – 268, 2011.

Surya R. Kalidindi, Brendan R. Donohue et Saiyi Li : Modeling texture evolution in equal channel angular extrusion using crystal plasticity finite element models. *International Journal of Plasticity*, 25(5):768 – 779, 2009.

J. Kaminski et B. Alvelid : Temperature reduction in the cutting zone in water-jet assisted turning. *Journal of Materials Processing Technology*, 106(1-3):68 – 73, 2000.

G. Kay : Failure modeling of titanium 6al-4v and aluminum 2024-t3 with the johnson-cook material model. Rapport technique, U.S. Department of Transportation Federal Aviation Administration Report final, 2003.

N. Khanafi-Benghalem, E. Felder, K. Loucif et P. Montmitonnet : Plastic deformation of 25crmo4 steel during wear : Effect of the temperature, the normal force, the sliding velocity and the structural state. *Wear*, 268(1–2):23 – 40, 2010.

M. Kikuchi : The use of cutting temperature to evaluate the machinability of titanium alloys. *Acta Biomaterialia*, 5(2):770 – 775, 2009.

R. Komanduri : Some clarifications on the mechanics of chip formation when machining titanium alloys. *Wear*, 76(1):15 – 34, 1982.

R. Komanduri et B.F. Von Turkovich : New observations on the mechanism of chip formation when machining titanium alloys. *Wear*, 69(2):179 – 188, 1981.

D. Kramar, P. Krajnik et J. Kopac : Capability of high pressure cooling in the turning of surface hardened piston rods. *Journal of Materials Processing Technology*, 210(2):212 – 218, 2010.

E. Kuljanic : Macro plastic deformation of cutting edge — a method for maximum utilization of cutting tool. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 41(1):151 – 154, 1992.

K.V.B.S. Kalyan Kumar et S.K. Choudhury : Investigation of tool wear and cutting force in cryogenic machining using design of experiments. *Journal of Materials Processing Technology*, 203(1–3):95 – 101, 2008.

J. Lei, Q. Shengru, Z. Chengyu, M. Kan, H. Dong, D. Gertsriken et V. Mazanko : Fatigue properties of ti17 alloy strengthened by combination of electric spark treatment with ultrasonic surface treatment. *Rare Metal Materials and Engineering*, 39(12):2091 – 2094, 2010.

J. Lemaitre et J.L. Chaboche : *Mécanique des matériaux solides.* Bordas Paris, 1988.

A.M. Lennon et K.T. Ramesh : The influence of crystal structure on the dynamic behavior of materials at high temperatures. *International Journal of Plasticity*, 20 (2):269 – 290, 2004.

B. Lesourd : *Étude et modélisation des mécanismes de bandes de cisaillement en coupe des métaux. Application au tournage assisté Laser de l'alliage de titane TA6V.* Thèse de doctorat, École Centrale de NANTES, 1996.

B. Li : A review of tool wear estimation using theoretical analysis and numerical simulation technologies. *Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 35:143–151, 2012.

H. Li, M.Q. Li, T. Han et H.B. Liu : The deformation behavior of isothermally compressed ti-17 titanium alloy in α, β field. *Materials Science and Engineering : A*, 546:40 – 45, 2012.

H.W. Li et H. Yang : Prediction of texture evolution under varying deformation states through crystal plasticity finite element method. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 22, Supplement 2(0):s222 – s231, 2012.

H.Y. Li, D.F. Luo, K.H. Lau et C.F. Yeung : Use of low carbon/high ductile high-speed steel to make cutting-tools. *Journal of Materials Processing Technology*, 122(2–3):179 – 184, 2002.

J. Li, F. Li, J. Cai, R. Wang, Z. Yuan et G. Ji : Comparative investigation on the modified zerilli-armstrong model and arrhenius-type model to predict the elevated-temperature flow behaviour of 7050 aluminium alloy. *Computational Materials Science*, 71:56 – 65, 2013.

Saiyi Li, Brendan R. Donohue et Surya R. Kalidindi : A crystal plasticity finite element analysis of cross-grain deformation heterogeneity in equal channel angular extrusion and its implications for texture evolution. *Materials Science and Engineering : A*, 480 (1–2):17 – 23, 2008.

R. Liang et A.S. Khan : A critical review of experimental results and constitutive models for bcc and fcc metals over a wide range of strain rates and temperatures. *International Journal of Plasticity*, 15(9):963 – 980, 1999.

G. List, G. Sutter et X.F. Bi : Investigation of tool wear in high speed machining by using a ballistic set-up. *Wear*, 267(9–10):1673 – 1679, 2009.

G. List, G. Sutter, X.F. Bi, A. Molinari et A. Bouthiche : Strain, strain rate and velocity fields determination at very high cutting speed. *Journal of Materials Processing Technology*, 213(5):693 – 699, 2013.

G. List, G. Sutter et A. Bouthiche : Cutting temperature prediction in high speed machining by numerical modelling of chip formation and its dependence with crater wear. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 54–55(0):1 – 9, 2012.

Z. Liu, Q. An, J. Xu, M. Chen et S. Han : Wear performance of (nc-altin)/(a-si3n4) coating and (nc-alcrn)/(a-si3n4) coating in high-speed machining of titanium alloys under dry and minimum quantity lubrication (mql) conditions. *Wear*, (0):–, 2013.

Z.S. Liu, S. Swaddiwudhipong et M.J. Islam : Perforation of steel and aluminum targets using a modified johnson-cook material model. *Nuclear Engineering and Design*, 250:108 – 115, 2012.

A. Longuet, Y. Robert, E. Aeby-Gautier, B. Appolaire, J.F. Mariage, C. Colin et G. Cailletaud : A multiphase mechanical model for ti–6al–4v : Application to the modeling of laser assisted processing. *Computational Materials Science*, 46(3):761 – 766, 2009.

C. Lu, G.Y. Deng, A.K. Tieu, L.H. Su, H.T. Zhu et X.H. Liu : Crystal plasticity modeling of texture evolution and heterogeneity in equal channel angular pressing of aluminum single crystal. *Acta Materialia*, 59(9):3581 – 3592, 2011.

P. Ludwik : *Elemente der technologischen mechanik*. Springer Verlag, 1909.

O. Lurdos : *Lois de comportement et recristallisation dynamique : approches empirique et physique*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne, 2008.

J. Ma, Nathan P. et S. Lei : Thermally assisted high efficiency ductile machining of nanocrystalline hydroxyapatite : A numerical study. *Ceramics International*, (0):–, 2013a.

J. Ma, N. Pelate et S. Lei : 3d numerical investigation of thermally assisted high efficiency ductile machining of nanocrystalline hydroxyapatite. *Journal of Manufacturing Processes*, (0):–, 2013b.

X. Ma, W. Zeng, Y. Sun, K. Wang, Y. Lai et Y. Zhou : Modeling constitutive relationship of ti17 titanium alloy with lamellar starting microstructure. *Materials Science and Engineering : A*, 538:182 – 189, 2012.

T. Mabrouki et J.-F. Rigal : A contribution to a qualitative understanding of thermo-mechanical effects during chip formation in hard turning. *Journal of Materials Processing Technology*, 176(1-3):214 – 221, 2006.

A.R. Machado, J. Wallbank, I.R. Pashby et E.O. Ezugwu : Tool performance and chip control when machining ti6al4v and inconel901 using high pressure coolant supply. *Machining Science and Technology*, pages 1 – 12, 1998.

C. Machai et D. Biermann : Machining of β-titanium-alloy ti–10v–2fe–3al under cryogenic conditions : Cooling with carbon dioxide snow. *Journal of Materials Processing Technology*, 211(6):1175 – 1183, 2011.

G. Manimaran et M.P. Kumar : Effect of cryogenic cooling and sol–gel alumina wheel on grinding performance of aisi 316 stainless steel. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 13(3):304 – 312, 2013.

M. El Mansori, V. Iordache, P. Seitier et D. Paulmier : Improving surface wearing of tools by magnetization when cutting dry. *Surface and Coatings Technology*, 188–189 (0):566 – 571, 2004.

M. El Mansori, F. Pierron et D. Paulmier : Reduction of tool wear in metal cutting using external electromotive sources. *Surface and Coatings Technology*, 163–164(0):472 – 477, 2003.

A. Maurotto, R. Muhammad, A. Roy et V.V. Silberschmidt : Enhanced ultrasonically assisted turning of a β-titanium alloy. *Ultrasonics*, 53(7):1242 – 1250, 2013.

J.R. Mayeur et D.L. McDowell : A three-dimensional crystal plasticity model for duplex ti–6al–4v. *International Journal of Plasticity*, 23(9):1457 – 1485, 2007.

H.W. Meyer et D.S. Kleponis : Modeling the high strain rate behavior of titanium undergoing ballistic impact and penetration. *International Journal of Impact Engineering*, 26(1-10):509 – 521, 2001.

M.A. Meyers, G. Subhash, B.K. Kad et L. Prasad : Evolution of microstructure and shear-band formation in α-hcp titanium. *Mechanics of Materials*, 17(2-3):175 – 193, 1994.

M.A. Meyers, Y.B. Xu, Q. Xue, M.T. Pérez-Prado et T.R. McNelley : Microstructural evolution in adiabatic shear localization in stainless steel. *Acta Materialia*, 51(5):1307 – 1325, 2003a.

M.A. Meyers, Y.B. Xu, Q. Xue, M.T. Pérez-Prado et T.R. McNelley : Microstructural evolution in adiabatic shear localization in stainless steel. *Acta Materialia*, 51(5):1307 – 1325, 2003b.

A. Mishra, M. Martin, N.N. Thadhani, B.K. Kad, E.A. Kenik et M.A. Meyers : High-strain-rate response of ultra-fine-grained copper. *Acta Materialia*, 56(12):2770 – 2783, 2008.

A.V. Mitrofanov, V.I. Babitsky et V.V. Silberschmidt : Finite element simulations of ultrasonically assisted turning. *Computational Materials Science*, 28(3–4):645 – 653, 2003.

A.V. Mitrofanov, V.I. Babitsky et V.V. Silberschmidt : Finite element analysis of ultrasonically assisted turning of inconel 718. *Journal of Materials Processing Technology*, 153–154(0):233 – 239, 2004.

W.M. Mohammed, E. Ng et M.A. Elbestawi : Modeling the effect of the microstructure of compacted graphite iron on chip formation. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 51(10–11):753 – 765, 2011.

W.M. Mohammed, E. Ng et M.A. Elbestawi : Modeling the effect of compacted graphite iron microstructure on cutting forces and tool wear. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, 5(2):87 – 101, 2012.

Alexandre Mondelin, Benoit Furet et Joël Rech : Characterisation of friction properties between a laminated carbon fibres reinforced polymer and a monocrystalline diamond under dry or lubricated conditions. *Tribology International*, 43(9):1665 – 1673, 2010.

R.J Morrissey, D.L McDowell et T Nicholas : Frequency and stress ratio effects in high cycle fatigue of ti-6al-4v. *International Journal of Fatigue*, 21(7):679 – 685, 1999.

R.J. Morrissey, D.L. McDowell et T. Nicholas : Microplasticity in hcf of ti–6al–4v. *International Journal of Fatigue*, 23, Supplement 1(0):55 – 64, 2001.

M.A. Moshier, T. Nicholas et B.M. Hillberry : Load history effects on fatigue crack growth threshold for ti-6al-4v and ti-17 titanium alloys. *International Journal of Fatigue*, 23, Supplement 1:253 – 258, 2001.

R. M'saouibi : *Aspects thermiques et microstructuraux de la coupe. Application à la coupe orthogonale des aciers austénitiques.* Thèse de doctorat, ENSAM, 1998.

R. Muhammad, N. Ahmed, A. Roy et V.V. Silberschmidt : Numerical modelling of vibration-assisted turning of ti-15333. *Procedia CIRP*, 1(0):347 – 352, 2012a.

R. Muhammad, A. Maurotto, A. Roy et V.V. Silberschmidt : Hot ultrasonically assisted turning of β-ti alloy. *Procedia CIRP*, 1(0):336 – 341, 2012b.

F. Nabhanhi : Machining of aerospace titanium alloys. *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*, 17(1–2):99 – 106, 2001.

K. Nakayama, M. Arai et T. Kanda : Machining characteristics of hard materials. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 37(1):89 – 92, 1988.

A.K. Nandy, M.C. Gowrishankar et S. Paul : Some studies on high-pressure cooling in turning of ti–6al–4v. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 49 (2):182 – 198, 2009.

N. Narutaki, A. Murakoshi, S. Motonishi et H. Takeyama : Study on machining of titanium alloys. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 32(1):65 – 69, 1983.

V.G. Navas, I. Arriola, O. Gonzalo et J. Leunda : Mechanisms involved in the improvement of inconel 718 machinability by laser assisted machining (lam). *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 74(0):19 – 28, 2013.

V.T.G. Naves, M.B. Da Silva et F.J. Da Silva : Evaluation of the effect of application of cutting fluid at high pressure on tool wear during turning operation of {AISI} 316 austenitic stainless steel. *Wear*, 302(1–2):1201 – 1208, 2013.

D. Nouailhas et G. Cailletaud : Finite element analysis of the mechanical behavior of two-phase single-crystal superalloys. *Scripta Materialia*, 34(4):565 – 571, 1996.

M. Nouari et A. Ginting : Wear characteristics and performance of multi-layer cvd-coated alloyed carbide tool in dry end milling of titanium alloy. *Surface and Coatings Technology*, 200(18–19):5663 – 5676, 2006.

M. Nouari, G. List, F. Girot et D. Coupard : Experimental analysis and optimisation of tool wear in dry machining of aluminium alloys. *Wear*, 255(7–12):1359 – 1368, 2003.

M. Nouari et H. Makich : Experimental investigation on the effect of the material microstructure on tool wear when machining hard titanium alloys : Ti–6al–4v and ti-555. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, (0):–, 2013.

T. Obikawa, Y. Takemura, Y. Akiyama, J. Shinozuka et H. Sasahara : Microscopic phase-dependent residual stresses in the machined surface layer of two-phase alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 209(9):4496 – 4501, 2009.

Hirotsugu Ogi, Satoshi Kai, Hassel Ledbetter, Ryuichi Tarumi, Masahiko Hirao et Kazuki Takashima : Titanium's high-temperature elastic constants through the hcp–bcc phase transformation. *Acta Materialia*, 52(7):2075 – 2080, 2004.

S. Palanisamy, S.D. McDonald et M.S. Dargusch : Effects of coolant pressure on chip formation while turning ti6al4v alloy. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 49(9):739 – 743, 2009.

S. Paul, N.R. Dhar et A.B. Chattopadhyay : Beneficial effects of cryogenic cooling over dry and wet machining on tool wear and surface finish in turning aisi 1060 steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 116(1):44 – 48, 2001.

P.Dahlman et M. Escursell : High-pressure jet-assisted cooling : a new possibility for near net shape turning of decarburized steel. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 44(1):109 – 115, 2004.

D. Peirce, R.J. Asaro et A. Needleman : Material rate dependence and localized deformation in crystalline solids. *Acta Metallurgica*, 31(12):1951 – 1976, 1983.

G. Poulachon : *Aspects phénoménologiques, mécaniques et métallurgiques en tournage c-BN des aciers durcis. Application : usinabilité de l'acier 100Cr6.* Thèse de doctorat, Arts et Métiers Paristech, 1999.

G. Poulachon, A. Albert, M. Schluraff et I.S. Jawahir : An experimental investigation of work material microstructure effects on white layer formation in pcbn hard turning. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 45(2):211 – 218, 2005.

G. Poulachon et A. Moisan : A contribution to the study of the cutting mechanisms during high speed machining of hardened steel. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 47(1):73 – 76, 1998.

A. Prakash, S.M. Weygand et H. Riedel : Modeling the evolution of texture and grain shape in mg alloy az31 using the crystal plasticity finite element method. *Computational Materials Science*, 45(3):744 – 750, 2009.

Craig P. Przybyla et David L. McDowell : Simulated microstructure-sensitive extreme value probabilities for high cycle fatigue of duplex ti–6al–4v. *International Journal of Plasticity*, 27(12):1871 – 1895, 2011.

Z. Pu, J.C. Outeiro, A.C. Batista, O.W. Dillon Jr, D.A. Puleo et I.S. Jawahir : Enhanced surface integrity of az31b mg alloy by cryogenic machining towards improved functional performance of machined components. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 56(0):17 – 27, 2012.

J. Pujana, P.J. Arrazola et J.A. Villar : In-process high-speed photography applied to orthogonal turning. *Journal of Materials Processing Technology*, 202(1–3):475 – 485, 2008a.

J Pujana, L.D Campo, R.B Pérez-Sáez, M.I Gallego et P.J.Arrazola : Radiation thermometry applied to temperature measurement in the cutting process. *Measurement Science and Technology*, 202(1–3):475 – 485, 2008b.

F. Pusavec, H. Hamdi, J. Kopac et I.S. Jawahir : Surface integrity in cryogenic machining of nickel based alloy—inconel 718. *Journal of Materials Processing Technology*, 211(4):773 – 783, 2011.

L. Qiang, X. Yongbo et M.N. Bassim : Dynamic mechanical properties in relation to adiabatic shear band formation in titanium alloy-ti17. *Materials Science and Engineering : A*, 358(1-2):128 – 133, 2003.

R. Quey, P.R. Dawson et F. Barbe : Large-scale 3d random polycrystals for the finite element method : Generation, meshing and remeshing. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 200(17–20):1729 – 1745, 2011.

R.A. Rahman Rashid, M.J. Bermingham, S. Sun, G. Wang et M.S. Dargusch : The response of the high strength ti–10v–2fe–3al beta titanium alloy to laser assisted cutting. *Precision Engineering*, 37(2):461 – 472, 2013.

R.A. Rahman Rashid, S. Sun, G. Wang et M.S. Dargusch : An investigation of cutting forces and cutting temperatures during laser-assisted machining of the ti–6cr–5mo–5v–4al beta titanium alloy. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 63(0):58 – 69, 2012a.

R.A. Rahman Rashid, S. Sun, G. Wang et M.S. Dargusch : An investigation of cutting forces and cutting temperatures during laser-assisted machining of the ti–6cr–5mo–5v–4al beta titanium alloy. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 63(0):58 – 69, 2012b.

J. Rech, P.J. Arrazola, C. Claudin, C. Courbon, F. Pusavec et J. Kopac : Characterisation of friction and heat partition coefficients at the tool-work material interface in cutting. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 62(1):79 – 82, 2013.

J. Rech, C. Claudin et E. D'Eramo : Identification of a friction model—application to the context of dry cutting of an aisi 1045 annealed steel with a tin-coated carbide tool. *Tribology International*, 42(5):738 – 744, 2009.

I. Rohr, H. Nahme, K. Thoma et C.E. Anderson Jr. : Material characterisation and constitutive modelling of a tungsten-sintered alloy for a wide range of strain rates. *International Journal of Impact Engineering*, 35(8):811 – 819, 2008.

W.M. Rohsenow, J.R. Hartnett et Y.I. Cho : *Handbook of Heat Transfer*. McGraw-Hill Professional, 1998.

J. Rossiter, A. Brahme, M.H. Simha, K. Inal et R. Mishra : A new crystal plasticity scheme for explicit time integration codes to simulate deformation in 3d microstructures : Effects of strain path, strain rate and thermal softening on localized deformation in the aluminum alloy 5754 during simple shear. *International Journal of Plasticity*, 26 (12):1702 – 1725, 2010.

S.M. Russ : Effect of lcf on hcf crack growth of ti-17. *International Journal of Fatigue*, 27(10-12):1628 – 1636, 2005.

Prajwal A. Sabnis, Samuel Forest, Nagaraj K. Arakere et Vladislav A. Yastrebov : Crystal plasticity analysis of cylindrical indentation on a ni-base single crystal superalloy. *International Journal of Plasticity*, (0):–, 2013.

D. Samantaray, S. Mandal et A.K. Bhaduri : A comparative study on johnson cook, modified zerilli-armstrong and arrhenius-type constitutive models to predict elevated temperature flow behaviour in modified 9cr-1mo steel. *Computational Materials Science*, 47(2):568 – 576, 2009.

D. Samantaray, S. Mandal, A.K. Bhaduri, S. Venugopal et P.V. Sivaprasad : Analysis and mathematical modelling of elevated temperature flow behaviour of austenitic stainless steels. *Materials Science and Engineering : A*, 528(4-5):1937 – 1943, 2011.

M. Scapin, L. Peroni et M. Peroni : Parameters identification in strain-rate and thermal sensitive visco-plastic material model for an alumina dispersion strengthened copper. *International Journal of Impact Engineering*, 40–41(0):58 – 67, 2012.

S. Sharif et E.A. Rahim : Performance of coated- and uncoated-carbide tools when drilling titanium alloy—ti–6al4v. *Journal of Materials Processing Technology*, 185(1–3): 72 – 76, 2007.

A.R.C. Sharman, J.I. Hughes et K. Ridgway : Surface integrity and tool life when turning incone 718 using ultra-high pressure and flood coolant systems. *J.Engineering Manufacture*, 222:653–664, 2008.

M.C. Shaw et A. Vyas : Chip formation in the machining of hardened steel. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 42(1):29 – 33, 1993.

M.C. Shaw et A. Vyas : The mechanism of chip formation with hard turning steel. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 47(1):77 – 82, 1998.

A. Siddiq et T. El Sayed : A thermomechanical crystal plasticity constitutive model for ultrasonic consolidation. *Computational Materials Science*, 51(1):241 – 251, 2012.

A. Simoneau, E. Ng et M.A. Elbestawi : Chip formation during microscale cutting of a medium carbon steel. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 46 (5):467 – 481, 2006.

A. Simoneau, E. Ng et M.A. Elbestawi : Grain size and orientation effects when microcutting aisi 1045 steel. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 56(1):57 – 60, 2007a.

A. Simoneau, E. Ng et M.A. Elbestawi : Modeling the effects of microstructure in metal cutting. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 47(2):368 – 375, 2007b.

W. Song, J. Ning, X. Mao et H. Tang : A modified johnson-cook model for titanium matrix composites reinforced with titanium carbide particles at elevated temperatures. *Materials Science and Engineering : A*, 576:280 – 289, 2013.

V.M. Steen : *Laser material processing.* Springer, 1991.

H. Su, P. Liu, Y. Fu et J. Xu : Tool life and surface integrity in high-speed milling of titanium alloy ta15 with pcd/pcbn tools. *Chinese Journal of Aeronautics*, 25(5):784 – 790, 2012.

G.I. Taylor et H. Quinney : The latent energy remaining in a metal after cold working. *Proc. Roy. Soc.*, pages 307–326, 1934.

J. Teixeira : *Etude expérimentale et modélisation des évolutions microstructurales au cours des traitements thermiques post forgeage dans l'alliage de titane Ti17.* Thèse de doctorat, Institut National Polytechnique de Lorraine, 2005.

J. Teixeira, B. Appolaire, E. Aeby-Gautier, S. Denis, G. Cailletaud et N. Späth : Transformation kinetics and microstructures of ti17 titanium alloy during continuous cooling. *Materials Science and Engineering : A*, 448(1-2):135 – 145, 2007.

X. Teng et T. Wierzbicki : Evaluation of six fracture models in high velocity perforation. *Engineering Fracture Mechanics*, 73(12):1653 – 1678, 2006a.

X. Teng et T. Wierzbicki : Evaluation of six fracture models in high velocity perforation. *Engineering Fracture Mechanics*, 73(12):1653 – 1678, 2006b.

D.G. Thakur, B. Ramamoorthy et L. Vijayaraghavan : Study on the machinability characteristics of superalloy inconel 718 during high speed turning. *Materials & Design*, 30(5):1718 – 1725, 2009.

T.Mabrouki, F. Girardin, M. Asad et J.-F. Rigal : Numerical and experimental study of dry cutting for an aeronautic aluminium alloy (a2024-t351). *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 48(11):1187 – 1197, 2008. ISSN 0890-6955.

V. Tvergaard et A. Needleman : Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar. *Acta Metallurgica*, 32(1):157 – 169, 1984.

F. Valiorgue, J. Rech, H. Hamdi, C. Bonnet, P. Gilles et J.M. Bergheau : Modelling of friction phenomena in material removal processes. *Journal of Materials Processing Technology*, 201(1–3):450 – 453, 2008.

B.S. Wacef : *Etude de l'usinage assisté par laser de l'acier XC42 trempé et le l'iconel 718 vieilli.* Thèse de doctorat, Ecole centrale Paris, 1996.

T. Walde et H. Riedel : Modeling texture evolution during hot rolling of magnesium alloy az31. *Materials Science and Engineering : A*, 443(1–2):277 – 284, 2007.

Z.P. Wan, Y.E. Zhu, H.W. Liu et Y. Tang : Microstructure evolution of adiabatic shear bands and mechanisms of saw-tooth chip formation in machining ti6al4v. *Materials Science and Engineering : A*, 531(0):155 – 163, 2012.

K. Wang, W. Zeng, Y. Zhao, Y. Shao et Y. Zhou : Prediction of dynamic globularization of ti-17 titanium alloy with initial lamellar microstructure during hot compression. *Materials Science and Engineering : A*, 527(23):6193 – 6199, 2010.

T. Wang, H. Guo, L. Tan, Z. Yao, Y. Zhao et P. Liu : Beta grain growth behaviour of tg6 and ti17 titanium alloys. *Materials Science and Engineering : A*, 528(21):6375 – 6380, 2011.

X. Wang, C. Huang, B. Zou, H. Liu, H. Zhu et J. Wang : Dynamic behavior and a modified johnson-cook constitutive model of inconel 718 at high strain rate and elevated temperature. *Materials Science and Engineering : A*, 2013. in press.

Z.Y. Wang et K.P. Rajurkar : Cryogenic machining of hard-to-cut materials. *Wear*, 239(2):168 – 175, 2000.

T. Wierzbicki, Y. Bao, Y-W. Lee et Y. Bai : Calibration and evaluation of seven fracture models. *International Journal of Mechanical Sciences*, 47(4–5):719 – 743, 2005a.

T. Wierzbicki, Y. Bao, Y.W. Lee et Y. Bai : Calibration and evaluation of seven fracture models. *International Journal of Mechanical Sciences*, 47(4-5):719 – 743, 2005b.

M.L. Wilkins, R.D. Streit et J.E. Reaugh : Cumulative-strain-damage model of ductile fracture : simulation and prediction of engineering fracture tests. *Technical report, UCRL-53058, Lawrence Livermore Laboratory, University of California,*, pages 1 – 63, 1980.

Y. Xu et M.A. Meyers : 3 - nanostructural and microstructural aspects of shear localization at high-strain rates for materials. *In Adiabatic Shear Localization (Second Edition)*, pages 111 – 171. Elsevier, Oxford, second edition édition, 2012. ISBN 978-0-08-097781-2.

Y. Xu, H.J. Yang et M.A. Meyers : Dynamic recrystallization in the shear bands of fe–cr–ni monocrystal : Electron backscatter diffraction characterization. *Scripta Materialia*, 58(8):691 – 694, 2008.

Q. Xue, J.F. Bingert, B.L. Henrie et G.T. Gray III : Ebsd characterization of dynamic shear band regions in pre-shocked and as-received 304 stainless steels. *Materials Science and Engineering : A*, 473(1–2):279 – 289, 2008.

F. Zemzemi, J. Rech, W. Ben Salem, A. Dogui et P. Kapsa : Identification of a friction model at tool/chip/workpiece interfaces in dry machining of aisi4142 treated steels. *Journal of Materials Processing Technology*, 209(8):3978 – 3990, 2009.

F.J. Zerilli et R.W. Armstrong : Dislocation-mechanics-based constitutive relations for material dynamics calculations. *Journal of Applied Physics*, 61:1816–1825, 1988.

H. Zhang, X. Dong, Q. Wang et Z. Zeng : An effective semi-implicit integration scheme for rate dependent crystal plasticity using explicit finite element codes. *Computational Materials Science*, 54(0):208 – 218, 2012a.

H. Zhang, W. Wen, H. Cui et Y. Xu : A modified zerilli-armstrong model for alloy ic10 over a wide range of temperatures and strain rates. *Materials Science and Engineering : A*, 527(1-2):328 – 333, 2009.

M. Zhang, J. Zhang et D.L. McDowell : Microstructure-based crystal plasticity modeling of cyclic deformation of ti–6al–4v. *International Journal of Plasticity*, 23 (8):1328 – 1348, 2007.

Y. Zhang, T. Mabrouki, D. Nelias, C. Courbon, J. Rech et Y. Gong : Cutting simulation capabilities based on crystal plasticity theory and discrete cohesive elements. *Journal of Materials Processing Technology*, 212(4):936 – 953, 2012b.

Y.C. Zhang, T. Mabrouki, D. Nelias et Y.D. Gong : Chip formation in orthogonal cutting considering interface limiting shear stress and damage evolution based on fracture energy approach. *Finite Elements in Analysis and Design*, 47(7):850 – 863, 2011.

Han Zhao : A constitutive model for metals over a large range of strain rates identification for mild-steel and aluminium sheets. *Materials Science and Engineering : A*, 230(1–2):95 – 99, 1997.

Z. Zhao, S. Kuchnicki, R. Radovitzky et A. Cuitino : Influence of in-grain mesh resolution on the prediction of deformation textures in fcc polycrystals by crystal plasticity fem. *Acta Materialia*, 55(7):2361 – 2373, 2007.

W. Zhuang, S. Wang, J. Lin, D. Balint et Ch. Hartl : Experimental and numerical investigation of localized thinning in hydroforming of micro-tubes. *European Journal of Mechanics - A/Solids*, 31(1):67 – 76, 2012.

Z.A. Zoya et R. Krishnamurthy : The performance of cbn tools in the machining of titanium alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 100(1–3):80 – 86, 2000.

Annexe A

Interaction fluide structure

Initialement le fluide occupe un certain espace. Au cours du temps, le passage du fluide à travers la grille d'éléments résulte à des taux remplissage différents des éléments. La figure A.1 schématise cet aspect. Par exemple, à l'intérieur du disque les éléments sont rempli à 100% alors que sur les bords le taux de remplissage est entre 32% et 91%. La fraction volumique dans un élément est donc connue même si la frontière du fluide n'est pas définie formellement.

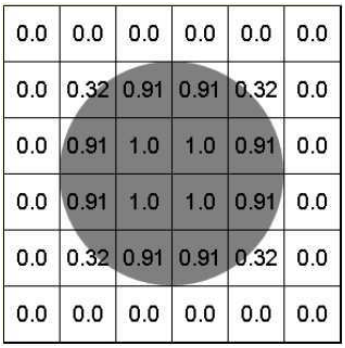


FIGURE A.1 – Fraction volumique du fluide

Dans la zone d'interaction, le domaine eulérien doit contenir le domaine lagrangien. Cependant, il est recommandé de bien gérer le domaine eulérien de façon à ne pas avoir un temps de calcul très important. La figure A.2 présente un exemple de l'immersion du maillage lagrangien dans le maillage eulérien.

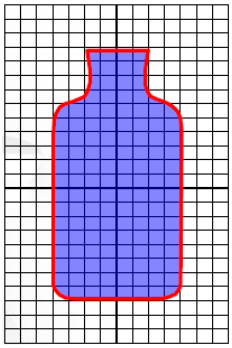


FIGURE A.2 – Immersion du maillage lagrangien (forme bouteille) dans le maillage eulérien

Afin de tester la mise en œuvre de cette méthode, une modélisation de l'impact d'un projectile sur une boite en aluminium contenant de l'eau a été réalisée. Le modèle comporte environ 400000 points d'intégration. Un calcul parallèle sur 8 processeurs a duré 6 heures. La figure A.3 montre le résultat de la simulation.

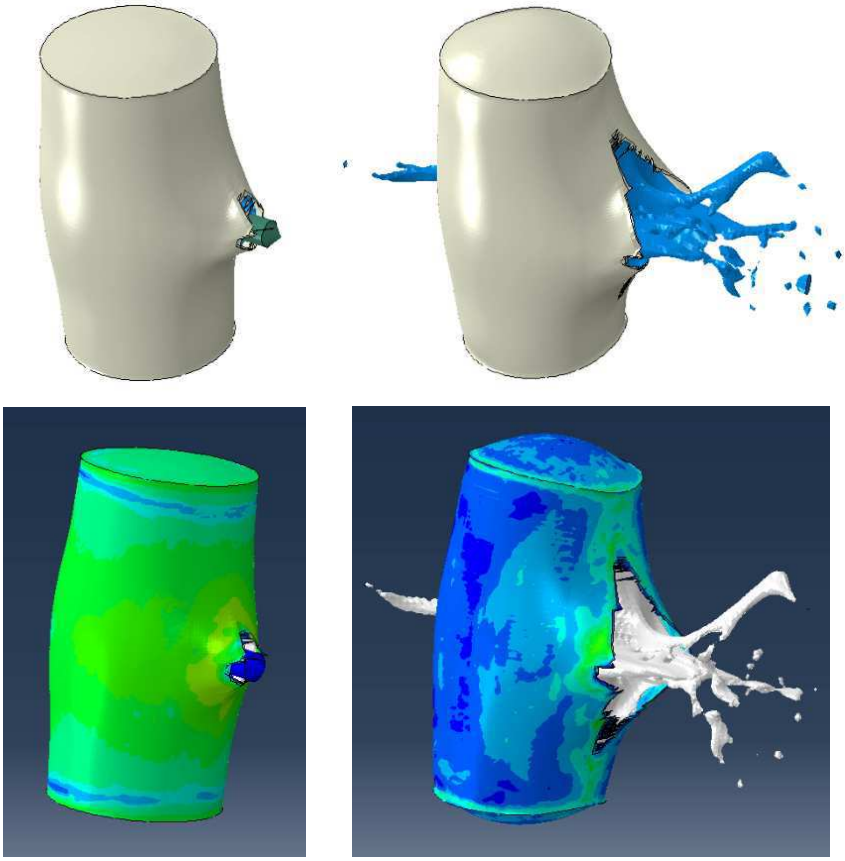


FIGURE A.3 – Simulation d'un essai d'impact et de perforation

On peut en conclure donc que l'interaction fluide/structure à grandes vitesses de déformation est possible et transposable pour le problème d'usinage assisté jet d'eau haute pression.

Un développement en C++ a été réalisé afin d'assurer l'échange thermique entre le fluide et la structure. Dans un premier temps, le programme lit un fichier d'entrée. Ce fichier, contient le chemin des fichiers de maillage de chaque pièce. L'utilisateur peut définir les conditions de coupe, la vitesse du jet d'eau, la température initiale et choisir l'algorithme de contact. La partie de code ci-dessous permet d'appeler l'outil et de le positionner :

```
**PART
*FILE MESH/PARTS/OUTIL.msh
*ELEMENT TYPE C3D8RT
*NAME OUTIL
*MATERIAU Carbure
*POS 3.00 0.69 -0.25
*TRANSFERT
```

**END

Le temps total de l'analyse ($T_{analyse}$) est divisé en $\Delta T_{analyse}$. A la fin de chaque $\Delta T_{analyse}$, les numéros et les coordonnées des nœuds en contact avec le fluide sont récupérés. La figure A.4 détaille toutes les étapes du calcul.

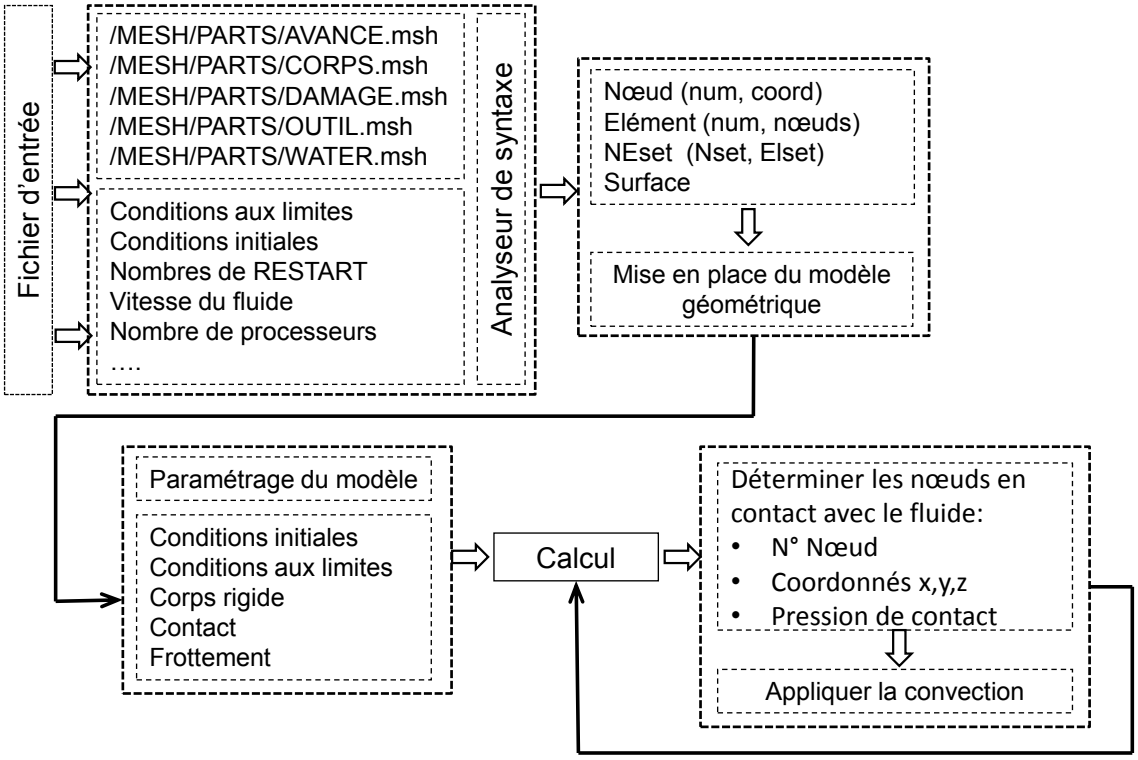


FIGURE A.4 – Couplage thermique

Annexe B

Caractéristiques de l'alliage de titane Ti17

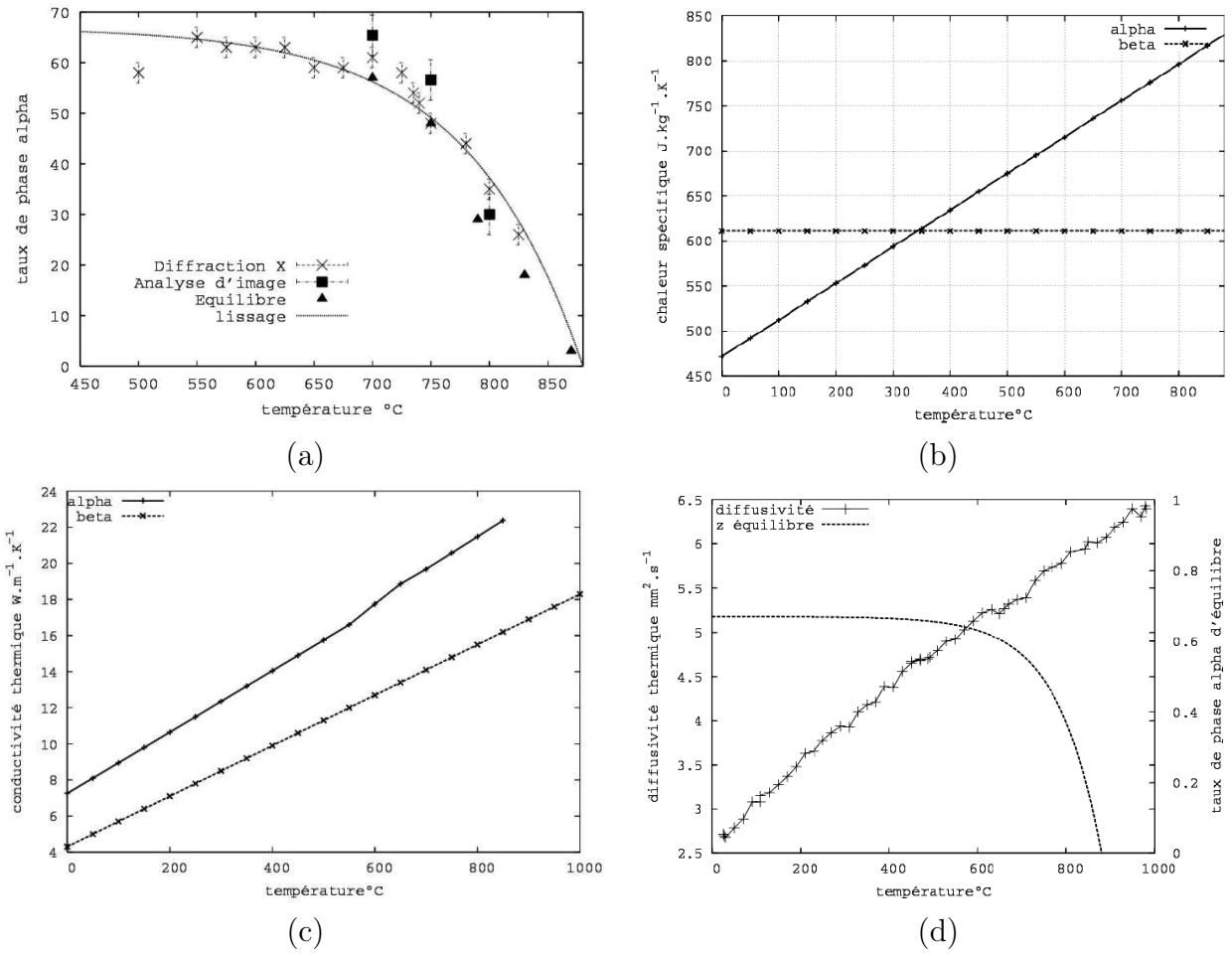


FIGURE B.1 – Evolution : (a) du taux de la phase α en fonction de la température, (b) de la chaleur spécifique, (c) de la conductivité thermique, (d) de la diffusivité thermique en fonction de la température (Teixeira (2005))

APPROCHES EXPERIMENTALES ET NUMERIQUES DE L'USINAGE ASSISTE JET D'EAU HAUTE PRESSION: ETUDE DES MECANISMES D'USURE ET CONTRIBUTION A LA MODELISATINO MULTI-PHYSIQUES DE LA COUPE

RÉSUMÉ : Cette étude porte sur l'usinage de l'alliage de titane Ti17 avec une assistance jet d'eau haute pression. Une attention particulière a été portée à l'analyse des mécanismes de dégradation et d'usure des outils lors de l'usinage avec et sans assistance. Le suivi de l'usure est réalisé par des observations régulières au microscope électronique à balayage (MEB) et par des analyses chimiques (technique EDS) afin de déterminer les zones de dépôt de matière sur l'outil. Toutes ces observations ont permis d'expliquer les mécanismes d'usure pour une opération d'ébauche et de finition. Il a été montré que les mécanismes d'usure sont différents entre l'usinage conventionnel et l'usinage assisté. En effet, lors de l'assistance jet d'eau haute pression, certains mécanismes ne sont plus activités mais d'autres mécanismes sont accélérés. Il existe donc une pression de jet d'eau optimale pour minimiser l'usure de l'outil.

Afin de mettre en évidence l'effet du jet d'eau sur les phénomènes thermomécaniques dans les zones de formation du copeau, une modélisation par éléments finis est réalisée. Un couplage fluide / structure a dû être mis en place afin de prendre en compte les actions mécaniques et thermiques du jet d'eau sur la zone de coupe. Pour cela, la loi de comportement et le modèle d'endommagement de Johnson-Cook, ont été identifiés pour le Ti17 dans des conditions extrêmes sur une large gamme de températures et de vitesses de déformation. Cette modélisation a permis de mettre en évidence, pour l'usinage assisté haute pression, la diminution de la zone de contact outil/copeau, de retrouver la fragmentation du copeau et de quantifier le refroidissement des différentes zones de cisaillement.

En revanche, cette modélisation ne permet pas de connaître l'effet de l'hétérogénéité microstructurale du matériau sur la zone de coupe. Ce constat est d'autant plus important que le matériau étudié présente une taille de grain importante (de l'ordre du millimètre). Pour cela, une nouvelle modélisation (multi-échelle) a été développée afin de prendre en compte la microstructure du matériau. Le matériau est donc modélisé comme un polycristal qui prend en compte des lois de la plasticité cristalline. Cette nouvelle approche permet alors de simuler la formation du copeau en prenant en compte les orientations cristallines des grains et les changements de phase qui apparaissent lors de l'usinage.

Mots clés : usinage assisté jet d'eau, usinabilité, usure, frottement, simulation numérique, plasticité cristalline.

EXPERIMENTAL AND NUMERICAL APPROACHES TO HIGH PRESSURE WATER JET ASSISTED MACHINING: A STUDY OF TOOL WEAR MECHANISMS AND CONTRIBUTION TO THE MULTI-PHYSICAL MODELING OF CUTTING

ABSTRACT : This study focuses on the machining of the Ti17 titanium alloy using high-pressure water jet assistance. Special emphasis is placed on the analysis of degradation mechanisms and tool wear during machining, with and without assistance. Wear monitoring was achieved by regular observations using both scanning electron microscope (SEM) and chemical analysis (EDS technique) to determine the areas of material deposition on the tool. These observations made it possible to explain the wear mechanisms for roughing and finishing conditions. Wear mechanisms for conventional machining and for assisted machining were found to be significantly different. Indeed, with high-pressure water jet assistance, some tool wear mechanisms are no longer activated, whereas others are accelerated. Hence, there exists an optimum water jet pressure which minimizes tool wear. To highlight the effect of water jet assistance on the thermomechanical phenomena in the chip formation zone, finite-element modeling has been performed. Fluid/structure coupling was developed to take into account the mechanical and thermal effects of the water jet. For this to be possible, the Johnson-Cook constitutive law and damage model have been identified for the Ti17 titanium alloy, under extreme conditions, over a wide range of temperatures and strain rates. This modeling has highlighted the fact that, for high-pressure assisted machining, the tool/chip contact zone is reduced. In addition, the simulation of chip fragmentation as well as the cooling effect on the tool and workpiece is possible. However, this model does not shed light on the effect of the microstructural heterogeneity of the material in the cutting zone. This is an important observation because the material studied has a very large grain size (of the order of a millimeter). For this reason, a new (multi-scale) modeling approach has been developed to take into consideration the microstructure of the material. The material is subsequently modeled as a polycrystal which obeys crystal plasticity constitutive laws. This new approach is then used to simulate chip formation, taking into account the grain orientations and phase changes that occur during the machining process.

Keywords : water jet assisted machining, friction, machinability, tool wear, numerical simulation, crystal plasticity.

ARTS ET MÉTIERS ParisTech

ParisTech INSTITUT DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES PARIS INSTITUTE OF TECHNOLOGY