



HAL
open science

Simulation des processus de génération de contraintes résiduelles en tournage du 316L.Nouvelle approche numérique et expérimentale

Frederic Valiorgue

► **To cite this version:**

Frederic Valiorgue. Simulation des processus de génération de contraintes résiduelles en tournage du 316L.Nouvelle approche numérique et expérimentale. Mécanique [physics.med-ph]. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne, 2008. Français. NNT : . tel-00359196

HAL Id: tel-00359196

<https://theses.hal.science/tel-00359196>

Submitted on 6 Feb 2009

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.

N° d'ordre : 503 MI

THESE

présentée par

Frédéric Valiorgue

Pour obtenir le grade de Docteur
de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne

Spécialité : Mécanique

**Simulation des processus de génération de contraintes
résiduelles
en tournage du 316L
Nouvelle approche numérique et expérimentale**

Soutenue à Saint Etienne le 08/12/2008

Membres du jury

Rapporteur : Gérard Poulachon
Rapporteur : Franck Lauro

Examineur : José Outeiro
Industriel: Philippe Gilles
Examineur : René Billardon

Co-Directeur de thèse : Joël Rech
Co-Directeur de thèse : Hédi Hamdi
Directeur de thèse : Jean Michel Bergheau

MCF HDR/ENSAM CLUNY
Professeur/Université de Valenciennes
et du Hainaut-Cambresis
Professeur/Portugese Catholic University
Ingénieur/AREVA NP
Professeur/Université Paris VI

MCF HDR/LTDS-ENISE
MCF HDR/LTDS-ENISE
Professeur/LTDS-ENISE

■ Spécialités doctorales :

SCIENCES ET GENIE DES MATERIAUX
 MECANIQUE ET INGENIERIE
 GENIE DES PROCÉDES
 SCIENCES DE LA TERRE
 SCIENCES ET GENIE DE L'ENVIRONNEMENT
 MATHÉMATIQUES APPLIQUÉES
 INFORMATIQUE
 IMAGE, VISION, SIGNAL
 GENIE INDUSTRIEL
 MICROELECTRONIQUE

Responsables :

J. DRIVER Directeur de recherche – Centre SMS
 A. VAUTRIN Professeur – Centre SMS
 G. THOMAS Professeur – Centre SPIN
 B. GUY Maître de recherche – Centre SPIN
 J. BOURGOIS Professeur – Centre SITE
 E. TOUBOUL Ingénieur – Centre G2I
 O. BOISSIER Professeur – Centre G2I
 JC. PINOLI Professeur – Centre CIS
 P. BURLAT Professeur – Centre G2I
 Ph. COLLOT Professeur – Centre CMP

■ Enseignants-chercheurs et chercheurs autorisés à diriger des thèses de doctorat (titulaires d'un doctorat d'Etat ou d'une HDR)

HDR ENSM-SE

AVRIL	Stéphane	MA	Mécanique & Ingénierie	CIS
BATTON-HUBERT	Mireille	MA	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
BENABEN	Patrick	PR 2	Sciences & Génie des Matériaux	CMP
BERNACHE-ASSOLANT	Didier	PR 1	Génie des Procédés	CIS
BIGOT	Jean-Pierre	MR	Génie des Procédés	SPIN
BILAL	Essaïd	DR	Sciences de la Terre	SPIN
BOISSIER	Olivier	PR 2	Informatique	G2I
BOUCHER	Xavier	MA	Génie Industriel	G2I
BOUDAREL	Marie-Reine	MA	Sciences de l'inform. & com.	DF
BOURGOIS	Jacques	PR 1	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
BRODHAG	Christian	MR	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
BURLAT	Patrick	PR 2	Génie industriel	G2I
CARRARO	Laurent	PR 1	Mathématiques Appliquées	G2I
COLLOT	Philippe	PR 1	Microélectronique	CMP
COURNIL	Michel	PR 1	Génie des Procédés	SPIN
DAUZERE-PERES	Stéphane	PR 1	Génie industriel	CMP
DARRIEULAT	Michel	ICM	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
DECHOMETIS	Roland	PR 1	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
DESRAYAUD	Christophe	MA	Mécanique & Ingénierie	SMS
DELAFOSSÉ	David	PR 1	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
DOLGUI	Alexandre	PR 1	Génie Industriel	G2I
DRAPIER	Sylvain	PR 2	Mécanique & Ingénierie	CIS
DRIVER	Julian	DR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
FOREST	Bernard	PR 1	Sciences & Génie des Matériaux	CIS
FORMISYN	Pascal	PR 1	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
FORTUNIER	Roland	PR 1	Sciences & Génie des Matériaux	CMP
FRACZKIEWICZ	Anna	MR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
GARCIA	Daniel	CR	Génie des Procédés	SPIN
GIRARDOT	Jean-Jacques	MR	Informatique	G2I
GOEURIOT	Dominique	MR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
GOEURIOT	Patrice	MR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
GRAILLOT	Didier	DR	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
GROSSEAU	Philippe	MR	Génie des Procédés	SPIN
GRUY	Frédéric	MR	Génie des Procédés	SPIN
GUILHOT	Bernard	DR	Génie des Procédés	CIS
GUY	Bernard	MR	Sciences de la Terre	SPIN
GUYONNET	René	DR	Génie des Procédés	SPIN
HERRI	Jean-Michel	PR 2	Génie des Procédés	SPIN
KLÖCKER	Helmut	MR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
LAFOREST	Valérie	CR	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
LI	Jean-Michel	EC	(CCI MP) Microélectronique	CMP
LONDICHE	Henry	MR	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
MOLIMARD	Jérôme	MA	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
MONTHIELLET	Frank	DR 1	CNRS Sciences & Génie des Matériaux	SMS
PERIER-CAMBY	Laurent	PR1	Génie des Procédés	SPIN
PIJOLAT	Christophe	PR 1	Génie des Procédés	SPIN
PIJOLAT	Michèle	PR 1	Génie des Procédés	SPIN
PINOLI	Jean-Charles	PR 1	Image, Vision, Signal	CIS
STOLARZ	Konrad	CR	Sciences de la Terre	SITE
THOMAS	Gérard	PR 1	Génie des Procédés	SPIN
VALDIVIESO	François	MA	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
VAUTRIN	Alain	PR 1	Mécanique & Ingénierie	SMS
VIRICELLE	Jean-Paul	MR	Génie des procédés	SPIN
WOLSKI	Krzysztof	CR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
XIE	Xiaolan	PR 1	Génie industriel	CIS
HDR ENISE				
BERGHEAU	Jean-Michel	PU1	Laboratoire de tribologie et dynamique des systèmes	LTDS
BERTRAND	Philippe	MCF	Diagnostic et imagerie des procédés industriels	DIP1
DUBUJET	Philippe	PU2	Laboratoire de tribologie et dynamique des systèmes	LTDS
HAMDI	Hédi	MCF	Laboratoire de tribologie et dynamique des systèmes	LTDS
LAGET	Bernard	PU1	Diagnostic et imagerie des procédés industriels	DIP1
LYONNET	Patrick	PU2	Laboratoire de tribologie et dynamique des systèmes	LTDS
RECH	Joel	MCF	de tribologie et dynamique des systèmes	LTDS
SMUROV	Igor	PU1	Diagnostic et imagerie des procédés industriels	DIP1
TOSCANO	Rosario	MCF	Laboratoire de tribologie et dynamique des systèmes	LTDS
ZAHOUANI	Hassan	PU1	Laboratoire de tribologie et dynamique des systèmes	LTDS

Glossaire :

PR 1	Professeur 1 ^{ère} catégorie
PR 2	Professeur 2 ^{ème} catégorie
MA(MDC)	Maître assistant
DR (DR1)	Directeur de recherche
Ing.	Ingénieur
MR(DR2)	Maître de recherche
CR	Chargé de recherche
EC	Enseignant-chercheur
ICM	Ingénieur en chef des mines
PU1	Professeur des Universités 1 ^{ère} classe
PU2	Professeur des Universités 2 ^{ème} classe
MCF	Maître de Conférences

Centres :

SMS	Sciences des Matériaux et des Structures
SPIN	Sciences des Processus Industriels et Naturels
SITE	Sciences Information et Technologies pour l'Environnement
G2I	Génie Industriel et Informatique
CMP	Centre de Microélectronique de Provence
CIS	Centre Ingénierie et Santé
LTDS	Laboratoire de tribologie et dynamique des systèmes
DIP1	Diagnostic et imagerie des procédés industriels

Remerciements

Je tiens à remercier en premier lieu Jean Michel Bergheau, mon directeur de thèse pour avoir initié ces travaux et m'avoir encadré tout au long de ces trois années.

Je souhaite adresser mes plus vifs remerciements à Joël Rech, mon co-directeur de thèse, qui s'est montré disponible à tout instant et qui de par ses exigences m'a permis d'améliorer en permanence la qualité de mon travail.

Je remercie également Hédi Hamdi pour ses conseils prodigués tout au long de mon travail et pour m'avoir appris à utiliser la machine de mesure de contraintes résiduelles.

Je désire adresser mes plus sincères remerciements à Philippe Gilles de la société AREVA NP pour avoir suivi mes travaux régulièrement et m'avoir fait profiter de sa grande expérience dans les différents domaines abordés.

Je suis très reconnaissant à messieurs Poulachon et Lauro pour avoir accepté de rapporter ce travail et m'avoir prodigué des conseils enrichissants en vue d'améliorer la qualité de ce manuscrit.

Je remercie le professeur René Billardon d'avoir accepté de présider ma soutenance de thèse.

Je remercie José Outeiro de s'être déplacé jusqu'à Saint Etienne pour être examinateur de ma soutenance.

Je tiens à adresser mes plus sincères remerciements à Isabelle Pletto qui facilite la vie au quotidien et qui grâce à sa bonne humeur permanente est responsable de l'ambiance chaleureuse qui règne au sein du laboratoire.

Je félicite Alex de m'avoir supporté pendant trois ans dans son bureau et le remercie pour son humour impeccable.

Je remercie mes parents pour m'avoir permis d'accéder à ce niveau d'études.

Je remercie enfin Séverine qui partage ma vie et qui m'encourage au quotidien...

Table des matières

REMERCIEMENTS	3
NOMENCLATURE	9
INTRODUCTION	13
1 CONTEXTE	15
1.1 CONTEXTE DE L'ÉTUDE MENEÉ PAR AREVA	15
1.1.1 <i>Fonctionnement d'une centrale nucléaire</i>	15
1.1.2 <i>Zone étudiée : jonction bimétallique</i>	17
1.2 QU'EST CE QUE L'INTEGRITE DE SURFACE ?.....	18
1.2.1 <i>Définition</i>	18
1.2.2 <i>Lien entre l'intégrité de surface et les procédés de fabrication</i>	21
1.2.3 <i>Influence de l'intégrité de surface sur la précision dimensionnelle</i>	23
1.2.4 <i>Influence de l'intégrité de surface sur la résistance à la fatigue</i>	25
1.3 QUELS SONT LES MECANISMES INDUISANT DES CONTRAINTES RESIDUELLES ?.....	25
1.3.1 <i>Effets mécaniques</i>	26
1.3.2 <i>Effets thermiques</i>	27
1.3.3 <i>Effets d'origine métallurgique</i>	28
1.4 PRESENTATION DU TOURNAGE	30
1.4.1 <i>Définition</i>	30
1.4.2 <i>Les paramètres de coupe</i>	30
1.5 DEFINITION DES TROIS ORDRES DE CONTRAINTES	32
1.5.1 <i>Premier ordre</i>	32
1.5.2 <i>Deuxième ordre</i>	33
1.5.3 <i>Troisième ordre</i>	33
1.6 MECANISMES D'ENLEVEMENT DE MATIERE	34
1.6.1 <i>Introduction</i>	34
1.6.2 <i>Coupe orthogonale</i>	34
1.6.3 <i>Formation du copeau</i>	36
1.6.4 <i>Zones de cisaillement</i>	37
1.7 TRAVAUX DE PREDICTION DES CONTRAINTES RESIDUELLES EN TOURNAGE.....	38
1.7.1 <i>Approches analytiques</i>	38
1.7.2 <i>Approches expérimentales</i>	43
1.7.3 <i>Approches numériques</i>	48
1.7.4 <i>Discussion sur les méthodes de modélisation</i>	55
1.8 CONCLUSIONS.....	56
2 APPROCHE DE MODELISATION	57
2.1 INTRODUCTION.....	57
2.2 APPROCHE DE MODELISATION.....	57
2.3 CHOIX DES CHARGEMENTS A APPLIQUER : MODELE A.L.E SUR ABAQUS.....	58
2.3.1 <i>Description du modèle 2D déformation planes</i>	59
2.4 MODELISATION ET CALCUL DES CHARGEMENTS THERMIQUES ET MECANQUES APPLIQUES	67
2.4.1 <i>Modélisation et calcul des chargements au niveau de la zone de cisaillement primaire:</i>	68
2.4.2 <i>Modélisation et calcul des chargements au niveau de la zone de cisaillement tertiaire</i>	69
2.5 DONNEES A DETERMINER POUR CHAQUE ZONE DE CHARGEMENT.....	72

2.6	CONCLUSION	72
3	EXPERIMENTATION: DONNEES D'ENTREE DU MODELE.....	75
3.1	INTRODUCTION.....	75
3.2	DESCRIPTION DU MATERIEL UTILISE	76
3.3	PROCEDURE D'ESSAI.....	79
3.3.1	<i>Préparation des disques</i>	79
3.3.2	<i>Choix des conditions expérimentales</i>	79
3.4	MESURES DES EFFORTS D'USINAGE EN PLONGEE	80
3.4.1	<i>Efforts de coupe</i>	80
3.4.2	<i>Efforts d'avance</i>	81
3.5	MESURE DES LONGUEURS DE CONTACT OUTIL PIECE.....	83
3.6	MESURE DES EPAISSEURS DE COPEAUX	85
3.7	OBSERVATIONS FAITES SUR LES DISQUES.....	87
3.8	CONCLUSION	87
4	MODELE DE FROTTEMENT.....	89
4.1	INTRODUCTION.....	89
4.2	MESURES EXPERIMENTALES SUR LE TRIBOMETRE.....	91
4.2.1	<i>Description du tribomètre</i>	91
4.2.2	<i>Conditions d'essai retenues</i>	92
4.3	DESCRIPTION DU PRINCIPE D'EXTRACTION DU COEFFICIENT ADHESIF.....	93
4.3.1	<i>Résultats expérimentaux</i>	94
4.4	MODELE NUMERIQUE DE RAYAGE SUR ABAQUS EXPLICIT.....	96
4.4.1	<i>Choix de la géométrie</i>	97
4.4.2	<i>Propriétés thermiques et mécaniques</i>	97
4.4.3	<i>Chargements et conditions limites</i>	97
4.4.4	<i>Méthode de calage</i>	98
4.5	RESULTATS DES SIMULATIONS.....	102
4.5.1	<i>Vitesses de glissement</i>	102
4.5.2	<i>Cas du rayage</i>	102
4.6	LOI DE FROTTEMENT	103
4.7	CONCLUSION	104
5	MODELE NUMERIQUE 2D	107
5.1	INTRODUCTION.....	107
5.2	MAILLAGE 2D.....	108
5.3	LOI DE COMPORTEMENT	110
5.3.1	<i>Choix des paramètres</i>	110
5.3.2	<i>Cas test</i>	111
5.4	PROPRIETES PHYSIQUES.....	112
5.5	PRINCIPE DU MODELE.....	113
5.6	CALCULS DES CHARGEMENTS	115
5.6.1	<i>Détails du calcul d'un chargement</i>	115
5.6.2	<i>Exemple de champs de contraintes</i>	117
5.7	ETUDE DE SENSIBILITE.....	118
5.7.1	<i>Sensibilité à l'effort de coupe</i>	119
5.7.2	<i>Sensibilité à l'effort d'avance</i>	120

5.7.3	<i>Sensibilité à l'épaisseur du copeau</i>	120
5.7.4	<i>Sensibilité au coefficient de frottement en dépouille μ_{sc}</i>	121
5.7.5	<i>Sensibilité au coefficient de frottement face de coupe μ_{sc}</i>	121
5.7.6	<i>Sensibilité à la longueur de contact en dépouille</i>	122
5.7.7	<i>Sensibilité au coefficient de répartition de flux de chaleur en Z.C.P.</i>	122
5.7.8	<i>Sensibilité au coefficient de répartition de flux de chaleur en Z.C.T</i>	123
5.7.9	<i>Sensibilité à la limite élastique et aux pentes d'écroutissage</i>	123
5.7.10	<i>Viscosité</i>	124
5.7.11	<i>Bilan de l'étude de sensibilité</i>	124
5.8	RESULTATS DE SIMULATION	125
5.8.1	<i>Cartes de températures</i>	125
5.8.2	<i>Profils de contraintes résiduelles dans la profondeur</i>	128
5.8.3	<i>Analyse des résultats en fonction des paramètres de coupe et des chargements</i>	130
5.8.4	<i>Comparaison aux autres travaux</i>	136
5.9	CONCLUSION	136
6	MODELE NUMERIQUE 3D	139
6.1	INTRODUCTION	139
6.2	LOCALISATION ET FONCTIONNEMENT DU MODELE 3D	140
6.3	EPURE EN FONCTION DES PARAMETRES DE COUPE	141
6.4	MODELE NUMERIQUE 3D	144
6.4.1	<i>Maillage</i>	144
6.5	MODELE UTILISANT LA LOI ELASTO-VISCO-PLASTIQUE	145
6.5.1	<i>Description de la loi</i>	145
6.5.2	<i>Résultats obtenus avec la loi élasto visco plastique</i>	145
6.6	MODELE UTILISANT LA LOI ELASTO-PLASTIQUE	149
6.6.1	<i>Description de la loi</i>	149
6.6.2	<i>Résultats obtenus avec la loi élastoplastique</i>	150
6.7	CONCLUSION	153
7	MESURES DE CONTRAINTES RESIDUELLES	155
7.1	INTRODUCTION	155
7.2	DISPOSITIF EXPERIMENTALE	155
7.2.1	<i>Présentation des éprouvettes</i>	155
7.2.2	<i>Présentation de la machine de mesure</i>	156
7.3	RESULTATS DES MESURES	157
7.3.1	<i>Contraintes résiduelles dans la direction de coupe X</i>	158
7.3.2	<i>Contraintes résiduelles dans la direction d'avance Z</i>	158
7.4	COMPARAISONS MESURES/SIMULATIONS	159
7.5	CONCLUSION	163
8	CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES	165
9	BIBLIOGRAPHIE	169
A.	ANNEXE 1: DESCRIPTION DES ACIERS INOXYDABLES	177
A.1	METALLURGIE	177
A.1.1	<i>Système fer-chrome-nickel</i>	179
A.1.2	<i>Éléments alphas et gammagènes</i>	179

A.1.3	Caractéristiques des différentes microstructures.....	180
B.	ANNEXE 2 : PRINCIPE DE LA THERMOGRAPHIE ET DETERMINATION DE L'EMISSIVITE DE L'INOX 316L	183
B.1	PRINCIPE DE LA THERMOGRAPHIE	183
B.2	DETERMINATION DE L'EMISSIVITE	187
C.	ANNEXE 3 : PREPARATION DES PLAQUETTES	191
C.1	DESCRIPTION DU PROCEDE.....	191
C.2	PARAMETRES DE REGLAGES	192
C.3	METHODE DE MESURE	192
C.4	RESULTATS.....	193
D.	ANNEXE 4:METHODE DE MESURE DES CONTRAINTES RESIDUELLES.....	195
D.1	LES TECHNIQUES NON DESTRUCTRICES.....	195
D.2	LES TECHNIQUES DESTRUCTRICES	197
E.	ANNEXE 5:ETUDE DU COM.....	199
E.1	MATERIEL ET MATIERE ETUDIE.....	199
E.2	NORME UTILISES.....	201
E.3	ESSAI DE QUALIFICATION.....	202
E.4	RECHERCHE DE V_c MIN,.....	203
E.5	RECHERCHE DE F MIN	204
E.6	MODELE DE CALCUL DU KC.....	206
	PRINCIPALES PUBLICATIONS :.....	207
	TABLE DES FIGURES :.....	208

Nomenclature

a :	Demi largeur de contact dans le modèle de pression de Hertz [mm].
A :	Limite d'élasticité de la loi de Johnson-Cook [MPa].
α :	Taux de glissement.
α_n :	Angle de la face de coupe dans le modèle de Ulutan [degrés°].
AB :	Symbolisation du plan de cisaillement dans le modèle de Oxley.
$A.L.E$:	Arbitrary Lagrangian Eulerian.
a_p :	Profondeur de passe [mm].
β :	Taux de compression du copeau.
B :	Terme de dépendance à la plasticité de Johnson-Cook [MPa].
B_n :	Angle de frottement dans le modèle de Ulutan [degrés°].
C :	Terme de dépendance à la vitesse de déformation de Johnson-Cook.
c_2 :	Deuxième constante de rayonnement [K.m].
c_1 :	Première constante de rayonnement [W.m ²].
D :	Diamètre de la pièce en cours de tournage [mm].
$D_{flux\ ZCP}$:	Densité de flux de chaleur appliquée en Z.C.P [W.mm ⁻²].
$D_{flux\ ZCT}$:	Densité de flux de chaleur appliquée en Z.C.T [W.mm ⁻²].
e :	Epaisseur du copeau [mm].
ϵ :	Déformation.
ϵ :	Emissivité.
$\dot{\epsilon}_{0p}$:	Vitesse de déformation de référence [s ⁻¹].
f :	Avance par tour [mm.tr ⁻¹].
f :	Valeur du critère de séparation de la matière.
$F_{a\ zcs}$:	Composante de l'effort d'avance située dans la Z.C.S [N].
$F_{a\ zct}$:	Composante de l'effort d'avance située dans la Z.C.T [N].
$F_{c\ zcs}$:	Composante de l'effort de coupe située dans la Z.C.S [N].
$F_{c\ zct}$:	Composante de l'effort de coupe située dans la Z.C.T [N].
F_a :	Effort d'avance [N].

F_c :	Effort de coupe [N].
F.E.M :	Finite Element Model.
F_f :	Effort de frottement dans le modèle de Ulutan[N].
F_n :	Effort normal [N].
F_t :	Effort tangentiel [N].
F_s :	Effort tangentiel dans le modèle de Oxley [N].
\emptyset :	Angle de cisaillement [degrés°].
\emptyset_n :	Angle de cisaillement dans le modèle de Ulutan [degrés°].
γ :	Angle entre la face de coupe et le plan perpendiculaire à la vitesse d'avance [degrés °].
K :	Contrainte tangentielle au plan de cisaillement dans le modèle d'Oxley [MPa].
l :	Longueur de contact en dépouille [μm].
Λ_1 :	Coefficient de répartition de la puissance totale en puissance thermique.
Λ_2 :	Coefficient de répartition de la puissance thermique vers la pièce.
Λ_3 :	Coefficient de répartition de la puissance thermique entre le pion ou l'outil et la pièce.
λ :	Angle entre la résultante des effort de coupe et le plan de cisaillement pour le modèle d'Oxley [degrés°].
L :	Luminance [$\text{W.m}^{-3}.\text{Sr}^{-1}$].
λ :	Longueur d'onde [μm].
m :	Exposant lié à la température de Johnson-Cook.
n :	Exposant liée à la vitesse de déformation de Johnson-Cook.
ω :	Vitesse de rotation [rad.s^{-1}].
P :	Contrainte normale au plan de cisaillement dans le modèle d'Oxley [MPa].
P :	Effort normal appliquée dans le modèle de Hertz [N].
p_n :	Pression normale calculée grâce au modèle de Hertz [N.mm^{-2}].
p_t :	Pression tangentielle calculée grâce au modèle de Hertz [N.mm^{-2}].
Q_f :	Chaleur générée au niveau de la zone de cisaillement secondaire [W].
Q_s :	Chaleur générée au niveau de la zone de cisaillement primaire [W].
$R_{a,b}$:	Rayonnement sur la bande spectrale a-b [$\text{W.m}^{-3}.\text{Sr}^{-1}$].
R :	Résultante des efforts de coupe [N].
R_a :	Mesure de rugosité [μm].
R_ϵ :	Rayon de bec [mm].
R_β :	Acuité d'arête ou rayon d'arête [μm].
σ^I :	Contraintes résiduelles de premier ordre [MPa].

σ^{II} :	Contraintes résiduelles de deuxième ordre [MPa].
σ^{III} :	Contraintes résiduelles de troisième ordre [MPa].
σ_{axial} :	Contrainte mesurée dans la direction de l'axe de la pièce [MPa].
σ_f :	Contrainte tangentielle [MPa].
σ_n :	Contrainte normale [MPa].
σ_{tan} :	Contrainte mesurée dans la direction colinéaire à la vitesse de coupe [MPa].
σ_{ii} :	Contrainte orientée suivant \vec{i} pour la facette orientée suivant \vec{i} [MPa].
T :	Température [°C].
τ_f :	Contrainte de cisaillement pour les modèles de frottement [MPa].
τ_e :	Contrainte limite de cisaillement [MPa].
t_2 :	Epaisseur du copeau dans le modèle d'Oxley [mm].
U :	Vitesse d'écoulement initiale dans le modèle d'Oxley [m.s ⁻¹].
μ_{zcs} :	Coefficient de frottement au niveau de la Z.C.S.
μ_{zct} :	Coefficient de frottement au niveau de la Z.C.T.
μ_{app} :	Coefficient de frottement apparent.
μ_{adh} :	Coefficient de frottement adhésif.
μ_{lab} :	Coefficient de frottement de labourage.
V :	Vitesse de la matière après son passage dans la plan de cisaillement [m.s ⁻¹].
V_c :	Vitesse de coupe [m.min ⁻¹].
V_s :	Vitesse de cisaillement de la matière [m.s ⁻¹].
V_w :	Vitesse de glissement du copeau sur la face de coupe dans le modèle d'Oxley [m.s ⁻¹].
V_g :	Vitesse de glissement [m.s ⁻¹].
$V_{g \text{ copeau}}$:	Vitesse de glissement du copeau sur la face de coupe [m.min ⁻¹].
χ :	Quantité de flux thermique de cisaillement entrant dans la pièce dans le modèle de Ulutan.
Z.C.P :	Zone de cisaillement primaire.
Z.C.S :	Zone de cisaillement secondaire.
Z.C.T :	Zone de cisaillement tertiaire.

Introduction

Dans le contexte économique et écologique actuel, les industriels et les scientifiques doivent améliorer en permanence leurs capacités à concevoir et à fabriquer des objets de plus en plus performants. Cette nécessité d'amélioration pousse à définir de nouveaux critères de qualité et à utiliser des méthodes de conception et de dimensionnement toujours plus poussées. L'intégrité de surface est donc à ce titre de plus en plus prise en compte dans les différents calculs afin d'obtenir des résultats plus proches de la réalité.

L'étude présentée dans ce mémoire est issue de l'industrie nucléaire. Elle a pour but d'améliorer les modèles de prédiction des contraintes résiduelles engendrées par le tournage des liaisons bimétalliques réalisant l'interface entre la cuve du réacteur et le reste de la tuyauterie.

Le premier chapitre du mémoire viendra présenter plus en détail le contexte industriel. L'influence de l'intégrité de surface, et notamment des contraintes résiduelles, sur la géométrie et la tenue dans le temps des composants sera illustrée. Ensuite, une description des paramètres de coupe les plus significatifs et des zones de cisaillement viendra présenter l'opération de tournage. Enfin, un récapitulatif des principales méthodes d'obtention des profils de contraintes résiduelles sera dressé et des conclusions quant à leurs améliorations seront formulées.

Le deuxième chapitre du mémoire sera dédiée à la mise en place d'un nouveau modèle numérique de simulation des procédés induisant les contraintes résiduelles, en tirant partie des conclusions issues du premier chapitre. Ce chapitre fait intervenir un modèle de simulation de coupe classique de type A.L.E qui va permettre de qualifier les différents chargements thermomécaniques qui seront appliqués sur la pièce.

Le troisième chapitre présentera l'ensemble des expérimentations qui ont été réalisées dans le cadre de ce projet. Ces travaux ont pour but de mesurer les grandeurs apparaissant au cours de l'opération de tournage.

Le quatrième chapitre présentera la méthode ainsi que le modèle de frottement mis au point dans le contexte de l'usinage à sec d'un acier inoxydable 316L austénitique par un outil en carbure de tungstène revêtu de nitrure de titane. Cette méthode est basée sur des travaux antérieures.

Le cinquième partie verra apparaître les premiers résultats de simulations obtenus et servira à qualifier l'approche retenue. Dans cette partie sera mis en place le modèle en deux dimensions. Ce modèle, aux temps de calcul assez courts, servira à caller l'ensemble des aspects numériques de ce genre de modèle.

La dernière chapitre présentera un modèle basé sur les travaux précédents et destiné à simuler plusieurs passages de l'outil afin de vérifier les possibles interférences entre les différents passages d'outil sur la pièce. Ce modèle en trois dimension est l'aboutissement du projet. Il permet la simulation de plusieurs tours d'outil ce qui est une avancée conséquente dans l'étude des phénomènes de génération de contraintes résiduelles.

Des conclusions seront ensuite tirées de ces travaux et des perspectives seront proposées aussi bien au niveau des nouvelles données expérimentales à recueillir que des nouvelles modélisations plus fines à utiliser.

1 Contexte

1.1 Contexte de l'étude menée par AREVA

La société AREVA NP conçoit, fabrique et entretient des centrales nucléaires de production d'énergie électrique. L'objectif industriel d'AREVA NP est de prédire le comportement en fatigue des soudures réalisées entre la cuve et le reste de la tuyauterie du circuit primaire. En effet, celui-ci est fortement influencé par l'intégrité des surfaces obtenues (rugosité, microstructure, contraintes résiduelles, etc.) résultant des sollicitations thermiques et mécaniques subies durant les différentes étapes de fabrication.

1.1.1 Fonctionnement d'une centrale nucléaire

Une centrale nucléaire est une usine de production d'électricité. Elle utilise pour cela la chaleur libérée par l'uranium qui constitue le "combustible nucléaire". L'objectif est de faire chauffer de l'eau afin d'obtenir de la vapeur. La pression de la vapeur permet de faire tourner à grande vitesse une turbine, laquelle entraîne un alternateur qui produit de l'électricité.

Ce principe de fonctionnement est le même que celui qui est utilisé dans les centrales thermiques classiques fonctionnant avec du charbon, du pétrole ou du gaz... à cette différence près que le combustible utilisé comme source de chaleur est constitué par l'uranium enrichi.

1.1.1.1 *Circuit primaire*

L'uranium, légèrement enrichi dans sa variété ou « isotope » 234, est conditionné sous forme de petites pastilles. Celles-ci sont empilées dans des gaines métalliques étanches réunies en assemblage. Placées dans une cuve en acier remplie d'eau (figure 1.1), ces assemblages forment le cœur du réacteur. Ils sont le siège de la réaction en chaîne, qui les porte à haute température. L'eau de la cuve s'échauffe à leur contact (plus de 300°C). Elle est maintenue sous pression, ce qui l'empêche de bouillir, et circule dans un circuit fermé appelé circuit primaire.



Figure 1.1 : Cuve de réacteur (Hauteur 13,66 m, diamètre 4,95 m, diamètre des tuyaux de sortie environ 800 mm) [SFEN].

1.1.1.2 *Circuit secondaire*

L'eau du circuit primaire transmet sa chaleur à l'eau circulant dans un autre circuit fermé de vapeur : le circuit secondaire. Cet échange de chaleur s'effectue par l'intermédiaire d'un générateur de vapeur. Au contact des tubes parcourus par l'eau du circuit primaire, l'eau du circuit secondaire s'échauffe à son tour et se transforme en vapeur. Cette vapeur fait tourner la turbine entraînant l'alternateur qui produit de l'électricité. Après son passage dans la turbine, la vapeur refroidie, retransformée en eau et renvoyée vers le générateur de vapeur pour un nouveau cycle.

1.1.1.3 Circuit de refroidissement

Pour que le système fonctionne en continu, il faut assurer son refroidissement. C'est le but d'un troisième circuit indépendant des deux autres, le circuit de refroidissement. Sa fonction est de condenser la vapeur sortant de la turbine. Pour cela est aménagé un condenseur, appareil formé de milliers de tubes dans lesquels circule de l'eau froide prélevée à une source extérieure : rivière ou mer. Au contact de ces tubes, la vapeur se condense pour se transformer en eau. Quant à l'eau du condenseur, elle est rejetée légèrement échauffée, à la source d'où elle provient. Si le débit de la rivière est trop faible ou si l'on veut limiter son échauffement, des tours de refroidissement ou aéroréfrigérantes sont utilisées. (figure 1.2).

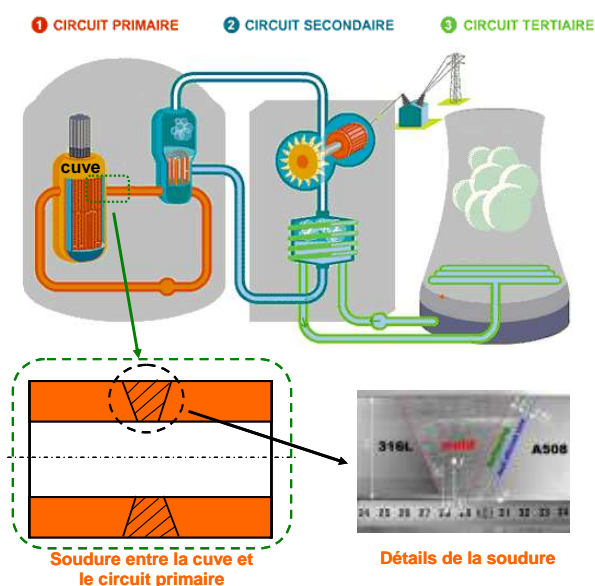


Figure 1.2 : Présentation des différents circuits et localisation de la partie étudiée.

1.1.2 Zone étudiée : jonction bimétallique

A l'interface entre la cuve et la tuyauterie se trouve la jonction bi-métallique. Celle-ci a pour but de relier la cuve en A508 (ferritique) au reste de la tuyauterie en 316L (austénitique). Elle est constituée d'une multitude de passes de soudage qui sont précédées d'un beurrage sur la face en A508 pour garantir l'accroche de la soudure (figure 1.3). Après réalisation, ces soudures sont arasées par tournage puis brossées à la brosse à lamelle. L'opération d'arasage se décompose en une étape d'ébauche et une étape de finition. L'opération étudiée est la passe de finition qui est réalisée à l'aide de plaquettes en carbure de tungstène revêtues de nitrure de titane de type CNMG (détails chapitre 6).

Concernant la première étape de fabrication (soudage), de nombreux programmes d'études ont été menés par le passé sur la modélisation des cordons de soudure. L'état de

L'art actuel permet une bonne prédiction de l'état des contraintes résiduelles et de la microstructure dans les jonctions bimétalliques. Ces études ont impliqué divers laboratoires, dont une des équipes du LTDS sous la direction du professeur J.M.Bergheau [Duranton2004].

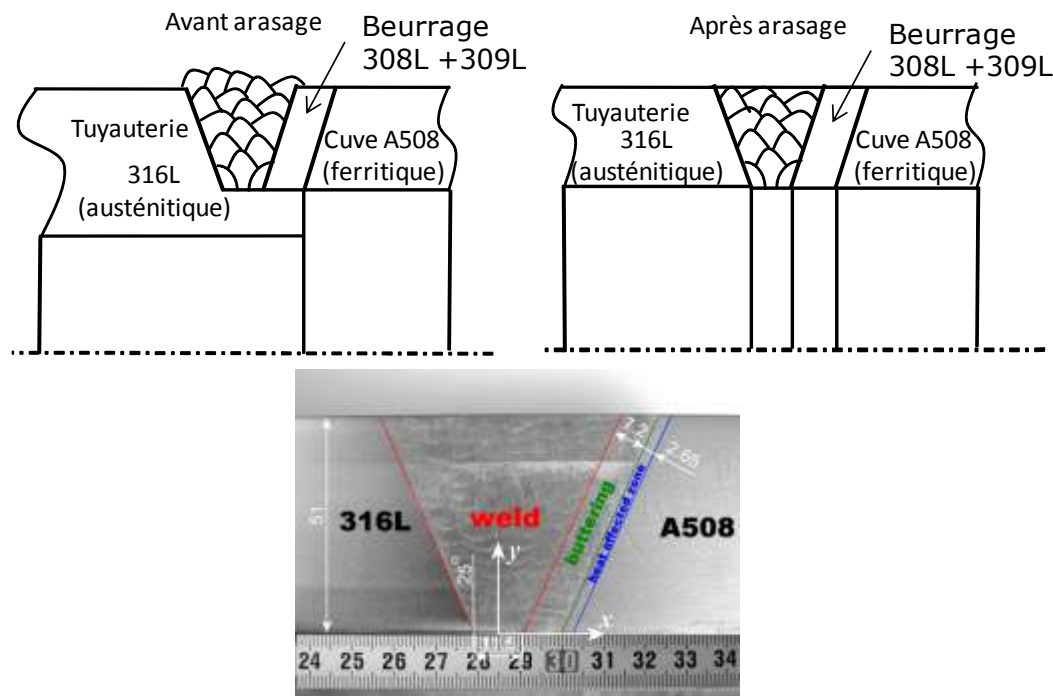


Figure 1.3 : Description de l'arasage de la jonction bi métallique.

Le but des travaux présentés dans ce mémoire est de simuler numériquement l'opération d'arasage afin de prédire l'état de contrainte résiduelle qu'elle génère. Ces résultats seront ensuite intégrés aux calculs de fatigue de façon à affiner les calculs de résistance et de tenue dans le temps.

La première partie de ce mémoire sera donc consacrée à la présentation des différents aspects de cette étude tels que l'intégrité de surface, les modes de génération des contraintes résiduelles et les travaux de prédiction qui ont déjà été réalisés.

1.2 Qu'est ce que l'intégrité de surface ?

1.2.1 Définition

L'intégrité est l'état d'une chose qui n'a pas été altérée. L'intégrité de surface est donc l'état d'une surface qui présente toutes les qualités requises pour une application donnée. En fonction des utilisations auxquelles elles sont destinées, ces surfaces doivent posséder diverses spécifications:

- Métallurgiques (résistance à la corrosion),
- mécaniques (supporter les chargements mécaniques, état de surface),
- thermiques (conductivité ou résistance thermique),
- tribologiques (frottement, adhésion...),
- optiques (apparence, réflexion...),
- écoulement fluides (couches limites...).

Ces caractéristiques d'intégrité viennent de plus en plus compléter les exigences traditionnelles en termes de spécifications géométriques et de rugosité. L'intégrité d'une surface est directement liée aux performances de celle-ci [Griffiths2001].

Certains auteurs [Tonshoff1980], [Griffiths2001] ont proposé de faire le lien entre les propriétés physiques de la surface et ses performances en termes de tenue mécanique, d'usure, de corrosion et de fatigue (Tableau 1.1):

Failure cause	Surface physical properties					
	Yield stress	Hardness	Strength	Residual stress	Texture	Micro-cracks
Plastic deformation	++	++				
Scuffing/adhesion		++				
Fracture/cracking	+	+	+			+
Fatigue				++	++	++
Cavitation		+				+
Wear		++			+	
Diffusion					+	
Corrosion				+	++	++

++ : large influence
+ : potential influence

Tableau 1.1.1 : Lien entre les modes d'endommagement et les propriétés de surface.

Ces liens de causes à effets peuvent être illustrés par la courbe suivante (figure 1.4) fournie par [Metcut1980]:

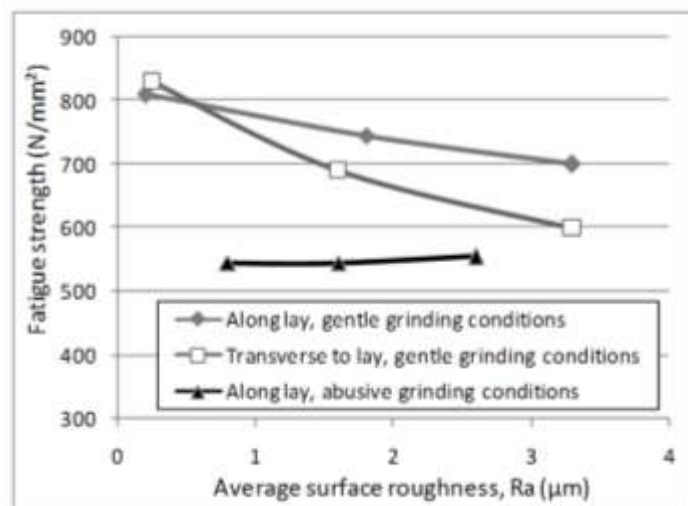


Figure 1.4 : Influence de la rugosité sur la tenue en fatigue.

Les trois courbes obtenues avec des conditions de rectification différentes génèrent des rugosités moyennes R_a différentes qui influent sur la tenue en fatigue, ce qui confirme les observations précédentes. En effet, une augmentation du R_a diminue la tenue en fatigue (figure 1.4 : courbe 1 et 2 en partant du haut). De plus, l'orientation et la forme des stries pour un R_a identique a aussi une influence sur la fatigue. Enfin, pour un même R_a , il est possible d'observer un comportement différent au niveau de la limite à la fatigue ce qui met en évidence l'influence de la nature du procédé de fabrication mis en jeu (figure 1.4 : courbe 3). Dans cet exemple, les conditions de rectification sévères ont affecté la microstructure et généré un champ de contraintes résiduelles néfastes pour la tenue en fatigue [Barbacki2003], [Saravanapriyan2003], [Guo2004], [Silva2003], [Wang1999].

En conclusion de cet exemple, il est possible de dire que le raisonnement classique qui imputait les performances d'une surface à sa texture ne suffit pas. L'état d'affectation des sous couches est aussi très important.

Une 'surface' est généralement composée de plusieurs couches dont la composition et la structure diffèrent du reste du substrat. La figure 1.5 présente ces différentes couches. En effet, immédiatement après l'usinage, la surface va adsorber des éléments et s'oxyder. Les éléments adsorbés proviennent de la vapeur d'eau et des différents hydrocarbures présents dans l'air ou le fluide de coupe. Sous cette couche se trouvent les oxydes dont l'épaisseur peut être stable dans le cas des aluminiums ou bien des aciers inoxydables, ou variable, pour les aciers faiblement alliés. Sous la couche d'oxyde se trouve la couche affectée mécaniquement et thermiquement par le procédé d'usinage. Son épaisseur est

supérieure de plusieurs ordres de grandeur à celle des deux couches précédentes et peut atteindre plusieurs dixièmes de millimètres.

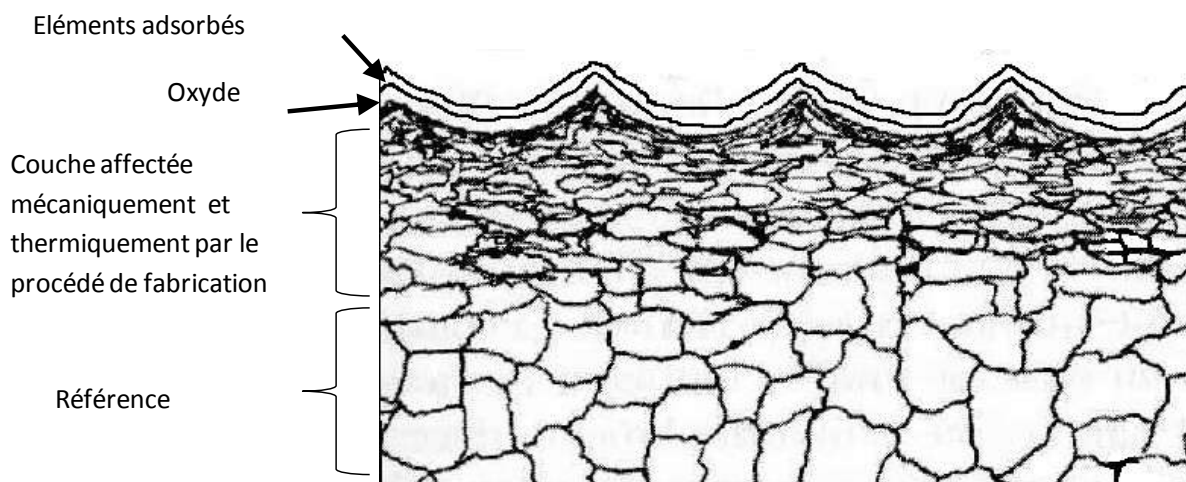


Figure 1.5 : Les différentes couches affectées d'une surface [Davim2008].

1.2.2 Lien entre l'intégrité de surface et les procédés de fabrication

Les critères d'évaluation d'un procédé de fabrication dépendent de la fonctionnalité de la surface générée et de l'efficacité du procédé. L'opération d'usinage de finition est souvent incriminée dans les problèmes de casse des pièces. Cependant, il est important de comprendre que l'état des premières couches de matière est le fruit de l'ensemble des opérations de fabrication : de l'approvisionnement en matière première en passant par la super finition et tous les traitements thermiques intermédiaires.

A titre d'exemple, les étapes de fabrication d'un cône de synchroniseur de boîte de vitesse sont décrites ci-dessous. Trois catégories de malfaçons peuvent être identifiées :

- une mauvaise étape de super finition. Ce problème peut conduire à la destruction du cône lors d'un changement de vitesse. En effet, si les paramètres de coupe sont mal choisis et/ou si l'outil est usé, des contraintes résiduelles de traction ainsi que des changements microstructuraux peuvent apparaître dans les premiers dixièmes de millimètres de la pièce. Ces malfaçons conduisent à l'apparition de fissures.
- une mauvaise étape de rectification des dents (mauvais état de surface et/ou changements microstructuraux associés à un état de contraintes résiduelles en traction). Ce malfaçons peut mener à une usure rapide des surfaces de contact ou bien à la rupture d'une dent.

- un mauvais traitement thermique. Si la vitesse de refroidissement est trop rapide, des transformations de phase peuvent apparaître en surface alors que le cœur de la matière reste en température. Cette erreur génère des contraintes internes importantes qui peuvent conduire à la fissuration (figure 1.6, figure 1.7) [Rech2003], [Rech2008].



Figure 1.6 : Etapes de fabrication d'un cône de synchronisateur.

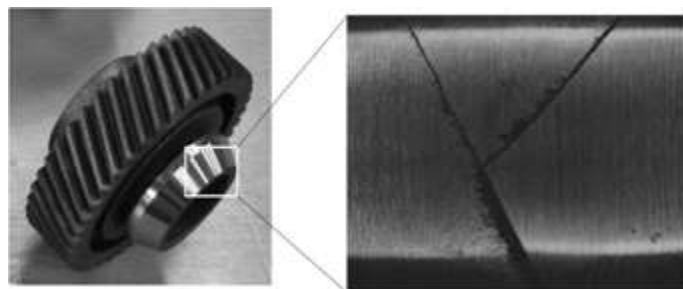


Figure 1.7 : Fissures dues à la trempe du pignon.

Un autre exemple typique concerne la résistance à la fatigue des vilebrequins [Silva2003]. Certains auteurs comme [Seiler1998] ont montré qu'une dernière étape de galetage permettait de retarder l'apparition des fissures dans les gorges de vilebrequin permettant ainsi d'augmenter la durée de vie. Cependant, le résultat final dépend fortement du traitement thermique par induction qui est un procédé très sensible et dont l'efficacité est mal maîtrisée. [Kristoffersen2001].

1.2.3 Influence de l'intégrité de surface sur la précision dimensionnelle

Chaque étape de fabrication redistribue l'état de contrainte interne de la pièce. Cela comprend des relaxations dues à l'enlèvement de certaines couches de matière et l'apport de nouvelles contraintes résiduelles dues à l'opération en elle-même. Chaque opération d'usinage conditionne la précision dimensionnelle en appliquant un potentiel de déformation retransmis à l'opération suivante. D'après [Brinksmeier2007], les distorsions sont influencées par:

- l'étape de production de l'acier,
- le forgeage,
- l'usinage,
- les traitements thermiques,
- la finition.

Entre deux étapes d'usinage, les contraintes résiduelles de surface sont équilibrées par d'autres contraintes de signes opposées présentes au cœur de la pièce. Lorsque l'usinage n'a lieu que d'un côté de la matière, les contraintes résiduelles peuvent être la cause de déformations importantes. La figure 1.8 montre l'exemple d'une pièce demi-cylindrique ayant suivie la gamme de fabrication suivante :

- usinage à partir du brut,
- traitement thermique de revenu pour annuler les contraintes de l'étape précédente,
- usinage de finition pour obtenir les cotes finales. (Cette étape génère des contraintes résiduelles en peau de pièce négligeables en comparaison de celles introduites dans l'étape suivante),
- forgeage à froid (3 mm de déformation plastique entre les matrices), qui induit des contraintes résiduelles importantes au cœur de la pièce,
- fraisage d'une rainure de 20*20 mm.

Sur la figure 1.8 il est possible de visualiser l'état de contrainte résiduelle dont les valeurs maxi atteignent les 800 MPa [Rech2005]. Après le fraisage de la rainure, il est possible d'observer une distorsion résiduelle de l'ordre de 1,35 mm due à la relaxation des contraintes.

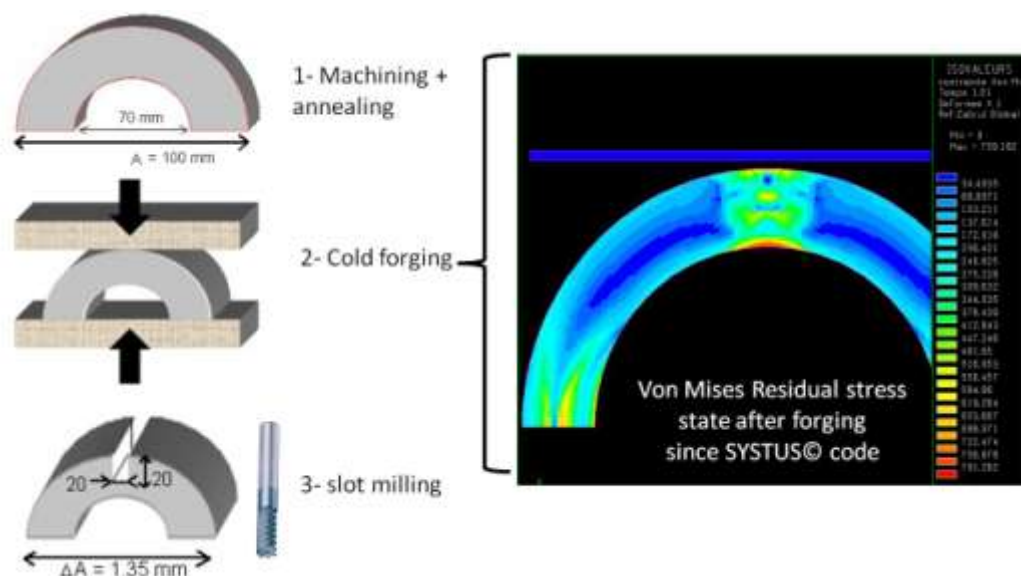


Figure 1.8 : Déformation due à la relaxation des contraintes résiduelles [Rech2005].

La figure 1.9 montre un autre exemple observé après usinage d'un barreau rectiligne d'acier étiré à l'origine [Rech2005]. L'état de contraintes résiduelles fait que lors du fraisage, la redistribution de celles-ci engendre une déformation de l'ordre de 1 mm sur la pièce.

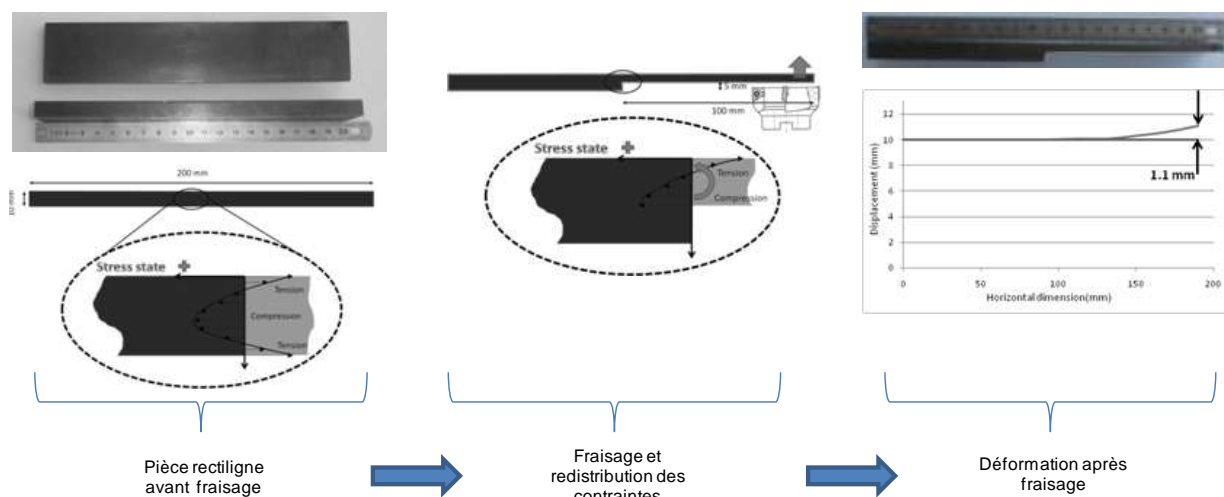


Figure 1.9 : Distorsion après fraisage [Rech2005].

[Denkena2007] a montré que l'état de contraintes résiduelles des blocs en Al7440 T7651, destinés à l'aéronautique, peut affecter l'opération d'ébauche des pièces où 95% de la matière est transformée en copeau. L'opération de finition n'a quant à elle une influence que sur les structures d'épaisseurs faibles au niveau des dimensions mais pas en terme de résistance à la fatigue ou à la corrosion.

1.2.4 Influence de l'intégrité de surface sur la résistance à la fatigue

Les profils de contraintes résiduelles varient fortement en fonction des procédés utilisés. De plus, l'intensité et le signe des contraintes résiduelles ont un impact direct sur les pièces en fonctionnement. De manière générale, les contraintes résiduelles de compression en surface sont préférées de façon à refermer les fissures apparaissant en surface. Cependant les propriétés de résistance d'une surface dépendent de ses modes d'utilisation et des charges thermomécaniques qu'ils engendrent (flexion, tension, torsion, roulement, etc.). Par exemple, pour réduire le risque d'endommagement obtenu pour un contact de roulement il faut

un pic de contraintes résiduelles de compression en sous-couche, là où la contrainte de cisaillement est maximum. Cette distribution de contraintes limite les phénomènes de pitting dans le cas des roulements. A titre d'exemple, [Matsumoto et al. 1999] ont montré une nette amélioration de la résistance à la fatigue des roulements en utilisant un procédé de tournage dur au lieu de la traditionnelle rectification. Cette amélioration provient du pic de compression généré par l'opération en sous couche. Parallèlement à cela, [Schwach et al. 2005] ont montré qu'une opération de tournage dur réalisée dans des conditions peu sévères avec des outils neufs, augmente la durée de vie en fatigue de l'ordre de 6 fois par rapport à la même opération réalisée avec des outils usés. Ce résultat s'explique du fait de la modification du profil de contraintes résiduelles et des modifications de microstructures.

Si une pièce est soumise à de la flexion (similaire à un test de flexion 4 points réalisé en laboratoire), la contrainte résiduelle en peau est de la plus grande importance. A titre d'exemple [Denkena et al. 2007] ont étudié l'influence du procédé de tournage dur sur la résistance à la fatigue d'un acier 16MnCr5 cémenté trempé (AISI 5115). Ils ont montré que le tournage dur réalisé avec un outil neuf conduisait à un état de contraintes résiduelles de compression sur la surface extérieure de la pièce.

Les différents exemples présentés mettent en évidence le lien existant entre la résistance à la fatigue et les conditions d'utilisation et de fabrication des divers composants à travers l'intégrité de surface. Même s'il est difficile de généraliser, un état de contraintes résiduelles en compression en surface sera défavorable à l'apparition et à la propagation des fissures.

1.3 Quels sont les mécanismes induisant des contraintes résiduelles ?

Comme cela a été montré précédemment, les contraintes résiduelles sont une des composantes principales de l'intégrité de surface. Les contraintes résiduelles sont celles

qui subsistent à l'intérieur d'un solide lorsque celui-ci n'est soumis à aucune sollicitation extérieure. Pour reprendre la définition d'Osgood [Osgood1954], ces contraintes sont classées en fonction de leur processus de génération. Les contraintes résiduelles mécaniques sont dues à des plastifications locales engendrées par des charges mécaniques extérieures, à des gradients de température dans la matière, à des effets d'orientation, à des dislocations... Les contraintes résiduelles d'origines chimiques ou structurelles sont quant à elles dues à des précipitations, des transformations de phases,....

A titre d'exemple, le sablage génère des contraintes résiduelles mécaniques alors que la nitruration engendre des contraintes résiduelles d'origine chimique. Bien que les contraintes résiduelles d'origine mécanique et chimique soient générées par différents mécanismes, elles peuvent apparaître simultanément. Dans le cas d'un chargement thermo-mécanique important, des contraintes mécaniques apparaissent mais en raison des changements de phases, des contraintes d'origine chimique due au changement de phases peuvent aussi être observées [Liu1982].

Comme il a été montré, la génération des contraintes résiduelles est une combinaison d'effets mécaniques, thermiques et chimiques.

1.3.1 Effets mécaniques

Dans le cas du tournage, les effets mécaniques sont générés par les fortes pressions locales mises en jeu autour du rayon d'arête de l'outil, au niveau de la zone de cisaillement primaire et tertiaire. Pendant une opération d'usinage, la couche supérieure de la pièce est déformée plastiquement en compression en amont de l'arête de coupe puis subit une deuxième sollicitation en traction, cette fois-ci, en aval de la zone de coupe.

Les étapes de formation des contraintes résiduelles d'origine mécanique sont illustrées, à titre d'exemple, par le graphe suivant (figure 1.10) tracé dans le repère des déformations et contraintes (cas uniaxial). Cet exemple suppose que la matière plastifie à chaque sollicitation. Le tronçon OAB représente la phase de charge en compression, le tronçon BCD la phase de décharge, le tronçon DE la phase de charge en traction et le tronçon EF le retour à une déformation nulle imposée par le substrat.

Ce cycle de chargement illustre schématiquement la manière dont sont obtenues les contraintes résiduelles de compression après un chargement mécanique.

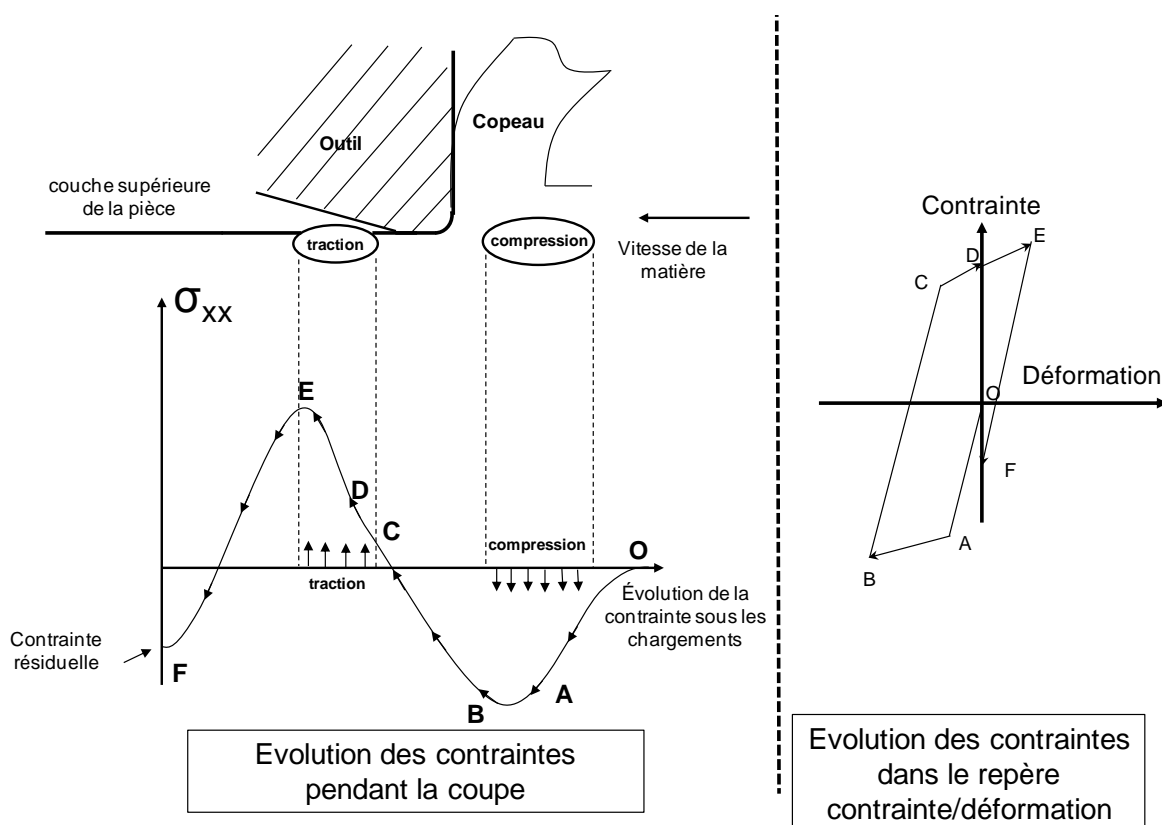


Figure 1.10 : Illustration du chargement mécanique induit pendant la coupe.

Ce cycle de chargement diffère en fonction de la profondeur où se situe la matière ce qui génère un gradient de la contrainte dans le sens de la profondeur. Cette explication n'est que schématique puisque dans la réalité les phénomènes sont tridimensionnels et dépendent des conditions limites imposées par le reste de la matière constituant la pièce [Mahdi1999].

1.3.2 Effets thermiques

Les effets thermiques agissent de la même manière que les effets mécaniques en faisant subir à la couche supérieure un cycle de chargement généré par les phases de dilatation et de contraction de la matière sous l'effet de la chaleur. En tournage, les deux principales zones de chargement thermique susceptibles d'affecter la matière de la pièce usinée se situent de part et d'autres de l'arête de coupe. Sur la courbe suivante (figure 1.11), le tronçon OAB représente la mise en compression locale de la matière sous l'effet de l'échauffement dû aux deux sources de chaleur. Le tronçon BCD représente le retour à une déformation nulle.

Les forts gradients de température, dus aux mouvements des sources thermiques et aux conditions limites, génèrent de forts gradients de déformation qui font apparaître localement des zones plastifiées. La figure 1.13 illustre ces phénomènes.

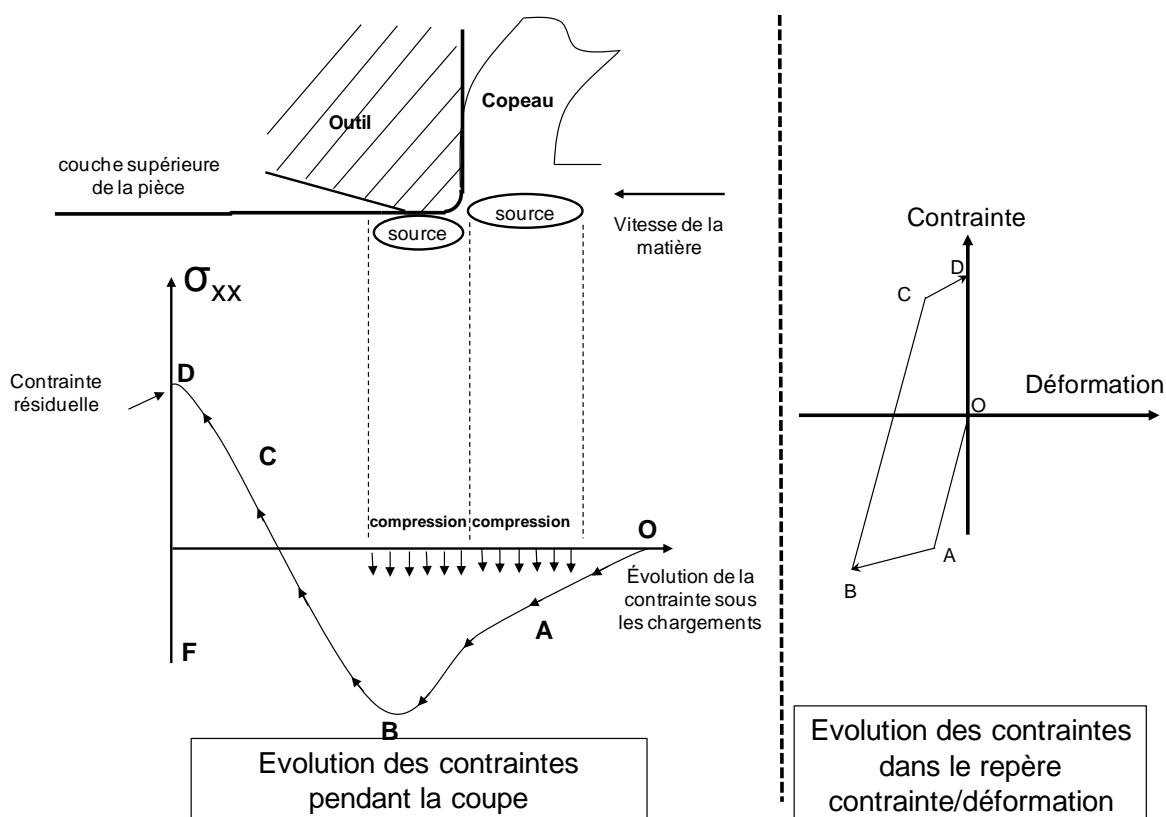


Figure 1.11 : Illustration du chargement thermique induit pendant la coupe.

Les chargements thermiques provoquent aussi des modifications au niveau des propriétés physiques et mécaniques du matériau en diminuant, par exemple, les valeurs du module de Young ou bien en augmentant la conductivité thermique [Mahdi1998] ce qui joue un rôle sur le processus de génération de contraintes résiduelles en abaissant la valeur de la limite d'élasticité.

1.3.3 Effets d'origine métallurgique

Les effets d'origine métallurgique sont indissociables des effets d'origine thermique. En effet, lorsque la matière usinée est soumise à des hausses de température, dans certains cas, des transformations de phases apparaissent. Ces transformations de phases ont pour effets :

- Une modification locale des propriétés thermiques (coefficient de dilatation, conductivité thermique..),
- Une modification locale des propriétés mécaniques (dureté, limite d'élasticité,..) de la matière usinée,
- Un changement de structure.

Le graphe suivant (figure 1.12) présente un exemple de la proportion de chacune des phases rencontrées dans la profondeur d'une pièce en acier après usinage et refroidissement.

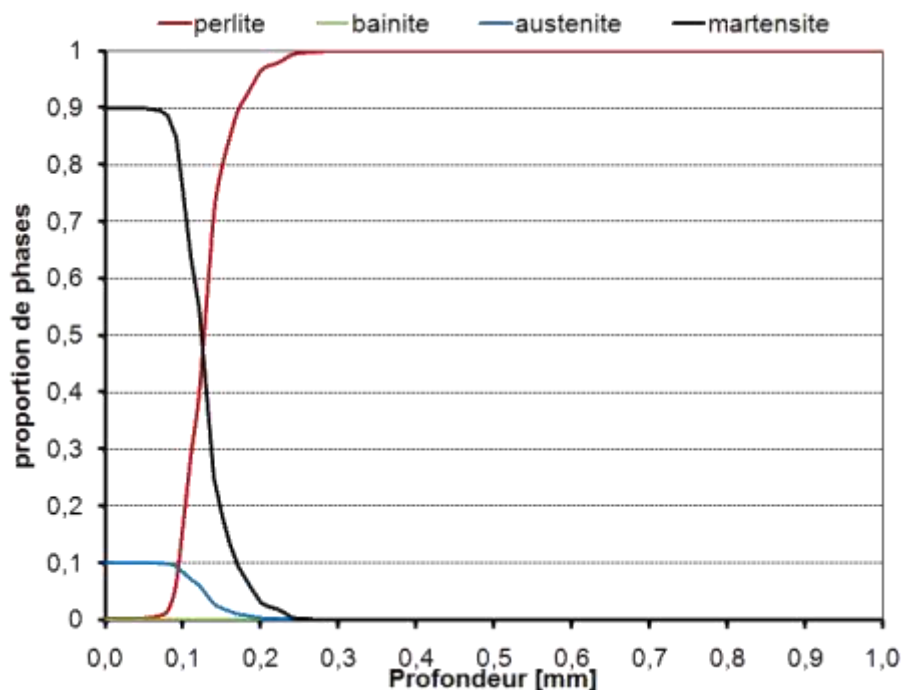


Figure 1.12 : Evolution des proportions de phases en sous-couche suite à une opération de rectification [Brosse2009].

À l'origine, la matière est constituée de ferrite mais, sous l'action du cycle thermique, il est possible d'obtenir de la martensite et de l'austénite en sous-couche à température ambiante. Il en résulte donc un changement de structure cristalline, et donc de volume, dans la profondeur de la pièce puisqu'il est possible de rencontrer une structure cubique face centrée pour l'austénite et la martensite alors que la ferrite est de type cubique centré. L'interprétation des contraintes résiduelles obtenues, suite à ces transformations, reste toutefois très compliquée car ces phénomènes rentrent en compétition avec les phénomènes purement thermiques. Cependant, dans certains cas, l'application d'un chargement purement thermique peut conduire à des contraintes résiduelles de compression.

Les explications présentées dans ce paragraphe ont pour but de comprendre pourquoi des contraintes résiduelles apparaissent mais sont très loin de la complexité du phénomène réel. En effet, les sollicitations mécaniques, thermiques et chimiques ont lieu simultanément et un couplage tridimensionnel de ces trois phénomènes est très difficile à appréhender même qualitativement [Brosse2007].

1.4 Présentation du tournage

1.4.1 Définition

Le tournage est un procédé de mise en forme par enlèvement de matière. Il fait intervenir un outil de coupe à arête unique qui enlève de la matière sur une pièce mise en rotation. La matière enlevée est évacuée sous forme de copeau (figure 1.13).

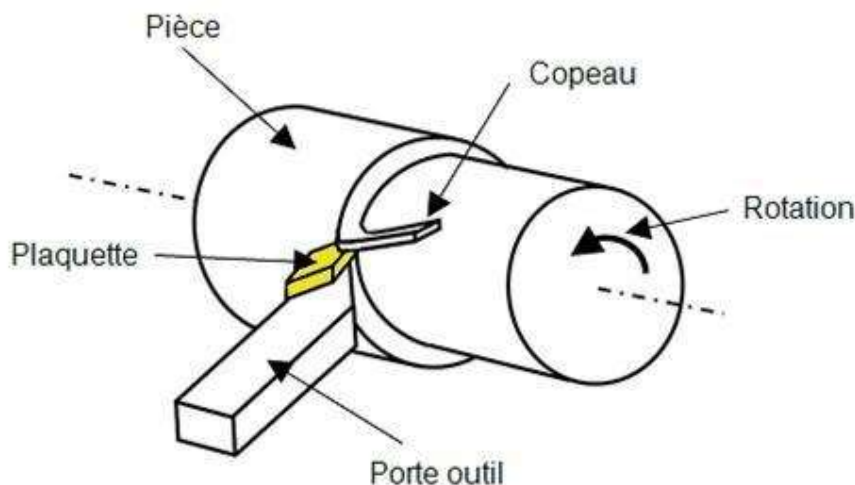


Figure 1.13 : Description du tournage.

1.4.2 Les paramètres de coupe

Les paramètres de coupe sont les grandeurs que l'on peut régler lors d'une opération de coupe. Ils conditionnent les phénomènes mécaniques mis en jeu au cours de la coupe et sont à l'origine des puissances mécaniques et thermiques dissipées. Les principaux paramètres de coupe sont : la vitesse de coupe, la profondeur de passe et l'avance.

1.4.2.1 La vitesse de coupe

La vitesse de coupe est la vitesse relative entre l'arête de coupe de l'outil et la matière enlevée. Elle se note V_c et s'exprime en $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$. Elle dépend de la vitesse angulaire de la pièce ω ($\text{rad}\cdot\text{s}^{-1}$) et du diamètre D de la pièce (m) :

$$V_c = 60 \cdot \frac{\omega \cdot D}{2} \quad (1.1)$$

La vitesse de coupe est un paramètre clef en tournage. Elle conditionne la productivité, l'usure de l'outil, la puissance totale mise en jeu et l'état de surface de la pièce usinée.

1.4.2.2 La profondeur de passe

La profondeur de passe, notée a_p (mm), est la profondeur de laquelle s'enfonce l'outil dans la matière. Elle correspond à la différence entre le rayon initial de la pièce et le rayon après usinage (figure 1.14).

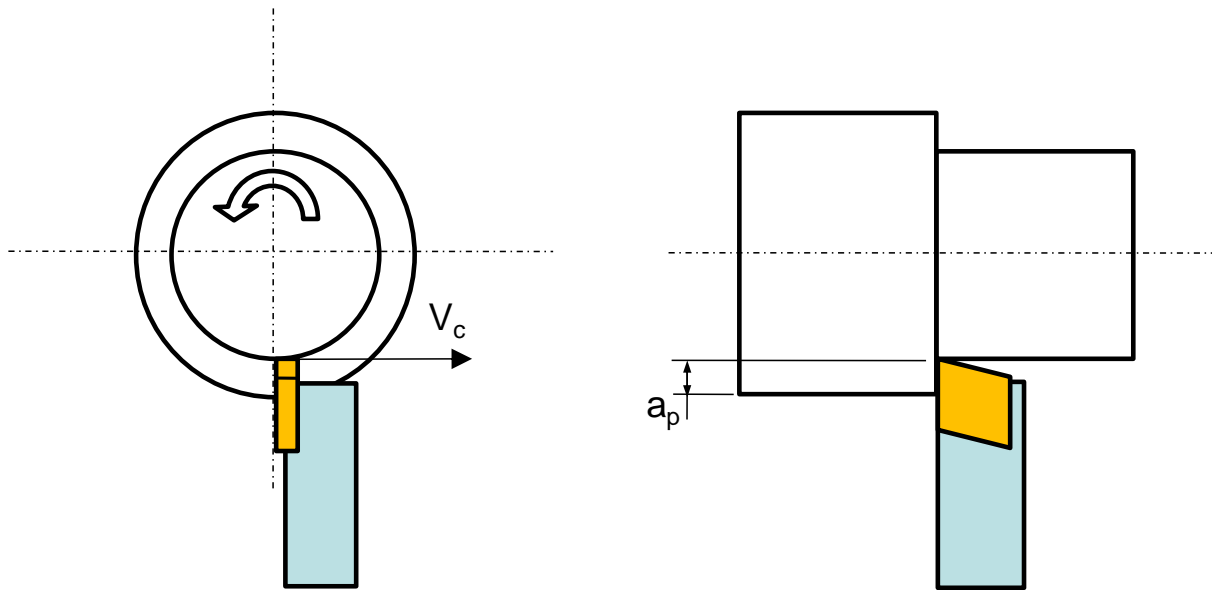


Figure 1.14 : Description de la profondeur de passe.

1.4.2.3 L'avance

L'avance, notée f (mm.tr⁻¹) correspond au mouvement axial de l'outil au cours de l'usinage entre deux tours. C'est la valeur de laquelle se déplace axialement l'outil à chaque tour (figure 1.15).

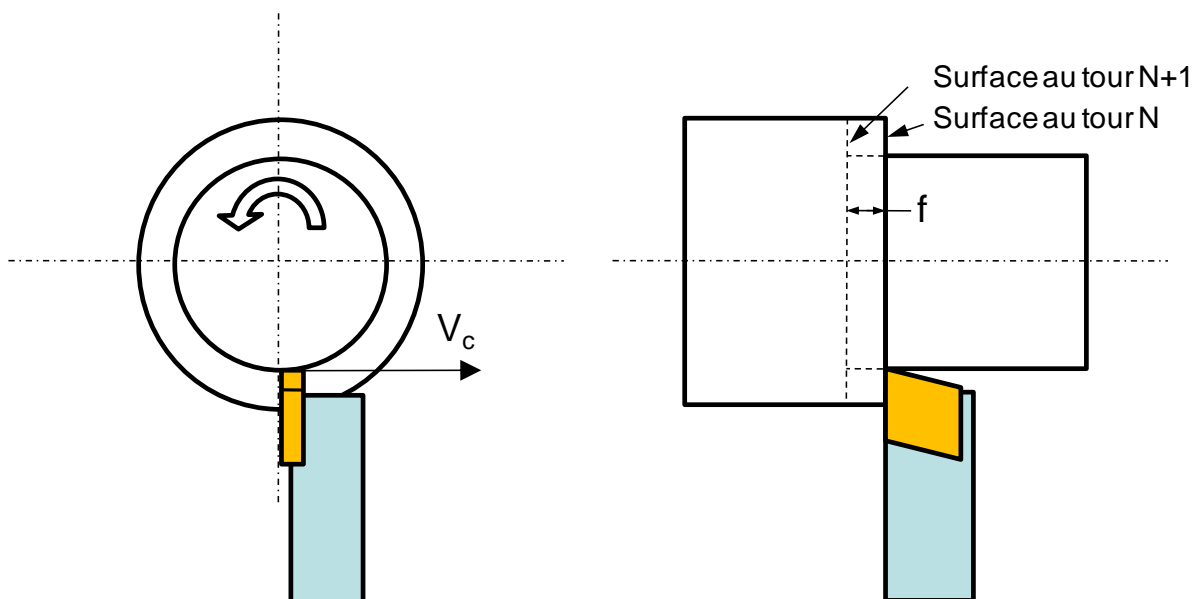


Figure 1.15 : Description de l'avance.

1.4.2.4 La géométrie d'outil

En ce qui concerne cette étude, l'influence de l'acuité d'arête R_β sera étudiée. Il ne faut pas confondre ce rayon d'arête avec le rayon de bec R_e (figure 1.16).

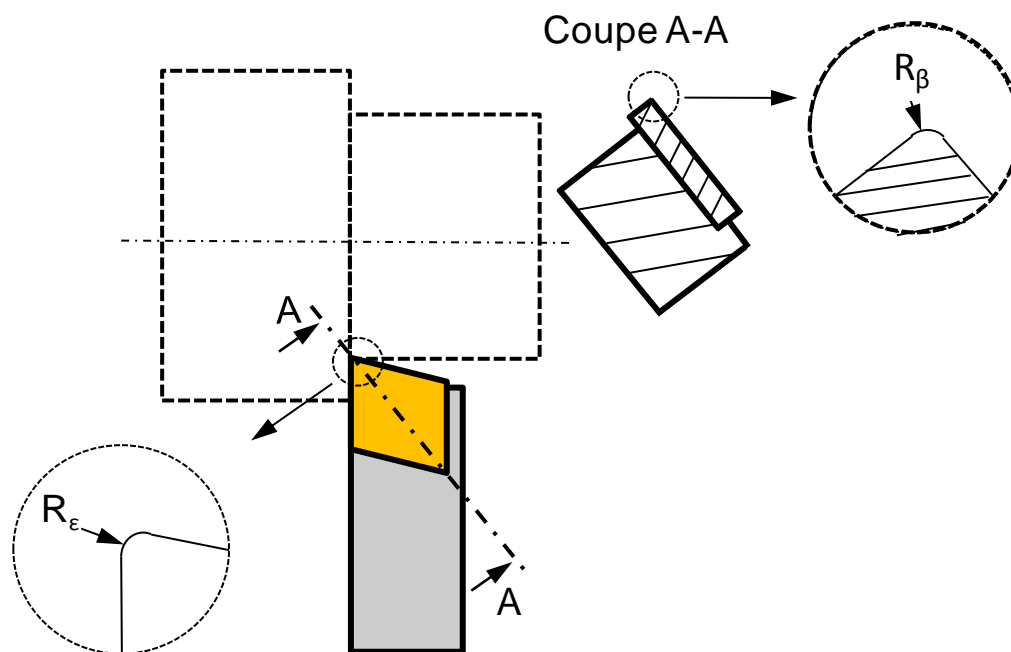


Figure 1.16 : Description du rayon de bec et du rayon d'arête.

1.5 Définition des trois ordres de contraintes

Au paragraphe 1.3, il a été montré comment des chargements thermo mécaniques induisent des contraintes résiduelles. Dans celui-ci va classer ces contraintes résiduelles en fonction de leurs échelles d'apparition et de proposer des moyens pour les mesurer [SERAM1997].

A cause du caractère polycristallin et hétérogène des matériaux, les sources de contraintes peuvent provenir de déformations aux échelles macro, micro ou atomique. En effet, un matériau cristallin est constitué de phases, qui elles-mêmes sont formées de grains. Chaque grain est un monocristal qui peut être considéré dans un modèle simple comme divisé en petits domaines séparés par un réseau de dislocations. Chaque domaine est constitué par un empilement régulier d'atomes qui peut être défini par un ensemble de mailles cristallines identiques.

1.5.1 Premier ordre

Les contraintes résiduelles du premier ordre σ^I sont homogènes sur un très grand domaine du matériau (plusieurs grains : donc échelle de quelques dixièmes de millimètres). Les forces internes liées à ces contraintes sont en équilibre dans chaque section, et les moments liés à ces forces sont nuls autour de tout axe (figure 1.17). Les contraintes de premier ordre sont celles dont traite la mécanique des milieux continus.

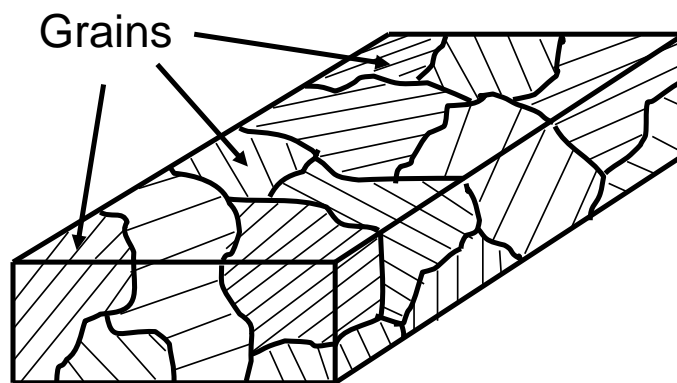


Figure 1.17 : Domaine d'existence des contraintes ordre σ^I .

1.5.2 Deuxième ordre

Les contraintes résiduelles d'ordre σ^{II} sont homogènes sur de petits domaines du matériau (un grain ou une phase: donc échelle de quelques dizaines de micromètres). Les forces internes et les moments liés à ces contraintes sont en équilibre dans un assez grand nombre de grains. Des variations dimensionnelles macroscopiques peuvent résulter d'une modification de cet équilibre (figure 1.18).

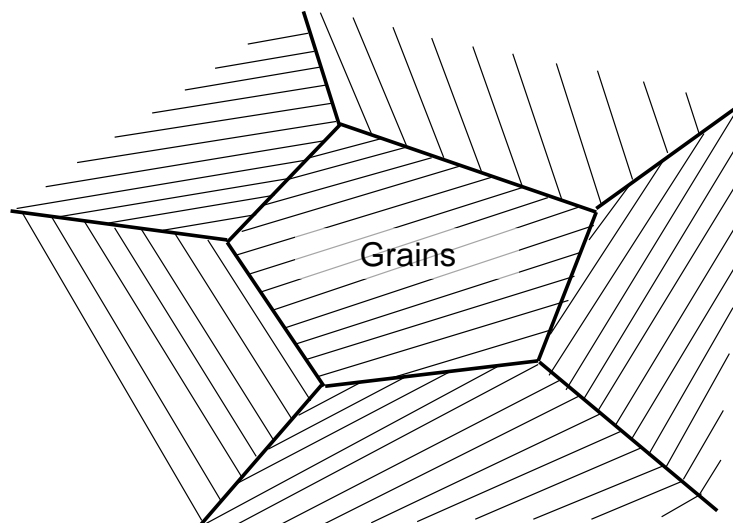


Figure 1.18 : Domaine d'existence des contraintes ordre σ^{II} .

1.5.3 Troisième ordre

Les contraintes résiduelles d'ordre σ^{III} sont inhomogènes sur les petits domaines du matériau (quelques distances interatomiques : donc échelle de quelques dizaines de nanomètres). Les forces internes et les moments liés à ces contraintes sont en équilibre dans de très petits domaines. Les modifications d'équilibre n'entraînent aucune variation dimensionnelle macroscopique (figure 1.19).

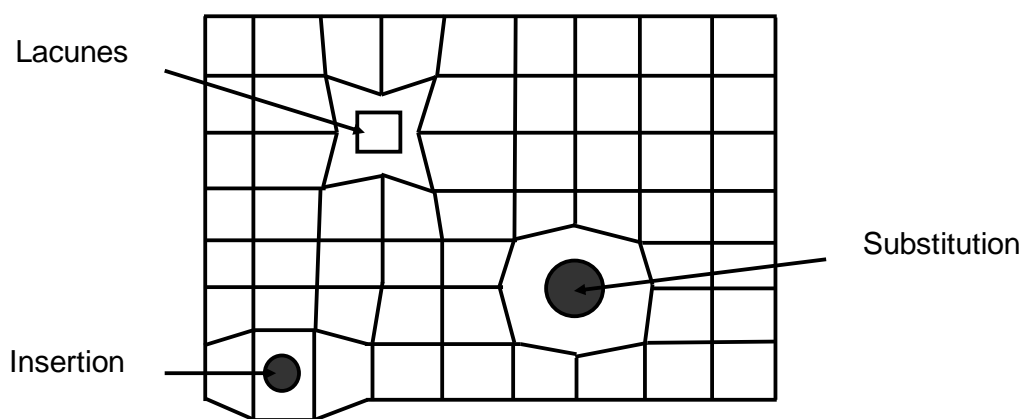


Figure 1.19 : Domaine d'existence des contraintes ordre σ^{III} .

Dans le cas de matériaux réels, l'état de contraintes résiduelles résulte de la superposition des contraintes d'ordres I, II, III.

La mécanique des milieux continus permet de rendre compte que du niveau I de contraintes résiduelles. Les techniques de mesures permettent d'accéder aux contraintes de niveaux I et III, le niveau II étant le plus difficile à atteindre. Cependant, cette décomposition a pour intérêt de montrer que toute hétérogénéité de déformation introduite à toute échelle de la structure entraîne l'existence de contraintes résiduelles.

1.6 Mécanismes d'enlèvement de matière

1.6.1 Introduction

Les principaux modes d'enlèvement de matière par usinage sont : le tournage, le fraisage, le perçage, le taillage, le brochage et la rectification. Ces procédés diffèrent au niveau de la géométrie des outils utilisés, de la géométrie des arêtes de coupe mais font tous intervenir les mêmes mécanismes de coupe. Dans ce chapitre seront développées les notions relatives aux opérations de tournage.

1.6.2 Coupe orthogonale

Pour simplifier la compréhension et la modélisation des phénomènes il est possible de faire appel à la configuration de coupe orthogonale où l'arête de coupe est perpendiculaire à la vitesse d'avance et à la vitesse de coupe (figure 1.20).

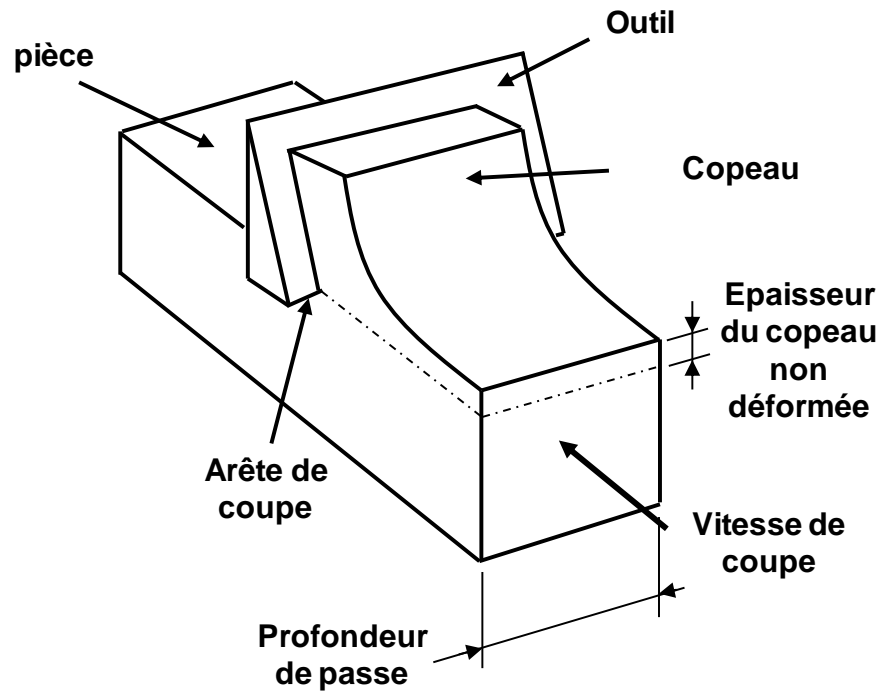


Figure 1.20 : Configuration de la coupe orthogonale.

La géométrie de l'outil peut dans ce cas être définie par deux angles alpha et gamma qui représentent (figure 1.21):

- Pour gamma : l'angle entre la face de coupe et le plan perpendiculaire à la direction de la vitesse de coupe ;
- Pour alpha : l'angle entre la face de dépouille et la surface de la pièce finie.

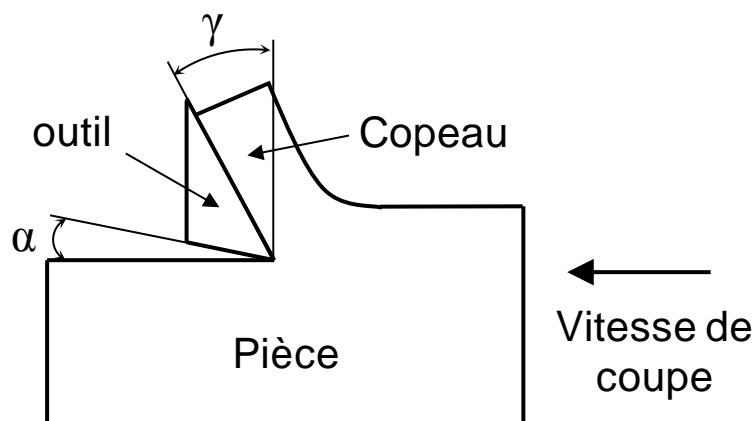


Figure 1.21 : Définition des angle d'outil principaux en coupe orthogonale.

L'ensemble des expériences réalisées dans l'étude utilise un outil possédant un angle de coupe gamma nul ce qui revient à avoir la face de coupe perpendiculaire à la vitesse d'avance.

1.6.3 Formation du copeau

Bien que les copeaux soient des déchets d'usinage, l'analyse de leurs structures et de leur modes d'obtention, fournissent de précieuses informations sur le processus de coupe. Les efforts et températures mis en jeu au cours de leur formation sont déterminants pour les états de surface et les états de contraintes résiduelles dans les pièces usinées. Les travaux de Ernst en 1938 [Ernst1938] font apparaître trois types de copeaux : les copeaux continus, discontinus et continus avec arêtes rapportées.

1.6.3.1 Copeaux continus

Les copeaux continus sont formés par déformation plastique de la matière. Dans ce cas la surface usinée est plus lisse. Cette forme de copeau est obtenue en usinant des matériaux ductiles à des vitesses de coupe intermédiaires (figure 1.22).

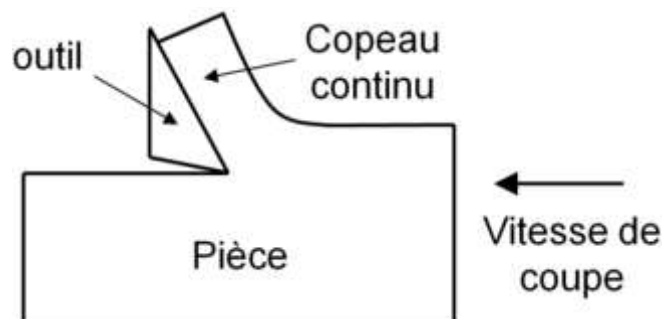


Figure 1.22 : Illustration d'un copeau continu.

1.6.3.2 Copeaux discontinus

Les copeaux discontinus sont dus à un cisaillement de la matière en amont de la pointe de l'outil et les copeaux sont composés de plusieurs segments. Ces phénomènes apparaissent dans le cas de l'usinage de matériau cassant ou bien avec des matériaux plus ductiles mais soumis à de très grandes vitesses de coupe ou bien à un angle de coupe négatif (figure 1.23). Ces phénomènes sont dus à la localisation de la déformation qui engendre un cisaillement adiabatique.

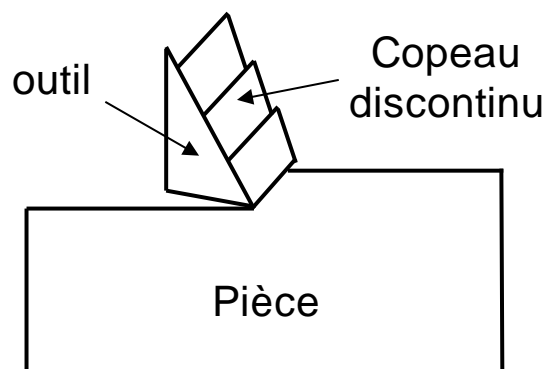


Figure 1.23 : Illustration d'un copeau discontinu.

1.6.3.3 Copeaux continus avec arête rapportée

Concernant les copeaux continus avec arêtes rapportées, il est possible d'observer à l'aide de photos obtenues par « quick stop » un amas de matière stagnante au niveau de la pointe de l'outil. Cet amas constitue l'arête rapportée et peut être observé sur l'outil à la fin d'une opération d'usinage. Le phénomène d'arête rapportée est cyclique : l'amas de matière stagnante apparaît, grossit puis finit par céder et s'écoule avec le reste de la matière jusqu'à la formation d'un nouvel amas. Il en résulte un état de surface de très mauvaise qualité. Bien que les conditions d'apparition du phénomène soient difficiles à cerner, il semble que le phénomène ait lieu pour des vitesses de coupe faibles et des matériaux plutôt ductiles. D'après Ernst [Ernst1938], le phénomène est dû à un fort coefficient d'adhésion entre le copeau et la face de coupe qui conduit à une micro soudure (figure 1.24).

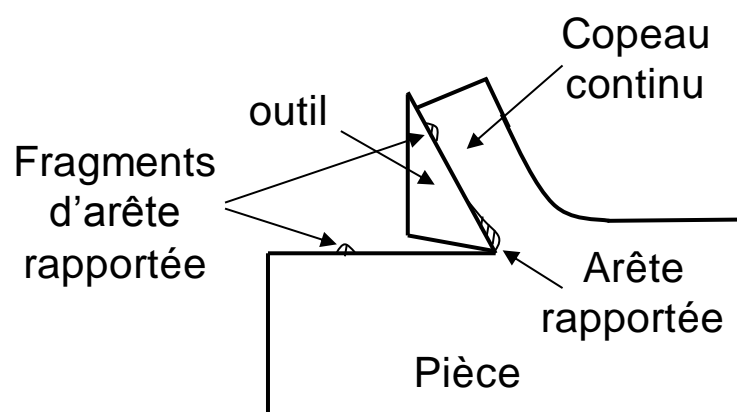


Figure 1.23 : Illustration d'un copeau continu avec arête rapportée.

Les copeaux, de par leurs formes et leurs couleurs (niveau d'oxydation), renseignent donc directement sur les phénomènes thermiques, mécaniques et chimiques présents autour de l'arête de l'outil [Oxley1989].

1.6.4 Zones de cisaillement

Une approche encore plus locale de la coupe au niveau de l'arête de coupe met en évidence trois zones de cisaillement (figure 1.25). La zone de cisaillement primaire (Z.C.P) où la matière est soumise à de très fortes déformations (jusqu'à 300%) et à un fort cisaillement. La zone de cisaillement secondaire (Z.C.S) qui correspond à l'interface entre la face de coupe et le copeau. A cet endroit les phénomènes adhésifs entre les deux matériaux sont très importants. La zone de cisaillement tertiaire (Z.C.T) qui se trouve entre la face de dépouille de l'outil et la surface de la pièce. La Z.C.T conditionne en partie l'état résiduel de la surface de la pièce usinée.

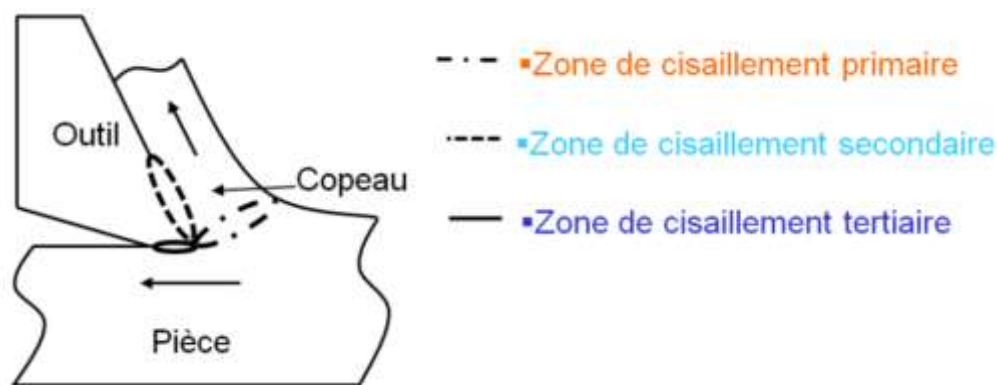


Figure 1.25 : Localisation des trois zones de cisaillement rencontrées en tournage.

La modélisation de la formation du copeau et de la coupe en trois zones de cisaillement permet de localiser et de classer les phénomènes qui ont lieu durant l'usinage. Ces phénomènes sont maintenant à quantifier en fonction des propriétés thermiques, mécaniques et métallurgiques de l'outil et de la pièce usinée [Oxley1989].

1.7 Travaux de prédiction des contraintes résiduelles en tournage

Suite aux constatations faites aux deux paragraphes précédents, les contraintes résiduelles sont au cœur des préoccupations des concepteurs, des utilisateurs et des fabricants de pièces usinées. Afin de garantir des propriétés de surfaces usinées en accord avec les spécifications exigées par les concepteurs, il est nécessaire de maîtriser les processus de fabrication et de relier si-possible les paramètres d'usinage utilisés à l'état de contrainte résiduelle obtenu. Pour ce faire, trois principales approches ont été utilisées : les approches analytiques qui bâtissent des modèles physiques de coupe, les approches expérimentales qui balayent des combinaisons de paramètres d'usinage et qui tentent de les relier à l'état de contrainte résiduelle mesurée, les approches numériques qui simulent à l'aide de méthodes numériques l'opération de coupe pour en extraire les courbes de contraintes résiduelles.

1.7.1 Approches analytiques

L'objectif de ces travaux est de modéliser analytiquement les phénomènes mis en jeu par les opérations de coupe. Cette approche fait intervenir de façon interdépendante les lois de la mécanique, de la thermique, de la métallurgie. Elles ont l'avantage de fournir des résultats très rapidement, contrairement aux méthodes expérimentales et numériques.

Un des premiers modèles est celui mis au point par Oxley [Oxley1989] à partir des travaux de Ernst [Ernst1938]. Il s'agit d'une approche en deux dimensions (épaisseur théorique de 1 mm) qui permet d'obtenir les contraintes normales et tangentielles au

niveau du plan de cisaillement. En effet, la formation du copeau est due à une déformation plastique de la matière, lorsque celle-ci passe par un plan allant de l'arête de coupe à la surface libre entre le copeau et la surface de la pièce. Cette surface est représentée par le plan AB (figure 1.26) à travers laquelle la vitesse initiale d'écoulement U devient instantanément V . Cette variation brusque de direction suppose l'existence d'une vitesse V_s au niveau du plan de cisaillement. Cette approche suppose un matériau rigide plastique. De plus, la déformation élastique n'est pas prise en compte et les éléments de volume restent constants pendant la déformation.

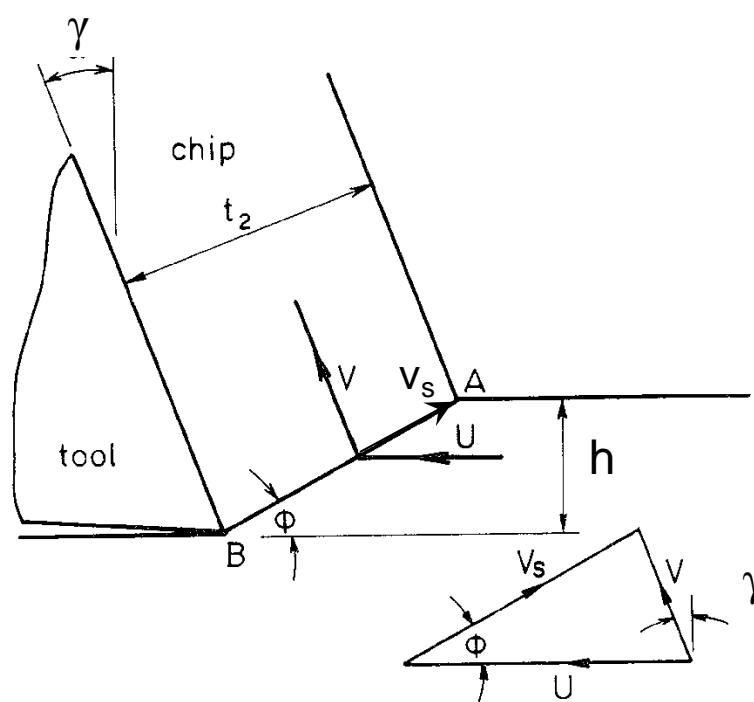


Figure 1.26 : Vitesses d'écoulement avant et après le plan de cisaillement.

L'existence d'une vitesse tangentielle au niveau du plan de cisaillement suppose que les plus fortes vitesses de déformation aient lieu dans cette zone. Cette ligne de glissement fait apparaître des contraintes normales P et tangentielles K à la direction AB . Ces contraintes sont celles générées par la formation du copeau. Dans l'hypothèse d'une zone parfaitement rectiligne ces contraintes sont supposées constantes sur l'ensemble du plan de cisaillement. La figure 1.27 présente les efforts de coupe F_c et F_t et leur décomposition en effort normaux F_n et tangentiels F_s dans le plan de cisaillement.

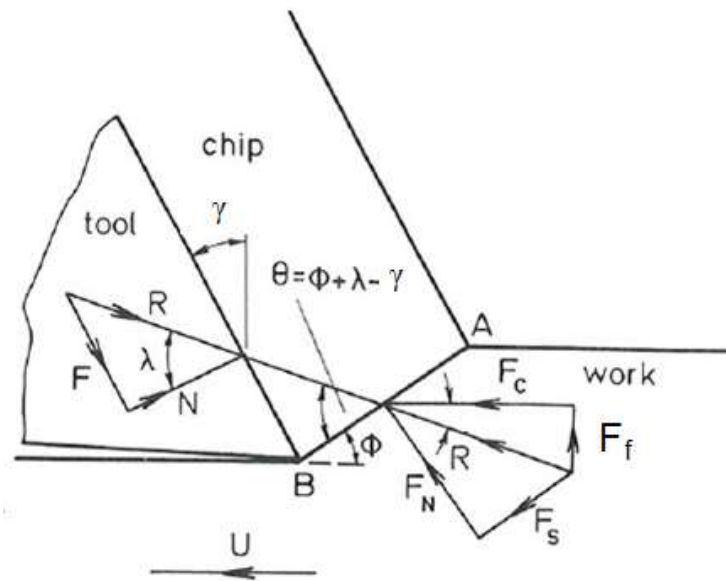


Figure 1.27 : Décomposition des efforts de coupe dans le plan de cisaillement [Merchant1945].

La décomposition des efforts de coupe et de leur résultante R se fait à l'aide de données géométriques :

$$F_c = R \cdot \cos(\lambda - \gamma) \quad (1.2)$$

$$F_t = R \cdot \sin(\lambda - \gamma) \quad (1.3)$$

$$F_n = R \cdot \sin \lambda \quad (1.4)$$

$$F_s = R \cdot \cos \lambda \quad (1.5)$$

Il est ainsi possible d'obtenir l'effort normal F_n et tangentiel F_s au niveau du plan, de cisaillement :

$$F_s = R \cdot \cos \theta \quad (1.6)$$

$$F_n = R \cdot \sin \theta \quad (1.7)$$

A partir de ces résultats l'expression de la contrainte normale P et tangentielle K devient possible en divisant ces efforts par la longueur AB (épaisseur théorique du modèle de 1mm).

Ce modèle analytique simple permet donc de quantifier les contraintes mises en jeu dans le processus de formation du copeau moyennant quelques hypothèses simplificatrices. Il constitue la base des modèles simples de simulation de génération de contraintes résiduelles et peut donc être incorporé à un modèle plus complet tenant compte du déplacement de ces contraintes sur la surface de la pièce finie. Ces modèles sont très simples et ne tiennent pas compte de la chaleur générée par le cisaillement, des rayons d'arête de coupe, des chargements de la zone de cisaillement tertiaire...

Dans ses travaux [Ulutan2007], Ulutan propose une méthode analytique plus sophistiquée permettant de déterminer les contraintes résiduelles. Dans un premier temps, les champs de température dans le copeau, l'outil et la pièce sont calculés. Ces résultats sont « pilotés » par des paramètres macroscopiques tels que la vitesse de coupe, l'angle de cisaillement primaire, les efforts de coupe normaux et tangentiels.

A titre d'exemple, la chaleur générée au niveau des zones de cisaillement primaire Q_s et secondaires Q_f est calculée comme suit :

$$Q_s(W) = F_s \cdot V_s = \frac{\tau c V_w \cos \alpha_n}{\sin \phi_n \cos(\phi_n - \alpha_n)} \quad (1.8)$$

$$Q_f(W) = F_f \cdot V_f = \frac{\tau c V_w \sin \beta_n}{\sin \phi_n \cos(\phi_n + \beta_n - \alpha_n) \sin(\phi_n - \beta_n)} \quad (1.9)$$

où F_s , F_f , V_n , V_s , V_c sont respectivement l'effort tangentiel, l'effort de frottement en zone secondaire, la vitesse de coupe, la vitesse tangentielle dans le plan de cisaillement et la vitesse de glissement du copeau sur la face de coupe. De la même manière τ , ϕ_n , α_n , et β_n sont la contrainte de cisaillement, l'angle de cisaillement, l'angle de la face de coupe et l'angle de frottement. Enfin, c est la profondeur de passe.

L'augmentation de température du copeau est ainsi déterminée à l'aide de la formule suivante [Oxley1989]:

$$\Delta T = \frac{\varphi_s(1-\chi)}{\rho C_c h V_w} \quad (1.10)$$

où χ représente la quantité du flux thermique de cisaillement entrant dans la pièce.

La deuxième étape consiste à déterminer l'intensité des contraintes mécaniques générées thermiquement et par les efforts de coupe. La figure 1.28 illustre la géométrie du modèle. L'effort de coupe est dissocié en une composante normale f_r et f_t . La pièce est assimilée à un massif semi-infini, homogène, isotrope, et est modélisée par une loi élasto-viscoplastique avec écrouissage isotrope.

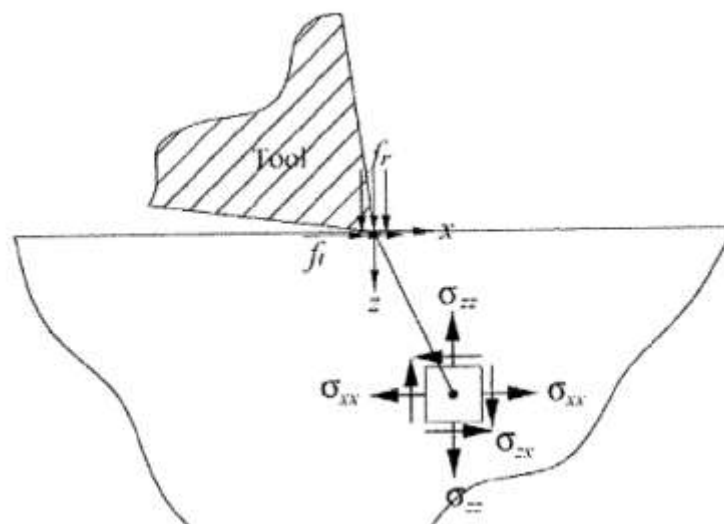


Figure 1.28 : Localisation des contraintes engendrées par les efforts de coupe [Ulutun2007].

Les chargements sont alors appliqués en fonction du temps sur la zone étudiée. L'état de contrainte résiduelle est ensuite déterminé après refroidissement de la pièce. Bien qu'analytique, cette méthode nécessite une résolution informatique des différentes équations. Les résultats analytiques obtenus en utilisant les caractéristiques du 100Cr6 traité sont proches de ceux mesurés après usinage.

D'autre part, certains chercheurs appliquent les équations de la physique à des modèles éléments finis de façon à obtenir un régime stabilisé au niveau des conditions aux limites et de manière à résoudre numériquement les problèmes. X.X.Yu [Yu1997] présente ainsi un modèle de calcul de contraintes résiduelles qui mêle les deux approches. Les sollicitations thermomécaniques sont calculées grâce aux équations de la physique et aux valeurs mesurées lors de la coupe (épaisseur de copeau, efforts...).

Elles sont ensuite déplacées sur un maillage de manière à recréer le mouvement réel des sources de sollicitations (figure 1.29, figure 1.29).

Pour ce faire, des lignes de chargements (AA, BB, CC...) sont activées, sollicitées puis désactivées.

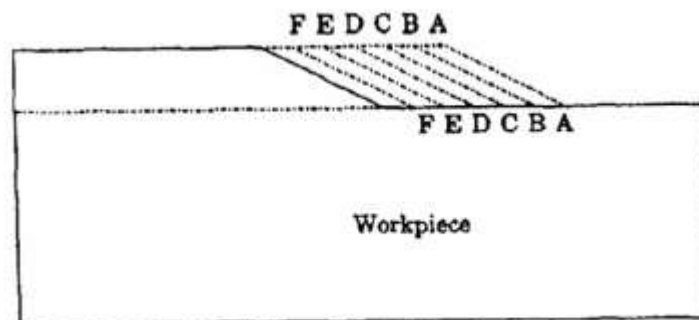


Figure 1.29 : Schéma de principe.

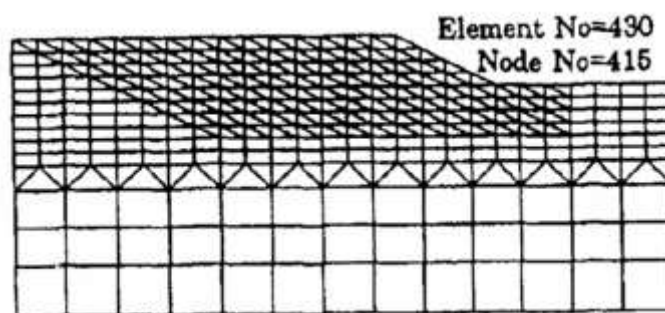


Figure 1.29 : Maillage utilisé pour la résolution numérique [Yu1997].

Ces modèles analytiques offrent des résultats intéressants au niveau du profil de contraintes longitudinales obtenu dans la profondeur de la pièce. Les modèles analytiques fournissent des résultats rapidement mais sont victimes des hypothèses issues des modèles physiques et de la méconnaissance de certains phénomènes (frottement...). Des modèles analytiques couplant la mécanique, la thermique, la métallurgie ne peuvent qu'être fortement simplificateurs.

1.7.2 Approches expérimentales

1.7.2.1 Etudes diverses

Cette façon d'appréhender le problème présente l'avantage de ne pas soulever les difficultés de modélisation très délicates lorsqu'il s'agit d'usinage. Ces travaux ont pour but de déterminer de façon expérimentale l'influence des paramètres de coupe (vitesse de coupe V_c , avance f , profondeur de passe a_p), de la géométrie d'outil et du matériau sur l'état de contraintes résiduelles. La méthode consiste à mesurer les contraintes résiduelles après chaque modification d'un paramètre de coupe, de la géométrie de l'outil, du revêtement ou des propriétés du matériau, de manière à en déterminer l'influence. Les mesures sont principalement faites à l'aide de la technique de diffraction des rayons X ou du trou incrémental.

Dans son article, Capello [Capello2005] présente une méthode expérimentale permettant d'observer l'influence des paramètres de coupe sur l'état de contrainte résiduelle en tournage. Cette étude est réalisée sur trois matériaux différents : UNI-FSO Fe 370, C45, 39NiCrMo3. Pour chacun des matériaux, il fait varier les paramètres d'usinage les uns après les autres. Les tableaux suivants montrent l'évolution de la contrainte résiduelle de surface mesurée axialement (figure 1.30).

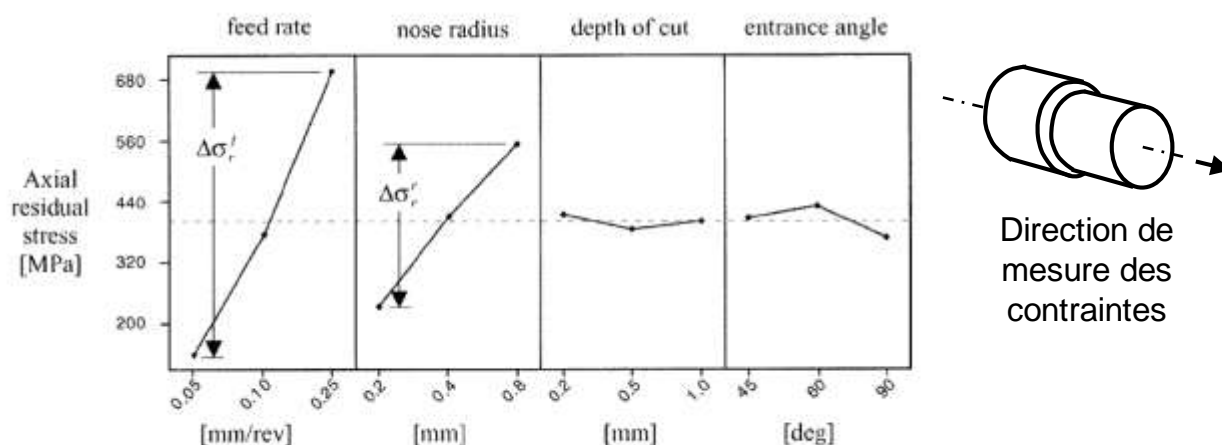


Figure 1.30 : Résultats obtenus pour le 39NiCrMo3 [Capello2005].

Les essais précédents ayant montré la très faible influence de la profondeur de passe sur la contrainte résiduelle, cette mesure n'a pas été faite pour le dernier matériau.

Pour lui, les mécanismes de génération de contraintes sont indépendants du matériau. Celui-ci n'a d'influence qu'au niveau de la valeur de contrainte moyenne. Son étude permet de classer les paramètres de coupe en fonction de leur influence au niveau de l'état de contraintes résiduelles. Il en ressort que l'avance f et le rayon de bec R_e sont prépondérants sur les autres paramètres. Une régression opérée sur les résultats obtenus avec les trois matériaux permet d'obtenir un modèle prédictif de contraintes résiduelles en fonction des paramètres d'usinage. Un dépouillement plus pratique permet de choisir un jeu de paramètres d'usinage visant à diminuer la contrainte résiduelle de peau générée par l'usinage (figure 1.31).

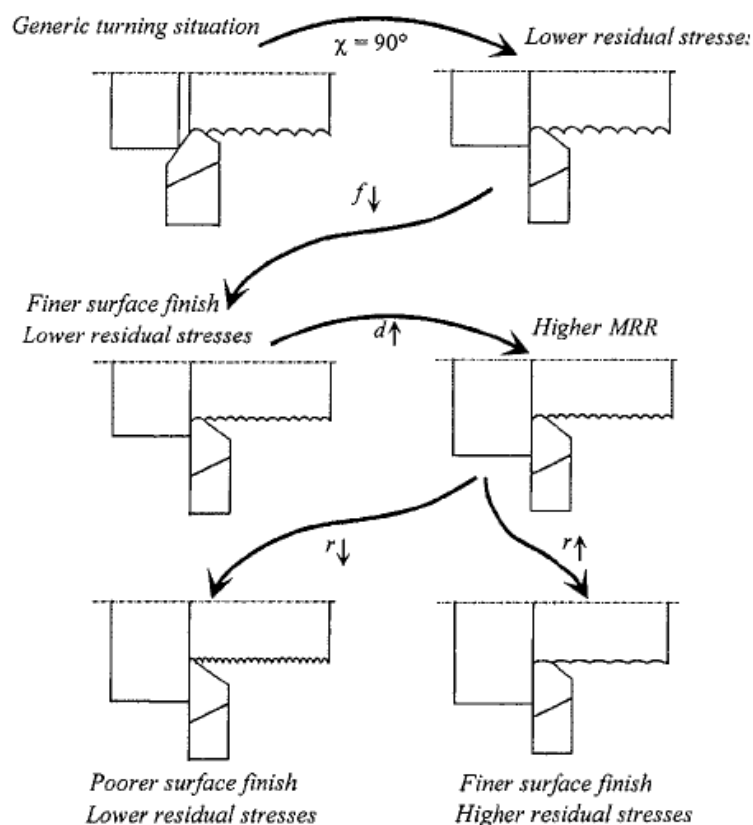


Figure 1.31 : Règle de sélection des paramètres de coupe en vue d'augmenter l'intégrité des pièces usinées [Capello2005].

D'autres études [Denkena2006] plus proches de l'industrie proposent de déterminer l'influence des paramètres d'usinage en interprétant les distorsions résiduelles des pièces. Ces investigations mettent en œuvre des pièces en AlCu4Mg1 fraisées. Il en ressort l'influence de l'avance par dents sur la distorsion des pièces ainsi que l'impact de la lubrification qui tend à décaler vers la compression l'état de contraintes résiduelles du fait d'un refroidissement global de l'opération d'usinage.

Ces quelques exemples d'investigations expérimentales portant sur les contraintes résiduelles mettent en évidence l'importance de l'avance.

Dans son étude sur la fatigue des roulements, Matsumoto [Matsumoto1999] montre l'impact de la préparation d'arête de coupe sur la forme de l'état de contraintes résiduelles. Diverses valeurs d'acuités d'arête peuvent faire changer le signe de la contrainte en peau (figure 1.32).

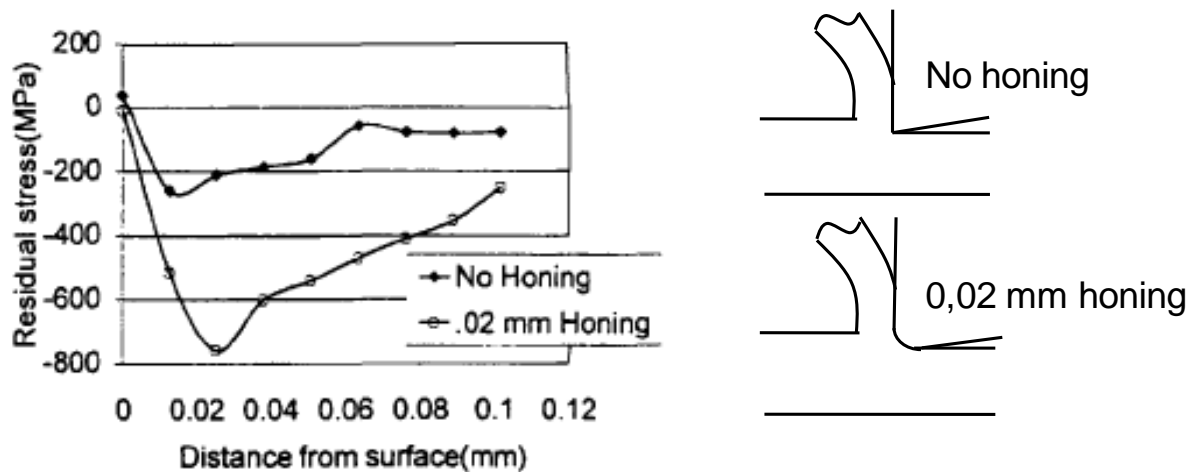


Figure 1.32 : Influence de la préparation d'arête sur la contrainte résiduelle pour de l'acier à roulements [Matsumoto1999].

Cette remarque est renforcée par les travaux de [Ordas2003], réalisés sur du F 521 (acier à outil AISI D2) et montre que la chaleur générée à l'interface outil-pièce est fonction de l'usure de l'outil et que celle-ci contrôle fortement l'état final de la matière. Tous les spécimens présentent de la compression en sous-couche même avec des outils neufs mais l'amplitude et la profondeur affectée varient (figure 1.33, figure 1.34).

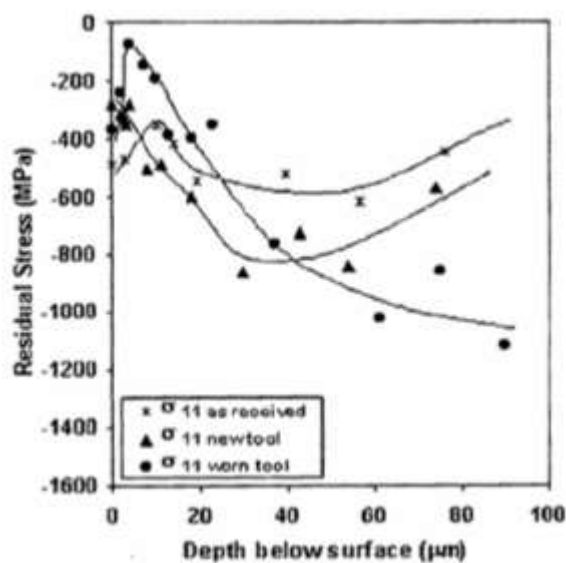


Figure 1.33 : Contrainte résiduelle tangentielle en fonction de l'usure d'outil [Matsumoto1999].

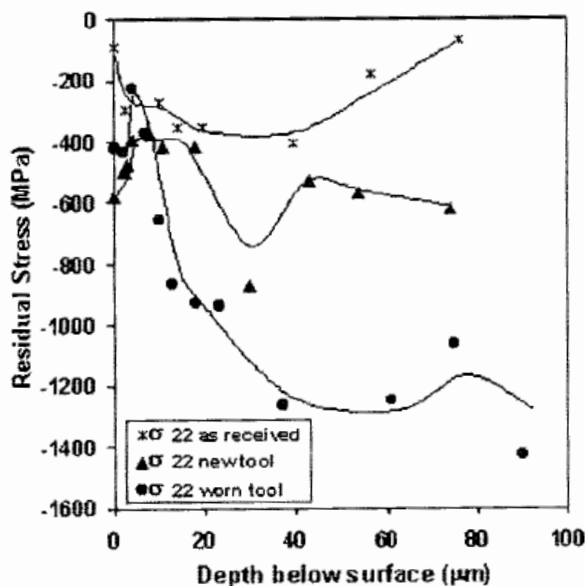


Figure 1.34 : Contrainte résiduelle radiale en fonction de l'usure d'outil [Matsumoto1999].

Une autre approche expérimentale originale [El-Axir2002] consiste à supposer que les contraintes résiduelles peuvent être modélisées par un polynôme de degré n et fonction de la profondeur affectée. Les coefficients étant dépendants des paramètres d'usinage. Cette méthode suppose une batterie d'essais expérimentaux nécessaire au calage des différents coefficients du polynôme. Une fois mis au point, ces modèles donnent des résultats intéressants.

Ces études se contentent d'observations empiriques mais ne participent pas à la compréhension des différents phénomènes locaux. Cette approche trouve ses limites dans le cadre d'usinages très spécifiques où la machine outil ou bien le matériau deviennent des facteurs limitant pour l'expérimentation et la mise au point d'un processus d'usinage. Cette technique peut par contre suffire à mettre au point et stabiliser un processus mettant en jeu de grandes séries. Le deuxième point sensible de ces techniques est la précision et la rapidité des mesures.

1.7.2.2 Etude réalisée sur de l'inox 316L (annexe 1)

D'autres études [M'Saoubi1998] mettent en œuvre des moyens de mesures mécaniques et thermiques afin de déterminer la contribution de chacun de ces deux phénomènes dans le processus de génération des contraintes. Cette étude portant sur l'usinage des inox 316L à l'aide d'outils carbure revêtus ou non, fait apparaître des contraintes résiduelles de traction en peau de l'ordre de 800 MPa dans la majorité des cas rencontrés. Ces valeurs de contraintes sont dues aux fortes températures rencontrées dans la zone de contact outil-pièce et, pour les aciers à usinabilité améliorée, la diminution de la température à l'interface engendre une baisse du niveau de contrainte maximale en peau. L'influence de

la mécanique est quant à elle, pondérée par la présence ou non de revêtement. Bien que ces traitements de surface diminuent la température à l'interface, leur utilisation augmente la profondeur affectée par les déformations. Il est donc possible de constater que les chargements thermomécaniques sont bien responsables de la génération des contraintes résiduelles, mais leur intensité est directement liée aux paramètres de coupe. Ces travaux présentent eux aussi le paramètre d'avance f comme ayant le plus d'impact sur l'état résiduel des pièces. La figure 1.35 présente des profils de contraintes résiduelles mesurées dans la profondeur en utilisant une vitesse de coupe de 100 m.min^{-1} et une avance de 0.1 mm.tr^{-1} . La matière usinée est un inox 316L.

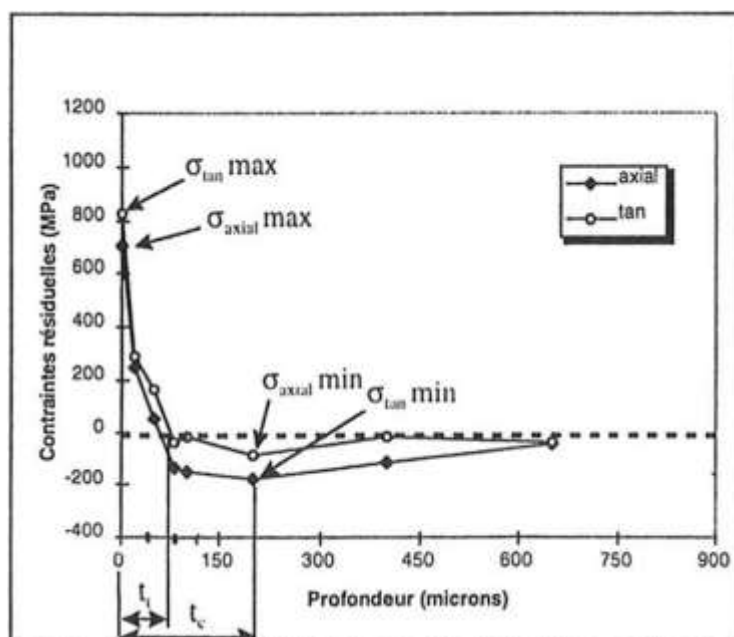


Figure 1.35 : Courbes de contraintes résiduelles mesurées dans la profondeur pour de l'inox 316 ($V_c = 100 \text{ m.min}^{-1}$, $f = 0.1 \text{ mm.tr}^{-1}$) [M'Saoubi1998].

1.7.3 Approches numériques

Les travaux numériques mettent en œuvre des codes de calculs issus du commerce (SYSTUS®, ABAQUS®, DEFORM®,...) ou bien spécialement implémentés pour l'étude de la coupe (ADVANTEDGE®). Ces méthodes sont les seules qui permettent de simuler et d'observer les phénomènes locaux tels que la séparation de la matière autour de l'arête de coupe ou bien les contraintes générées dans l'outil et la pièce au cours de l'usinage. Ces techniques sont bien entendu largement utilisées dans le cadre des recherches sur les contraintes résiduelles induites par les procédés d'usinage. En contre partie, cela suppose une grande maîtrise des caractéristiques de comportement du matériau usiné, du frottement entre les trois principaux intervenants de la coupe (outil,

copeau, pièce) et des nombreux paramètres numériques nécessaires à l'obtention d'un résultat satisfaisant.

1.7.3.1 *Les premières tentatives*

Les premiers modèles éléments finis développés sont basés sur des données empiriques [Shirakashi1974]. Les modèles de comportement ne dépendent pas du temps et la séparation de la matière au niveau de l'arête de coupe est basée sur un critère géométrique. Iwata et al. [Iwata1984] proposent un modèle éléments finis pour les vitesses de coupe peu élevées qui tient compte d'un comportement rigide plastique pour la matière et du frottement entre le copeau et l'outil (les effets thermiques sont ignorés). Strenkowski et Carroll [Strenkowski1985] utilisent le code NIKE2D® avec l'option Lagrangien réactualisé. Ils utilisent un critère de séparation basé sur la déformation plastique équivalente du matériau de la pièce. Ils développent aussi un code basé sur une formulation Eulérienne.

Ces modèles jettent les bases de l'étude numérique de la coupe mais sont trop simples pour permettre une prédiction fiable de l'influence des paramètres d'usinage sur les contraintes résiduelles.

1.7.3.2 *Les modèles Lagrangiens*

Les modèles utilisant une approche Lagrangienne fonctionnent en « liant » la matière au maillage. Cette approche permet d'observer les régimes transitoires de formation du copeau. Shet et Deng [Deng2007] ont proposé une approche de simulation intéressante, concernant l'usinage d'un acier AISI 4340, et ont modélisé la coupe en configuration orthogonale à l'aide d'un logiciel du commerce (ABAQUS®). Ils ont étudié l'influence du frottement et de l'angle de coupe sur la distribution des sollicitations thermomécaniques et la distribution des contraintes résiduelles en configuration orthogonale. Ils utilisent un critère de séparation de la matière f' basé sur l'intensité de contrainte normale et tangentielle en amont de la pointe d'outil.

$$f' = \sqrt{\left(\frac{\sigma_n}{\sigma_f}\right)^2 + \left(\frac{\tau}{\tau_f}\right)^2} \quad (1.11)$$

Le modèle utilise donc une ligne de séparation entre la matière destinée au copeau et la matière restant dans la pièce (figure 1.36).

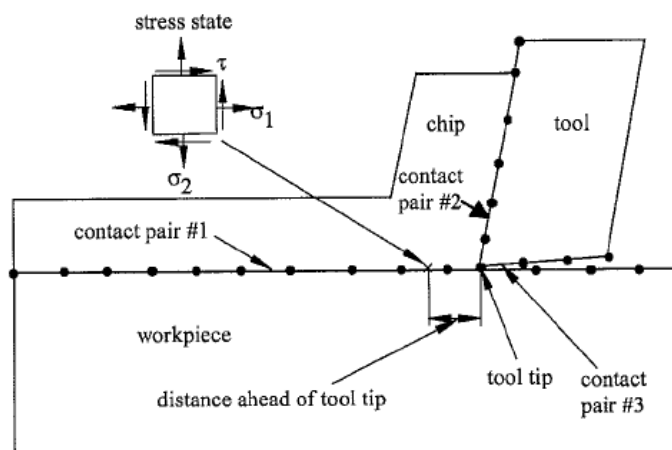


Figure 1.36 : Description filaire du modèle ABAQUS et de la ligne de séparation copeau-pièce [Deng2007].

Cette étude fait intervenir un modèle de frottement modifié de Coulomb qui autorise un mouvement relatif entre les solides au-delà d'une certaine contrainte de cisaillement maxi.

La dissipation sous forme de chaleur de l'énergie mise en jeu se fait dans un rapport 90-10 : 90% de la puissance générée est dissipée sous forme de chaleur. Le modèle de comportement est de type viscoplastique (pas de couplage thermique).

Les éléments destinés à être enlevés sont orientés de manière à se rapprocher de l'angle de cisaillement minimisant ainsi les problèmes de distorsion du maillage lors de la simulation. Pour arriver rapidement au régime stationnaire, une ébauche de copeau est réalisée au niveau du maillage (figure 1.37).

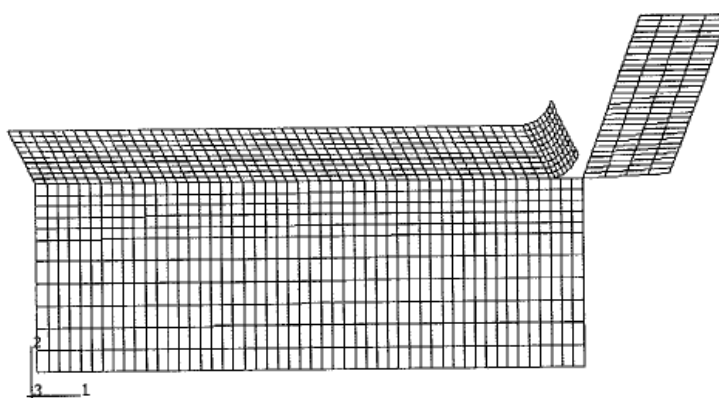


Figure 1.37 : Détails du maillage [Deng2007].

Le calcul s'effectue en quatre étapes (figure 1.38):

- Première étape : obtention d'un régime stabilisé de formation du copeau,
- Deuxième étape : retrait de l'outil,
- Troisième étape : relaxation de la pièce,
- Quatrième étape : refroidissement.

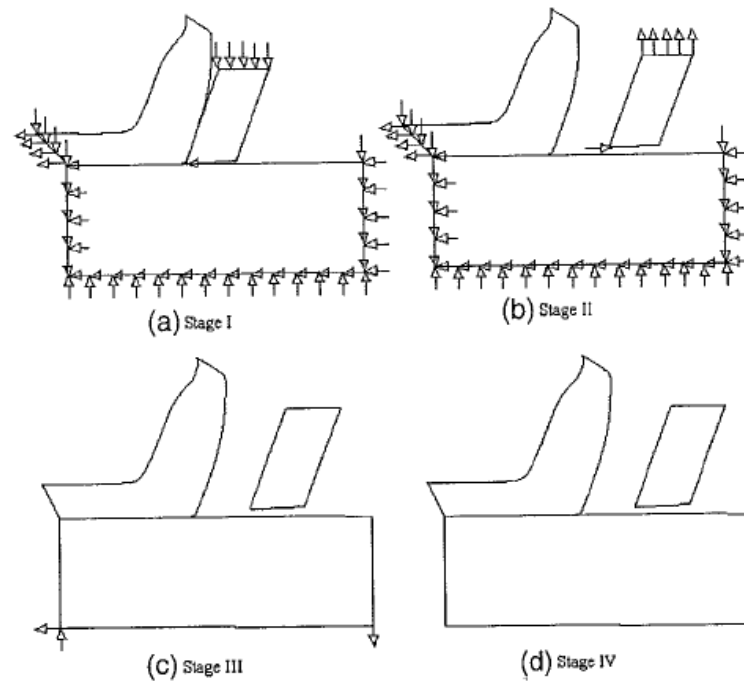


Figure 1.38 : Détail des étapes de simulation [Deng2007].

Ce type de calculs permet déjà d'obtenir des résultats intéressants. Les contraintes résiduelles prédominantes sont orientées parallèlement au sens de déplacement de l'outil. Elles sont principalement positives mais, en fonction de l'intensité du frottement employé, peuvent devenir légèrement négatives (figure 1.39). Les profondeurs affectées ne semblent par contre pas très réalistes.

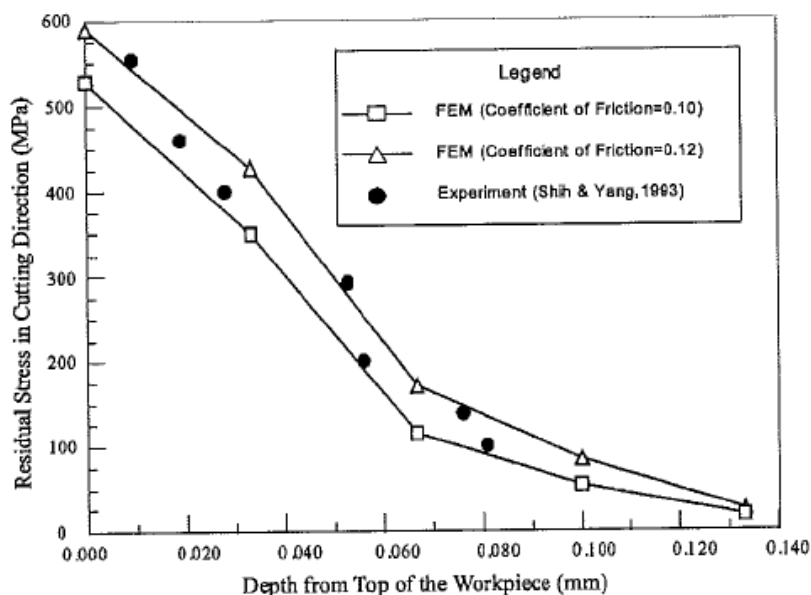


Figure 1.39 : Comparaison des courbes de contraintes résiduelles numériques et expérimentales obtenues en fonction du frottement [Deng2007].

Ce type de modèles plus sophistiqués permet déjà d'obtenir des résultats intéressants en terme de contraintes résiduelles mais sont tributaires par rapport aux autres des problèmes numériques dus à la séparation de la matière autour de l'arête de coupe. Ces modèles peuvent être lancés sans apport de données expérimentales d'entrée.

1.7.3.3 Les modèles A.L.E.

Les modèles A.L.E. (Arbitrary Lagrangian Eulerian) permettent de « déconnecter » la matière du maillage. Pour ce type d'approche il faut considérer le comportement de la matière comme se rapprochant de celui d'un « fluide ».

Nasr [Nasr2007] s'emploie à modéliser de la même manière les effets de la taille de l'arête de coupe sur l'état de contraintes résiduelles lors de l'usinage de l'inox 316L. Au niveau des améliorations, ce modèle utilise une loi de plasticité élasto-visco-plastique de type Johnson et Cook avec influence de la température (Equation 1.13).

$$\sigma_p = (A + B \cdot \epsilon_p^n) \cdot \left[1 + C \cdot \ln \left(\frac{\dot{\epsilon}_p}{\dot{\epsilon}_{op}} \right) \right] \cdot \left[1 - \left(\frac{T - T_{amb}}{T_{fus} - T_{amb}} \right)^m \right] \quad (1.13)$$

Équation 1.13: Présentation du modèle de Johnson et Cook

- A** : Limite d'élasticité (MPa)
- $\dot{\epsilon}_{op}$** : Taux de déformation de référence
- B** : Décalage en contrainte (MPa)

T_F : Température de fusion (K)

C : Sensibilité à la vitesse de déformation

T_0 : Température ambiante (K)

n : Coefficient d'écroutissage

T : Température instantanée(K)

m : Coefficient de dépendance à la température

Les paramètres A , B , n , C , m , $\dot{\epsilon}_{0p}$ sont propres à chaque matériau et doivent faire l'objet d'identifications expérimentales.

Le modèle est implémenté en utilisant l'option ALE (Arbitrary Lagrangien Eulérien). Cette méthode permet de s'affranchir d'un critère de séparation de la matière. En effet, celle-ci peut s'écouler à travers le maillage et se séparer au niveau du rayon d'arête pour la zone B. Les zones A, C, D utilisent un maillage Lagrangien (figure 1.40). Cette technique de modélisation suppose la réalisation d'une amorce de copeau pour faciliter l'obtention d'un régime stabilisé et nécessite ainsi des données d'entrées expérimentales.

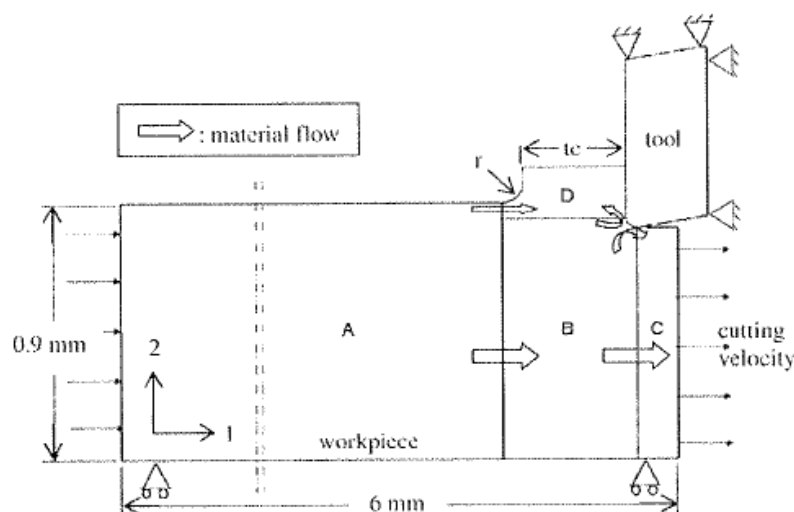


Figure 1.40 : Approche de modélisation en fonction des zones du maillage [Nasr2007].

Il ressort de cette étude que les outils possédant des rayons d'arête importants génèrent des contraintes de tension en peau plus importantes tout en conservant une profondeur affectée en traction identique. Ceci est dû à l'augmentation de la chaleur générée avec les grands rayons d'arête et à la faible conductivité thermique de l'inox 316L qui localise cet effet thermique. De plus, il observe une augmentation de la profondeur affectée en compression avec les rayons d'arête importants. Ceci étant dû à l'augmentation de la profondeur soumise à plastification (figure 1.41).

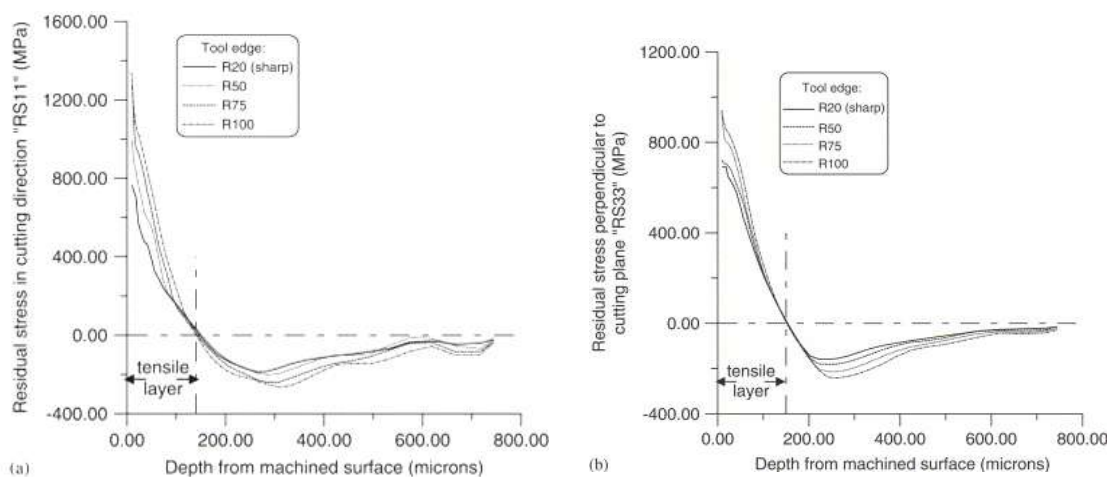


Figure 1.41: Contraintes résiduelles en fonction du rayon d'arête et de la profondeur [Nasr2007].

Enfin, la formulation eulérienne permet d'observer un point de stagnation de la matière en amont du rayon d'arête. Ce point d'arrêt « sépare » la matière dirigée vers le copeau et la matière restant sur la pièce. La variation de position de ce point en fonction de la taille du rayon d'arête est la cause des phénomènes observés précédemment (figure 1.42).

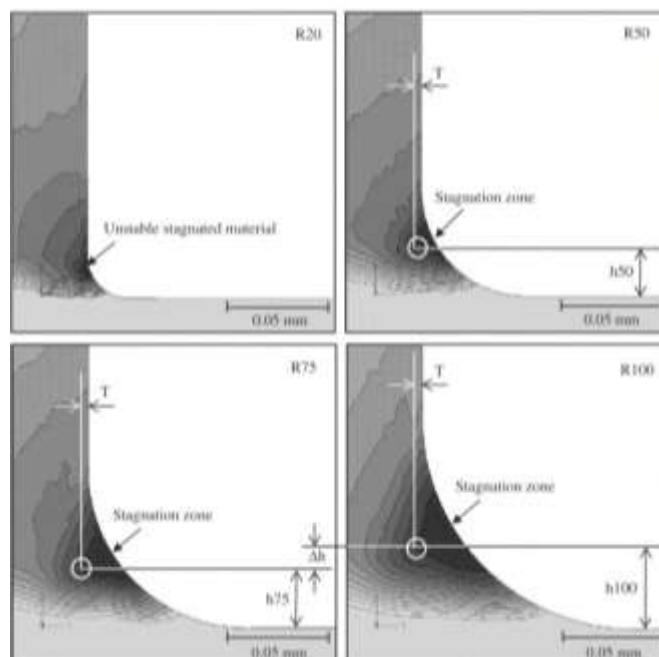


Figure 1.42 : Localisation du point de séparation de la matière en fonction des rayons d'arête [Nasr2007].

Cette approche de modélisation utilisant la méthode A.L.E permet une modélisation efficace des phénomènes fortement dynamiques ayant lieu autour du rayon d'arête. Par contre, un schéma d'intégration explicite est inadapté aux phénomènes à faible dynamique. Or, les états de contraintes résiduelles sont des problèmes quasi-statiques où les aspects

dynamiques sont presque inexistantes. La phase suivant l'opération de coupe n'est pas modéliser avec précision.

1.7.3.4 Avantage et inconvénients des méthodes de modélisation numérique

Les études numériques sont celles qui sont le plus à même de réaliser les couplages thermomécaniques nécessaires à une modélisation efficace et fiable de la coupe. Elles permettent de plus de s'affranchir des problèmes de conditions limites et de régimes transitoires qui compliquent les travaux analytiques. Ces modèles nécessitent par contre une connaissance précise des propriétés thermiques et mécaniques des matériaux et surtout une maîtrise importante des aspects numériques. De plus, leurs temps de calcul et de mise au point sont pénalisants pour une utilisation industrielle.

En ce qui concerne la capacité à simuler les phénomènes de génération de contraintes résiduelles, les modèles A.L.E présentent l'avantage d'être plus proches de la réalité au niveau de la zone de séparation de la matière. Cette faculté à modéliser finement les phénomènes en Z.C.T est importante pour ce genre d'application. Par contre, ils nécessitent la taille du copeau en donnée d'entrée et simulent mal les phénomènes quasi-statiques propres à la phase de refroidissement. Les approches Lagrangiennes sont plus à même de simuler les phénomènes présents au niveau du copeau mais ont l'avantage de ne pas nécessiter de données d'entrée expérimentales. Enfin, ces modèles nécessitent une étape de refroidissement durant laquelle tout les chargements sont retirés. Cette étape vient encore rallonger les temps de simulations.

1.7.4 Discussion sur les méthodes de modélisation

En conclusion, les trois approches de modélisation présentent chacune des avantages et des inconvénients qu'il convient d'adapter au contexte industriel étudié. Les méthodes analytiques sont capables de fournir des résultats très rapidement mais ne sont pas très précises. Les méthodes expérimentales sont basées sur la réalité des phénomènes et fournissent des résultats de « terrain ». Par contre, elles n'expliquent pas les phénomènes et nécessitent des campagnes de mesures difficilement envisageables dans le cas des petites séries. Les méthodes numériques permettent de simuler et de mieux comprendre les phénomènes mis en jeu pendant la coupe. Elles sont capables de fournir des courbes de contraintes résiduelles mais nécessitent un temps de mise au point important et des temps de calcul pas toujours acceptables dans un contexte industriel. Les modèles numériques utilisant l'option ALE tel que celui de Nasr [Nasr2007] doivent quand même recourir à des campagnes d'essai de manière à connaître les dimensions de la « préforme » du copeau.

1.8 Conclusions

Les contraintes résiduelles ont une importance capitale sur la fiabilité et la fonctionnalité des pièces en fonctionnement. Elles conditionnent la résistance de la pièce aux sollicitations statiques, dynamiques et chimiques et interviennent sur la géométrie finale de celles-ci. De nombreuses études ont été menées dans le but de lier les différents paramètres d'usinage ou de mise en forme à l'état de contrainte résiduelle. En effet, ces opérations appliquent sur les surfaces usinées de très fortes charges thermiques et mécaniques à l'origine de gradients de déformation et de températures responsables de l'apparition de contraintes résiduelles locales. Ces études, analytiques, expérimentales, numériques ont toutes des avantages et des inconvénients mais aucune ne peut prédire dans un temps acceptable industriellement cet état de contrainte résiduelle. En comparant ces diverses méthodes, il apparaît qu'une combinaison des différentes approches peut se révéler efficace. Les essais expérimentaux ont l'avantage de fournir des résultats qui tiennent compte de la totalité des phénomènes physiques et peuvent servir de base à une nouvelle approche. Les outils analytiques et les descriptions des phénomènes (zones de cisaillement) mis en place peuvent permettre de localiser et d'identifier rapidement les chargements locaux à mettre en œuvre. Enfin, les méthodes numériques, telles que la méthode des éléments finis, peuvent permettre, grâce à leur puissance de calcul, de réaliser le couplage multiphysique.

Dans le cas d'une approche plus industrielle du problème et en ne se souciant que de l'intégrité de surface de la pièce usinée, il paraît intéressant de s'affranchir des soucis numériques et physiques liés à la formation du copeau. De plus, même les modèles numériques utilisant une approche ALE ont besoin d'essais expérimentaux pour calibrer la taille de la préforme du copeau afin de coller au mieux à l'opération réelle (notamment au niveau des efforts de coupe). Pour optimiser un procédé de manière efficace il paraît donc judicieux d'effectuer une série de mesures servant à alimenter un modèle numérique appliquant uniquement des chargements thermomécaniques sur la pièce et capable de fournir des résultats en quelques heures. Le chapitre suivant va présenter une méthode qui permet de concilier les différents avantages des méthodes présentées dans cette première partie.

2 Approche de modélisation

2.1 Introduction

Les conclusions tirées du premier chapitre permettent de penser qu'un modèle numérique pour le calcul des contraintes résiduelles alimenté par des données expérimentales et analytiques pourrait être le meilleur compromis en terme de : temps de calcul, de précision des résultats, d'accession aux données locales générées sur la pièce usinée durant la coupe et de simulation des phénomènes de génération des contraintes résiduelles. Ce chapitre va donc présenter comment s'articule cette nouvelle méthode. Dans un premier temps un modèle de simulation de coupe implémenté sur Abaqus explicit a été mis au point pour observer les phénomènes ayant lieu autour de l'arête de coupe. Une fois ces chargements observés et identifiés une phase de modélisation analytique va être réalisée. Enfin, l'ensemble des données nécessaires au futur modèle seront listées.

2.2 Approche de modélisation

L'originalité du modèle numérique présenté est due au fait que celui-ci ne simule pas la séparation de la matière autour du rayon d'arête ni la formation du copeau. Le but de celui-ci étant de lier les paramètres d'usinage aux contraintes résiduelles observées dans la pièce usinée, il se contente d'appliquer les chargements thermomécaniques engendrés par la coupe sur la surface de la pièce usinée (figure 2.1). Pour la première phase de l'étude,

une approche en deux dimensions de type coupe orthogonale a été retenue. La matière est supposée vierge de tout écrouissage antérieur.

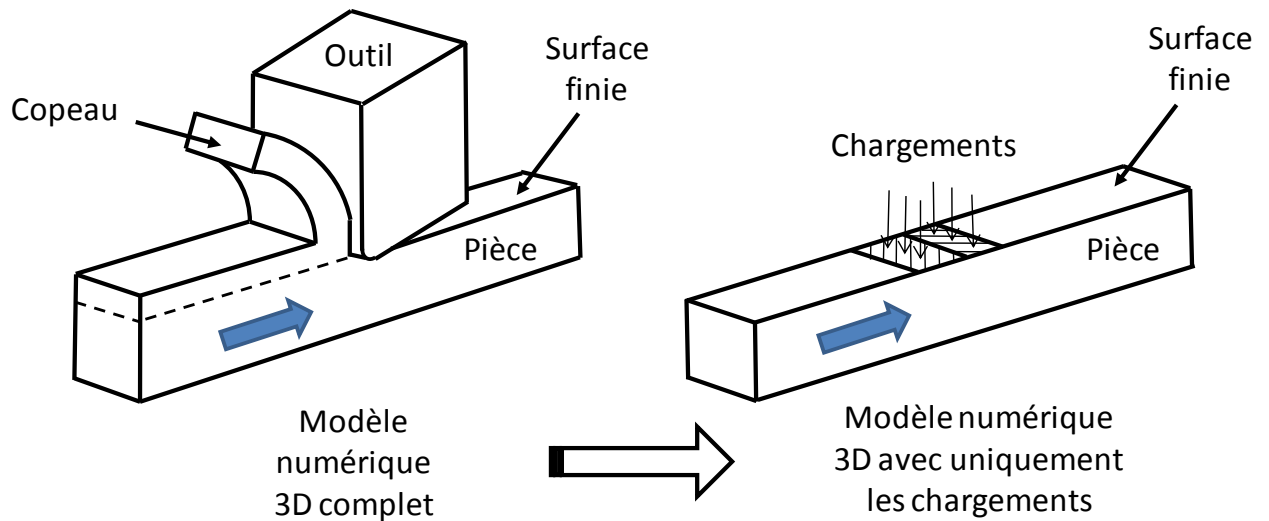


Figure 2.1: Différence d'approche de modélisation en coupe orthogonale.

Durant la phase de développement du modèle numérique, un modèle en 2D en déformation plane qui permet d'obtenir des résultats plus rapidement grâce à un temps de calcul inférieur vis à vis d'un modèle 3D sera utilisé. De plus, ce seront les sources thermomécaniques qui se déplaceront par rapport à la matière de la pièce avec une vitesse égale à la vitesse de coupe (figure 2.2).

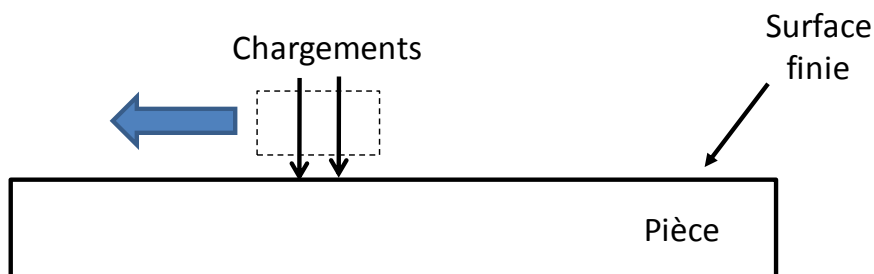


Figure 2.2 : Principe du modèle 2D.

Cette approche de modélisation simplifie la mise en œuvre du modèle numérique puisque les problèmes dus à la modélisation de la formation du copeau et à la séparation de la matière disparaissent. Les difficultés se recentrent donc sur le choix et la quantification des sources à appliquer sur la surface usinée de la pièce.

2.3 Choix des chargements à appliquer : modèle A.L.E sur Abaqus

Les principales zones d'interaction entre l'outil et la pièce se situent au niveau des 3 zones de cisaillement (figure 1.25). De part la nature de l'approche utilisée, les phénomènes «de second ordre» apparaissant au niveau de la zone de cisaillement secondaire seront

négligés. L'influence des deux autres zones de cisaillement restantes sera par contre prise en compte.

Afin de valider les hypothèses de chargement à appliquer au modèle 2D fonctionnant par applications de chargements et destiné au contexte industriel, une étude a été réalisée à l'aide du logiciel ABAQUS® Explicit visant à simuler l'ensemble de l'opération de tournage. Cette étude préliminaire a été réalisée en utilisant l'option Arbitrary Lagrangian Eulerian sur la base des travaux de Nasr [Nasr2007].

2.3.1 Description du modèle 2D déformation planes

2.3.1.1 Maillage

Les mailles utilisées sont de type hexaédrique 2D avec couplage thermique, tant pour la pièce que pour l'outil. Les zones de forte sollicitation sont maillées finement, pour descendre à une taille d'élément de l'ordre de $10\ \mu\text{m}$, notamment au contact pièce-copeau-outil (figure 2.3). Une attention particulière est portée sur la continuité entre les différentes parties amonts et aval du copeau, afin d'éviter les distorsions de mailles dans la phase transitoire de formation du copeau final. Dans tout le reste de ce manuscrit, X désigne la direction d'écoulement de la matière (ou de déplacement de chargement), Y désigne la normale sortant de la matière et Z correspond à la direction d'avance.

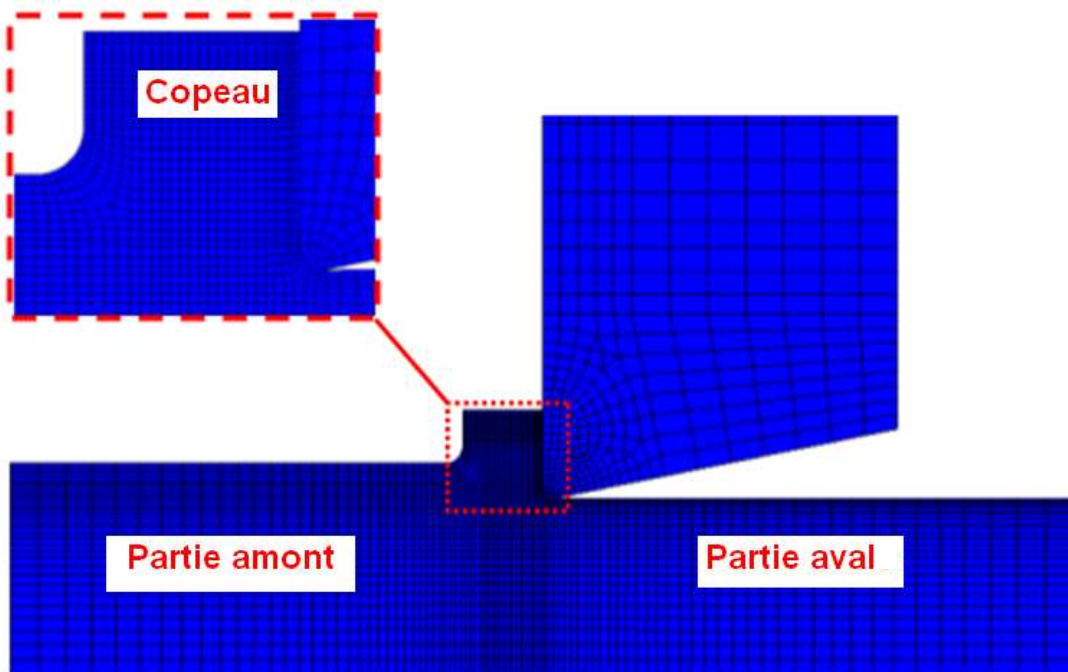


Figure 2.3: Maillage.

2.3.1.2 Propriétés mécaniques et physiques de l'inox 316L

La base de données matériaux fournie par AREVA sur le 316L permet de travailler avec des paramètres thermo-dépendants pour l'inox; ce qui pour notre étude s'avère

indispensable car un processus de tournage est simulé, dissipant une grande partie de l'énergie sous forme de chaleur (tableau 2.1 & 2.2).

Du point de vue des propriétés thermiques, la conductivité thermique, la masse volumique et la chaleur massique seront implémentées dans le modèle.

Température (°C)	Chaleur spécifique (J.kg ⁻¹ .C ⁻¹)	Conductivité thermique (W.m ⁻¹ .C ⁻¹)	Densité (Kg.m ⁻³)
20	450	14	8000
300	545	18	7890
500	570	21	7800
800	625	24	7660
1100	670	29	7510

Tableau 2.1 : Propriétés physiques de l'inox 316L.

Concernant la modélisation du massif en 316L il se comportera comme un solide déformable. Les propriétés élastiques sont présentées dans le tableau suivant :

Température (°C)	Module de Young (MPa)	Coefficient de Poisson
20	197000	0,3
200	184000	0,3
400	168000	0,3
600	151500	0,3
800	130000	0,3
900	108000	0,3

Tableau 2.2 : Propriétés élastiques de l'inox 316L.

Une loi de comportement de type Johnson et Cook (Equation 1.13) lui sera appliquée en utilisant des paramètres validés pour ce type de sollicitation [Umbrello2006], (grandes déformations, vitesse de déformations élevées). Au niveau de la thermique, un couplage thermomécanique fort contrôlé par un coefficient de partage de 0.9 est utilisé. Il correspond à la proportion d'énergie dissipée sous forme thermique; le reste étant de l'énergie mécanique stockée dans la matière : écrouissage (déplacement des dislocations, etc.).

Le jeu de paramètres choisis est issu de l'étude comparative menée par Umbrello [Umbrello2006] (tableau 2.3).

A (MPa)	B (MPa)	C	n	m	$\dot{\epsilon}_0$ (s⁻¹)
514	514	0.042	0.508	0.533	0.001

Tableau 2.3: Paramètres de Johnson Cook pour l'inox 316L.

2.3.1.3 Propriétés mécaniques et physiques du carbure de tungstène

Une recherche bibliographique sur le Carbure de Tungstène [Rech2002], a permis de travailler avec des paramètres physiques thermo-dépendants pour le carbure de tungstène (tableau 2.4).

Température (°C)	Module de Young (MPa)	Coefficient de Poisson	Chaleur spécifique (J.kg ⁻¹ .C ⁻¹)	Conductivité thermique (W.m ⁻¹ .C ⁻¹)	Densité (Kg.m ⁻³)
20	520000	0,3	226	44,5	14500
600	520000	0,3	326	59	14500
800	520000	0,3	342	51,2	14500

Tableau 2.4 : Propriétés du substrat en carbure de tungstène.

2.3.1.4 Conditions limites

- Eulérienne

Pour passer d'une formulation Lagrangienne à une formulation Eulérienne, il faut définir une zone d'entrée et deux zones de sorties Eulérienne de matière, qui fixent les nœuds dans l'espace, mais autorisent un écoulement au travers. Dans le cas de la sortie du copeau, le déplacement vertical des nœuds n'est pas autorisé, le déplacement horizontal, quant à lui, doit être possible, pour permettre la libre prise de courbure du copeau lorsqu'il se décolle de la face de coupe (figure 2.4).

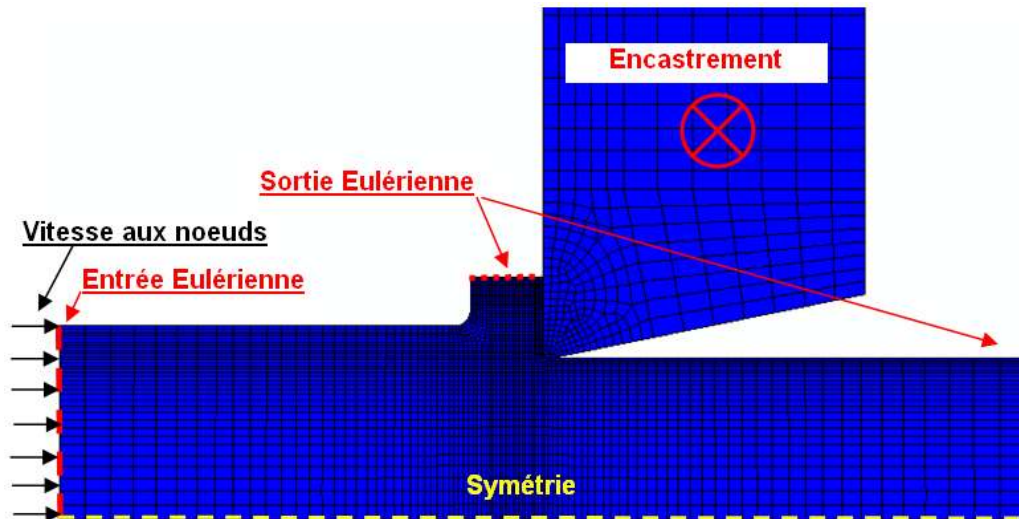


Figure 2.4 : Conditions limites.

- Vitesse d'écoulement

La vitesse de coupe V_c est affectée aux nœuds de la zone d'entrée Eulérienne, afin d'imposer une vitesse d'écoulement uniforme.

- Symétrie

Une condition de symétrie est affectée aux nœuds de la partie inférieure du modèle, afin d'empêcher leur déplacement vertical.

- Blocage de l'outil

Afin d'avoir un outil rigide tout en pouvant lui affecter des propriétés thermiques, un corps déformable est utilisé dans lequel tous les nœuds sont bloqués.

- Propriétés du contact

Le contact est géré en définissant l'outil comme étant la surface maître et la pièce l'esclave, de manière à ce que les nœuds de la pièce n'interpénètrent pas l'outil. De même, la génération d'un échauffement thermique dû au frottement (rupture des liaisons d'adhésion) est autorisée, en considérant que 100% de cette énergie de friction se transforme en chaleur.

- Propriétés de frottement

Concernant la modélisation du frottement, celui-ci utilise le modèle de frottement présenté au chapitre 4.

2.3.1.5 Calage du modèle

Le modèle nécessite un certain nombre de réglages pour pouvoir ensuite simuler le procédé de coupe sans problème de distorsion de mailles et ne pas avoir de limite de

durée. Pour cela, les informations de la partie expérimentale sont utilisées ce qui permet de caler la forme initiale du copeau : épaisseur « h_c » et longueur de contact « L_c » (figure 2.5).

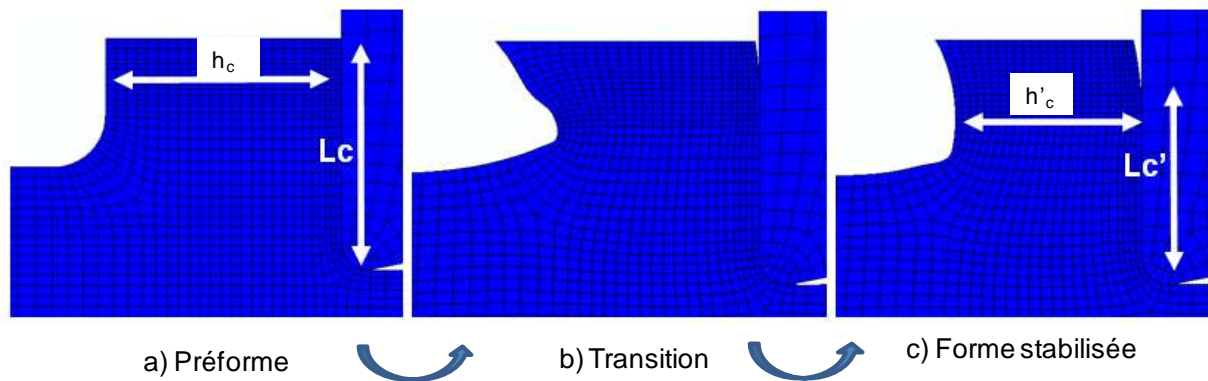


Figure 2.5: Evolution de la géométrie du copeau.

La faculté de l'approche A.L.E est d'adapter les contours du maillage en fonction des contraintes subies par le flux de matière qui le traverse. L'épaisseur finale du copeau est donc fonction des propriétés de la matière et non de la géométrie initiale. La longueur de contact, quant à elle, est fonction des propriétés de frottement au contact et thermiques (c'est l'effet bilame qui fait tourner le copeau). Pour autant « L_c » et « h_c » initiales jouent un rôle important lors de la phase de transition. Une géométrie mal adaptée entraînera des ondulations excessives, de bas en haut, qui peuvent provoquer des distorsions de mailles. C'est pourquoi, afin de caler le modèle, il faut partir des informations expérimentales, puis réduire la longueur de contact si nécessaire.

2.3.1.6 Méthode d'extraction des chargements mécaniques

Les chargements mécaniques, devant être observés, se situent en amont de la zone de cisaillement primaire jusqu'à la zone de cisaillement tertiaire. L'objectif est de récupérer les contraintes mécaniques et les chargements thermiques qui sont susceptibles d'affecter la nouvelle surface obtenue après le passage de l'outil. C'est pour cette raison qu'une ligne de chargement est déterminée en partant d'un point de la nouvelle surface, jusqu'à un point amont situé dans la matière, à une profondeur égale à celle de l'avance par tour (figure 2.6).

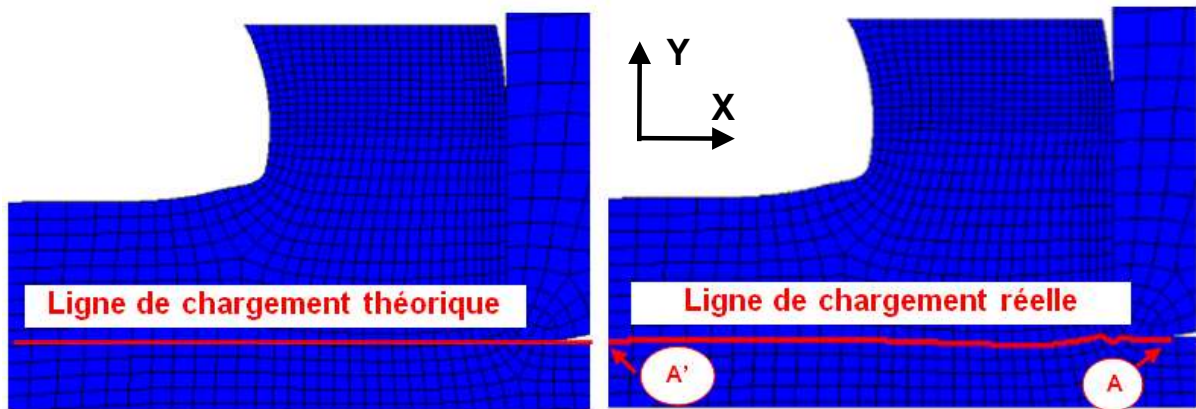


Figure 2.6: Ligne de visualisation des chargements.

Les informations observées sont relatives à une facette orientée suivant la direction 2. Ce sont les contraintes normales σ_{yy} et les contraintes tangentielles σ_{yx} qui sont relevées en chaque nœud de la ligne de chargement.

2.3.1.7 Visualisation des sollicitations mécaniques et thermiques exercées par l'outil

Les résultats présentés (figure 2.7, 2.8, & 2.9) dans cette partie correspondent à un calcul dont les données principales sont : V_c 120 m.min⁻¹, avec une avance f : 0,1 mm.tr⁻¹ et un rayon d'arête R_β de 50 μm . Le temps de calcul est d'environ 2 heures avec un PC de bureau. Les données sont extraites le long de la ligne rouge.

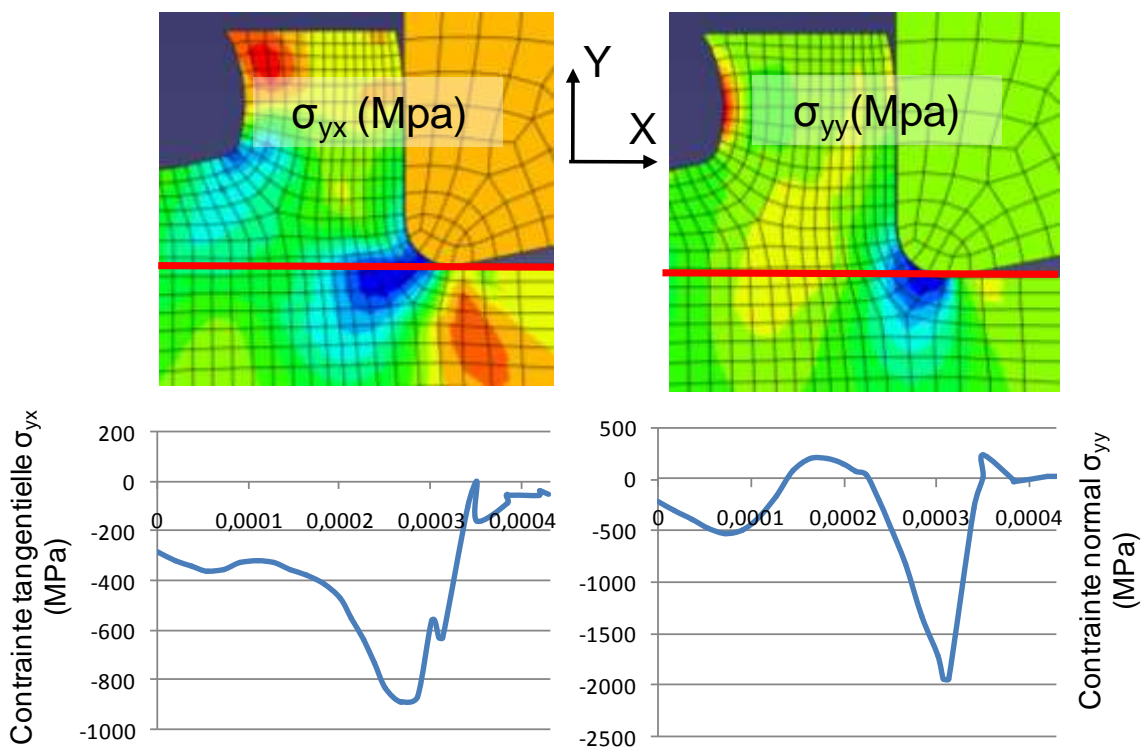


Figure 2.7 : Sollicitations mécaniques exercées par l'outil (V_c : 120 m.min⁻¹, f : 0,1 mm.tr⁻¹, R_β : 50 μm).

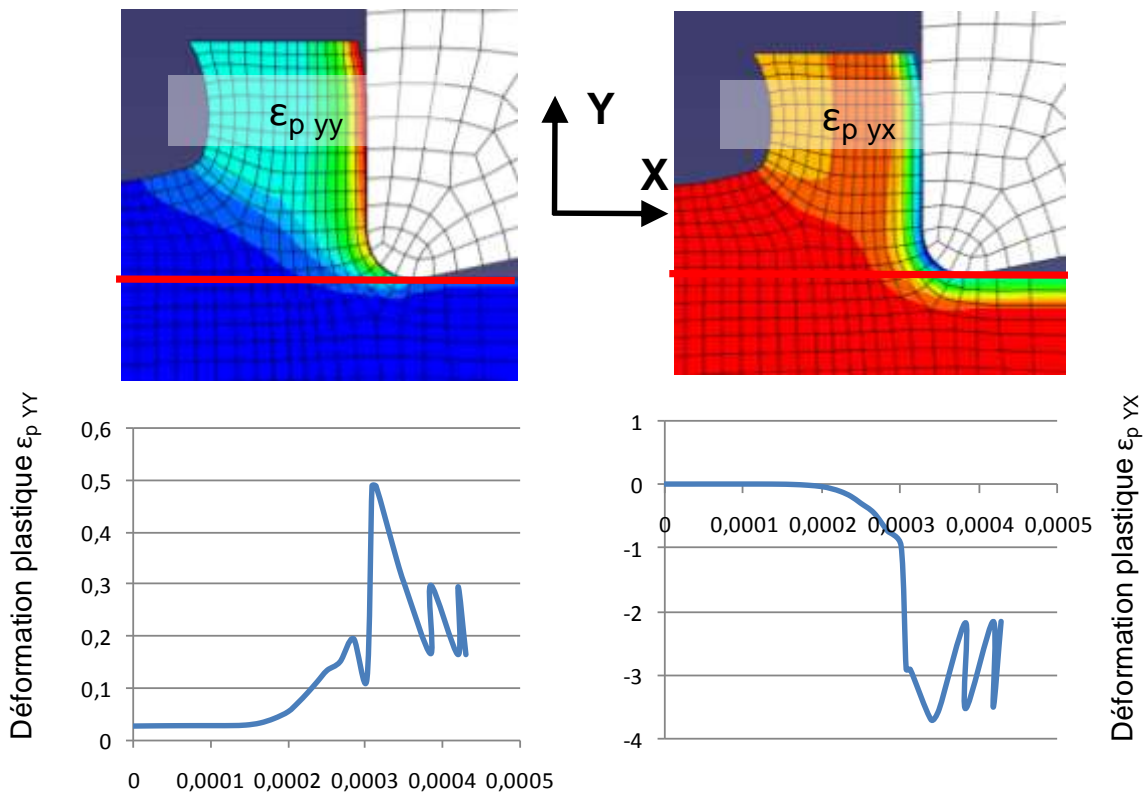


Figure 2.8: Courbes de déformation plastique ($V_c : 120 \text{ m.min}^{-1}$, $f : 0,1 \text{ mm.tr}^{-1}$, $R_\beta : 50 \mu\text{m}$).

Cette étude préliminaire, met en évidence le fait que la majeure partie des chargements mécaniques exercés par l'outil sur la future surface de la pièce ont lieu au niveau de la zone de cisaillement tertiaire. Cette observation résulte du fait que la majeure partie de la matière cisailée au niveau du plan de cisaillement en Z.C.P est destinée au copeau. Cette remarque, conduit à ne tenir compte, dans un premier temps, que du chargement mécanique en zone de cisaillement tertiaire.

Concernant la chaleur, il convient par contre de tenir compte de l'échauffement présent en Z.C.P car, l'élévation de température qu'il engendre va intervenir au niveau des propriétés mécaniques de la matière soumise au chargement en Z.C.T. Là encore, la majeure partie des sollicitations thermiques a lieu au niveau de la zone de cisaillement tertiaire (figure 2.9).

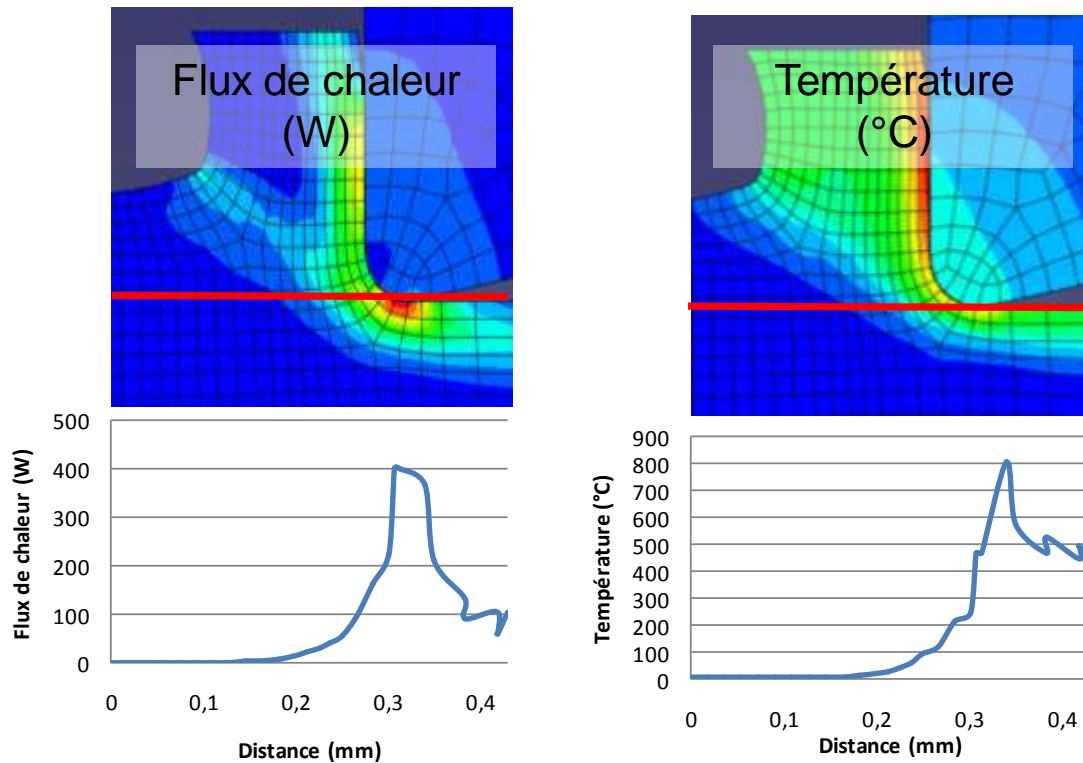


Figure 2.9 : Sollicitations thermiques exercées par l'outil (V_c : 120 m.min⁻¹, f : 0,1 mm.tr⁻¹, R_β : 50 μ m).

En résumé, cette étude préliminaire permet de répertorier les chargements à inclure dans le modèle industriel (figure 2.10). Différentes vitesses, avances et rayons d'arêtes ont été simulés et ils conduisent tous aux mêmes observations en terme de localisation des chargements. Seules les intensités de ces chargements sont à définir de façon expérimentale en fonction des paramètres d'usinage employés.

Les intensités des chargements à déterminer se résument à :

- Un chargement thermique en Z.C.P sur la largeur du copeau,
- Un chargement mécanique en Z.C.T (normal et tangentiel) sur la zone de contact en dépouille,
- Un chargement thermique en Z.C.T sur la zone de contact en dépouille.

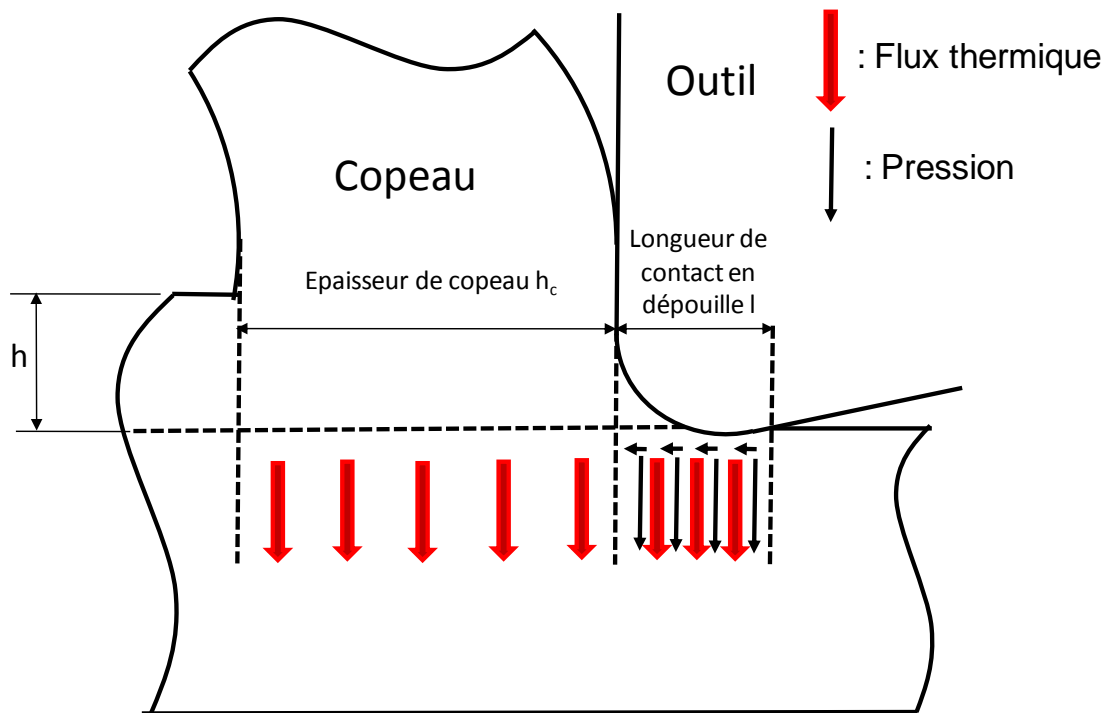


Figure 2.10 : Localisation et symbolisation des 4 chargements à appliquer.

2.4 Modélisation et calcul des chargements thermiques et mécaniques appliqués

D'après ce qui a été montré au paragraphe précédent, les chargements ont été localisés au niveau des différentes zones de cisaillement et il reste à quantifier leur intensité par rapport aux paramètres de coupe utilisés. De plus, le modèle industriel fonctionnant par application de chargements, il est nécessaire de trouver une expression analytique de ceux-ci en fonction des observations faites au paragraphe 2.3.1.7.

Le calcul de ces chargements nécessite la mise en œuvre d'efforts locaux qui décomposent les efforts de coupe et d'avance appliqués par l'outil à la pièce en six composantes en fonction de leur présence au niveau de la zone de cisaillement secondaire et primaire ou bien au niveau de la zone de cisaillement tertiaire (figure 2.11). Dans un premier temps, les efforts apparaissant au niveau de la zone de cisaillement secondaire sont négligés devant les efforts présents en Z.C.P.

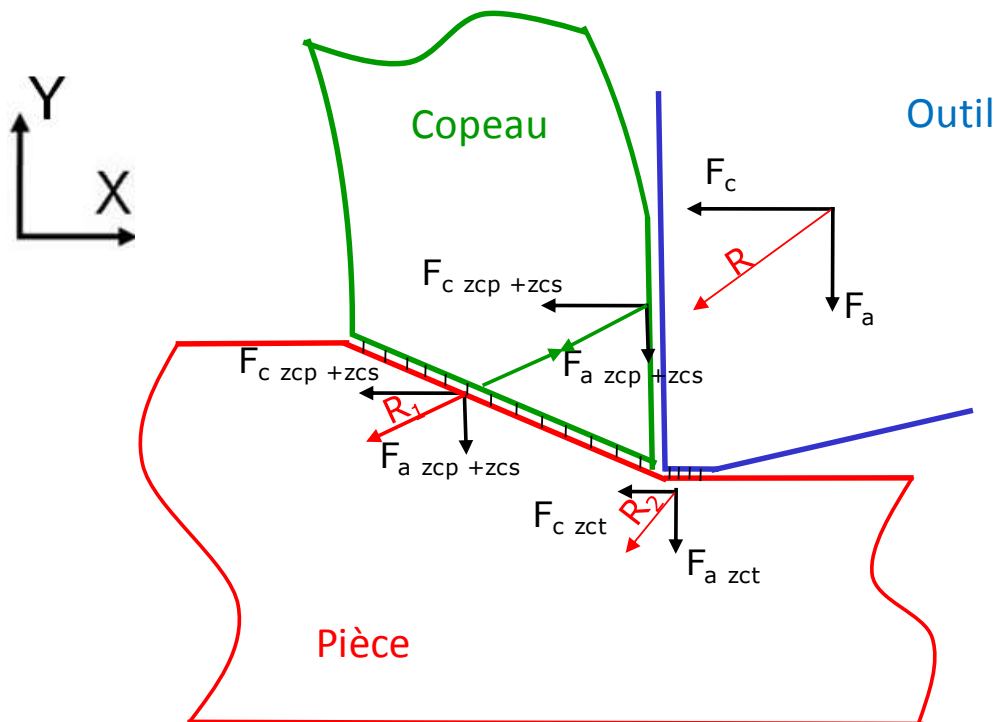


Figure 2.11 : Décomposition des efforts de coupe F_c et d'avance F_a appliquée par l'outil en efforts locaux.

En faisant un bilan des efforts mécaniques et en négligeant les moments du fait des très faibles distances entre les points d'application des forces, il apparaît les deux équations suivantes :

$$F_c = F_{c(zcp+zcs)} + F_{c(zct)} \quad (2.1)$$

$$F_a = F_{a(zcp+zcs)} + F_{a(zct)} \quad (2.2)$$

Les phénomènes de frottement apparaissant sur les faces de coupe et de dépouille sont dus aux coefficients de frottement adhésifs. En faisant intervenir les coefficients de frottements adhésifs [Bowden1951], il est possible d'écrire deux autres équations :

$$F_{a(zcp+zcs)} = \mu_{zcp} \cdot F_{c(zcp+zcs)} \quad (2.3)$$

$$F_{c(zct)} = \mu_{zct} \cdot F_{a(zct)} \quad (2.4)$$

2.4.1 Modélisation et calcul des chargements au niveau de la zone de cisaillement primaire:

Dans cette zone, où l'on applique uniquement une densité de flux de chaleur, c'est la composante $F_{c(zcp+zcs)}$ qui permet de calculer la puissance dissipée.

Cette puissance est divisée en une partie thermique et une partie mécanique [Shi2002]. La puissance thermique qui en résulte est ensuite répartie entre le copeau, l'outil et la pièce [Schmidt1949]. La quantité trouvée est enfin appliquée sous la forme d'une densité de flux

constante sur la surface de la pièce usinée et sur une longueur correspondant à l'épaisseur du copeau.

L'expression de la puissance thermique en zone primaire peut être schématisée comme suit (figure 2.12):

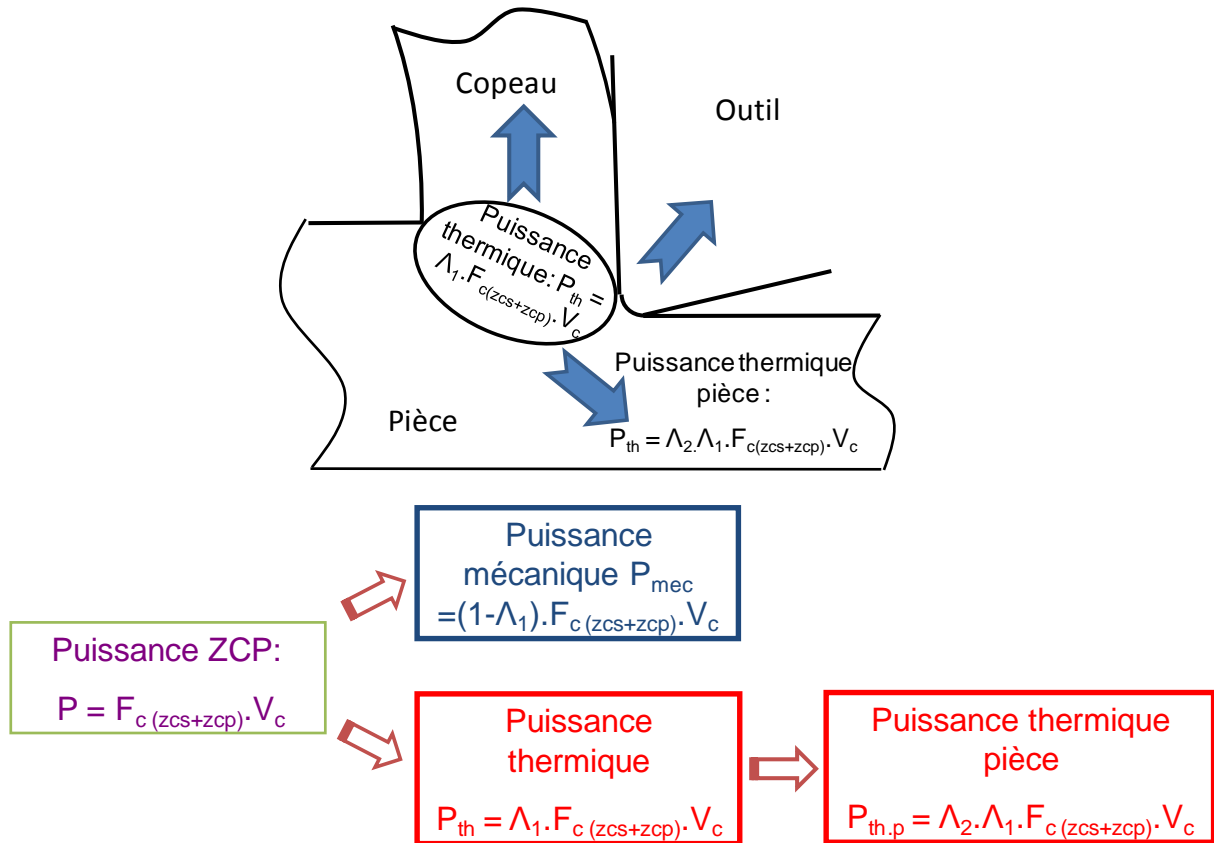


Figure 2.12 : Répartition de la puissance thermique en zone de cisaillement primaire.

En première approche:

Λ_1 : est établi à 0,85 d'après les travaux de Shi [Shi2002]. Il correspond à la fraction de la puissance convertie en chaleur.

Λ_2 : est établi à 0,1 d'après les travaux de Schmidt [Schmidt1949]. Il correspond à la fraction de chaleur transmises à la pièce.

Dans cette zone le flux sera appliqué de manière constante sous la forme d'une densité de flux $D_{flux\ ZCP}$.

2.4.2 Modélisation et calcul des chargements au niveau de la zone de cisaillement tertiaire

Au niveau de la zone de cisaillement tertiaire, la pression normale à la surface dépendant de la composante locale $F_{a(zct)}$. La composante $F_{c(zct)}$, liée à $F_{a(zct)}$ par le coefficient de frottement adhésif μ_{zct} , est à l'origine des chargements thermiques dans cette zone (figure 2.11).

Pour définir la répartition de pression en zone de cisaillement tertiaire de manière semblable à ce présenté figure 2.7, l'interaction entre la matière usinée et l'outil est assimilée à une opération de rayage où l'indenteur de forme cylindrique représentant l'arête de l'outil frotterait sur un plan correspondant à la surface usinée (figure 2.13).

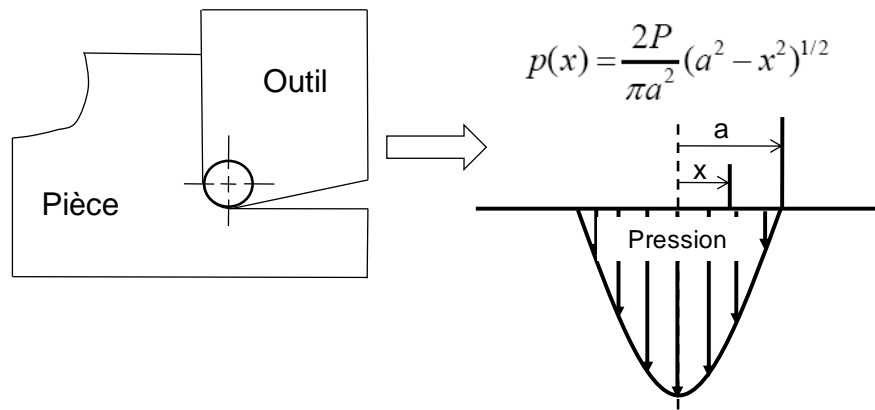


Figure 2.13 : Répartition de pression en Z.C.T.

Cette approche est basée sur la théorie du contact élastique de Hertz [Johnson1987]. Cette modélisation est retenue en première approche.

En tenant compte de l'hypothèse du contact cylindre-plan, l'expression de la pression normale à appliquer dans cette zone est :

$$P_n(x) = \frac{2.P}{\pi.a^2} (a^2 - x^2)^{\frac{1}{2}} \quad (2.5)$$

Avec P : Effort normal,

a : demi longueur de contact ($2a=l$).

La pression tangentielle étant le produit de la pression normale par le coefficient de frottement adhésif μ_{zct} , elle s'écrit :

$$P_t(x) = \mu_{zct} \cdot \frac{2.P}{\pi.a^2} (a^2 - x^2)^{\frac{1}{2}} \quad (2.6)$$

Les figures ci-dessous (figure 2.14, et 2.15) comparent les chargements obtenus avec le modèle A.L.E et ceux programmés dans SYSWELD.

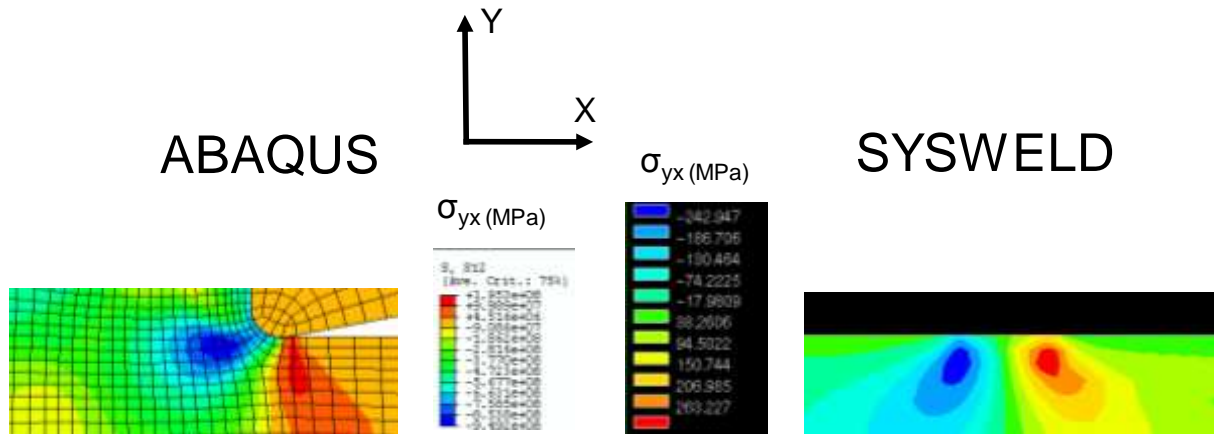


Figure 2.14 : Comparaison des contraintes normales σ_{yy} obtenues avec les modèles Abaqus et σ_{yy} obtenue avec Sysweld.

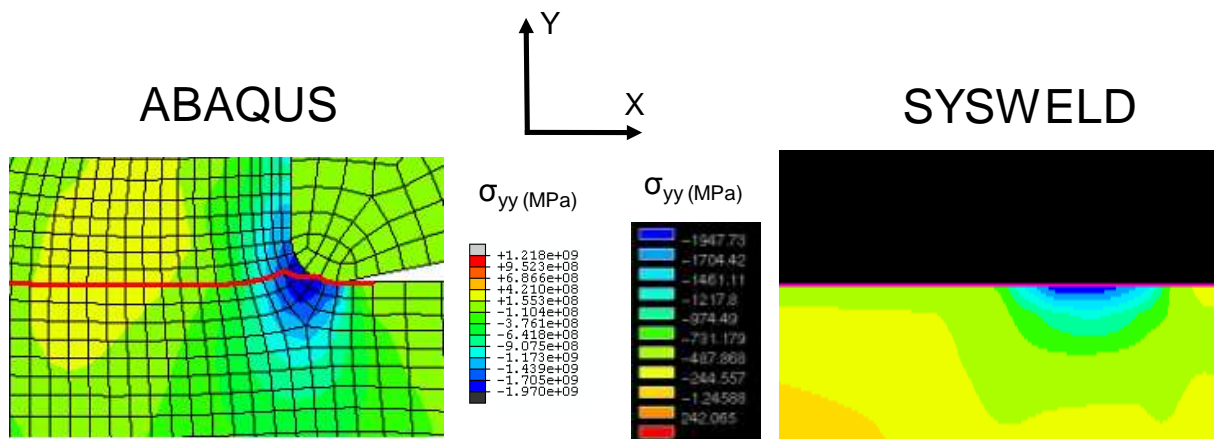


Figure 2.15 : Comparaison des contraintes tangentielle σ_{yx} obtenues avec les modèles Abaqus et Sysweld.

Cet essai préliminaire vient montrer la cohérence du chargement appliqué dans Sysweld par rapport à celui observé sur Abaqus. Pour la pression normale les valeurs sont très proches. Pour la pression tangentielle, les valeurs sont un peu plus différentes du fait de l'absence de copeau sur le modèle Sysweld.

Au niveau du flux de chaleur généré en Z.C.T, celui-ci est engendré par le travail de la composante tangentielle $F_c(z_{ct})$. La puissance totale est fournie par le produit de cet effort de coupe local $F_{c(z_{ct})}$ et de la vitesse de coupe V_c .

Le coefficient de répartition de cette puissance sous forme de chaleur Λ_3 dans la pièce sera calculé via une démarche expérimentale présentée au chapitre 4 et le flux de chaleur sera appliqué de manière constante sur toute la zone de contact en dépouille. Ce flux sera appliqué sous la forme d'une densité de flux de chaleur $D_{flux\ ZCP}$.

2.5 Données à déterminer pour chaque zone de chargement

Après le choix, la modélisation et le calcul des divers chargements à appliquer sur la surface de la pièce usinée, il est nécessaire de déterminer certaines données soit de manière expérimentale ou à l'aide de la bibliographie.

En résumé les données à déterminer sont :

- Les efforts de coupe F_c et F_a (figure 2.16),
- L'épaisseur « e » du copeau (figure 2.16),
- La longueur de contact l équivalente à « 2a » entre l'outil et la pièce sur la face de dépouille (figure 2.16),
- Le coefficient de répartition de la puissance thermique entre l'outil et la pièce Λ_3 ,
- Les coefficients de frottements adhésif entre la pièce et l'outil μ_{zct} et entre le copeau et l'outil μ_{zcs} .

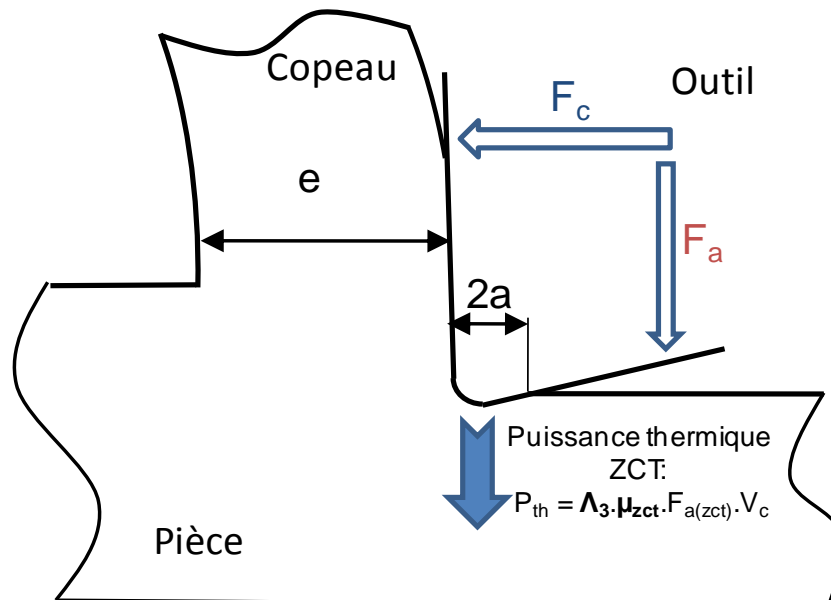


Figure 2.16 : Données à déterminer.

2.6 Conclusion

Une des étapes clef de l'approche de la modélisation proposée est donc la quantification des chargements à appliquer sur la surface de la pièce usinée en fonction des paramètres d'usinage utilisés. La mise en place de la modélisation, à travers le modèle A.L.E implémenté sur ABAQUS permet de recenser les données expérimentales et/ou bibliographiques à déterminer dans le but de quantifier ces chargements.

Cette étape conditionne les deux chapitres suivants qui traitent respectivement de la mesure des données expérimentales et de l'établissement du modèle de frottement.

Dans le chapitre 3, les moyens et les méthodes utilisés pour mesurer les efforts de coupe, les longueurs de contact outil – pièce en dépouille, les épaisseurs de copeaux seront présentés.

Le chapitre 4 détaille la mise au point du modèle de frottement dans le cadre de l'usinage à sec de l'inox 316L par un outil en carbure de tungstène revêtu de nitrure de titane (même type que celui employé par AREVA). Ces données permettront de résoudre les équations 2.1, 2.2, 2.3, 2.4 et de calculer les 4 efforts locaux. A la suite de cette étape, les chargements pourront être calculés et appliqués au modèle numérique dans le chapitre 5.

3 Expérimentation: données d'entrée du modèle

3.1 Introduction

Comme il a été montré aux chapitres précédents, il est nécessaire de réaliser un certain nombre de mesures expérimentales afin de quantifier les sources thermomécaniques à appliquer sur la surface finale de la pièce en cours d'usinage. Pour mener à bien ce projet il est nécessaire de connaître les efforts de coupe, les longueurs de contact outil-pièce, les épaisseurs de copeaux en fonction des différents paramètres de coupe.

Ces investigations ont été menées en se plaçant dans un contexte de coupe orthogonale ce qui est cohérent avec le choix d'un modèle numérique de développement en deux dimensions. Toutes les valeurs servant à alimenter le modèle en 2 dimensions sont obtenues en usinant en plongée des disques en inox 316L (figure 3.1).

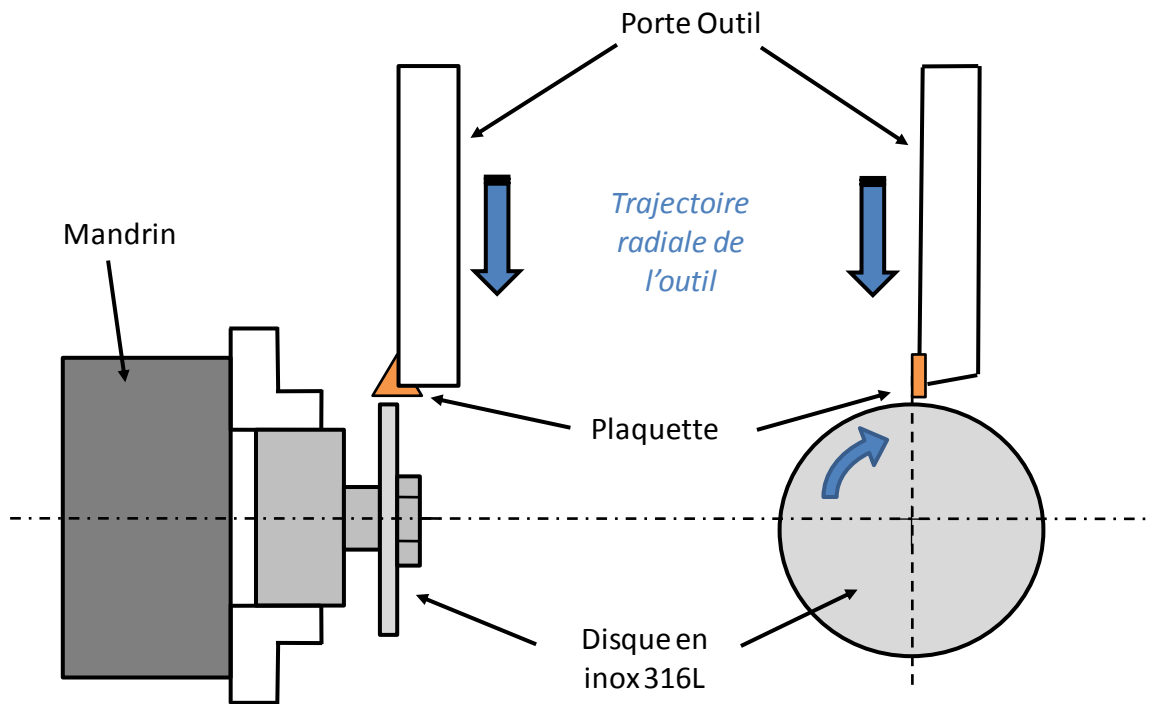


Figure 3.1 : Description de l'opération de coupe en plongée.

3.2 Description du matériel utilisé

Les opérations de tournage en plongée ont lieu sur un tour TRANSMAB 450 fabriqué par la société SOMAB (figure 3.2).



Figure 3.2 : Description du tour Transmab 450.

Les plaquettes utilisées sont produites par le carburier Sandvik. Ce sont des TPKN 16 03 PP R avec un substrat de type SM30 et un revêtement en nitrure de titane TiN (figure 3.3). Elles sont à la base destinées au fraisage.

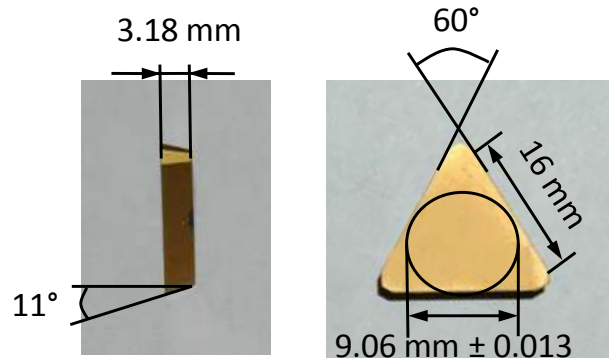


Figure 3.3: Détails de la plaquette TPKN 16 03 PPR.

T	P	K	N	16	03	PP	R
Plaquette triangulaire	Angle de dépouille de 11°	Tolérance de 0.013 mm sur la hauteur	Absence de brise copeau	Longueur d'arête de 16 mm	Épaisseur de 3.18mm	2 biseaux à 90°	arête ronde

Tableau 3.1 : Caractéristiques géométriques de la plaquette TPKN 16 03 PP R.



Figure 3.4 : Porte outil.

Ce choix de plaquette est dicté par celui fait chez AREVA NP pour réaliser le tournage des soudures. Le chariotage est en effet réalisé avec des plaquettes de type CNMG 19 06 08 PR. Elles ont aussi un substrat en carbure de tungstène et possèdent aussi une couche superficielle de nitrure de titane. Par contre, ces plaquettes sont inadaptées pour des essais en plongée.

Les mesures d'efforts sont réalisées à l'aide d'un dynamomètre KISTLER de type 9257A (figure 3.5).



Figure 3.5 : Table Kistler 9257A.

Le dynamomètre est associé à un programme implémenté sur Labview réalisant l'acquisition du signal ainsi que son filtrage. Les mesures de longueurs de contact sont réalisées à l'aide d'une loupe binoculaire de type Leica MZ 125 et du logiciel Leica IM 1000.

Enfin, la caméra thermique de type FLIR Thermacan Phoenix permet d'acquérir les niveaux de luminances émis par l'inox au cours de l'usinage en vue d'obtenir des champs de températures. Elle est utilisée avec un objectif et des bagues allonges ainsi que d'un écran de protection (figure 3.6).



Figure 3.6 : Caméra thermique FLIR Thermacan Phoenix sans bagues allonge.

Le dispositif d'essais ainsi mis au point permet de mesurer toutes les données nécessaires en une seule opération (figure 3.7).

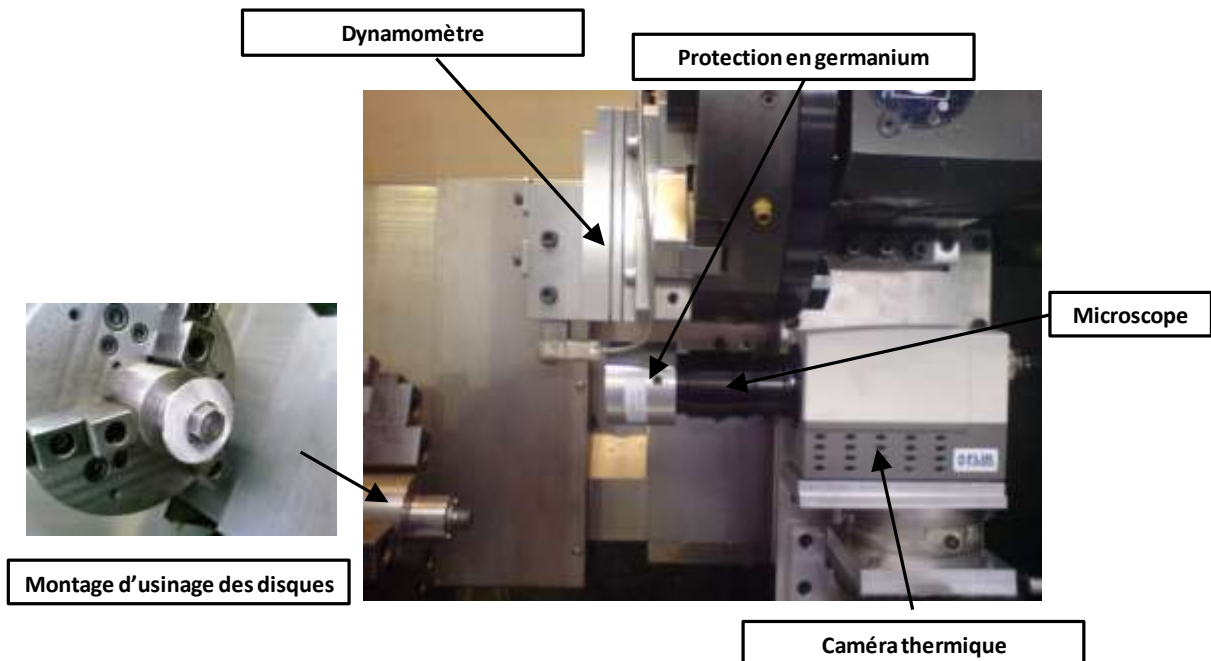


Figure 3.7 : Dispositif d'essais en coupe orthogonale.

3.3 Procédure d'essai

3.3.1 Préparation des disques

Les disques en inox 316L sont issus de barres fournies par la société UGITECH. Ils sont usinés de manière à obtenir une épaisseur de 3 mm et, de plus, la face orientée vers la caméra est rectifiée pour contrôler l'état de surface et la rugosité nécessaire à l'obtention de carte de luminances exploitables (figure 3.8). Certains essais ont été réalisés avec des disques non rectifiés d'une épaisseur de 3,3 mm lorsque les luminances n'étaient pas mesurées.

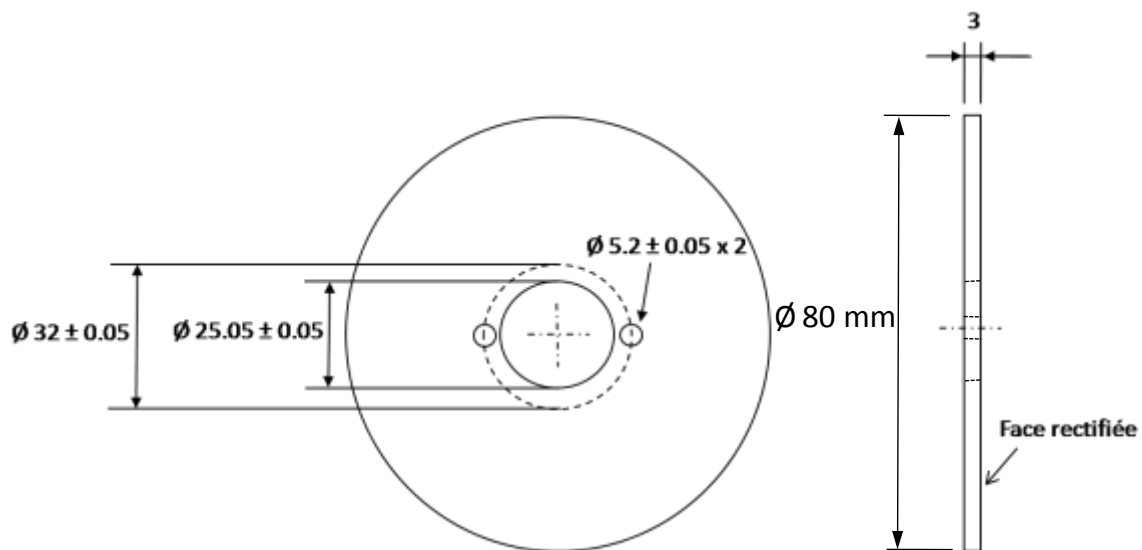


Figure 3.8 : Plan des disques utilisés pour les essais en plongée.

3.3.2 Choix des conditions expérimentales

Le but du projet étant de relier les paramètres d'usinage utilisés à l'état de contrainte résiduelle, il est nécessaire de faire varier ceux-ci dans une plage significative. Le choix des plages de valeurs retenues est basé sur une étude du couple outil matière appliqué à l'usinage de finition d'un inox 316L (Annexe 5). Contrairement à l'usage traditionnel qu'il est fait de ces résultats, les plages des paramètres de coupe utilisées sont volontairement élargies afin d'encadrer le régime nominal d'utilisation de l'outil.

Suite à cette étude, les vitesses de coupe évoluent de $60\text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ à $180\text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ et l'avances de $0,1\text{ mm}\cdot\text{tr}^{-1}$ à $0,3\text{ mm}\cdot\text{tr}^{-1}$. La profondeur de passe (équivalent à l'épaisseur des disques), quant à elle, n'est pas modifiée puisque, dans un contexte de finition, ce n'est pas une variable pertinente. Le dernier paramètre significatif est l'acuité d'arête (R_β figure 1.16). En vue de tester son influence, deux rayons d'arête différents ont été recréés par sablage et complètent l'étude. Dans tout les cas, chaque mesure est réalisée sur une arête neuve.

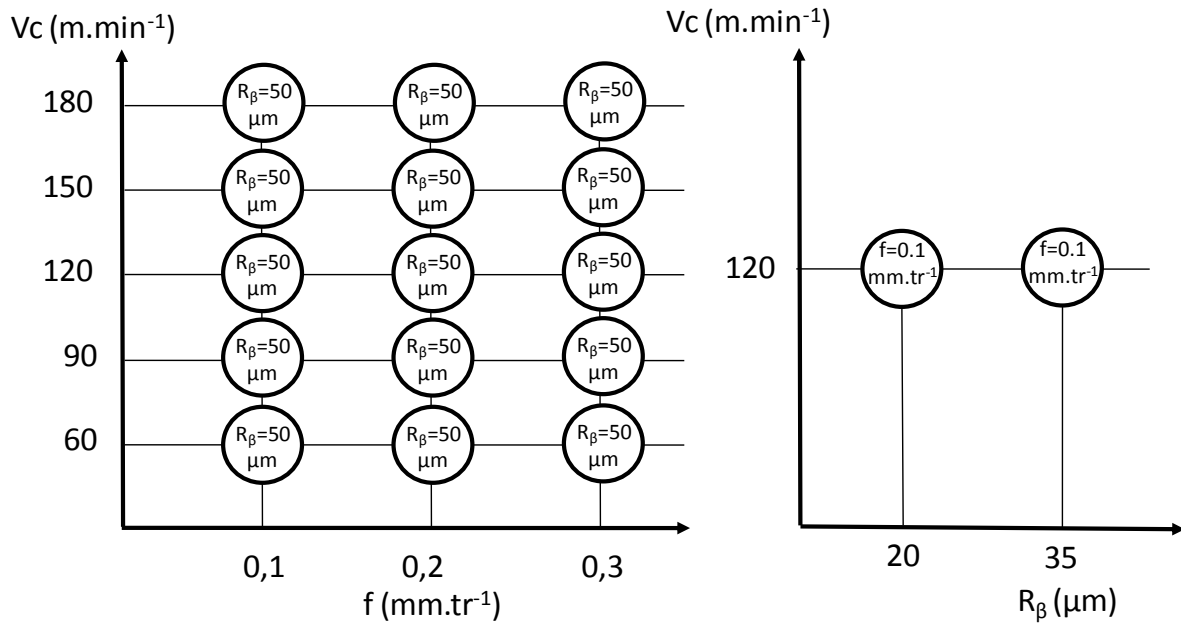


Figure 3.9 : Matrices d'essais.

Les deux autres rayons d'arête sélectionnés sont $R_\beta=35 \mu\text{m}$ et $20 \mu\text{m}$. Ces valeurs ont été choisies car il est possible de trouver plusieurs plaquettes sablées possédant ces rayons d'arête. Ils seront testés pour une vitesse de coupe de 120 m.min^{-1} et une avance de $0,1 \text{ mm.tr}^{-1}$. Ces paramètres sont choisis car la vitesse de coupe de 120 m.min^{-1} est centrale pour cette gamme d'essais et correspond à une des valeurs acceptables par le Couple Outil Matière (C.O.M). L'avance est choisie à $0,1 \text{ mm.tr}^{-1}$ car c'est celle qui est la plus réaliste lors d'une opération de finition. Enfin, de part le procédé utilisé pour recréer les rayons (Annexe 3) il a été impossible de former des rayons supérieurs à la dimension d'origine. Pour l'arasage des soudures (chariotage) AREVA NP utilise une vitesse de coupe de 100 m.min^{-1} , une avance $0,3 \text{ mm.tr}^{-1}$ et une profondeur de passe de $0,3 \text{ mm}$.

3.4 Mesures des efforts d'usinage en plongée

3.4.1 Efforts de coupe

La figure 3.10 présente les efforts de coupe mesurés en fonction de l'avance par tour et de la vitesse de coupe.

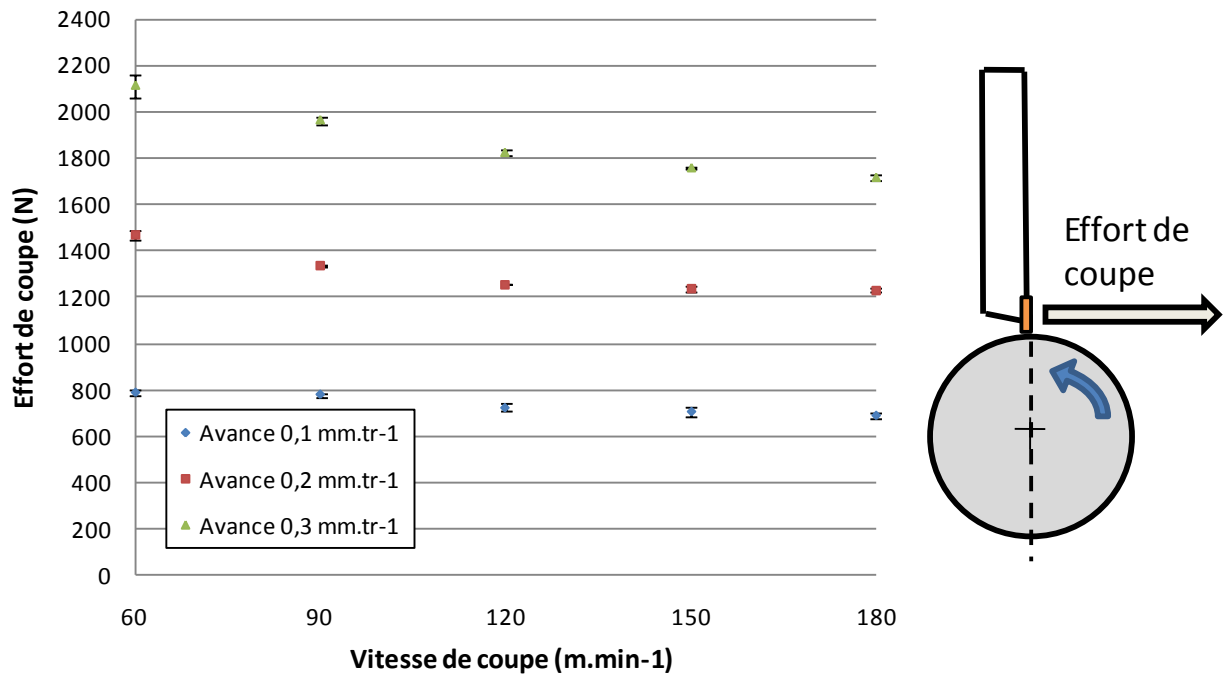


Figure 3.10: Efforts de coupe mesurés pour $R_\beta = 50 \mu\text{m}$.

Les efforts de coupe diminuent avec la vitesse et augmentent avec l'avance ce qui correspond à une évolution classique de ceux-ci. Chaque mesure a été répétée trois fois et le faible écart type vient confirmer la fidélité de la mesure. Ce phénomène s'explique par un adoucissement accru de l'inox pour les températures plus élevées, par une sensibilité à la vitesse de déformation qui le rend moins résistant pour les valeurs élevées, par une diminution du coefficient de frottement avec la vitesse de frottement de l'outil sur la pièce.

3.4.2 Efforts d'avance

La figure 3.11 présente les efforts d'avance mesurés en fonction de l'avance par tour et de la vitesse de coupe.

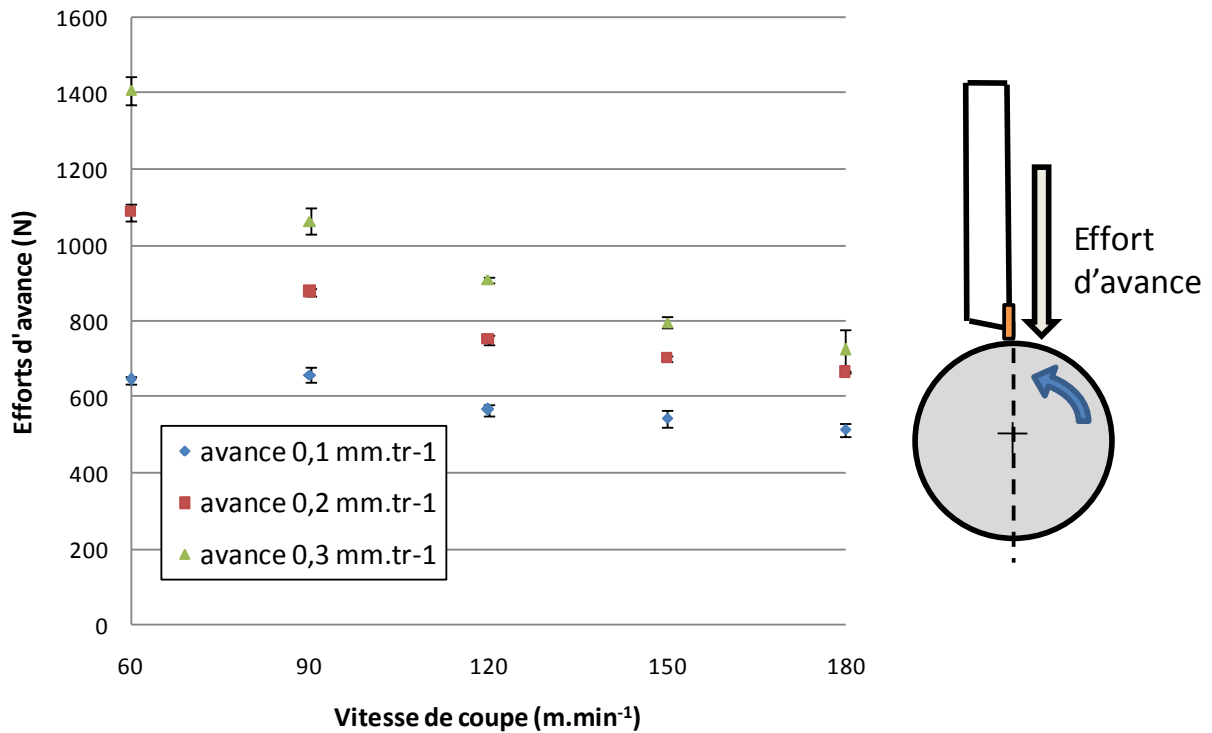


Figure 3.11 : Efforts d'avance mesurés pour $R_{\beta} = 50\mu\text{m}$.

Là aussi l'évolution est classique avec une décroissance des efforts d'avance avec la vitesse de coupe et une augmentation de ceux-ci avec l'avance. Pour les essais réalisés à faible vitesse de coupe (60 et 90 m.min⁻¹) et avec une avance de 0.3 mm.tr⁻¹, les résultats sont plus dispersés du fait des fortes vibrations engendrées par l'écoulement irrégulier de la matière aux basses vitesses d'usinage. Ces phénomènes s'expliquant par de fortes adhésions rencontrées sur ces plages de fonctionnement. Ces résultats sont confirmés par les essais de frottement réalisés à faibles vitesses et sous forte charge. De plus, les essais réalisés à 60 m.min⁻¹ avec une avance de 0.3 mm.tr⁻¹ ont conduit à la destruction de l'arête de coupe de la plaquette montrant ainsi une limite dans le choix des paramètres.

La figure 3.12 présente les efforts de coupe et d'avance obtenus avec un rayon d'arête variable pour une vitesse de coupe de 120 m.min⁻¹ et une avance de 0,1 mm.tr⁻¹.

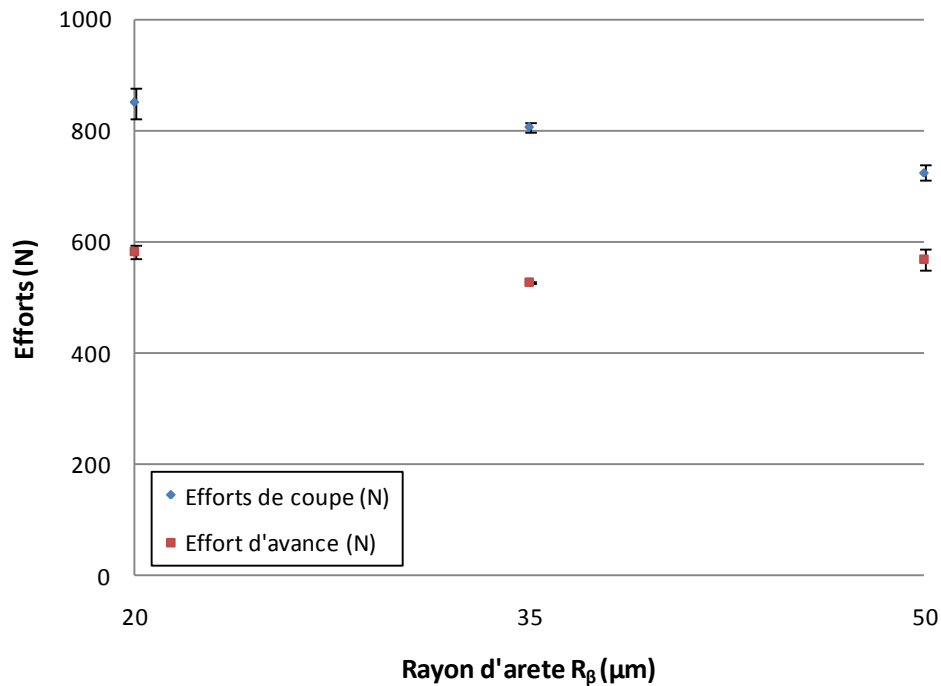


Figure 3.12 : Efforts en fonction du rayon d'arête ($V_c = 120 \text{ m.min}^{-1}$, $f = 0.1 \text{ mm.tr}^{-1}$).

Les efforts ne semblent pas trop influencés par la taille du rayon de l'arête de coupe. Cette observation directement issue de la réalité de nos essais est contraire à ce qu'on peut trouver dans la bibliographie [Valiorgue2004] pour un acier différent (42 Cr Mo 4). Ce résultat illustre un des intérêts de la méthode employée dans ce mémoire, qui est bâtie sur des données expérimentales. La faible différence de résultats obtenus avec des rayons d'arête différents est due à la forte adhésion de la matière pour les vitesses de glissement faibles rencontrées au niveau du rayon d'arête pour ce matériaux. L'amas de matière présent masque l'influence du rayon d'arête sur la matière usinée contrairement à un matériaux moins ductile de type 42 Cr Mo 4.

3.5 Mesure des longueurs de contact outil pièce

Les mesures de longueur de contact outil-pièce « l » (figure 3.13) servent à quantifier les pressions mécaniques à appliquer sur la surface de la pièce du modèle numérique. L'influence de ces longueurs de contact est importante et, pour améliorer la précision de mesure, les plaquettes ont été revêtues d'une couche de MoS_2 (noire) vouée à disparaître pendant les premiers instants de l'usinage laissant ainsi apparaître les zones de contact (figure 3.13).

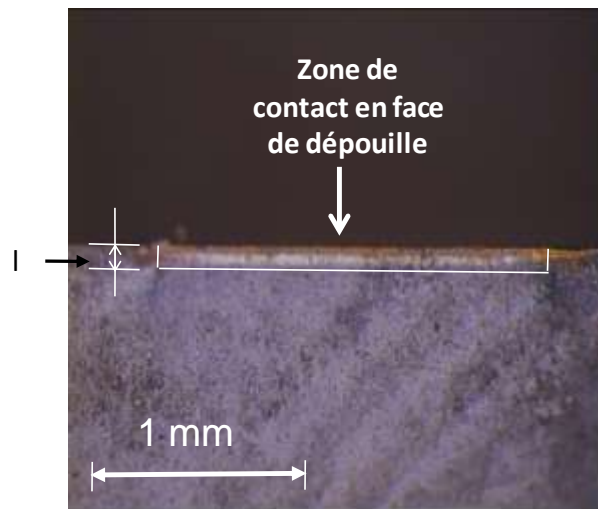


Figure 3.13 : Mesure des longueurs de contact Outil – Pièce
(V_c 120 m.min⁻¹, $f=0,1$ mm.tr⁻¹).

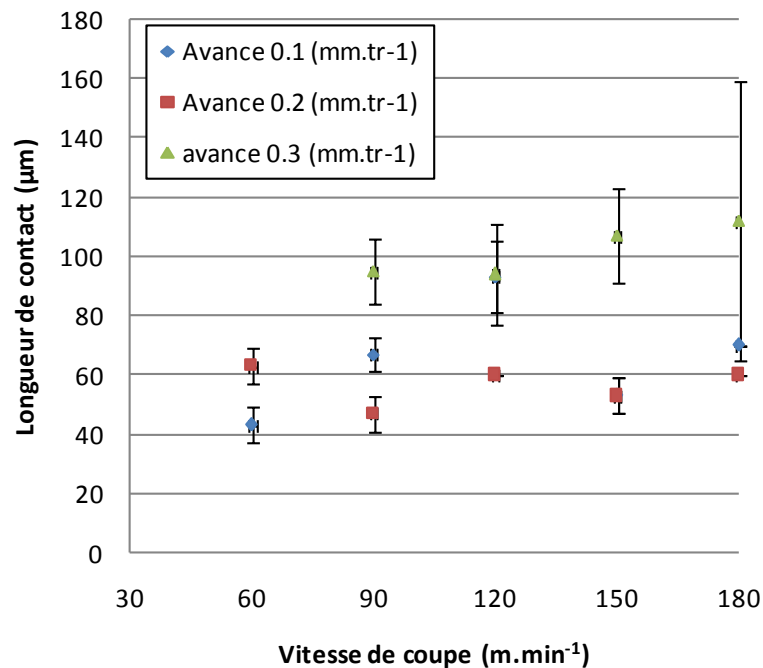


Figure 3.14 : Mesure des longueurs de contact Outil-Pièce avec $R_\beta=50$ μm.

Pour les mesures faites avec des avances de 0.1 et 0.2 mm.tr⁻¹, les valeurs sont quasiment constantes en fonction de la vitesse de coupe mais l'écart type est plus important que pour les mesures précédentes car, du fait des très faibles valeurs (qq dizaines de μm), les mesures sont plus difficiles à réaliser. Pour les valeurs obtenues avec une avance de 0.3 mm.tr⁻¹, les résultats sont plus dispersées du fait des instabilités dues aux fortes vibrations. Il semble que la valeur de 0.3 mm.tr⁻¹ d'avance soit une valeur extrême pour ce couple d'outil et de matière usinée à faible vitesse de coupe en coupe orthogonale.

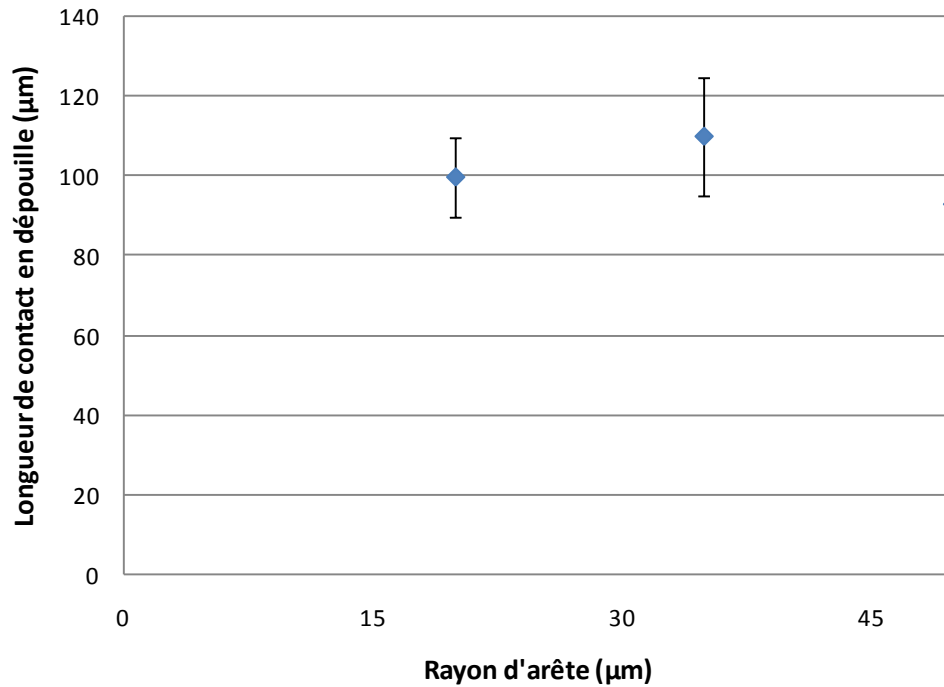


Figure 3.15 : Mesure des longueurs de contact Outil-Pièce avec R_β variable.

Concernant les mesures des longueurs de contact outil- pièce, celles-ci varient peut en fonction du rayon d'arête (figure 3.15).

3.6 Mesure des épaisseurs de copeaux

Les mesures d'épaisseurs moyennes de copeaux servent à quantifier la longueur d'application du flux de chaleur en zone de cisaillement primaire. Lorsque les copeaux recueillis après usinage sont festonnés, seule la valeur moyenne de l'épaisseur sera retenue (figure 3.16).

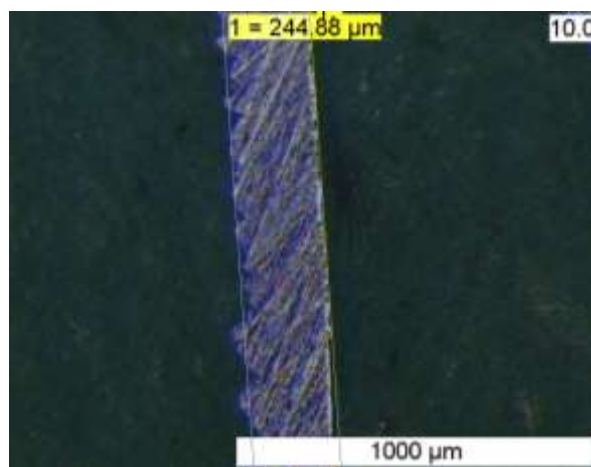


Figure 3.16 : Exemple de mesure d'épaisseur moyenne de copeau ($V_c = 150 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$, $f = 0,1 \text{ mm}\cdot\text{tr}^{-1}$ et $R_\beta = 50 \mu\text{m}$).

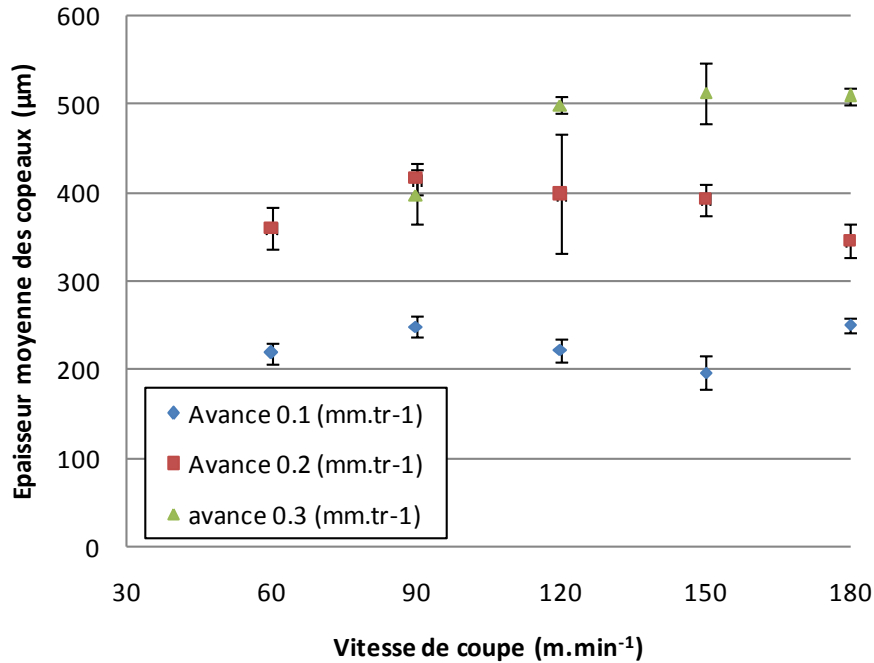


Figure 3.17 : Mesures d'épaisseurs moyennes de copeaux avec $R_\beta = 50 \mu\text{m}$.

Les mesures d'épaisseurs de copeaux évoluent avec l'avance de manière très nette entre 0.1 et 0.2 mm.tr⁻¹. En doublant l'avance, l'épaisseur moyenne de copeau double presque. Cette remarque fonctionne aussi pour les trois essais réalisés avec les vitesses de coupe les plus rapides et une avance de 0,3 mm.tr⁻¹. Seule l'épaisseur de copeau obtenue à 90 m.min⁻¹ et f=0,3 mm.tr⁻¹ paraît faible (figure 3.17).

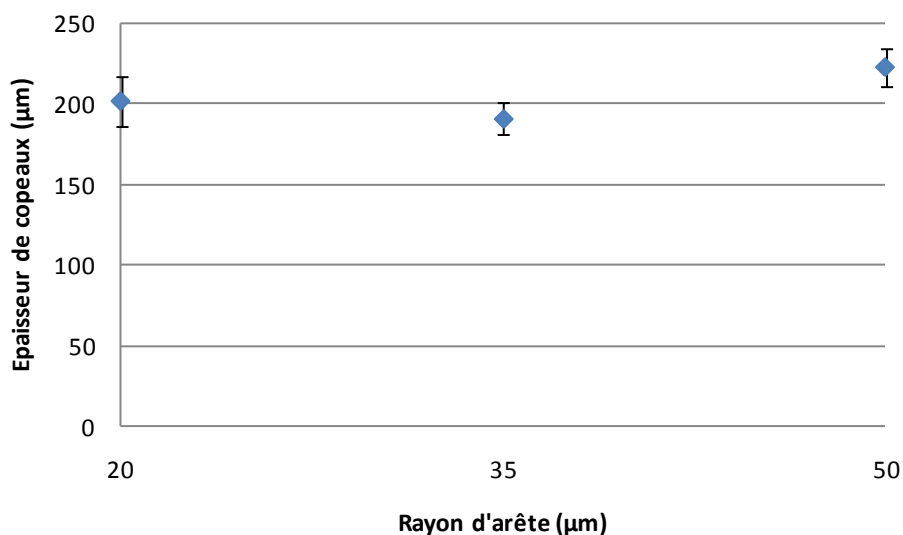


Figure 3.18 : Mesures d'épaisseurs moyennes de copeaux avec R_β variables.

Là encore les épaisseurs de copeau ne semblent pas influencées par le rayon d'arête (figure 3.18).

3.7 Observations faites sur les disques

Au cours des diverses mesures de nombreux disques ont été usinés. Sur chacun d'eux il est possible d'observer des bavures à la fin du tournage. Ces bavures sont le résultat d'un écoulement axial de la matière lors de son passage au niveau de l'arête de coupe. Ces observations réfutent l'hypothèse de déformations planes dans les processus de formation du copeau et sont en contradiction avec les modèles A.L.E qui simulent ces phénomènes dans le cas de l'inox 316L. Ces écoulements axiaux de la matière peuvent être une des explications des incohérences trouvées entre les modèles A.L.E et les mesures expérimentales présentées au chapitre 5.

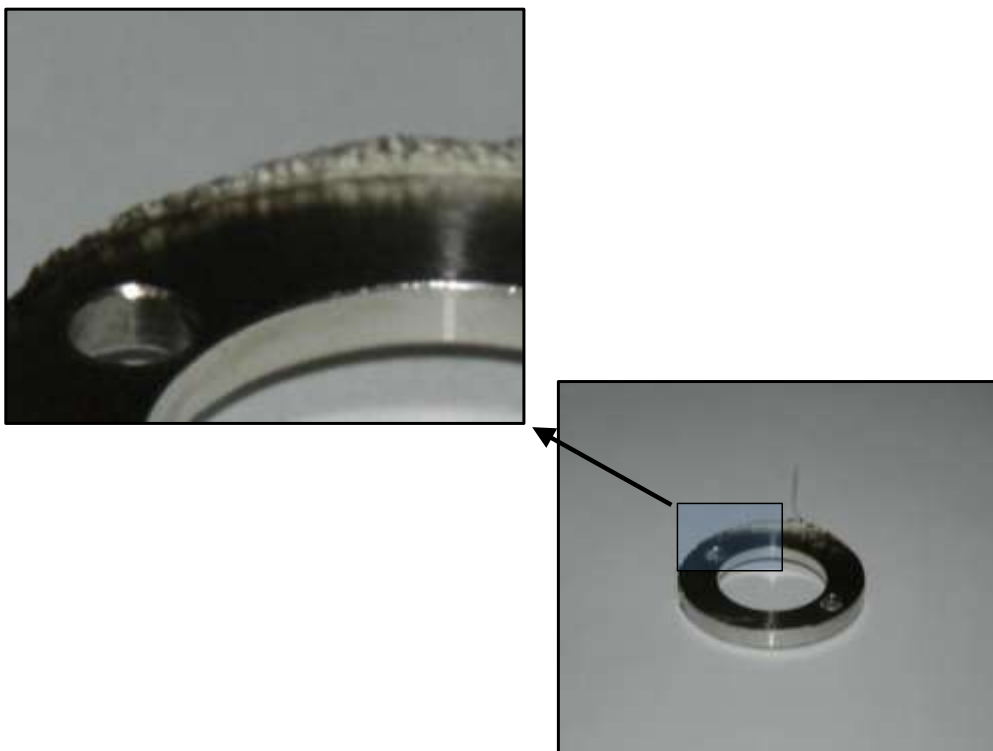


Figure 3.19 : Bavures observées sur les disques après usinage.

3.8 Conclusion

Les essais expérimentaux ainsi réalisés permettent de connaître l'ensemble des données nécessaires aux calculs des chargements des modèles numériques.

Les résultats obtenus pour les avances de $0,1$ et $0,2 \text{ mm.tr}^{-1}$ sont très peu dispersés et constituent une base solide pour alimenter la simulation numérique. Les essais réalisés avec une avance de $0,3 \text{ mm.tr}^{-1}$ sont quant à eux plus difficilement exploitables car ils se situent dans les limites de ce que peuvent accepter la plaquette et le tour. Cette valeur n'est de toute façon jamais atteinte par le modèle 3D. Pour les faibles vitesses de coupe

L'arête de coupe ne résiste pas et se brise. Pour les vitesses de coupe plus élevées les instabilités sont telles que les mesures de longueurs de contact sont très fortement dispersées ce qui diminue fortement la précision des mesures. Le tableau suivant résume les diverses tendances observées sur les données mesurées en fonction des paramètres de coupe employés.

	Effort coupe	Effort avance	Longueur de contact outil/pièce	Épaisseur copeau
Vitesse de coupe ↗	↘	↘	→	→
avance ↗	↗	↗	↗	↗
Rayon d'arête ↗	→	→	→	→

Tableau 3.2 : Evolution des données expérimentales en fonction des paramètres de coupe.

La mise au point du modèle de frottement nécessaire au calcul des chargements est présentée au chapitre suivant et ces chargements sont appliqués au chapitre 5 au modèle 2D.

4 Modèle de frottement

4.1 Introduction

Dans le chapitre traitant des choix de modélisation, le frottement est au cœur des phénomènes ayant lieu au cours de l'usinage. La plupart des travaux de modélisation de la coupe utilisent une loi de Coulomb dont le coefficient est constant. D'après Moufki [Moufki1998], cette hypothèse n'est pas réaliste et nécessite de tenir compte des vitesses de glissement et des températures d'interface.

Le tableau suivant (tableau 4.1) présente les principaux modèles de frottement rencontrés dans les simulations d'usinage.

Modèle	Expression
Loi de Coulomb	$\tau_f = \mu \cdot \sigma_n$
Loi exponentielle [Shirakashi1974]	$\tau_f = \tau_e \left[1 - \exp\left(-\mu \frac{\sigma_n}{\tau_e}\right) \right]$
Iwata et al. [Iwata1984]	$\tau_f = \frac{H_v}{0.07} \cdot \tanh\left(\frac{0.07 \cdot \mu \cdot \sigma_n}{H_v}\right)$
Eldridge et al [Eldridge1991]	$\tau_f = \tau_f(T_0) \cdot \exp\left(\frac{A}{T}\right)$
Wu et al. [Wu1996]	$\tau_f = -\Omega \cdot \sigma_{eq}$
Sekhon et Chenot [Sekhon1993]	$\tau_f = -\alpha \cdot K \ \mathbf{v}_f\ ^{p-1} \cdot \mathbf{v}_f$

Tableau 4.1 : Principaux modèles de frottement en usinage.

Pour le modèle de Shirakashi [Shirakashi1974], τ_e désigne la contrainte limite de cisaillement: $\tau_e = \frac{\bar{\sigma}}{\sqrt{3}}$

Iwata et al. [Iwata1984] ont proposé une expression de la contrainte de frottement qui dépend du coefficient de frottement de Coulomb, de la contrainte normale et de la dureté de la pièce H_v .

Eldridge et al. [Eldridge1991] a introduit la dépendance de la contrainte tangentielle de frottement à la température. Ils ont mis en évidence la chute du coefficient de frottement en fonction de la température. $\tau_f(T_0)$ est la contrainte tangentielle à la température ambiante T_0 et A est une constante.

Wu [Wu1996] a montré que la contrainte de frottement τ_f est directement proportionnelle à la contrainte équivalente τ_{eq} .

Sekhon et Chenot [Sekhon1993] ont adopté la loi de frottement de Norton qui suppose que la contrainte de frottement est proportionnelle à la vitesse de glissement relative entre le copeau et l'outil.

Afin de réaliser une étude la plus réaliste possible, un modèle de frottement dédié au contexte de la coupe d'inox 316L par des outils en carbure de tungstène revêtus de TiN a été mis au point. Cette étude a été réalisée à partir de la méthode mise au point par Farhat Zemzemi [Zemzemi2007].

Cette étude comporte une partie expérimentale qui permet d'alimenter un modèle numérique de rayage. A partir du modèle de rayage, il est possible d'extraire la part adhésive du frottement.

4.2 Mesures expérimentales sur le tribomètre

4.2.1 Description du tribomètre

Les mesures expérimentales d'efforts de frottement, de largeur de contact pion-pièce, de flux de chaleur ont été réalisées sur un tribomètre spécialement mis au point pour ce genre d'applications par Zemzemi [Zemzemi2007]. Le tribomètre présenté figure 4.1 permet d'atteindre les pressions locales et les vitesses de glissement adaptées au contexte de l'usinage. La trajectoire hélicoïdale du point de contact garantit une surface de frottement continuellement renouvelée. Cette particularité permet de se rapprocher de la réalité des conditions de frottement en usinage en proposant un tribo-système ouvert [Zambelli1998]. En effet, la matière qui s'écoule sur les faces de coupe et de dépouille de l'outil est renouvelée en permanence et possède les propriétés mécaniques de la matière vierge.

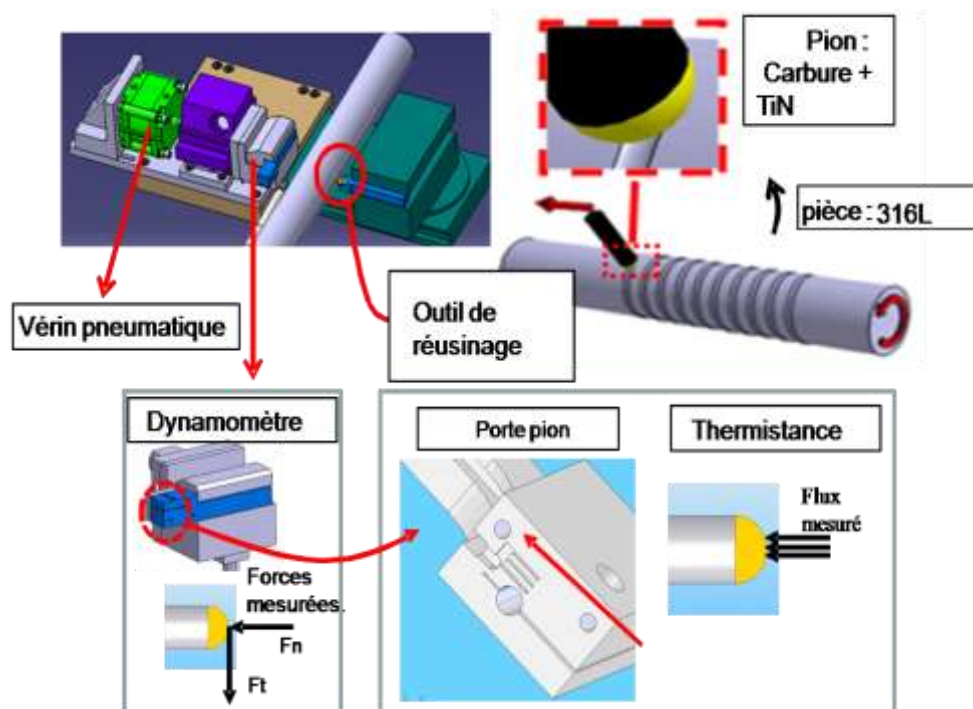


Figure 4.1 : Description du tribomètre.

Le tribomètre permet de mesurer en continu les efforts de frottement normaux et tangentiels ainsi que les flux de chaleur induits dans le pion. De plus, après démontage du pion et de la pièce il est possible d'effectuer des mesures de largeurs de sillons et de

surface de contact pion-pièce. Ce dispositif nécessite toutefois de faire l'hypothèse d'un contact sphère plan entre le pion et la pièce ce qui, à la vu des dimensions de la pièce (\varnothing 80 mm) n'est pas irréaliste.

4.2.2 Conditions d'essai retenues

Ces mesures de frottement étant destinées à simuler une opération de tournage, les conditions de vitesse de rayage et de pression ont été choisies pour correspondre à cette problématique. Le tribomètre doit fournir des données sur le frottement du copeau sur la face de coupe ainsi que de la pièce sur la face de dépouille. Ces deux zones de frottement ne présentent pas tout à fait les mêmes caractéristiques puisque, au niveau de la Z.C.S la matière s'écoule moins vite qu'au niveau de la Z.C.T. De plus, les pressions de contact dans ces deux zones sont de l'ordre de quelques GPa.

4.2.2.1 Choix des vitesses de glissement

Les vitesses de coupe retenues pour ce projet varient de 60 à 180 m.min⁻¹. Du fait de la différence d'épaisseur entre le copeau « e » et l'avance f ($e \approx 2f$ dans notre cas), il résulte une vitesse de glissement du copeau sur la face de coupe deux fois moins élevée que la vitesse de coupe (conservation du débit de matière enlevée (figure 4.2)). Pour une vitesse de coupe minimale de 60 m.min⁻¹, du fait du rapport de compression β du copeau (figure 4.2) de l'ordre de 0,5 pour ce type de matière, la vitesse macroscopique de glissement minimale du copeau sur la face de coupe de l'outil est de l'ordre de 30 m.min⁻¹. Cette observation oblige donc à élargir la fenêtre de mesure jusqu'à une vitesse de glissement de 30 m.min⁻¹.

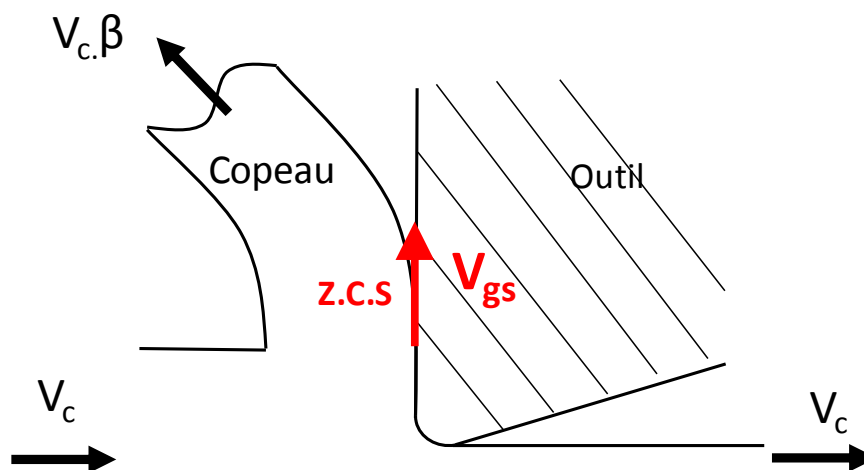


Figure 4.2 : Illustration du taux de compression β .

4.2.2.2 Choix des pressions

Dans un premier temps, afin de reproduire les variations de pressions rencontrées dans les différentes zones de frottement, différentes valeurs de diamètre de tête du pion ont été choisies. Les pions de frottement utilisés possèdent un diamètre de tête allant de 9 mm à 17 mm. La dépendance du modèle de frottement à la pression a par la suite été abandonnée car la pression du copeau sur la face de coupe évolue fortement. Il devient très compliqué de définir un régime de frottement unique pour cette zone dans le calcul des chargements destinés au modèle de génération de contraintes résiduelles. Cet aspect constitue un des points d'améliorations du modèle de frottement.

4.3 Description du principe d'extraction du coefficient adhésif

Les essais de rayage réalisés conduisent à la formation d'un sillon et de bourrelets latéraux. Ce constat oblige à dissocier les effets de labourage d'une part et les effets de frottement d'autre part.

La méthode d'extraction du coefficient adhésif de frottement repose sur le principe de décomposition du frottement en une composante adhésive et une part de labourage (figure 4.3).

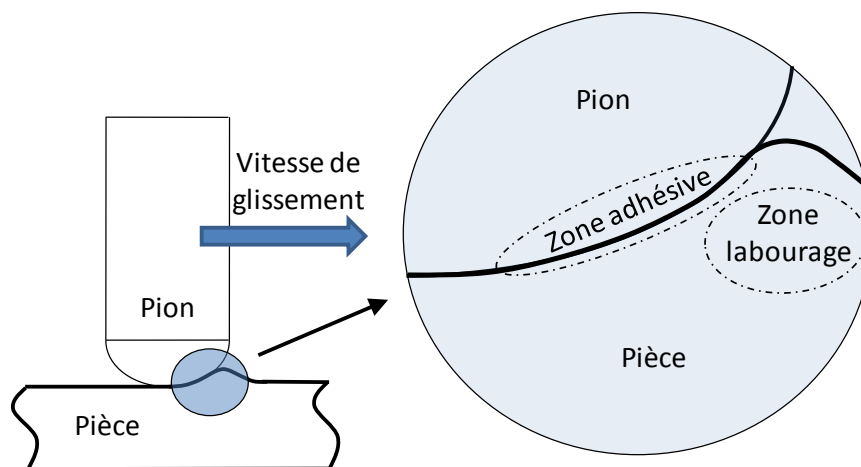


Figure 4.3 : Décomposition du frottement.

Le frottement apparent μ_{app} est la somme du frottement adhésif μ_{adh} et du labourage μ_{lab} [Bowden1951]. De plus, d'un point de vue plus macroscopique, le frottement apparent μ_{app} est aussi le ratio des efforts normaux F_n et tangentiels F_t appliqués par le pion sur la pièce (figure 4.4).

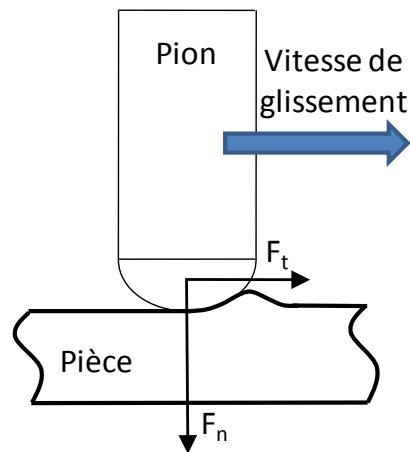


Figure 4.4 : Efforts appliqués par le pion sur la pièce.

Cette décomposition peut être traduite par la relation suivante :

$$\mu_{app} = \frac{F_t}{F_n} = \mu_{adh} + \mu_{lab} \quad (4.1)$$

Le but de la méthode mise au point est donc de parvenir à exprimer la part adhésive du frottement en fonction de paramètres locaux tels que la température, la pression ou bien la vitesse de glissement. Ce coefficient adhésif étant indissociable du couple de matières frottantes en l'occurrence ici un pion en carbure de tungstène revêtu de nitrure de titane et une pièce en inox 316L.

L'obtention d'un tel résultat nécessite deux étapes complémentaires :

- la mesure de données expérimentales issues des essais réalisés sur le tribomètre.
- l'utilisation de ces données dans un modèle numérique afin d'extraire la part adhésive.

4.3.1 Résultats expérimentaux

4.3.1.1 Efforts

Plusieurs campagnes d'essais ont été menées sur le tribomètre pour obtenir les coefficients de frottement et les pressions de contact, pour les vitesses allant de 30 à 180 m.min⁻¹ par pas de 30.

Les signaux obtenus sont bruités à cause des vibrations du système, inévitable dans le cas du frottement à basses vitesses mettant en jeu du 316L. En effet, par nature, le frottement est une succession d'adhésions et de ruptures de contact. L'amplitude des perturbations, fonction de la rigidité de l'ensemble, est seulement de ± 40 Newtons ; ce qui est satisfaisant, en regard de l'intensité des efforts à mesurer (1000 N) (figure 4.5).

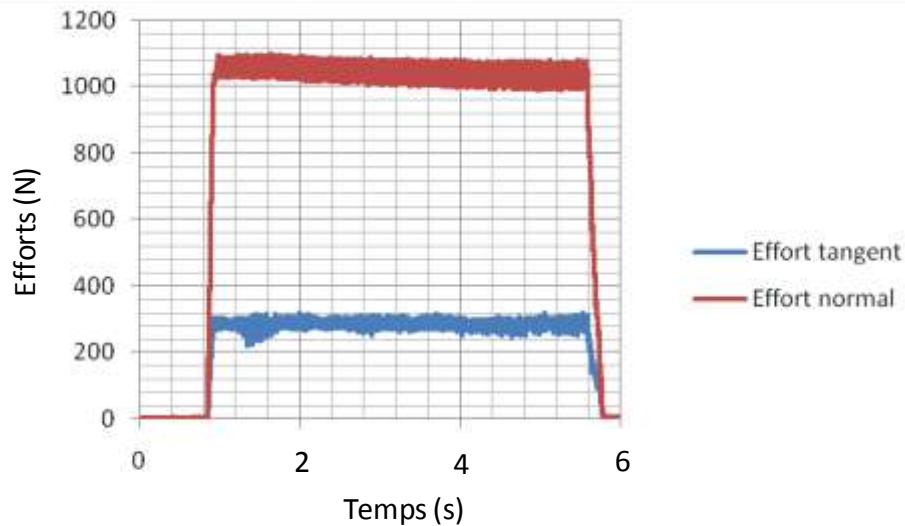


Figure 4.5 : Mesure des efforts de frottement expérimentaux à 120 m.min⁻¹.

En observant l'évolution des coefficients de frottement macroscopiques obtenus expérimentalement (figure 4.6) pour différentes vitesses, une tendance à décroître apparaît en fonction de la vitesse de frottement imposée. A partir de 150 m.min⁻¹, une stabilisation est atteinte et correspond à un coefficient de frottement macroscopique d'environ 0.25.

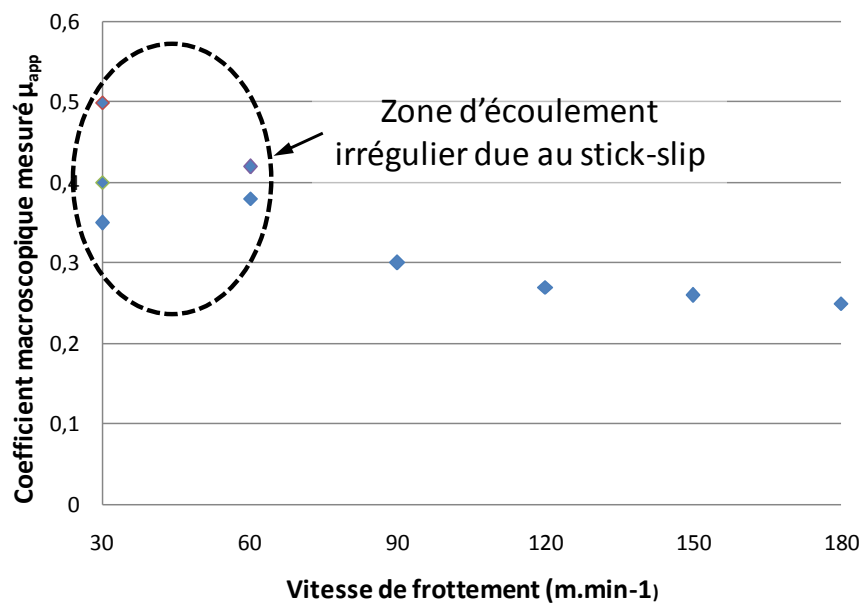


Figure 4.6 : Coefficients de frottement macroscopique en fonction de la vitesse de frottement

Malgré les améliorations apportées au tribomètre radial, elles n'ont pas permis d'améliorer suffisamment la rigidité pour les vitesses de 30 et 60 m.min⁻¹. De grandes dispersions apparaissent à ces vitesses, car c'est une plage de forte adhésion entre le TiN et le

316L (figure 4.6) ce qui conduit à d'importants phénomènes de stick-slip (succession de collages et de glissements).

4.3.1.2 Flux de chaleur

Le flux de chaleur absorbé par le pion est obtenu par la méthode mise au point par J.Rech dans sa thèse [Rech2002]. En ce qui concerne les relevés de flux de chaleur entrant dans le pion, une saturation apparaît à partir de 90 m.min⁻¹, à une valeur d'environ 65 W (figure 4.7). Le flux n'est pas mesurable à 180 m.min⁻¹ car il n'est pas possible d'obtenir un régime stabilisé suffisamment long (4 second à cette vitesse).

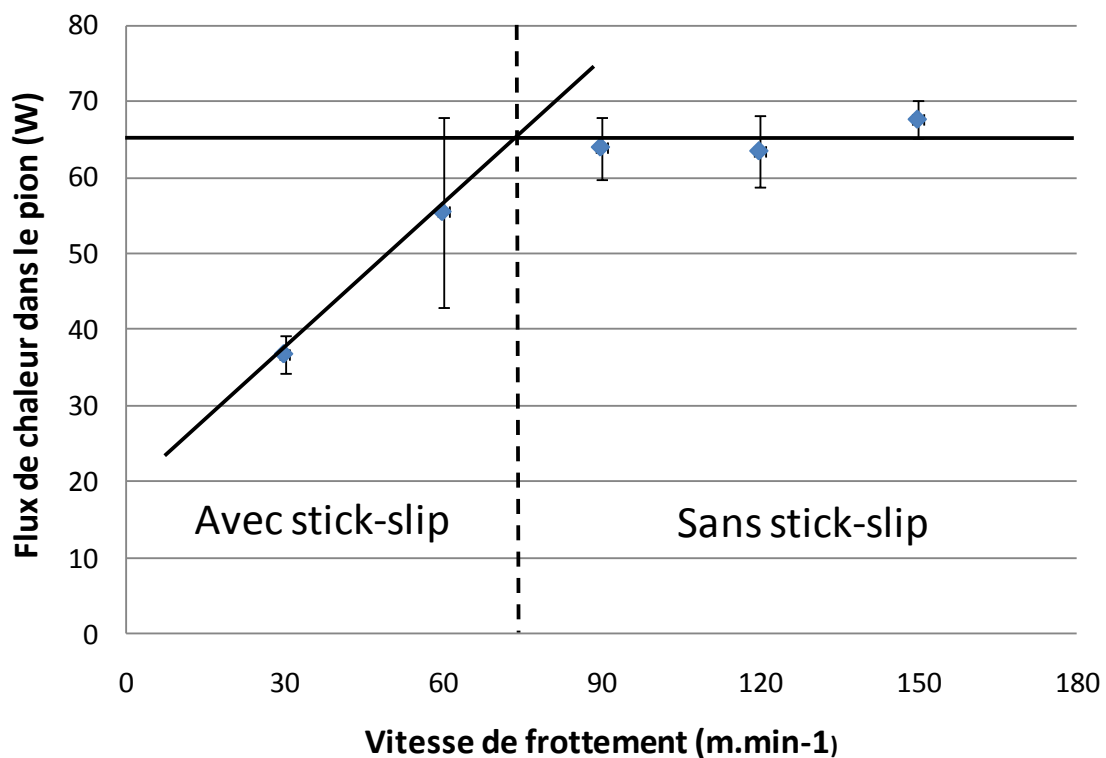


Figure 4.7 : Flux thermiques entrant dans le pion.

L'évolution de la valeur du flux de chaleur absorbé par le pion est propre à ce matériau. En effet, pour d'autres aciers tel que le C48, le flux de chaleur est quasiment constant en fonction de la vitesse de glissement. Le stick-slip est donc sûrement un des facteurs responsable de cette évolution du flux de chaleur en fonction de la vitesse de glissement.

4.4 Modèle numérique de rayage sur ABAQUS explicite

Le modèle de rayage implémenté sur ABAQUS permet d'extraire la part adhésive du frottement lors d'une opération de rayage en fonction des paramètres locaux. Il simule le mouvement relatif entre le pion et la pièce (figure 4.8). La simulation se déroule en deux étapes : une première phase d'indentation suivie d'une étape de rayage.

4.4.1 Choix de la géométrie

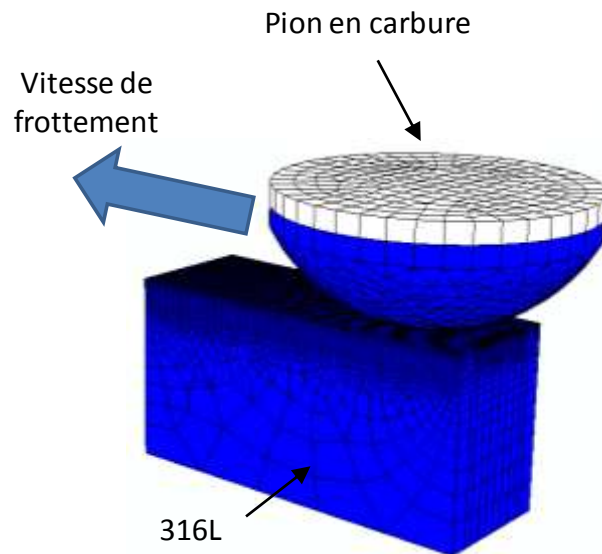


Figure 4.8 : Géométrie du modèle [Zemzemi2007].

Pour notre étude, le massif sera principalement maillé avec des éléments 3D de type hexaédrique C3D8RT, alors que la tête sphérique du pion sera maillée en éléments de type tétraédrique C3D4T. Les zones proches du contact seront maillées finement, tandis que les extrémités opposées seront maillées plus grossièrement (figure 4.8).

4.4.2 Propriétés thermiques et mécaniques

Le massif et le pion utilisent les mêmes propriétés que celles utilisées sur le modèle A.L.E décrit au chapitre 2.

4.4.3 Chargements et conditions limites

Le massif est fixe, alors que le pion est piloté en déplacement en 2 étapes :

- Indentation : déplacement vertical imposé au pion, à une vitesse de 0.1 m s^{-1} , afin d'indenter le matériau sur une profondeur de quelques dizaines de microns, jusqu'à obtenir l'effort d'indentation voulu : $F_n = 1000 \text{ N}$.
- Rayage : un déplacement horizontal à la vitesse de rayage choisie ($0.5 \text{ à } 3 \text{ m.s}^{-1}$).

La figure 4.9 présente la déformée obtenue à la fin du rayage.

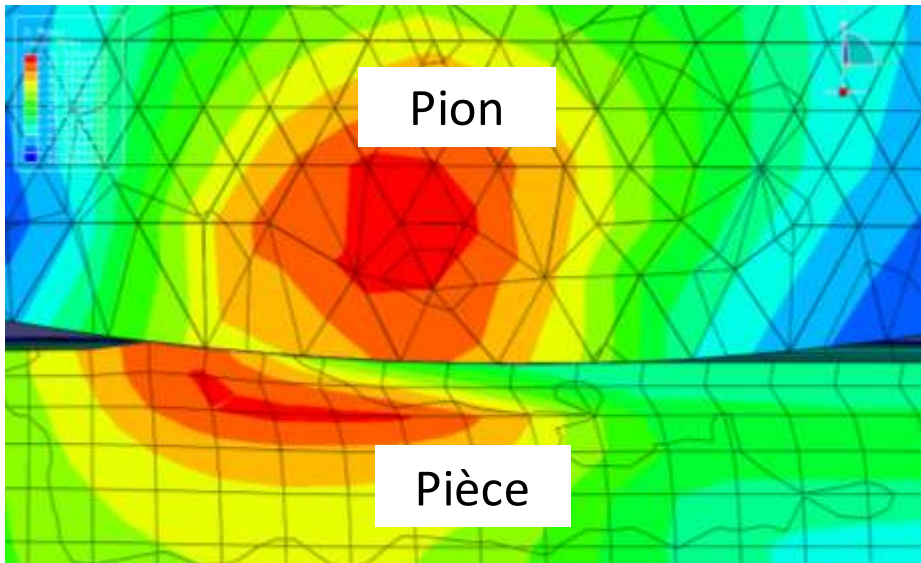


Figure 4.9 : Visualisation de la déformée

4.4.4 Méthode de calage

Afin de coller le plus possible à la réalité, le modèle de rayage doit intégrer les données issues des manipulations réalisées à l'aide du tribomètre. Les trois grandeurs à « caler » dans le modèle de rayage sont :

- l'effort normal,
- le coefficient de frottement macroscopique,
- le flux de chaleur transmis au pion.

4.4.4.1 Calage de l'effort normal

Pour que le modèle numérique soit dans la même configuration que les essais de rayage expérimentaux, il faut caler l'effort normal, pour chacune des vitesses de rayage, afin de s'approcher le plus possible des relevés de la chaîne d'acquisition. Pour cela, la profondeur d'indentation est réglée de manière itérative pour obtenir un effort normal entre 1000 et 1100 N.

Les essais expérimentaux de rayage sont pilotés à effort constant (pression d'alimentation du vérin constante); alors que la simulation numérique, pour des raisons de stabilité numérique, est pilotée en déplacement. (figure 4.10). La figure 4.11 présente la valeur atteinte par la pression normale.

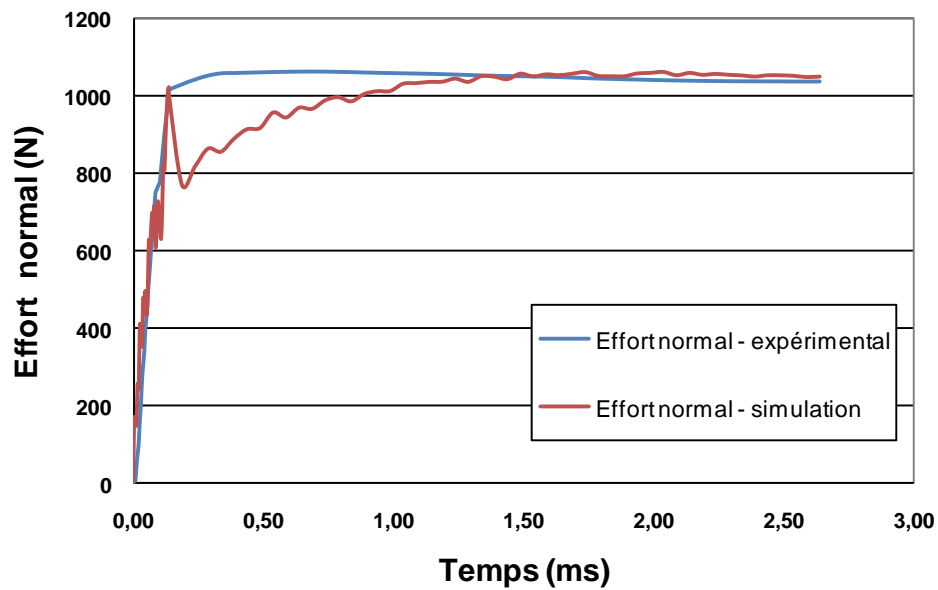


Figure 4.10 : Méthode de calage de l'effort normal.

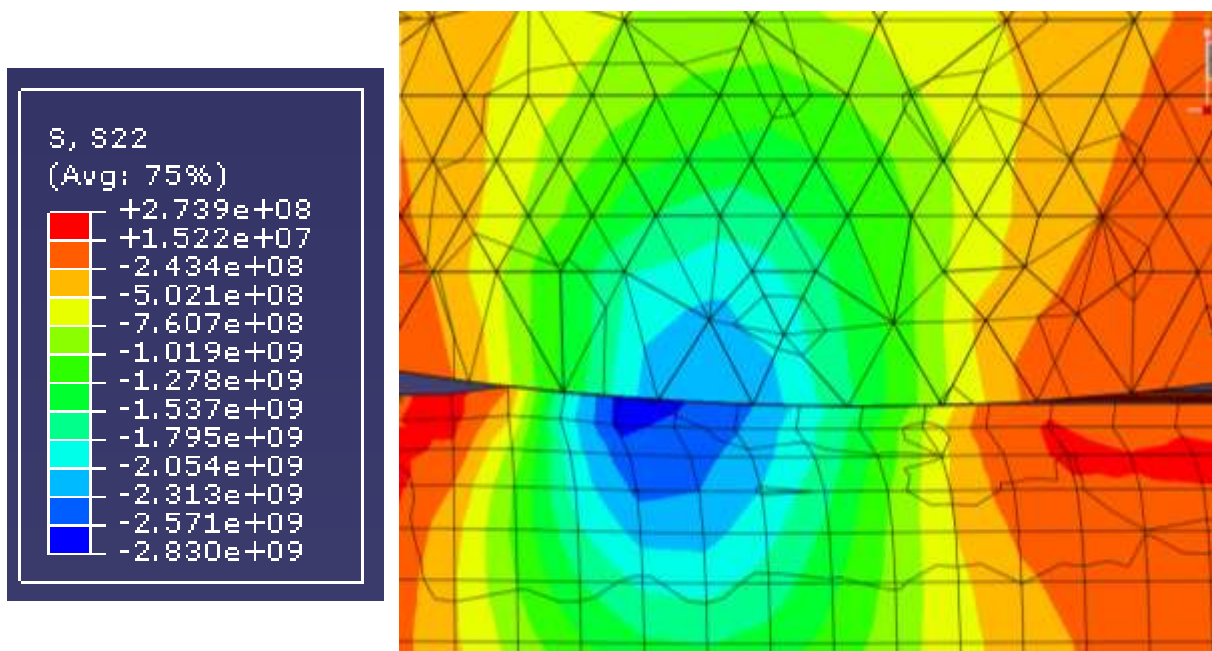


Figure 4.11 : Pression normale sous le pion.

4.4.4.2 Calage du coefficient de frottement macroscopique

Afin de rendre l'effort tangent le plus proche de ce qui a été mesuré expérimentalement, il est nécessaire d'itérer sur le coefficient de frottement adhésif ; c'est notre deuxième paramètre d'entrée du modèle dans ABAQUS. Le calage du coefficient macroscopique par l'intermédiaire du frottement adhésif nécessite plusieurs itérations. Pour ne pas

multiplier les simulations une valeur maximale d'écart de 5% entre les valeurs mesurées et simulées a été fixée.

4.4.4.3 Calage du flux thermique dans le pion et extraction du coefficient de répartition Λ_3

Afin de corréliser avec la partie expérimentale, il reste à déterminer quel est le coefficient de répartition du flux de chaleur entre la pièce et le pion. Ce coefficient est le même que celui utilisé dans le modèle de génération de contrainte pour répartir le flux thermique entre l'outil et la pièce : Λ_3 . Expérimentalement, un flux de chaleur entrant dans le pion, compris entre 55 et 67 W est relevé. Il représente environ 10% de la puissance totale mise en jeu par l'opération (Tableau 4.2).

Vitesse (m.min-1)	Effort tangentiel (N)	Puissance totale (W)	Puissance pion (W)	Puissance pièce (W)	% puissance pièce
60	411	411	55	356	87
90	351	527	64	463	88
120	284	568	63	505	89
150	270	675	67	608	90

Tableau 4.2 : Coefficient de répartition du flux de chaleur entre le pion et la pièce.

En marge de la détermination du modèle de frottement, la mesure des flux de chaleurs entrant dans le pion permet de déterminer le coefficient de répartition de flux de chaleur Λ_3 macroscopique. Celui-ci est utile à la quantification des chargements dans le modèle de simulation de génération de contraintes résiduelles. En effet, il est ici possible de calculer la puissance totale générée dans cette zone et d'en déduire la répartition sous forme de chaleur transmise au pion dans le cas d'un contact dynamique entre une pièce en inox 316L et un outil en carbure de tungstène revêtu de TiN. Pour les quatre vitesses de glissement présentées (tableau 4.3), le pourcentage de répartition de la puissance totale vers la pièce est sensiblement constant et possède une valeur moyenne de 0,88. Cette valeur sera extrapolée à la vitesse de glissement de 180 m.min⁻¹ car le phénomène semble assez stable (figure 4.12).

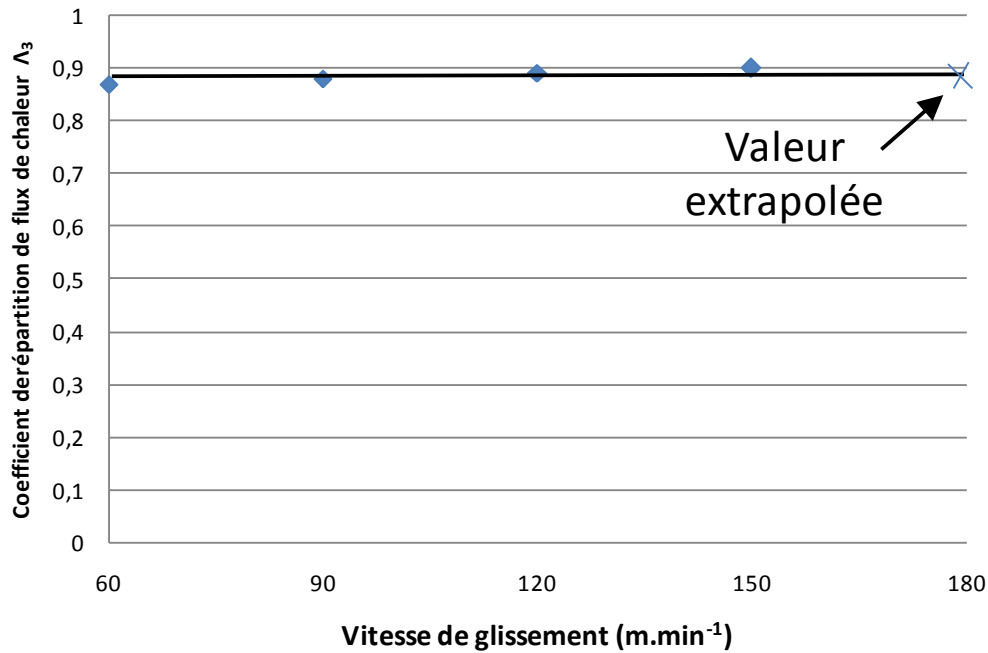


Figure 4.12 : Coefficient de répartition thermique Λ_3 entre le pion et la pièce.

4.4.4.4 Algorithme de calage

La procédure de calage du modèle numérique sur les données expérimentales est synthétisé par l'algorithme suivant (figure 4.11):

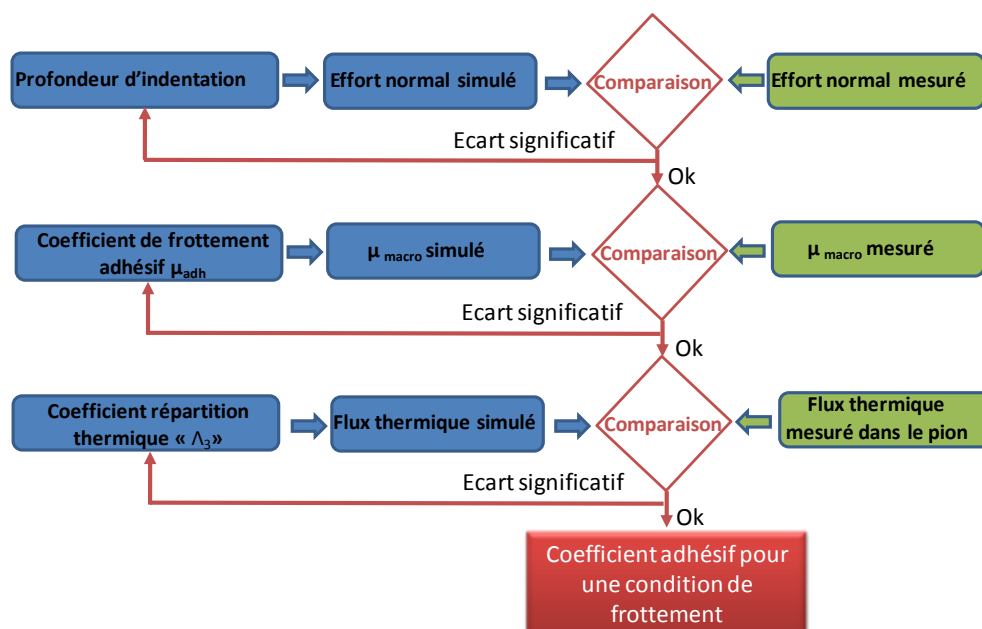


Figure 4.13 : Procédure de calage du modèle numérique.

4.5 Résultats des simulations

4.5.1 Vitesses de glissement

La simulation numérique permet d'observer des phénomènes dans la couche limite, tels que les vitesses relatives de glissement locales à l'interface, que l'on notera V_g . Il faut toutefois rester vigilant quant à l'interprétation de ces informations, puisqu'elles sont issues d'hypothèses simplificatrices dans la définition du frottement. En effet, des notions telles que le troisième corps [Georges2000] ne peuvent pas facilement être introduites dans un modèle numérique. Néanmoins, si une modélisation du frottement par une méthode dite de pénalisation est considérée, et qu'elle attribue un effort résistant tangent à l'effort normal ; alors il est possible d'observer le comportement mécanique de la zone cisailée.

4.5.2 Cas du rayage

Lorsque la vitesse de glissement locale V_g est observée à différents endroits du contact, il apparaît que la zone amont du contact glisse à une vitesse réduite du tiers par rapport à la vitesse de pilotage du pion de rayage (figure 4.12). Cette observation est cohérente, compte tenu du fait que cette zone est la plus sollicitée mécaniquement puisqu'elle correspond à la formation du bourrelet frontal. En fin de contact, la vitesse de glissement locale se rapproche de celle du pion, pour s'annuler à la perte de contact.

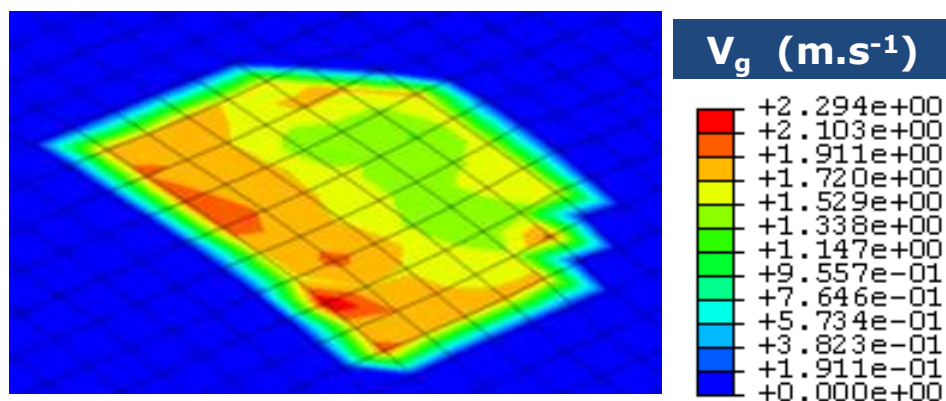


Figure 4.14 : Vitesse de glissement locale au contact - 120 m.min⁻¹.

Afin de comparer le glissement pour les différentes vitesses de rayage simulées, il est intéressant de définir un critère que l'on appellera « taux de glissement » noté α . Ce critère est défini comme étant le rapport de la vitesse de pilotage du pion de rayage (vitesse macroscopique - V) sur la vitesse moyenne de glissement locale de l'ensemble de l'empreinte (V_g). Ce taux est donc voisin de 1 lorsque la vitesse de glissement de la couche limite est proche de la vitesse de rayage, ce qui est le cas en fin de contact ou dans le cas

d'un coefficient de frottement théorique proche de 0 (théorique). Dans notre application, plus la vitesse est faible, plus ce rapport traduisant l'adhésion est important ; cela est cohérent avec le fait que le coefficient de frottement adhésif croît quand la vitesse diminue (figure 4.13).

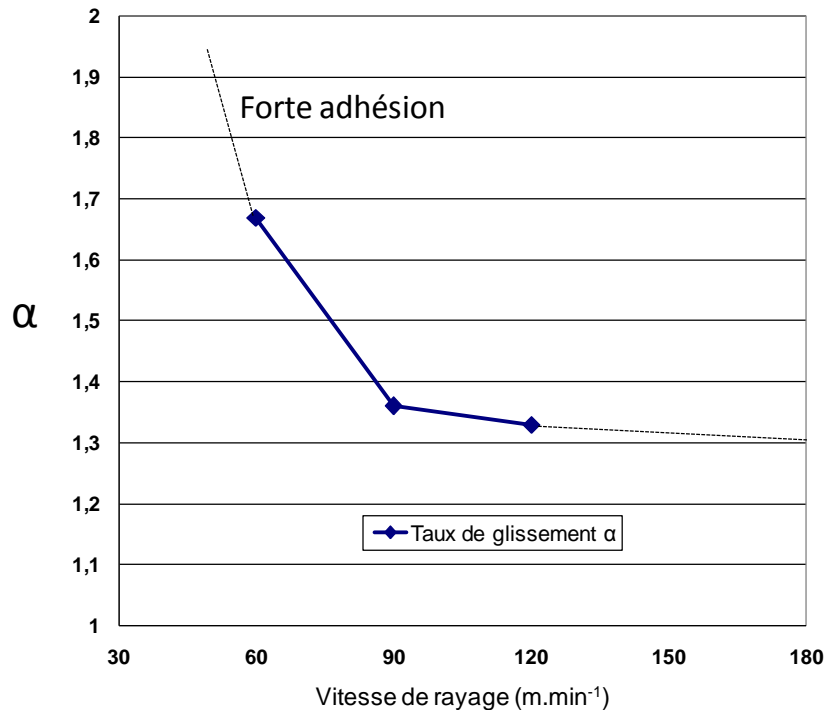


Figure 4.15 : Taux de glissement α en fonction de la vitesse de rayage.

4.6 Loi de frottement

Une loi de frottement en vitesse de glissement présente un certain nombre d'avantages, quant à sa formulation et à son utilisation avec le modèle détaillé au chapitre 2.

En traçant l'évolution du coefficient de frottement adhésif en fonction de la vitesse de glissement moyenne de la couche limite appartenant à la pièce, il apparaît une évolution linéaire décroissante, sur une plage de 35 à 90 m.min⁻¹. Au dessus de cette valeur, la valeur du coefficient de frottement stagne à une valeur de 0.2 (figure 4.14).

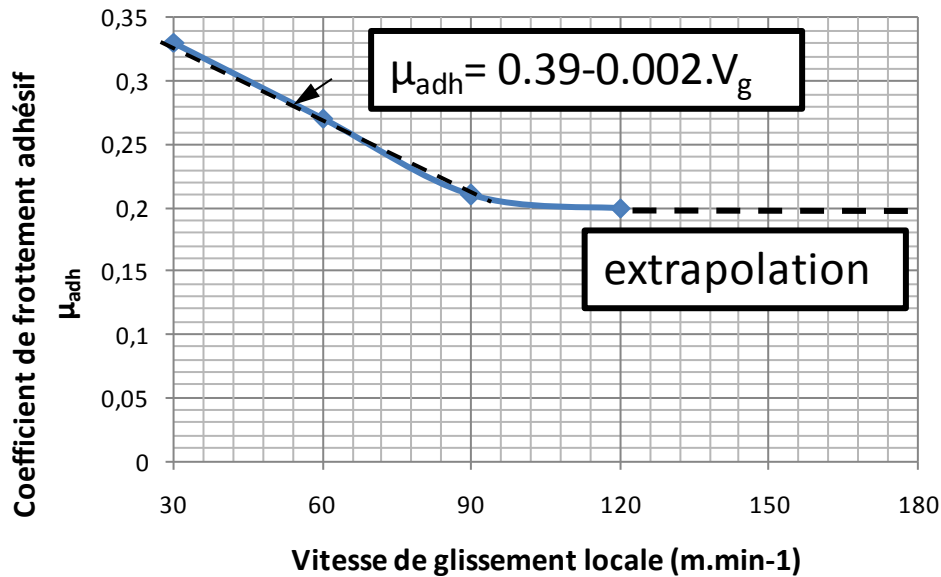


Figure 4.16 : Evolution du frottement en fonction de la vitesse de glissement (V_g)

Les valeurs trouvées grâce à la méthode mise au point se situent dans une plage de valeurs cohérentes [Puigsegur2002]. Le modèle ainsi mis au point permet de connaître plus précisément les conditions d'emploi de ces coefficients. Les valeurs trouvées pour les basses vitesses de glissement locales ne correspondent plus à du glissement à proprement parler mais plutôt à de l'adhésion pure avec cisaillement de la matière.

4.7 Conclusion

Cette étude sur le frottement entre une pièce en inox 316L et un pion en carbure de tungstène revêtu de nitrure de titane permet d'obtenir l'évolution du coefficient de frottement adhésif en fonction de la vitesse de glissement. Les bornes du domaine d'évolution de coefficient de frottement (0,2 et 0,4) sont conformes aux valeurs trouvées dans la bibliographie [Puigsegur2002]. L'apport de ces travaux consiste à relier ces valeurs de frottement à leurs conditions d'apparition qui, dans notre cas, se résume à la vitesse locale de glissement entre les deux corps. L'obtention de cette loi va permettre un calcul plus précis des divers chargements à appliquer au modèle simulant la génération des contraintes résiduelles. La mise au point de cette loi est une étape clef du projet visant à obtenir des résultats au niveau des contraintes résiduelles les plus précis possibles.

Cette étude a aussi permis de montrer l'influence de la pression locale de contact sur le coefficient de frottement ainsi que l'importance de la rugosité des pions de frottement (figure 4.17).

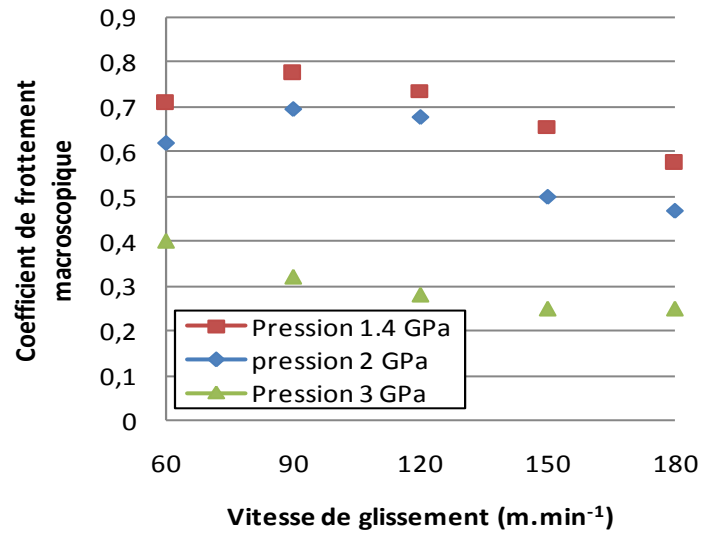


Figure 4.17 : Evolution des coefficients de frottement macroscopiques en fonction de la pression locale.

Ces aspects ont été négligés mais sont des pistes d'amélioration des modèles de frottement à venir.

En marge de cette étude, l'extraction du coefficient de répartition des flux de chaleur entre l'outil et la pièce a aussi été réalisée. Il est utilisé pour calculer les chargements appliqués aux modèles numériques dans les deux chapitres qui suivent.

5 Modèle numérique 2D

5.1 Introduction

La mise au point du modèle numérique a été faite en programmant un modèle en deux dimensions en déformation plane. Cette approche permet d'exploiter les résultats obtenus lors des essais en plongée en faisant l'hypothèse d'une simulation des phénomènes dans le plan médian des disques usinés. Ce modèle, déplace des sources thermomécaniques sur la surface de la pièce usinée à une vitesse correspondant à la vitesse de coupe. Les dimensions du modèle ont été choisies pour permettre d'obtenir un régime stabilisé dans la direction parallèle à la vitesse (figure 5.1). Dans l'autre direction, la valeur de la profondeur est choisie de manière à retrouver l'état originel de la matière (vierge de toute contrainte).

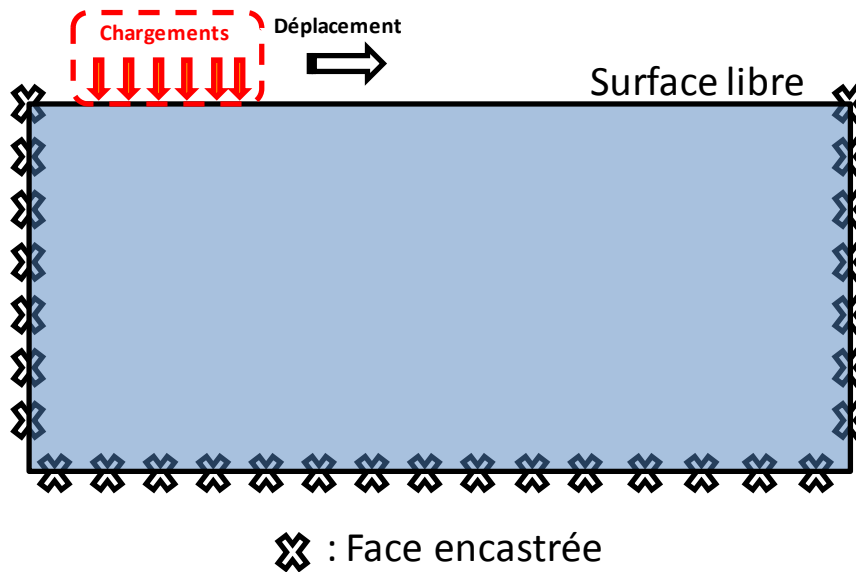


Figure 5.1: Principe du modèle.

5.2 Maillage 2D

Le modèle 2D utilise un maillage qui fait 2 mm par 1 mm (figure 5.3). Ces dimensions ont été choisies de manière à obtenir un régime stationnaire dans la direction de déplacement des charges (horizontale). Dans la direction perpendiculaire (verticale), la valeur de 1 permet de retrouver l'état originel de la matière dans la profondeur. Dans la direction parallèle au sens de déplacement des chargements, la taille de mailles est constante et fait : 0,005 mm. Cette faible dimension permet l'application des chargements sur plusieurs mailles même pour les cas de figure possédant les longueurs d'application les plus faibles (8 au minimum). Dans la profondeur de la pièce, la taille de maille est variable. Au niveau de la surface les mailles font 0,0075mm de hauteur afin de ne pas masquer les forts gradients de contraintes résiduelles présents dans cette zone sous la surface. Cette taille de maille a aussi été choisie de manière à ne pas jouer sur la valeur de température calculée. Pour définir un maillage le plus petit possible mais qui n'affecte pas les températures calculées, quatre maillages ont été testés. La figure 5.2 compare la répartition de la température aux nœuds sous l'outil en fonction de 4 tailles de maillage différentes pour un calcul uniquement thermique.

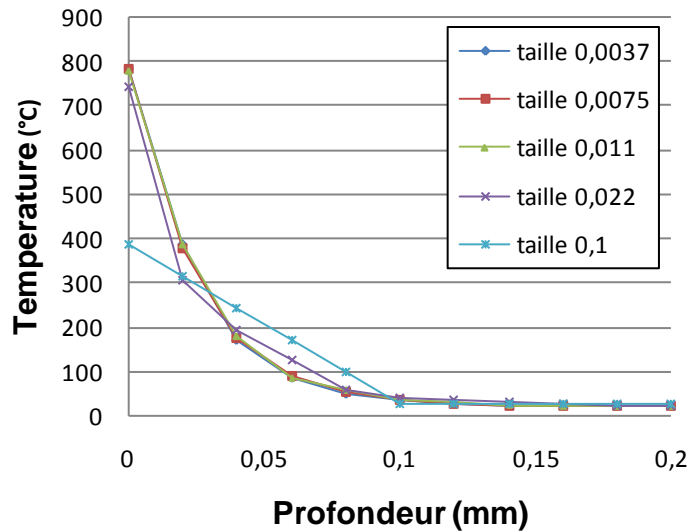


Figure 5.2 : Test de l'influence de la taille des mailles.

Il apparaît clairement que le maillage utilisant une taille de maille de 0,1 ou 0,022 mm pour l'épaisseur de la couche supérieure des mailles n'est pas assez raffiné et qu'il affecte le gradient de température dans le profondeur. A partir d'une taille de maille de 0,011mm les gradients de température sont très proches. Afin de ne pas multiplier le temps de calcul inutilement, la taille de maille de 0,0075mm pour la couche de mailles supérieures a été retenue.

Le modèle 2D est constitué de 12860 mailles linéaires de peau (1D) et surfaciques 2D et de 12431 nœuds. Les échanges thermiques ont lieu sur les 4 faces. Les 3 faces encastrées simulent un échange de chaleur avec le reste de la pièce (acier) sous la forme d'un flux de chaleur. La surface libre de la pièce autorise un échange de chaleur avec l'air (figure 5.3). Le coefficient d'échange avec l'air est de $43 \times 10^{-6} \text{ W}\cdot\text{mm}^{-2}$ et correspond à une densité surfacique de flux.

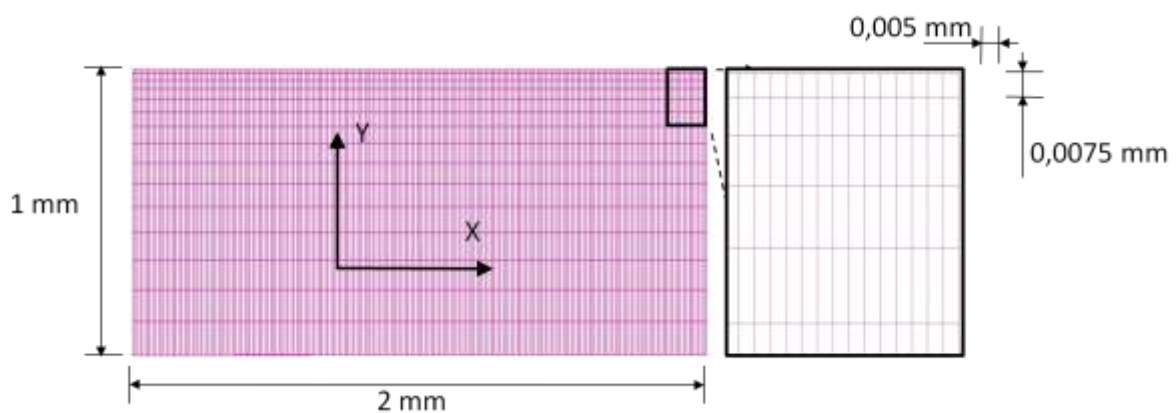


Figure 5.3 : Maillage 2D.

5.3 Loi de comportement

5.3.1 Choix des paramètres

Le modèle numérique utilise une loi de comportement de type élasto-visco-plastique avec écrouissage isotrope tabulée dans Sysweld. De plus, le module de Young, la limite d'élasticité, les pentes d'écrouissages sont fonction de la température. Ces données proviennent de chez AREVA en ce qui concerne les limites d'élasticité, les modules de Young, les pentes d'écrouissage en fonction de la température. L'influence de la dynamique a été obtenue en multipliant par le terme de sensibilité à la vitesse issu du modèle de Johnson et Cook et qui utilise un jeu de paramètres sélectionné pour sa pertinence en usinage.

Le jeu de paramètres de Johnson et Cook retenus provient de Umbrello [Umbrello2006]. Dans cet article, Umbrello teste 5 jeux de paramètres destinés au modèle de Johnson & Cook (Equation 1.13), visant à modéliser le comportement mécanique de l'inox 316L au cours de l'usinage. Pour ce faire, ils comparent les résultats issus d'un modèle de coupe implémenté sur ABAQUS aux données expérimentales telles que les efforts de coupe, les morphologies de copeaux, les champs de températures ainsi que les contraintes résiduelles. Le jeu de paramètres offrant le meilleur compromis est présenté tableau 5.1.

A	B	C	n	M	ϵ_0
514	514	0.042	0.508	0.533	0.001

Tableau 5.1 : Jeu de paramètres utilisé.

Le modèle de Johnson-Cook étant multiplicatif, les gains engendrés par les variations de vitesses de déformation ou de la température sont appliqués aux données de base d'AREVA NP. Les pentes d'écrouissage en fonction de la vitesse de déformation et de la température ont été obtenues en faisant varier les vitesses de déformation de 0,1 à 10 000 s⁻¹ et les températures de 20°C à 900°C (figure 5.4).

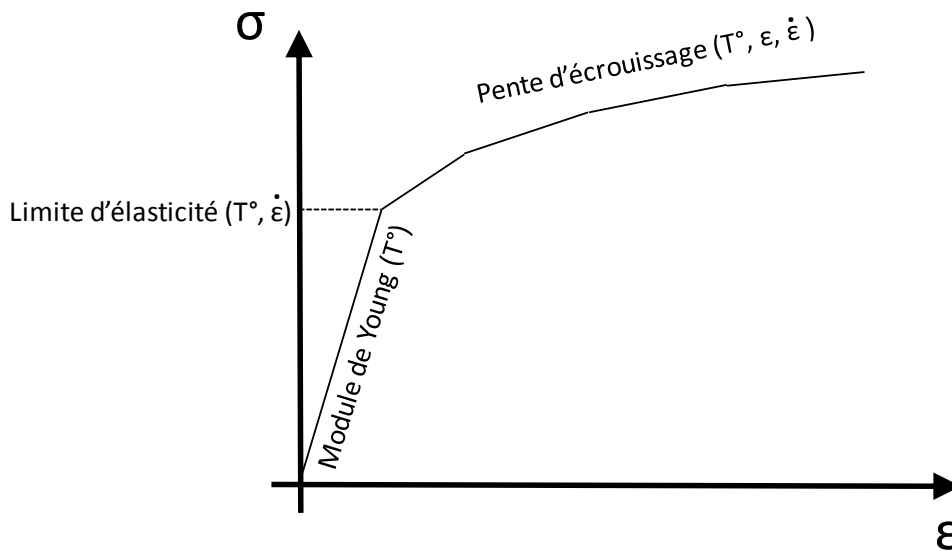


Figure 5.4 : Allure de la courbe contrainte-déformation uniaxiale.

5.3.2 Cas test

Pour tester le fonctionnement de la loi de comportement, un test a été effectué sur un modèle à une maille. Il permet de visualiser l'évolution de la contrainte de von Mises en fonction de la vitesse de déformation et de la température (figure 5.5 & 5.6).

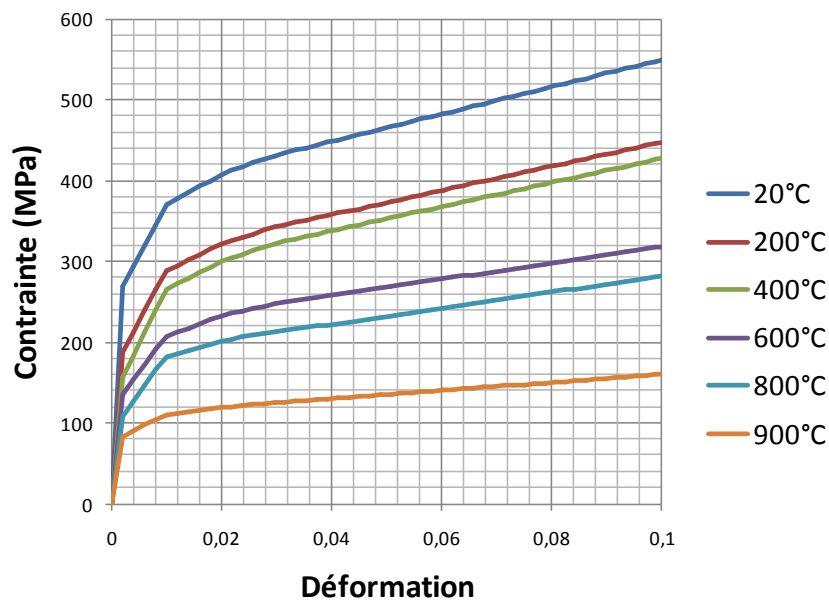


Figure 5.5 : Courbe contrainte-déformation simulée en fonction de la température pour une vitesse de déformation quasi nulle.

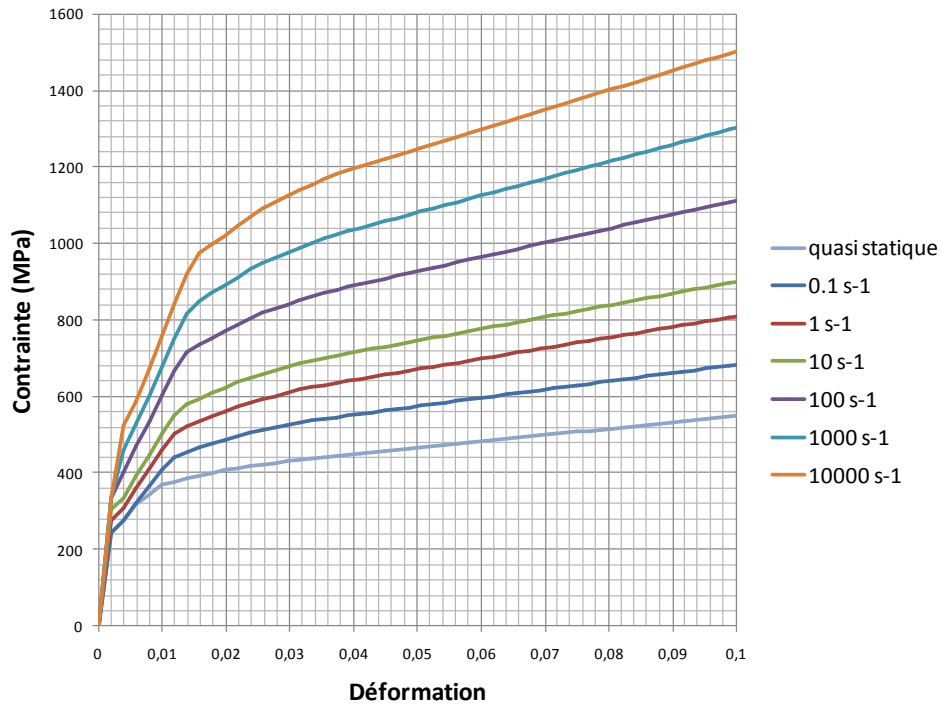


Figure 5.6 : Courbe contrainte-déformation simulée en fonction de la vitesse de déformation pour une température de 20°C.

5.4 Propriétés physiques

Pour compléter la description du modèle, la figure 5.7 présente les propriétés physiques du matériau en fonction de la température fournie par AREVA NP.

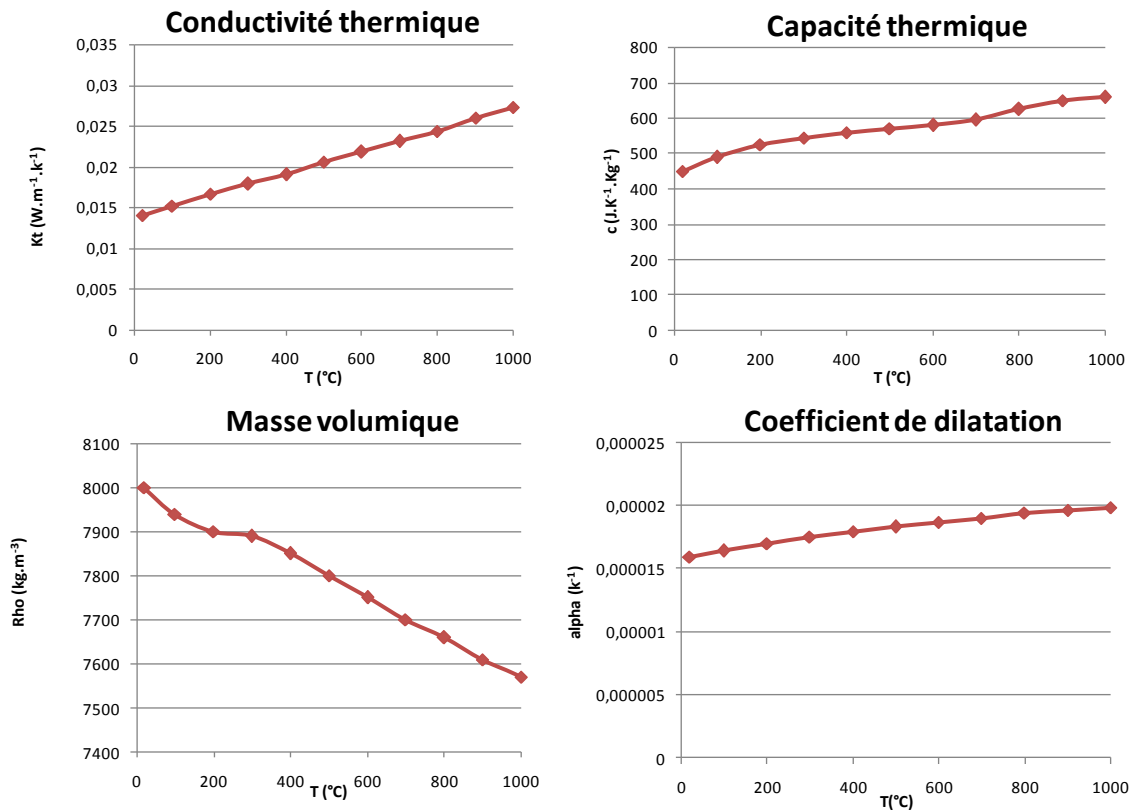


Figure 5.7 : Propriétés physiques thermo dépendantes.

5.5 Principe du modèle

Le modèle éléments finis utilise un couplage thermomécanique faible. La thermique contrôle l'évolution des propriétés mécaniques mais les phénomènes d'échauffements visco-plastiques volumiques ne sont pas pris en compte lors du calcul mécanique. Le calcul a donc lieu en deux temps. Dans un premier temps, l'application des sources thermiques permet d'obtenir l'évolution de la température en tout point du maillage pour chaque carte de calcul (figure 5.8 & 5.9).

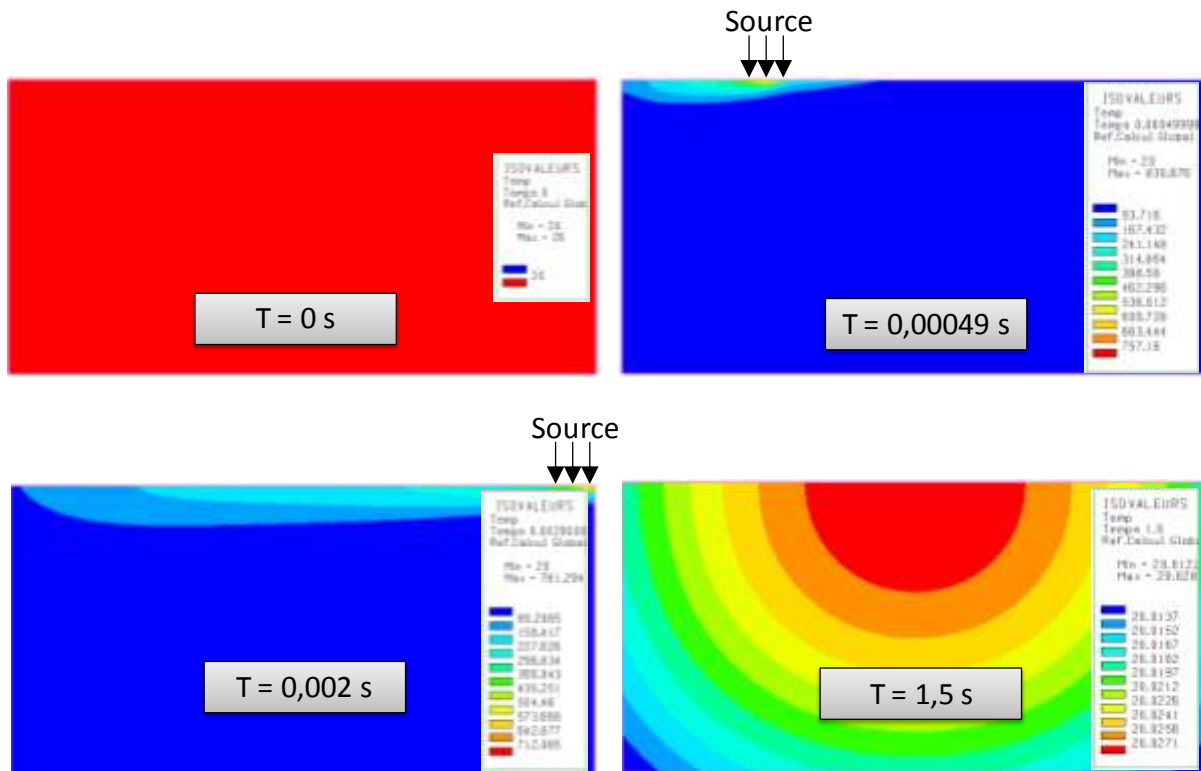
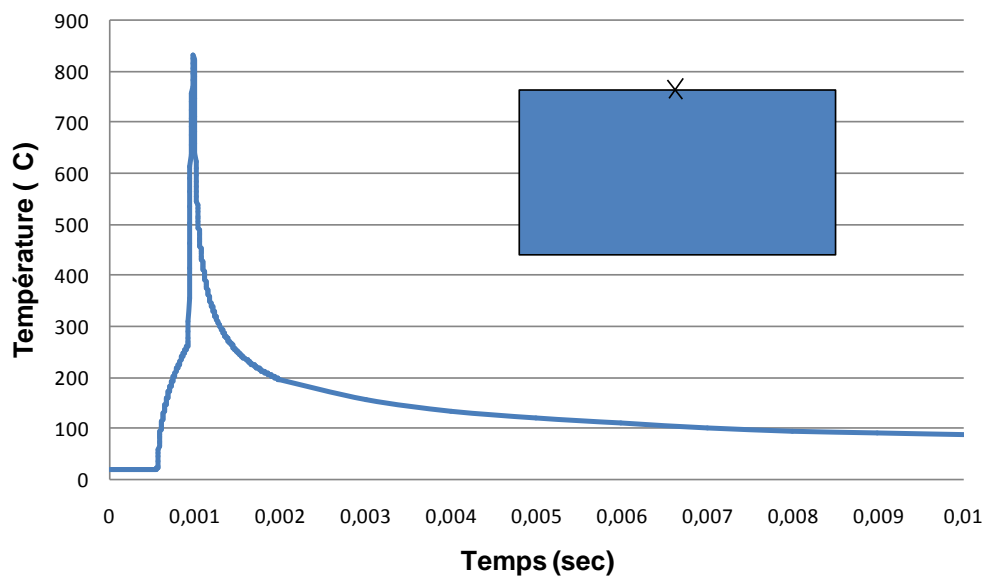


Figure 5.8 : Visualisation du passage de la source thermique.

Figure 5.9 : Evolution temporelle de la température du nœud médian ($V_c = 60 \text{ m.min}^{-1}$, $f=0,1 \text{ mm.tr}^{-1}$, $R_b=50 \text{ }\mu\text{m}$).

Cette courbe de température évolue avec les différents paramètres de coupe utilisés. Dans un deuxième temps, la mécanique est calculée pour chaque carte en tenant compte des températures trouvées lors de l'étape précédente.

Cette approche suppose donc de définir un pas de temps de calcul. Ce pas de temps est une donnée importante dans le cas des résolutions implicites car il conditionne la solvabilité du système et la longueur du calcul :

- pas de temps élevés : difficulté de convergence,
- pas de temps courts : temps de calcul multiplié.

Dans notre cas, un troisième facteur vient influencer le choix du pas de temps. En effet, de manière à assurer le même chargement à toutes les mailles de la surface au cours du déplacement des sources, il est nécessaire d'avoir un pas de temps qui engendre un déplacement des sources égal au maximum à la largeur d'une maille (figure 5.10).

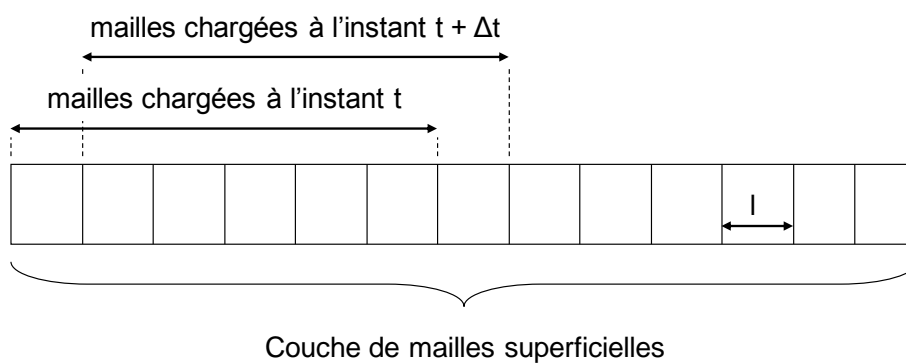


Figure 5.10 : Calcul du pas de temps.

$$\Delta t = \frac{l}{v_c} \quad (5.2)$$

L'algorithme de résolution est programmé pour converger en force avec un résidu aux nœuds maximum autorisé de 0.5 N ce qui est satisfaisant pour un modèle mettant en jeu des efforts de l'ordre du millier de newtons.

5.6 Calculs des chargements

5.6.1 Détails du calcul d'un chargement

Le calcul des chargements pour un jeu de paramètres commence par l'extraction des coefficients de frottement en face de coupe et de dépouille grâce aux travaux du chapitre 4. Pour une vitesse de coupe de 60 m.min⁻¹, une avance f de 0,1 mm.tr⁻¹ et un rayon de 50 μm il est possible d'écrire :(première ligne du tableau 5.2):

$$V_{g \text{ copeau}} = \frac{v_c}{\beta} = \frac{60,0,1}{0,219} = \mathbf{27,4} \text{ m.min}^{-1}$$

$$\mu_{zcs} = 0,39 - 0,002 \cdot V_{g \text{ copeau}} = 0,39 - 0,002 \cdot 27,4 = \mathbf{0,33}$$

$$\mu_{zct} = 0,39 - 0,002 \cdot V_c = 0,39 - 0,002 \cdot 60 = \mathbf{0,27}$$

Une fois les coefficients de frottement calculés, il est possible de calculer les efforts locaux :

$$\mathbf{Fa_{zct}} = \frac{\mu_{zcs} \cdot F_c - F_a}{\mu_{zcs} \cdot \mu_{zct} - 1} = \frac{0,33 \cdot 786 - 646}{0,33 \cdot 0,27 - 1} = \mathbf{425 N}$$

$$\mathbf{Fa_{zcp}} = F_a - Fa_{zct} = 646 - 425 = \mathbf{221 N}$$

$$\mathbf{Fc_{zct}} = Fa_{zct} \cdot \mu_{zct} = 425 \cdot 0,27 = \mathbf{113 N}$$

$$\mathbf{Fc_{zcp}} = \frac{Fa_{zcs}}{\mu_{zcs}} = \frac{221}{0,33} = \mathbf{673 N}$$

Une fois les efforts locaux calculés, il est possible de calculer les pressions à appliquer en zone de cisaillement tertiaire. Les pressions maximales sont atteintes au milieu de la zone de contact pour $x = 0$.

$$\mathbf{P_n(0)} = \frac{2 \cdot P}{\pi \cdot a} = \frac{4 \cdot 425}{3,3 \cdot \pi \cdot 0,043} = \mathbf{3816 MPa}$$

$$\mathbf{P_t(0)} = \mu_{zct} \cdot \frac{2 \cdot P}{\pi \cdot a} = 0,27 \cdot \frac{4 \cdot 425}{3,3 \cdot \pi \cdot 0,043} = \mathbf{1015 MPa}$$

Remarque:

Dans le cas du modèle 2D déformation plane, l'épaisseur théorique est de 1 mm ce qui oblige à diviser les chargements par 3.3 pour coller avec les mesures (ces mesures ont été réalisées avec des disques non rectifiés). De plus, dans l'équation de Hertz, «a» représente la demi-longueur de contact.

Les efforts locaux permettent aussi de calculer la densité de flux à appliquer en zone de cisaillement primaire :

$$\mathbf{D_{flux zcp}} = \frac{Fc_{zcp} \cdot V_c}{3,3 \cdot 60 \cdot Ep_{copeau}} \cdot \Lambda_1 \cdot \Lambda_2 = \frac{673 \cdot 60}{3,3 \cdot 60 \cdot 0,219} \cdot 0,85 \cdot 0,1 = \mathbf{79 W \cdot mm^{-2}}$$

Enfin, il est possible de déterminer la densité de flux de chaleur en zone de cisaillement tertiaire :

$$\mathbf{D_{flux zct}} = \frac{Fc_{zct} \cdot V_c}{3,3 \cdot 60 \cdot 2a} \cdot \Lambda_3 = \frac{113 \cdot 60}{3,3 \cdot 60 \cdot 0,043} \cdot 0,88 = \mathbf{706 W \cdot mm^{-2}}$$

Le tableau 5.2 regroupe les résultats expérimentaux, les coefficients de frottement calculés grâce au modèle, les efforts de coupe locaux calculés ainsi que les quatre chargements appliqués au modèle et ceci pour les cinq vitesses de coupe, les trois avances étudiées et les trois valeurs de rayon d'arête.

Paramètres			Résultats expérimentaux					Frottement		Efforts coupe locaux				Chargements modèle numérique calculés					
Rb (μm)	Avance (mm.tr-1)	Vitesse coupe (m.min ⁻¹)	Effort coupe (N)	Effort avance (N)	Epaisseur copeau (mm)	Lgr contact dépouille (mm)	Répartition puissance	Frott. ZCT	Frott. face de coupe	F _{aZct} (N)	F _{aZcs} (N)	F _{cZct} (N)	F _{cZcs} (N)	Pression normale maxi (MPa)	Pression tangentielle maxi (MPa)	Flux ZCT (W)	Densité flux ZCT (W.mm ⁻²)	Flux ZCP (W)	Densité flux ZCP (W.mm ⁻²)
50	0.1	60	786	646	0,219	0,043	0,88	0,27	0,33	425	221	113	673	3816	1015	101	706	57	79
		90	777	660	0,249	0,067	0,88	0,21	0,31	447	213	93	684	2575	538	125	561	87	106
		120	724	568	0,223	0,093	0,88	0,20	0,28	388	180	78	646	1612	322	138	448	110	149
		150	704	545	0,197	0,053	0,88	0,20	0,24	398	147	80	624	2898	580	177	1007	133	204
		180	688	516	0,251	0,070	0,88	0,20	0,24	366	150	73	615	2018	404	196	842	157	189
50	0.2	60	1470	1088	0,360	0,063	0,88	0,27	0,32	675	795	180	1290	4115	1095	160	761	110	92
		90	1336	879	0,416	0,047	0,88	0,21	0,30	510	826	107	1229	4188	875	142	913	157	114
		120	1256	754	0,399	0,060	0,88	0,20	0,27	439	817	88	1168	2820	564	156	784	199	151
		150	1237	702	0,393	0,053	0,88	0,20	0,23	438	799	88	1149	3186	637	195	1107	244	188
		180	1231	667	0,346	0,060	0,88	0,20	0,20	438	793	88	1143	2815	563	234	1174	292	255
50	0.3	90	1954	1070	0,400	0,095	0,88	0,21	0,25	610	460	128	1826	2478	518	170	540	233	176
		120	1813	900	0,500	0,108	0,88	0,20	0,24	483	417	97	1716	1724	345	172	479	292	177
		150	1753	792	0,513	0,108	0,88	0,20	0,21	437	355	87	1666	1560	312	194	542	354	209
		180	1704	665	0,508	0,070	0,88	0,20	0,20	338	327	68	1636	1861	372	180	776	417	249
35	0,1	120	806	528	0,191	0,11	0,88	0,20	0,26	335	193	67	739	1176	235	119	479	126	199
20	0,1	120	850	582	0,202	0,1	0,88	0,20	0,27	375	207	75	775	1447	289	133	479	132	198

Tableau 5.2 : tableau récapitulatif des chargements.

5.6.2 Exemple de champs de contraintes

Afin de supprimer les effets de bords dus aux encastremets, le chargement est appliqué progressivement au début de la simulation puis retiré progressivement à la fin du massif. Cet artifice explique l'évolution de la contrainte résiduelle entre les bords du massifs et la zone stabilisée du milieu.

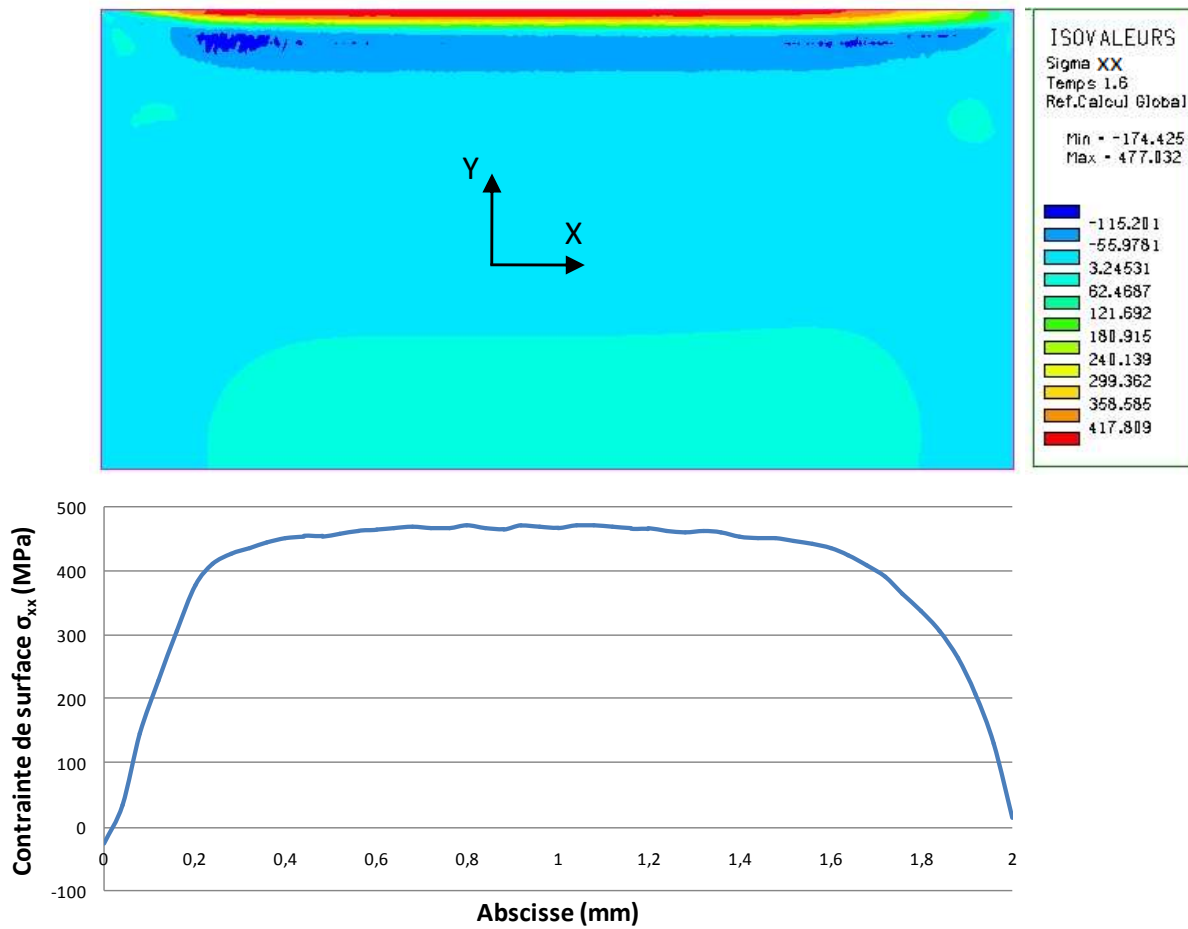


Figure 5.11 : Evolution de la contrainte σ_{xx} en peau.

5.7 Etude de sensibilité

Avant de présenter les résultats obtenus à l'aide des chargements calculés dans le tableau 5.2, une étude de sensibilité a été réalisée. Elle a pour but de valider la stabilité du modèle et permet d'identifier les chargements et les hypothèses les plus influentes sur les profils de contraintes résiduelles obtenus.

Pour cette étude, chaque paramètre d'entrée du modèle (mesures et données bibliographiques) a été augmenté et diminué de 30% de manière à observer son impact sur le résultat en terme de profil de contrainte résiduelle. Cette valeur de 30% est choisie de manière à dépasser la plage d'incertitudes due aux difficultés de mesures de certaines données d'entrée. Pour chacun d'eux, l'évolution du profil de contrainte σ_{xx} obtenue pour $V_c = 120 \text{ m.min}^{-1}$, $f = 0,1 \text{ mm.tr}^{-1}$ et $R_\beta = 50 \text{ }\mu\text{m}$ est observé.

Les profils de contraintes résiduelles sont extraits au milieu du modèle en partant de la surface vers la profondeur de la pièce (figure 5.12).

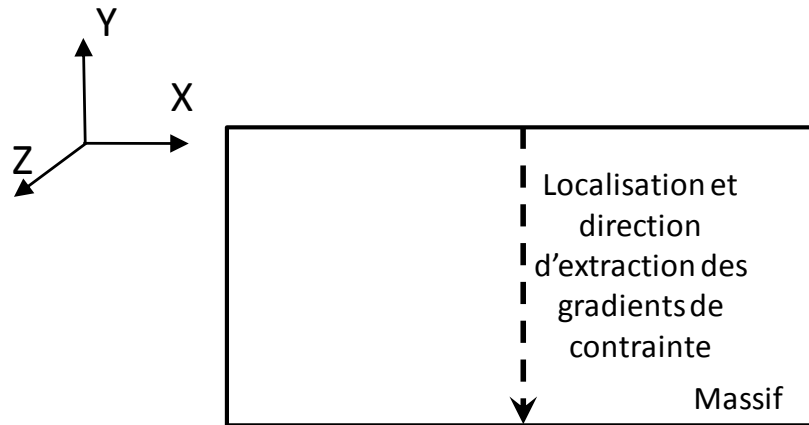


Figure 5.12 : Orientation de la courbe de profils de contrainte.

5.7.1 Sensibilité à l'effort de coupe

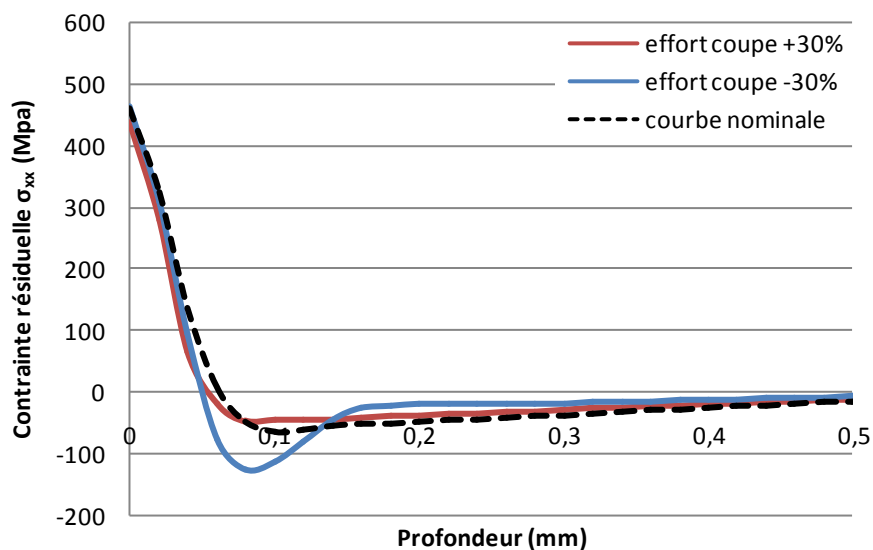


Figure 5.13 : Sensibilité à l'effort de coupe.

Un effort de coupe moins important génère un pic de compression plus prononcé. En effet, par l'intermédiaire du frottement sur la face de coupe, une diminution de l'effort de coupe engendre une augmentation de la pression en zone de cisaillement tertiaire sous l'action de l'effort locaux $F_{a\ zct}$. De plus, ce paramètre augmente les puissances thermiques en Z.C.P et en Z.C.T ce qui est responsable d'un adoucissement de la matière et atténue les contraintes en sous couche et augmente légèrement la profondeur affectée (figure 5.13).

5.7.2 Sensibilité à l'effort d'avance

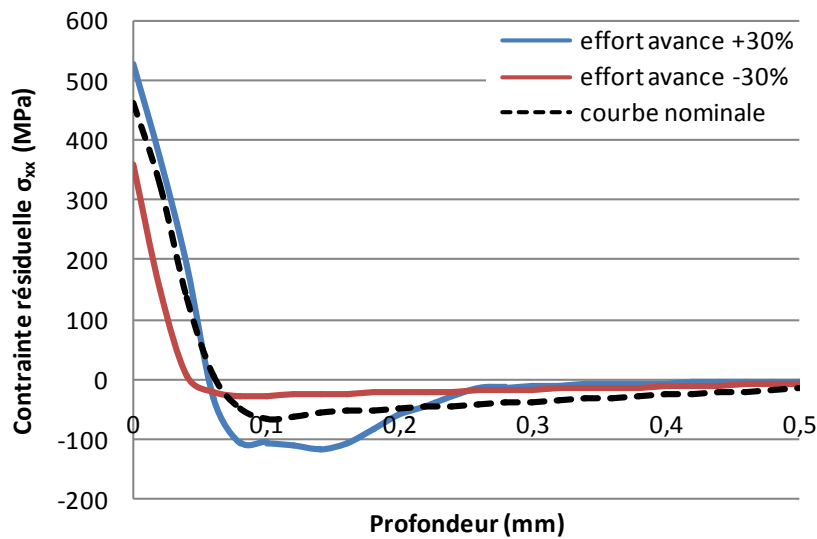


Figure 5.14 : Sensibilité à l'effort d'avance.

La localisation du pic de compression et la profondeur affectée diffère. Ceci est due à l'augmentation du chargement thermique en Z.C.P qui conduit à une affectation thermique de la matière plus en profondeur (figure 5.14).

5.7.3 Sensibilité à l'épaisseur du copeau

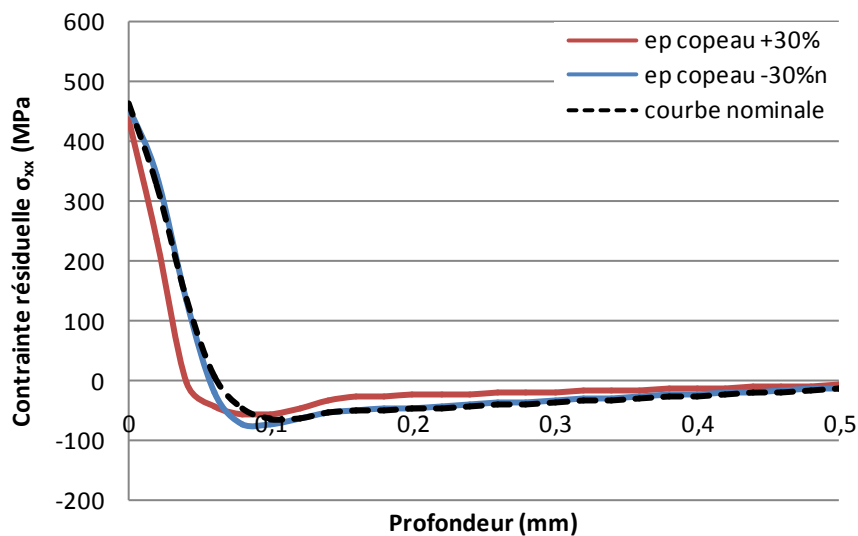
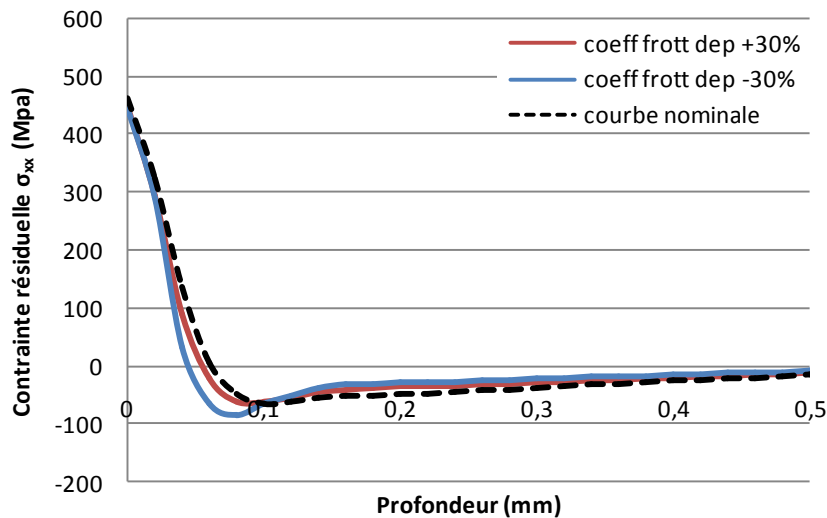
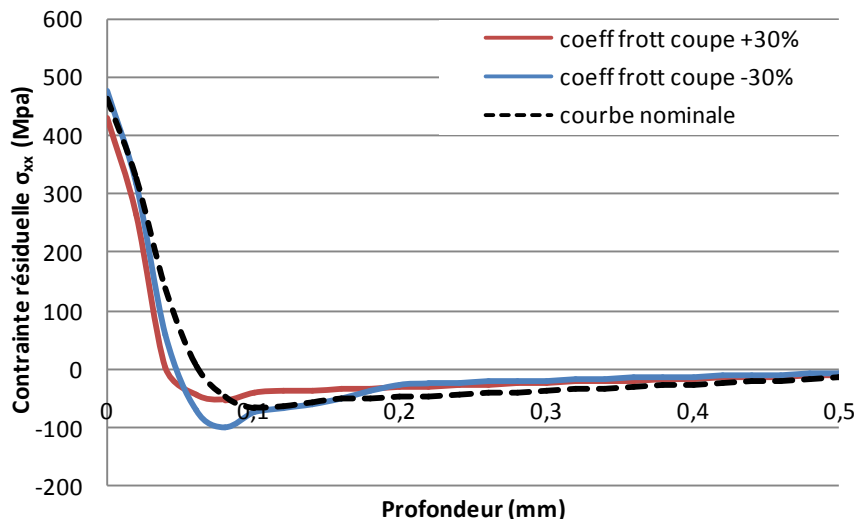


Figure 5.15 : Sensibilité à l'épaisseur du copeau.

Une épaisseur de copeau plus faible engendre une densité de flux de chaleur en zone de cisaillement primaire plus élevée ce qui affecte la matière plus en profondeur. De plus, selon notre modèle, une diminution de la taille du copeau engendre une vitesse de glissement du copeau plus élevée sur la face de coupe ce qui diminue le coefficient de frottement dans cette zone et augmente du coup la pression appliquée en zone de cisaillement tertiaire (figure 5.15).

5.7.4 Sensibilité au coefficient de frottement en dépouille μ_{zct} Figure 5.16 : Sensibilité au coefficient de frottement en dépouille μ_{zct} .

L'influence du coefficient de frottement en dépouille μ_{zct} est difficile à mettre en évidence car en terme de thermique une diminution de sa valeur entraîne une augmentation de l'effort local $F_{c\ zcs}$ ce qui engendre une hausse de la puissance thermique en Z.C.P et compense la baisse de température théoriquement attendue. En terme de chargements mécaniques, les phénomènes dus à la dilatation sont plus importants que les sollicitations tangentielles dans cette zone et masquent là aussi l'influence de ce coefficient (figure 5.16).

5.7.5 Sensibilité au coefficient de frottement face de coupe μ_{zcs} Figure 5.17 : Sensibilité au coefficient de frottement en face de coupe μ_{zcs} .

Le coefficient de frottement en face de coupe μ_{zcs} conditionne la division de l'effort d'avance F_a en ses composantes $F_{a\ zcs}$ et $F_{a\ zct}$. En diminuant le frottement en Z.C.S l'effort

$F_{a\ zct}$ augmente ce qui conduit à une augmentation des contraintes maximales en peau et en compression (figure 5.17).

5.7.6 Sensibilité à la longueur de contact en dépouille

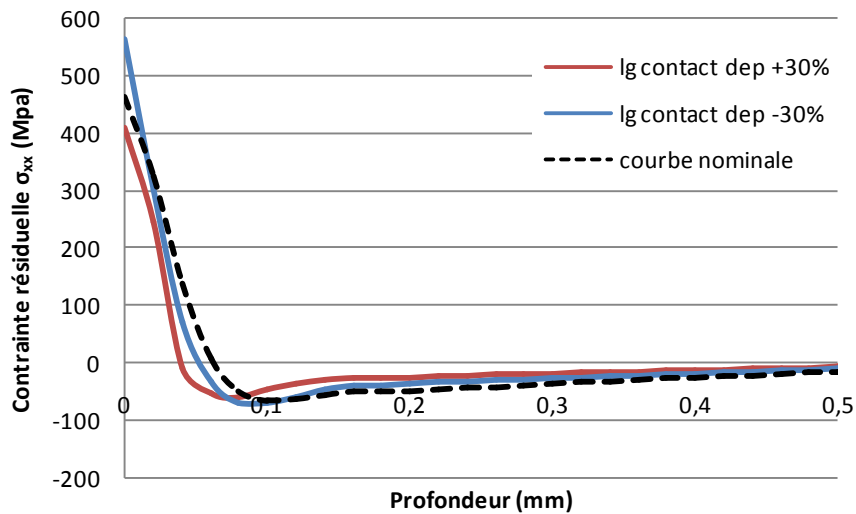


Figure 5.18 : Sensibilité à la longueur de contact en dépouille.

Cette donnée d'entrée conditionne la valeur maximale atteinte par la contrainte en peau. Ceci est dû au fait que les pressions normales et tangentielles appliquées sur cette zone dépendent fortement de cette donnée. Cette donnée contrôle aussi la densité de flux de chaleur en Z.C.T (figure 5.18).

5.7.7 Sensibilité au coefficient de répartition de flux de chaleur en Z.C.P

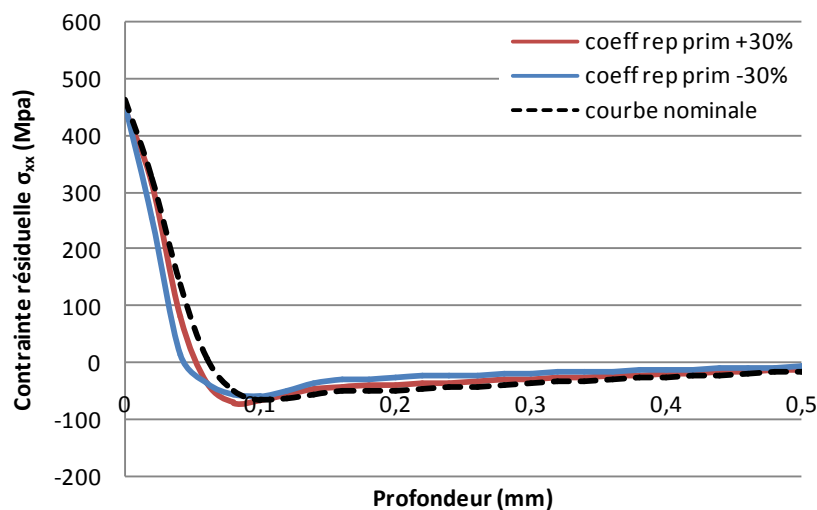


Figure 5.19 : Sensibilité au coefficient de répartition de flux de chaleur en ZCP Λ_1, Λ_2 .

Le changement de coefficient de répartition en Z.C.P, a moins d'influence que la variation de la taille de la zone d'application du chargement thermique en Z.C.P qui joue sur la

densité de flux. Les mêmes effets apparaissent par ailleurs avec une affectation plus en profondeur lorsque la puissance thermique en Z.C.P augmente (figure 5.19).

5.7.8 Sensibilité au coefficient de répartition de flux de chaleur en Z.C.T

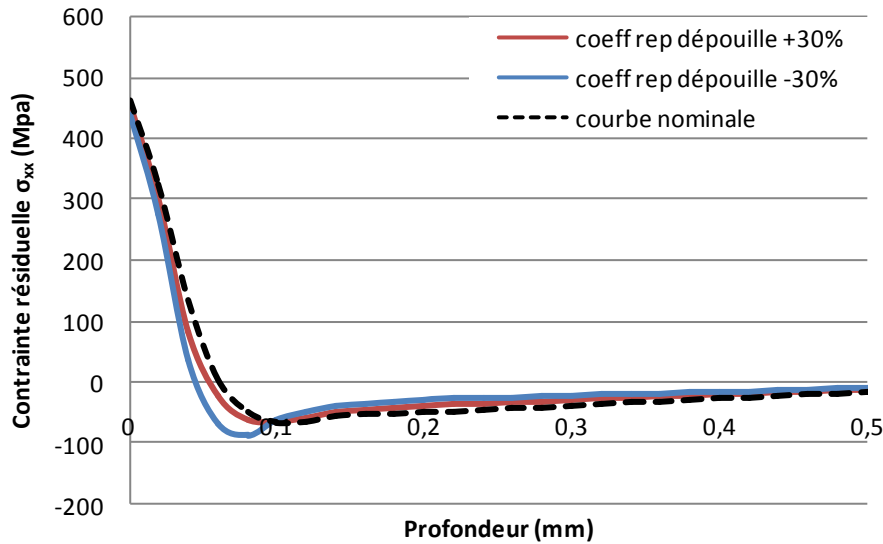


Figure 5.20: Sensibilité au coefficient de répartition de flux de chaleur en Z.C.P Λ_3 .

L'augmentation de ce coefficient de répartition de flux de chaleur majore légèrement les contraintes en peau mais diminue la valeur maximale atteinte en profondeur. L'évolution de la contrainte avec ce coefficient met en évidence la diminution des propriétés thermiques lorsque la chaleur augmente dans cette zone (figure 5.20).

5.7.9 Sensibilité à la limite élastique et aux pentes d'écrouissage

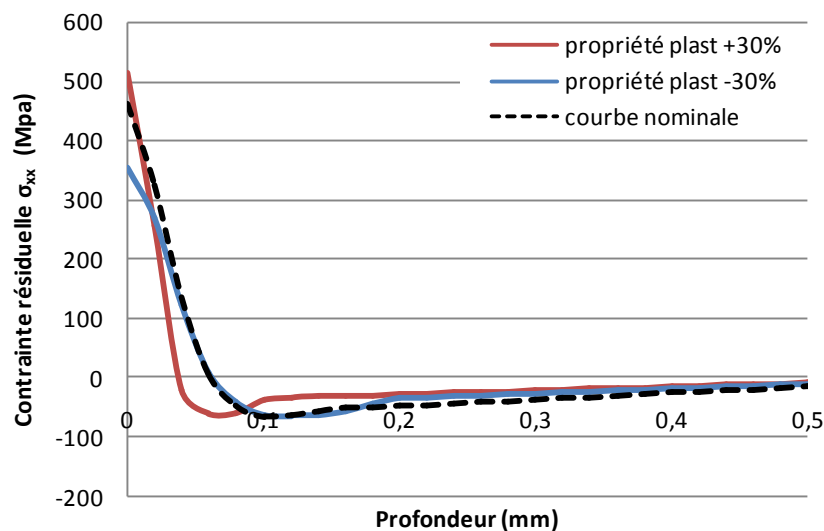


Figure 5.21: Sensibilité aux propriétés plastiques.

Une augmentation des paramètres plastiques de l'inox (limite d'écoulement et pent d'écrouissage) augmente la valeur de la contrainte maxi en peau et diminue la valeur de la

profondeur affectée de manière importante. La loi de comportement apparaît comme un des points clef de la simulation (figure 5.21).

5.7.10 Viscosité

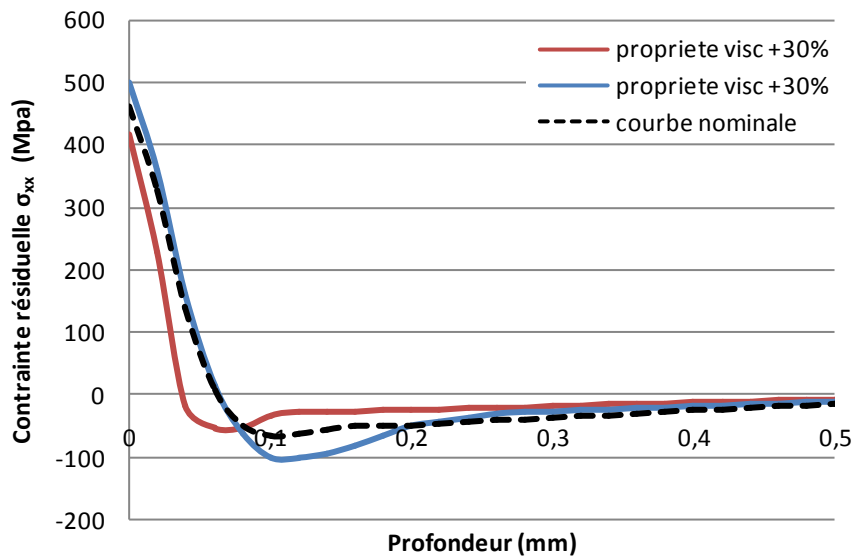


Figure 5.22 : Sensibilité à la viscosité.

L'augmentation de la viscosité agit de la même manière que l'augmentation des propriétés plastiques en sous couche puisque avec elle apparaît une diminution de la profondeur affectée.

Par contre, au niveau de la peau il apparaît une diminution de la contrainte résiduelle maximale lorsque la viscosité augmente (figure 5.22).

5.7.11 Bilan de l'étude de sensibilité

L'étude de sensibilité montre que le modèle numérique en 2D est stable et fournit pour chaque paramètre étudié la même forme de courbe. Les paramètres les plus influents sur les profils de contraintes résiduelles obtenus sont les efforts de coupe et d'avance, le coefficient de frottement en face de coupe et la longueur de contact en dépouille. Toutefois, l'influence d'un paramètre peut être masquée par l'impact qu'engendre sa modification. En effet, l'impact de la diminution du coefficient de frottement en Z.C.T sur le chargement thermique de cette zone est contrebalancé par l'augmentation de la densité de flux en Z.C.P.

A travers cette étude de sensibilité il est possible de dégager des tendances concernant l'influence des chargements sur les profils de contraintes observés. Les chargements appliqués en Z.C.T affectent principalement les valeurs maximales de contraintes en peau et la valeur du pic de compression (figure 5.13 & 5.17). La densité de flux de chaleur appliquée en Z.C.S a plus d'influence sur la profondeur affectée (figure 5.18 et figure 5.12).

Les propriétés mécaniques du modèle quant à elles jouent sur l'ensemble du profil calculé. Le tableau 5.3 résume ces tendances :

Localisation	Données d'entrée étudiées	Contrainte en peau	Profondeur affectée	Pic de compression
ZCP + ZCT	Effort coupe ↗	→	→	↗
	Effort avance ↗	↗	↗	↗
	Frottement face de coupe ↗	→	→	↗
	Limite écoulement et écrouissage ↗	↗	↘	→
	Viscosité ↗	↗	↘	↘
Z.C.P	Epaisseur copeau ↗	→	→	→
	Rep. chaleur ZCP ↗	→	→	→
Z.C.T	Frottement dépouille ↗	→	→	→
	Longueur contact dépouille ↗	↗	→	→
	Rep. chaleur ZCT	→	→	↗

Tableau 5.3 : bilan de l'étude de sensibilité

5.8 Résultats de simulation

Ce paragraphe présente maintenant les profils de contraintes résiduelles obtenus avec les chargements calculés dans le tableau 5.2. Dans tous les résultats présentés, les contraintes tangentielles sont négligeables.

5.8.1 Cartes de températures

La figure 5.23 montre un exemple de carte de températures obtenues avec la technique de la thermographie infrarouge et la courbe d'émissivité obtenue expérimentalement (annexe 2). Malheureusement il est difficile de tirer des conclusions à partir de celle-ci car, l'ensemble de la scène est ébloui par le copeau qui de ce fait, atténue les températures visualisables dans les autres zones. De plus, la courbe d'émissivité a été obtenue en filmant une surface rectifiée et perpendiculaire à l'axe de l'objectif de la caméra or le copeau n'est pas plan et ne possède pas un état de surface maîtrisable. Enfin, les niveaux de températures atteints par le copeau obligeaient à utiliser un filtre atténuateur qui rend imprécis les résultats dans les zones de moindre rayonnement.

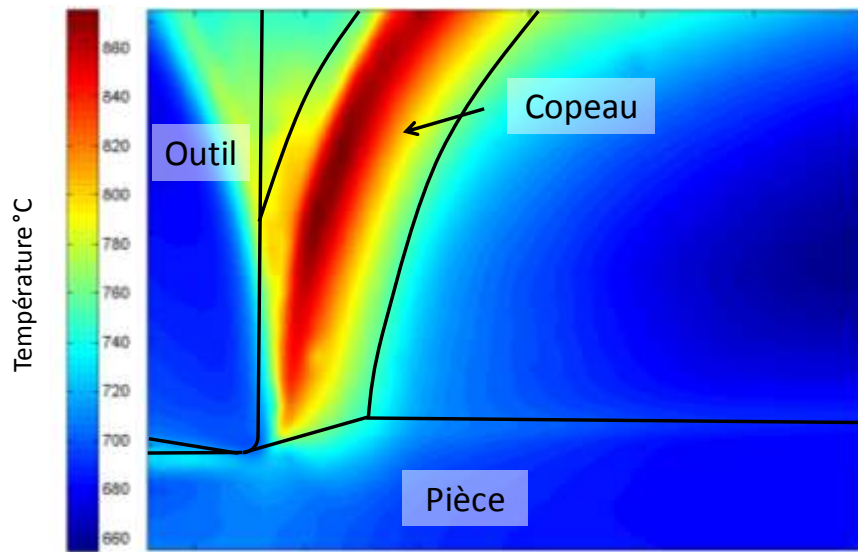


Figure 5.23 : Températures mesurées pour une scène de coupe complète.

Ces observations ont conduit à masquer le copeau pendant la scène de coupe de manière à ne pas être ébloui par le copeau et à ne plus utiliser de filtre atténuateur (figure 5.24).

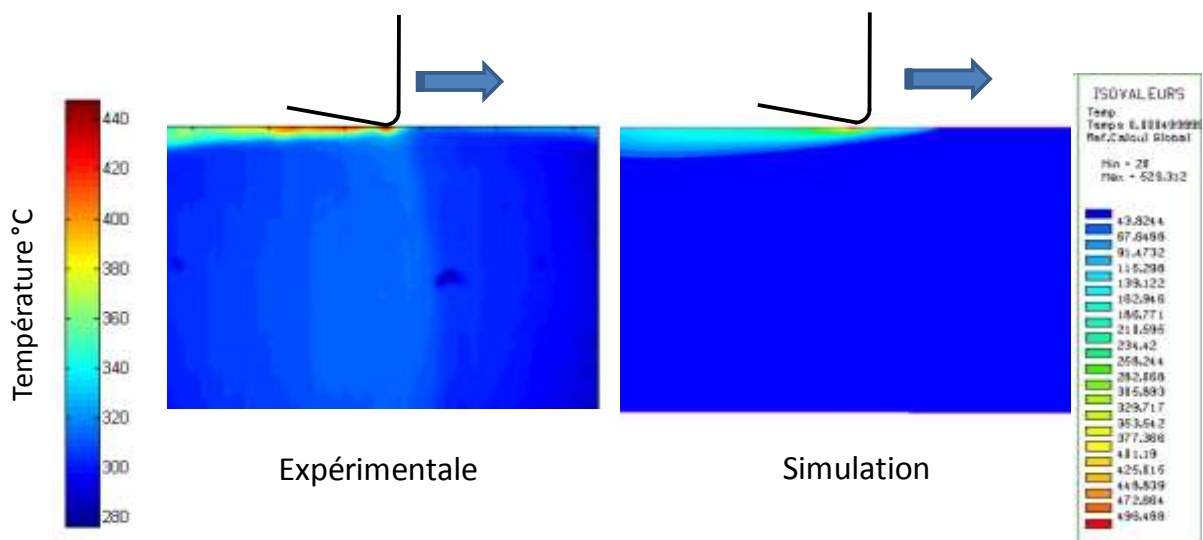


Figure 5.24 : Températures expérimentales et simulées sous l'outil pour $V_c = 120 \text{ m.min}^{-1}$, $f = 0,1 \text{ mm.tr}^{-1}$ et $R_p = 50 \text{ }\mu\text{m}$.

En masquant le copeau il est possible de mesurer les températures sous l'outil. Toutefois, la précision dimensionnelle n'est pas très élevée et il est difficile de mesurer des gradients de températures. Seul les niveaux de températures maximaux atteints peuvent intervenir en tant qu'éléments de comparaisons entre la réalité et les modèles proposés.

Les courbes ci-dessous (figure 5.25) présentent les valeurs de températures maxi mesurées et simulées.

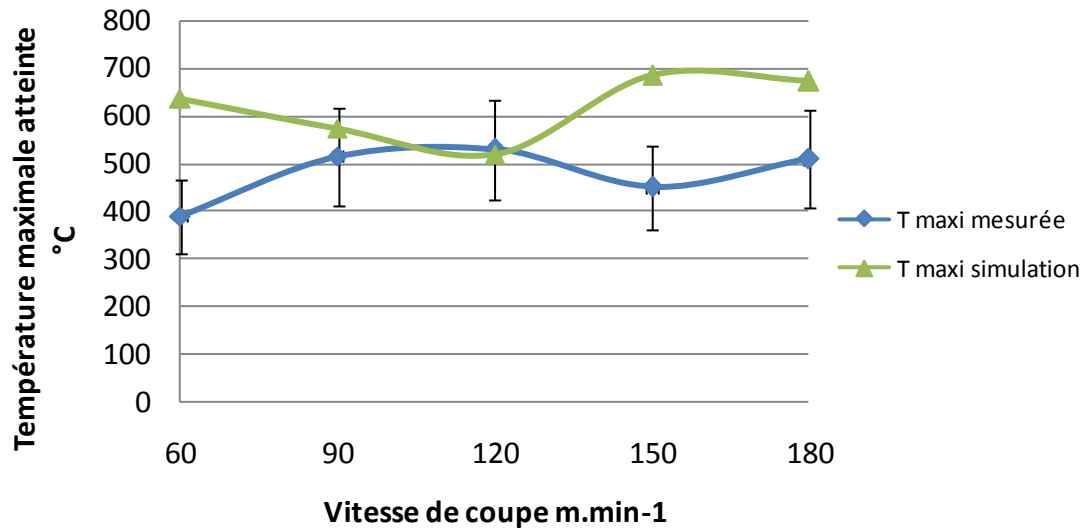


Figure 5.25 : Températures maximales mesurées et simulées.

Une étude de sensibilité sur la valeur d'émissivité a été réalisée. Elle utilise l'équation ci-dessous :

$$\Delta T = \frac{\lambda.T^2}{\epsilon.c_2} \cdot \Delta\epsilon \quad (5.3)$$

Les conditions d'acquisition des luminances en tournage étant identiques à celles utilisées lors de la calibration (caméra, objectifs, temps d'intégration, absence de filtre atténuateur, état de surface) une erreur de $\pm 20\%$ me semble réaliste. La variation d'émissivité agit sur toute la plage de températures calculées et vient rajouter une valeur de décalage (offset) constante, ce qui n'affecte pas les gradients. Il en ressort que pour une variation de $\pm 20\%$ de celle ci, les températures évoluent entre -13% et $+ 7\%$ pour les gammes de températures considérées.

Le deuxième point important pour la précision des mesures est le choix de la zone d'observation. En effet, les cartes de luminances brutes doivent être recoupées pour ne garder que la zone sous l'outil. Plusieurs mesures ont été répétées (3 fois) et il en ressort une erreur de $\pm 10\%$ sur les températures maximales atteintes.

A partir de ces observations il est possible d'encadrer les mesures de températures dans une plage de $\pm 20\%$ ce qui est un résultat acceptable vu les technologies mises en jeu (figure 5.24).

L'utilisation des méthodes inverses destinée à estimer les flux de chaleur et développées par Pierre Naisson [Naisson2007] au cours de son master suppose une pièce fixe et un outil mobile. Ces méthodes permettent grâce à une méthode inverse de remonter au flux de chaleur appliqué à la surface de la pièce. Cette technique ne peut pas être employée ici

du fait de l'absence de gradient de températures exploitables. C'est une perspective d'amélioration de l'usage de la thermographie en tournage.

5.8.2 Profils de contraintes résiduelles dans la profondeur

Après application des chargements et refroidissement de la pièce, il est possible d'observer les contraintes résiduelles exprimée aux nœuds dans la profondeur de la pièce comme l'illustrent les figures 5.26 & 5.27. La direction X correspond à la direction de déplacement des chargements. La direction Y correspond à la normale sortant de la matière. La direction Z correspond à la direction d'avance.

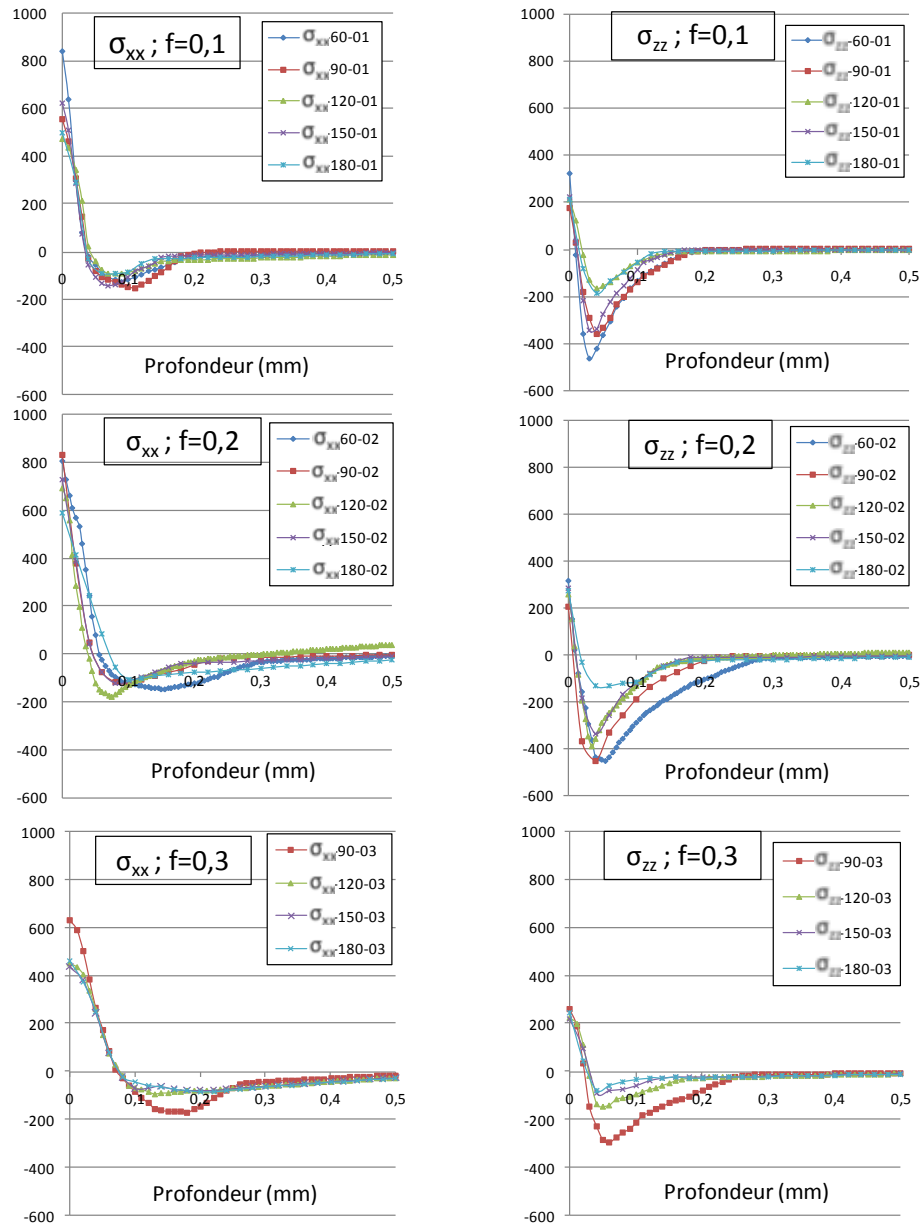


Figure 5.26 : Courbes de contraintes résiduelles σ_{yy} et σ_{zz} dans la profondeur en fonction de la vitesse de coupe V_c et des 3 avances f utilisées.

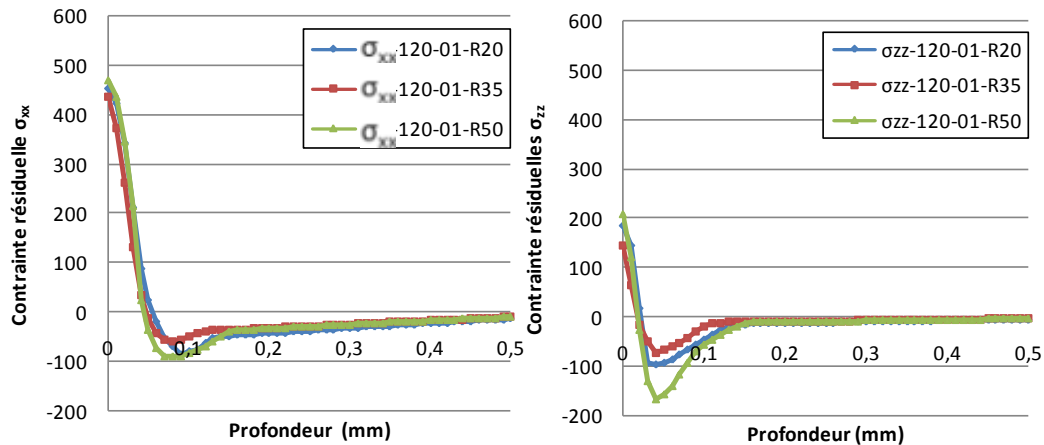


Figure 5.27 : Courbes de contraintes résiduelles en fonction du rayon d'arête.

Pour les courbes présentées, les profils de contraintes résiduelles σ_{xx} et σ_{zz} suivent les mêmes évolutions en fonction des trois paramètres de coupe étudiés. Dans l'analyse des résultats qui suit, seul les profils de contraintes résiduelles σ_{xx} seront comparés.

5.8.3 Analyse des résultats en fonction des paramètres de coupe et des chargements

Les critères de comparaison entre les différentes courbes se situent au niveau de la valeur maximale de contrainte atteinte à la surface de la pièce, de la localisation et de l'intensité du pic de compression ainsi que de la dimension de la zone affectée par les contraintes résiduelles. Les contraintes σ_{xx} et σ_{zz} évoluent quasiment tout le temps de la même manière en fonction des paramètres d'usinage choisis et les chargements induisant les valeurs de contraintes résiduelles maximales suivant \vec{X} sont ceux qui engendrent des contraintes maximales suivant \vec{Z} puisqu'il s'agit d'un effet des déformations planes.

5.8.3.1 Influence de f :

Concernant la dimension de la zone affectée par les contraintes résiduelles celle-ci augmente avec la valeur moyenne avec l'avance (environ 0,2 mm pour une avance de 0,1 mm.tr⁻¹, 0,35 mm pour une avance de 0,2 mm.tr⁻¹ et 0,5 mm pour une avance de 0,3 mm.tr⁻¹). Cette observation est due à l'augmentation de la densité de flux thermique en Z.C.P qui conduit à une affectation thermique plus en profondeur de la matière (figure 5.28).

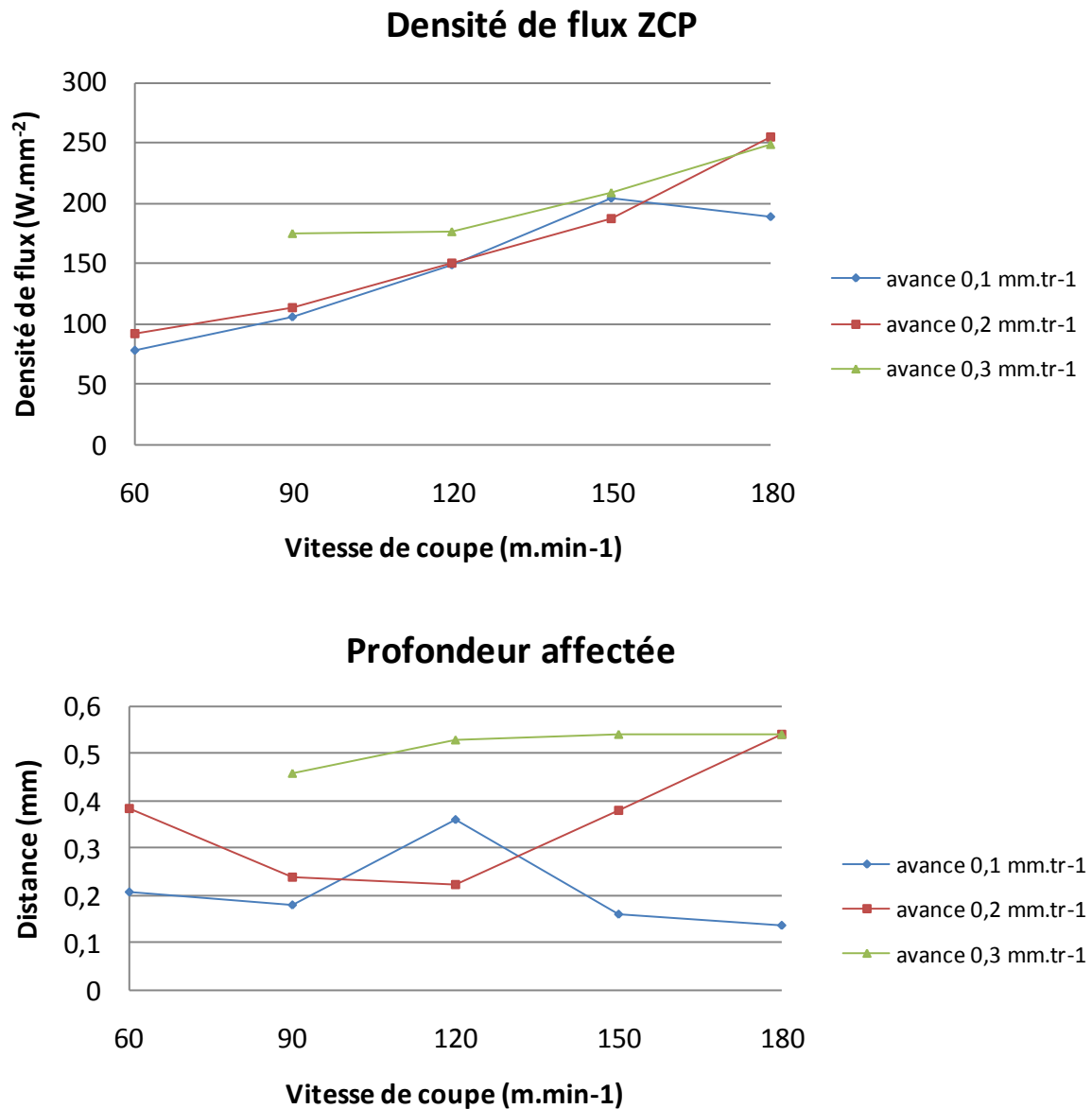


Figure 5.28 : Evolution de la profondeur affectée et du chargement en Z.C.P.

Les courbes suivantes (figure 5.29) montrent l'évolution de la température sous l'outil en fonction de la profondeur de la pièce. Ces courbes montrent qu'en sous-couches, les températures sont plus élevées lorsque l'avance augmente.

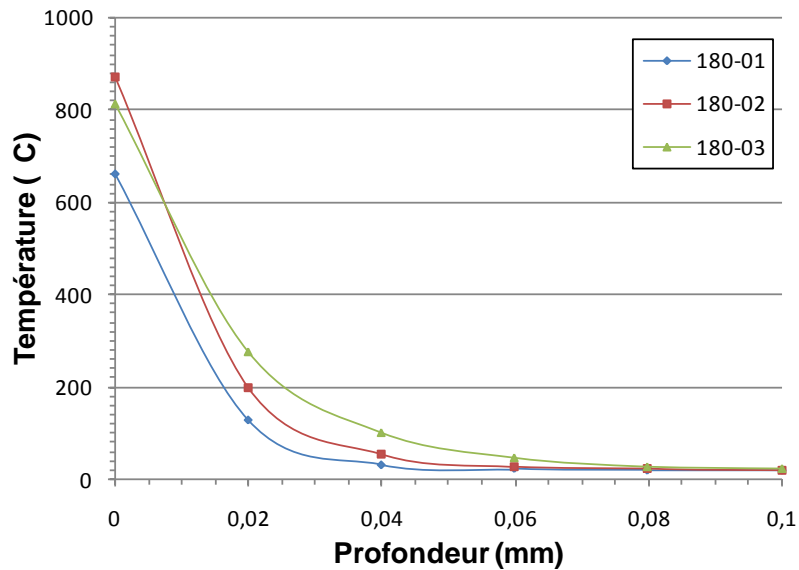


Figure 5.29 : Evolution de la température sous l'outil en fonction de l'avance.

Cette augmentation de température en sous-couche conduit à un adoucissement du matériau ce qui diminue les valeurs maximales atteintes par les contraintes résiduelles mais augmente la taille de la zone où la matière plastifie.

La localisation du pic de compression suit aussi cette tendance puisque la profondeur moyenne évolue de 0,08 mm pour une avance de 0,1 mm.tr⁻¹, à une profondeur moyenne de 0,1 mm pour une avance de 0,2 mm.tr⁻¹ et à une profondeur moyenne de 0,18 mm pour une avance de 0,3 mm.tr⁻¹ (figure 5.30).

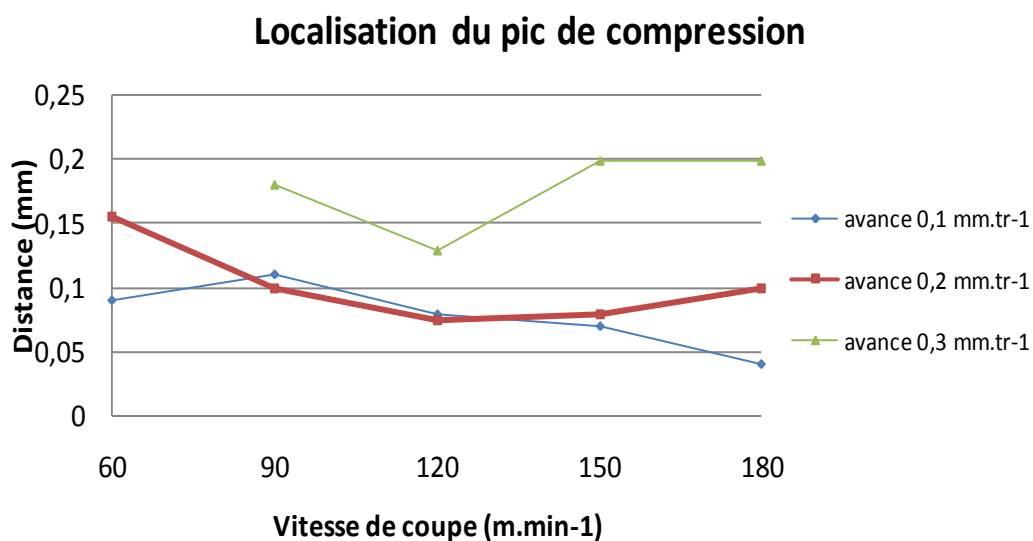


Figure 5.30 : Localisation du pic de compression.

5.8.3.2 Influence de V_c :

Les niveaux de contraintes maximales σ_{xx} atteints sur la surface de la pièce sont proches pour les valeurs d'avance de 0,1 et 0,2 mm.tr⁻¹ et sont obtenus pour les vitesses de coupe les plus faibles (60 et 90 m.min⁻¹). De manière générale, il est possible d'observer une tendance à la diminution des valeurs de contraintes résiduelles maximales en peau avec la vitesse de coupe ce qui va de pair avec la diminution des chargements qui bénéficient d'efforts de coupe mesurés et de coefficients de frottement plus faibles lorsque les vitesses de coupe augmentent. Cette observation est valable pour les trois valeurs d'avance utilisées (figure 5.31).

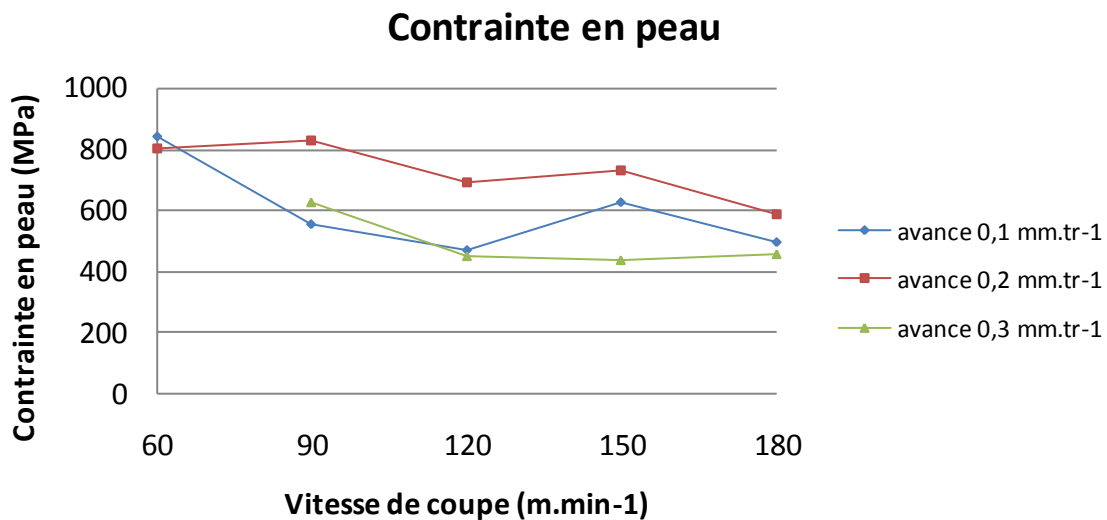


Figure 5.31 : Evolution de la contrainte résiduelle en peau

5.8.3.3 Influence de la longueur de contact en Z.C.T

Bien que la longueur de contact en Z.C.T ne soit pas un paramètre d'entrée, les courbes présentées figure 5.32 montrent que les chargements mécaniques et thermiques appliqués dans cette zone lui sont directement proportionnels. **Cette donnée d'entrée conditionne à elle seule la valeur de la contrainte résiduelles maximale atteinte en peau. C'est un des paramètres clef de cette approche de simulation.**

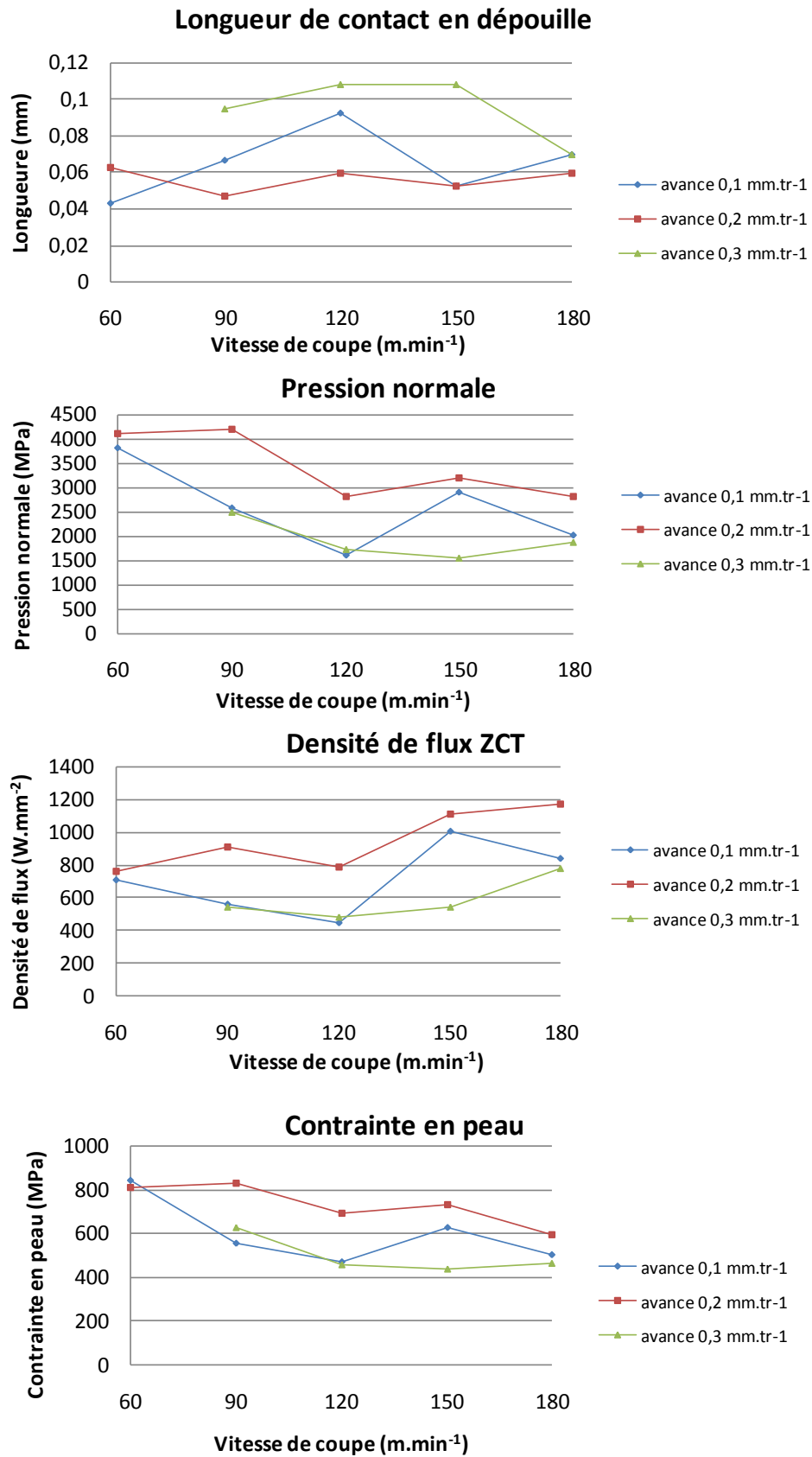


Figure 5.32 : Evolution de la contrainte en surface et des chargements en Z.C.T

5.8.3.4 Influence de rayon d'arête

Les légères différences de chargement thermomécanique observées lors de la mesure des efforts de coupe et des longueurs de contact en fonction des rayons d'arête sont illustrées sur le graphe figure 5.26. Avec une pression maximale supérieure de 11% dans un cas ($R_\beta = 20 \mu\text{m}$, $P_{\text{norm max}} = 1591 \text{ MPa}$) et 37% dans l'autre ($R_\beta = 35 \mu\text{m}$, $P_{\text{norm max}} = 1294 \text{ MPa}$) la profondeur affectée est plus importante avec un rayon d'arête de $50 \mu\text{m}$ (figure 5.24). Au niveau de la contrainte en peau il n'y a pas de différences significatives.

5.8.3.5 Conclusion sur les résultats

L'étude des profils de contraintes résiduelles simulés permet de dégager plusieurs tendances.

- L'avance joue un rôle au niveau de la profondeur affectée par les contraintes résiduelles. Lorsque l'avance augmente, la densité de flux thermique appliquée en Z.C.P augmente ce qui à pour effet une augmentation des températures dans la profondeur. Cette augmentation de la température en profondeur provoque des dilatations plus importantes et une diminution des propriétés mécaniques favorable à l'apparition de la plasticité plus en profondeur.
- La vitesse de coupe joue un rôle au niveau de la contrainte résiduelle maximale en peau. Il apparait une tendance à la diminution de celle ci quelle que soit les avances observées. Ce phénomène est dû à la diminution des efforts de coupe et d'avance avec la vitesse de coupe qui conduisent à une diminution de l'intensité des chargements.
- La variation du rayon d'arête n'a pas d'influence significative sur l'évolution des profils pour les raisons évoquées au chapitre 3.
- La longueur de contact en dépouille est un des paramètres clefs de cette approche de simulation. Cette valeur conditionne directement trois des quatre chargements appliqués en Z.C.T. Cette zone est en effet la principale zone de contact de la surface de la pièce avec l'outil et l'observation des profils de contraintes résiduelles confirme son importance.
- Les lois de comportement sont aussi très importantes puisqu'elles conditionnent grandement les valeurs simulées. Ces lois de comportement doivent simuler les phénomènes sur des gammes de vitesses de déformations importantes et, de plus, avec des gradients de températures eux aussi élevés. Dans ces zones soumises à de fortes températures, de fortes déformations et de fortes vitesses de déformation les lois de comportement sont difficiles à identifier.

Certains phénomènes tels que la recristallisation dynamique peuvent alors être pris en compte pour affiner les modèles [Dehghan-Manshadi2007].

5.8.4 Comparaison aux autres travaux

Toutes les courbes de contraintes résiduelles observées ont un profil de type : traction-compression-annulation. Dans le cadre de l'usinage d'un inox 304L austénitique en coupe orthogonale, Wiesner a mis en évidence ce genre de profils avec une contrainte de peau mesurée dans la direction de coupe se situant autour de 700 MPa ce qui correspond aux ordres de grandeurs des résultats présentés [Wiesner1992]. Dans ces travaux sur l'inox 316L, M'Saoubi mesure aussi ce genre de profil pour une vitesse de coupe de $100 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$, et une avance de $0,1 \text{ mm}\cdot\text{tr}^{-1}$. La profondeur affectée est de l'ordre de $600 \mu\text{m}$ [M'Saoubi1996].

Les profils des courbes présentés figure 5.33 ont la même allure et sont conformes à la description faite plus tôt. Les valeurs diffèrent grandement au niveau de la contrainte maximale atteinte en peau, au niveau de la localisation du pic de compression et au niveau de la profondeur affectée. La courbe mesurée par M'Saoubi présente une discontinuité à la profondeur de $100 \mu\text{m}$ ce qui permet de penser que la mesure n'est pas très précise.

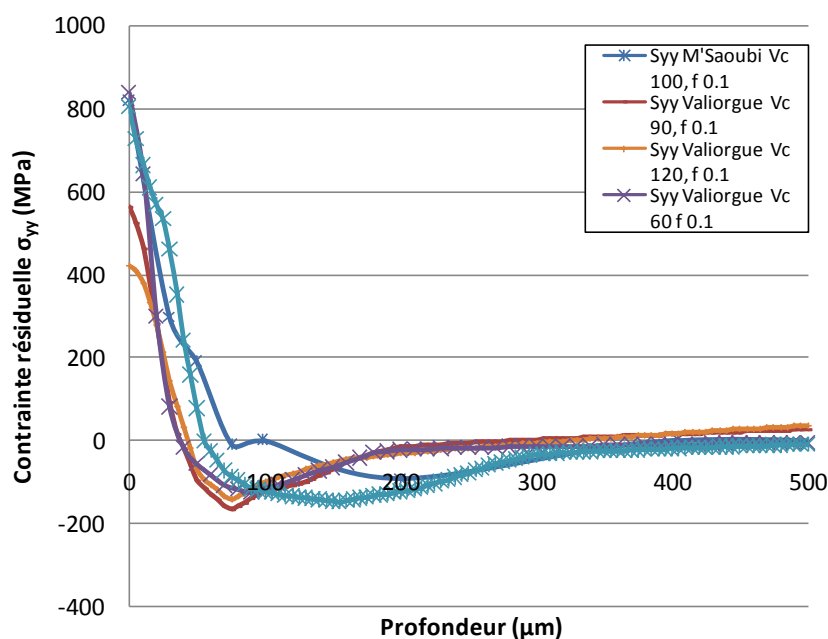


Figure 5.33 : Comparaison entre le modèle 2D et les résultats expérimentaux de M'Saoubi [M'Saoubi1998].

5.9 Conclusion

Le modèle 2D a été mis en place suite aux travaux de modélisation et expérimentaux détaillés dans les chapitres 2 et 3. Le premier objectif fixé au début du projet est déjà atteint puisque les profils de contraintes résiduelles dans la profondeur sont obtenus à l'issue de quelques heures de calculs (2 ou 3 en fonction de la configuration).

Les travaux ont donc pu être dirigés sur le deuxième objectif à savoir obtenir des résultats fiables.

Pour ce faire, une étude de sensibilité a été réalisée. Elle permet de vérifier la stabilité du modèle et met en avant quelques tendances concernant l'influence des paramètres de coupe et des principaux chargements. En effet, suite à ces travaux il apparaît que l'avance influence la profondeur affectée par les contraintes résiduelles. L'augmentation de la vitesse de coupe tend à faire diminuer la valeur de la contrainte maximale atteinte à la surface de la pièce. Enfin, la longueur de contact en Z.C.T apparaît comme la donnée d'entrée capitale pour la fiabilité des résultats.

Forts de ces constatations il est dorénavant possible d'agir sur les données d'entrées en observant les différences obtenues par rapport aux courbes expérimentales. L'accès à toutes ces données montre le grand intérêt de l'utilisation des techniques de simulation numérique de ce type de phénomènes.

Enfin, ces données sont obtenues et observées dans le cadre d'opérations en coupe orthogonale qui n'est pas réaliste d'un point de vue industriel. Pour rendre utilisable cette étude dans le cadre industriel, il est nécessaire de transposer la démarche aux cas de chariotage et de dressage. Cette tentative d'extrapolation à la coupe en 3D sera présentée au chapitre 6.

6 Modèle numérique 3D

6.1 Introduction

La première partie de l'étude a été réalisée en utilisant des données expérimentales et un modèle numérique en 2 dimensions. Cette approche simplificatrice, a permis d'obtenir des données expérimentales et un modèle numérique qui permet de relier les paramètres d'usinage à l'état de contrainte résiduelle. Dans un deuxième temps et pour adapter la méthode aux cas industriels, il est nécessaire de transposer les travaux réalisés en 2 dimensions à un modèle en 3 dimensions simulant le chariotage ou bien le dressage. Cette étude sera toujours réalisée en ne tenant compte que de la pièce usinée sans chercher à modéliser la formation du copeau. L'idée principale de cette partie est de tenir compte de l'influence d'un tour sur l'autre au niveau de la génération des contraintes résiduelles en tournage (figure 6.1). En effet, vu la proximité des passages de l'outil sur la pièce, il apparaît évident que ceux-ci peuvent avoir une influence les uns sur les autres en ce qui concerne la génération des contraintes.

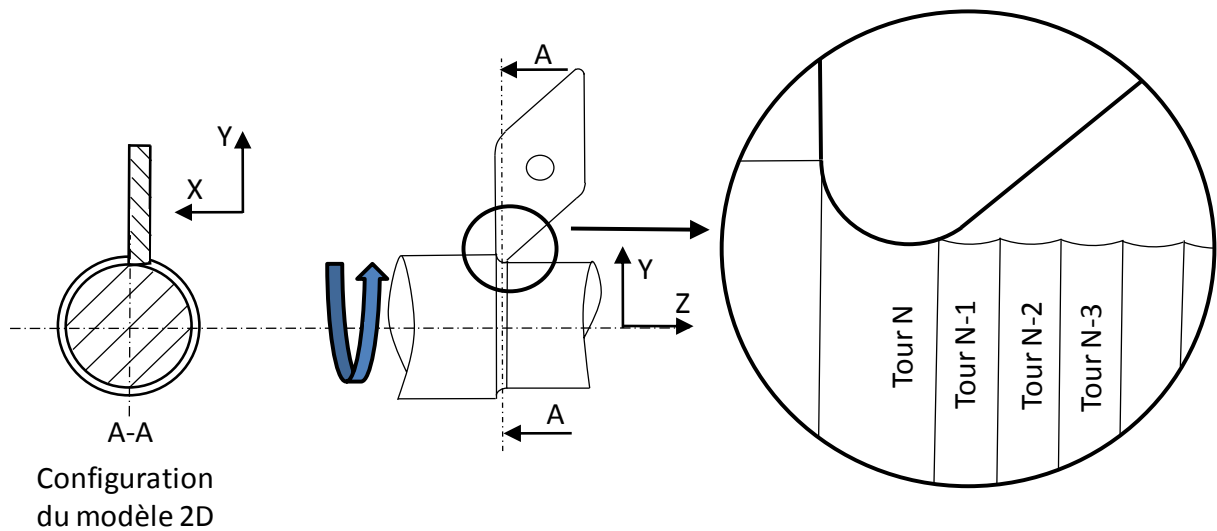


Figure 6.1: Configuration du modèle 3D et illustration des différentes passes en chariotage.

6.2 Localisation et fonctionnement du modèle 3D

Le modèle 3D a pour but de simuler l'opération de tournage en finition d'un tube de 800 mm de diamètre. Le modèle proposé ne considère qu'une petite partie de la matière usinée et tient compte du temps mis par l'outil pour revenir sur la zone simulée en fonction de la vitesse de coupe (figure 6.2).

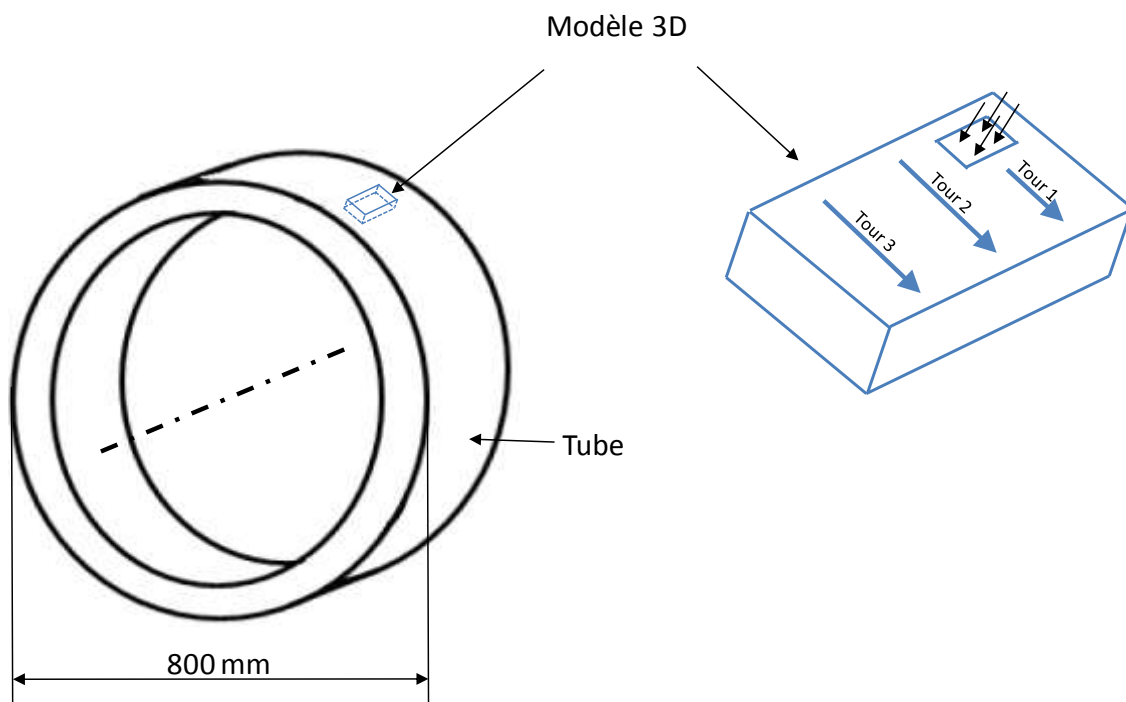


Figure 6.2 : Localisation du modèle 3D.

6.3 Epure en fonction des paramètres de coupe

Les travaux concernant le modèle en trois dimensions sont basés sur les paramètres de coupe utilisés par AREVA pour l'opération de tournage de finition des soudures. Pour cette opération, AREVA utilise une avance f de 0.3 mm.tr^{-1} , une profondeur de passe a_p de $0,3 \text{ mm}$. La plaquette Sandvik utilisée est de type CNMG 19 06 08 (figure 6.3).

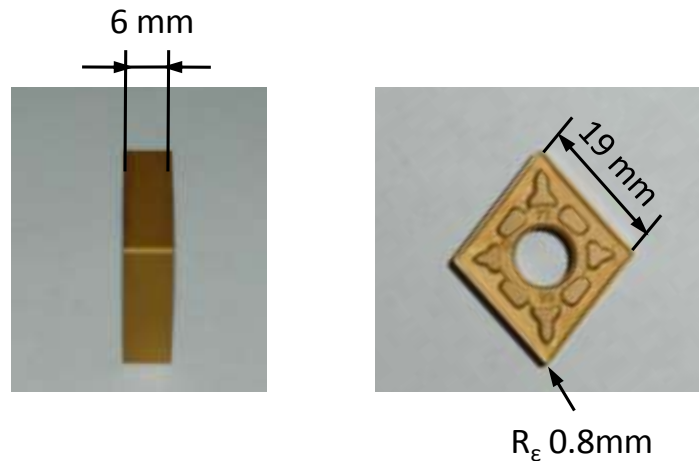


Figure 6.3 : Description de la plaquette CNMG.

C	N	M	G	19	06	08
Plaquette en losange à 80°	Angle de dépouille nul	Tolérance $\pm 0.127 \text{ mm}$	Avec brise copeau	Longueur arête de coupe de 19mm	Epaisseur de 6.35 mm	Rayon de bec de 0.8 mm

Tableau 6.1 : Caractéristiques géométriques de la plaquette CNMG 19 06 08

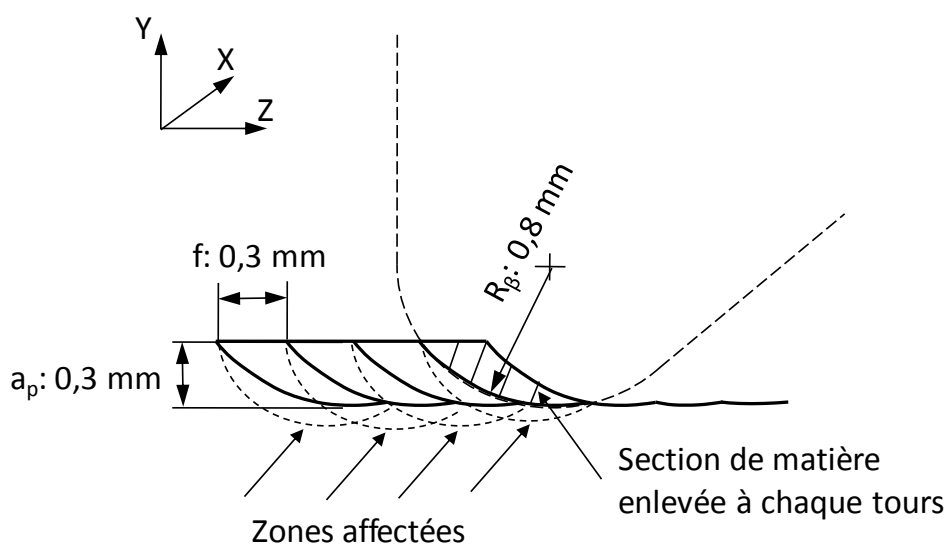


Figure 6.4 : Epure des sections de matières enlevées à chaque tour.

En conservant la même approche que celle employée pour le modèle en deux dimensions, il est nécessaire de trouver une répartition des chargements dans le plan X-Z (figure 6.4). Pour rappel, dans le plan X-Y, la répartition des chargements se fait de façon parabolique pour les pressions et de façon homogène pour les densités de flux de chaleur (chapitre 2).

Pour définir cette répartition, il est important d'observer que lors d'un passage de l'outil, une partie de l'arête de coupe est en contact avec la surface finale de la pièce (AB) alors que le reste de l'arête de coupe (BC) est en contact avec une surface qui sera enlevée au tour suivant. Cette constatation conditionne la forme de la répartition (figure 6.5).

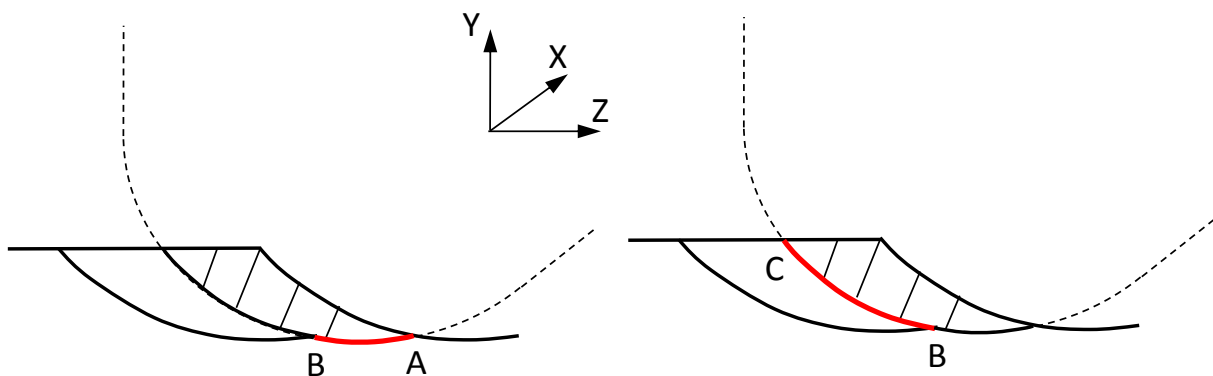


Figure 6.5 : Zone de contact direct et indirect entre l'arête de coupe et la surface finale.

Pour la zone de contact direct (AB), la valeur de l'épaisseur du copeau non déformé enlevée évolue entre 0 mm (en A) et 0,1 mm (en B). Pour cette zone, les valeurs des chargements obtenues sont projetées de façon linéaire pour l'avance de 0,1 mm du modèle 2D. En A le chargement est nul et en B il est égal à celui trouvé pour le calcul 2D avec une avance de $0,1 \text{ mm.tr}^{-1}$ (figure 6.6).

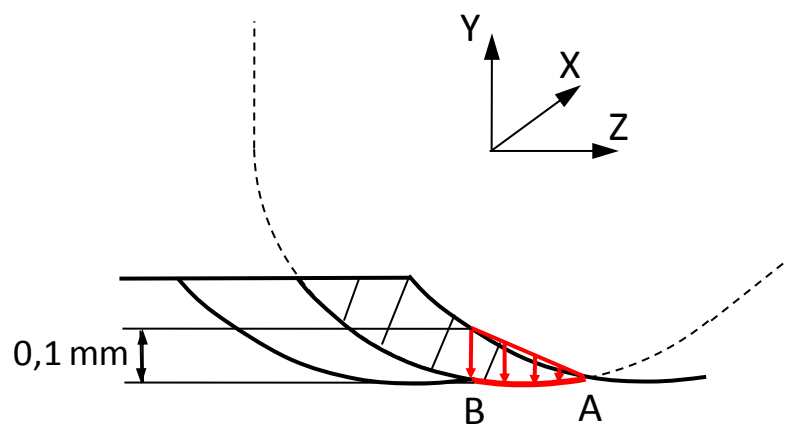


Figure 6.6 : Répartition pour la zone de contact direct AB.

Pour la zone de contact indirect (BC), la valeur de la section enlevée évolue entre 0.1 mm en B et 0 mm en C en passant par un maximum de 0.2 mm. En première approche, l'augmentation du chargement est compensée par la présence d'une couche de matière qui s'intercale entre la zone de coupe et la surface étudiée. Pour la zone BC, une répartition linéaire des chargements obtenus avec l'avance de 0,1mm est aussi retenue (figure 6.7).

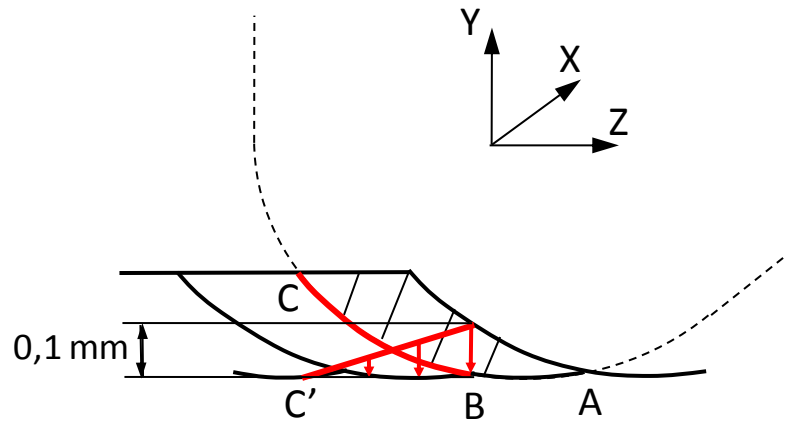


Figure 6.7 : Répartition pour la zone de contact indirect BC.

En résumé, le modèle 3D utilise les chargements obtenus pour le modèle 2D avec une avance de $0.1\text{mm}\cdot\text{tr}^{-1}$ et projette de façon bilinéaire ces valeurs sur la zone de la surface finale correspondant à la projection de la section enlevée sur celle-ci (AC'). Les simulations donc superposent donc les différents passages tels que cela se produit en réalité. Au cours du tournage et en fonction des paramètres d'avance et de profondeur de passe choisis, une zone de contact direct de type AB est soumise à trois chargements successifs (figure 6.8).

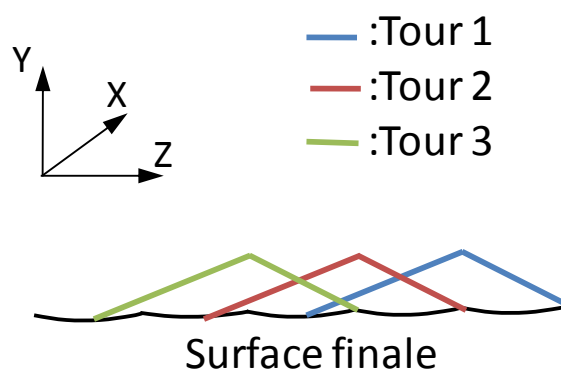


Figure 6.8 : Illustrations des trois passes successives.

L'avances et la profondeur de passe étant fixées par AREVA NP, seule la vitesse de coupe est modifiée dans les différentes simulations.

Afin d'obtenir un régime stabilisé, il a été décidé de simuler trois tours d'outil.

6.4 Modèle numérique 3D

6.4.1 Maillage

La maillage 3D est constitué d'un parallélépipède de 1.6 mm de largeur \vec{Z} , de 1 mm longueur \vec{X} et de 0,5 mm d'épaisseur \vec{Y} . Ces dimensions ont été choisies en conciliant les exigences de précision des résultats mais aussi en essayant de minimiser les temps de calcul. D'après le modèle 2D l'état initial de contrainte apparaît à une profondeur inférieure à 0,3 mm pour les avances de 0,1 mm. Cette constatation a donc permis de diminuer l'épaisseur du modèle 3D à 0,5 mm sans souci de conditions limites (cf courbes paragraphes 6.5.2.2). Concernant la longueur de simulation, il est possible d'obtenir un régime stabilisé sur une longueur simulée de 1 mm. La largeur de 1,6 mm permet de simuler 3 tours d'outils et de laisser 0,1 mm de marge de chaque côté afin de minimiser les effets de bords.

Le maillage dans le plan XY suit la même logique que celui utilisé dans le modèle 2D. Dans la direction du déplacement, les longueurs de mailles sont de 0,005 mm. Suivant la largeur la taille de maille est de 0,05 mm (figure 6.9).

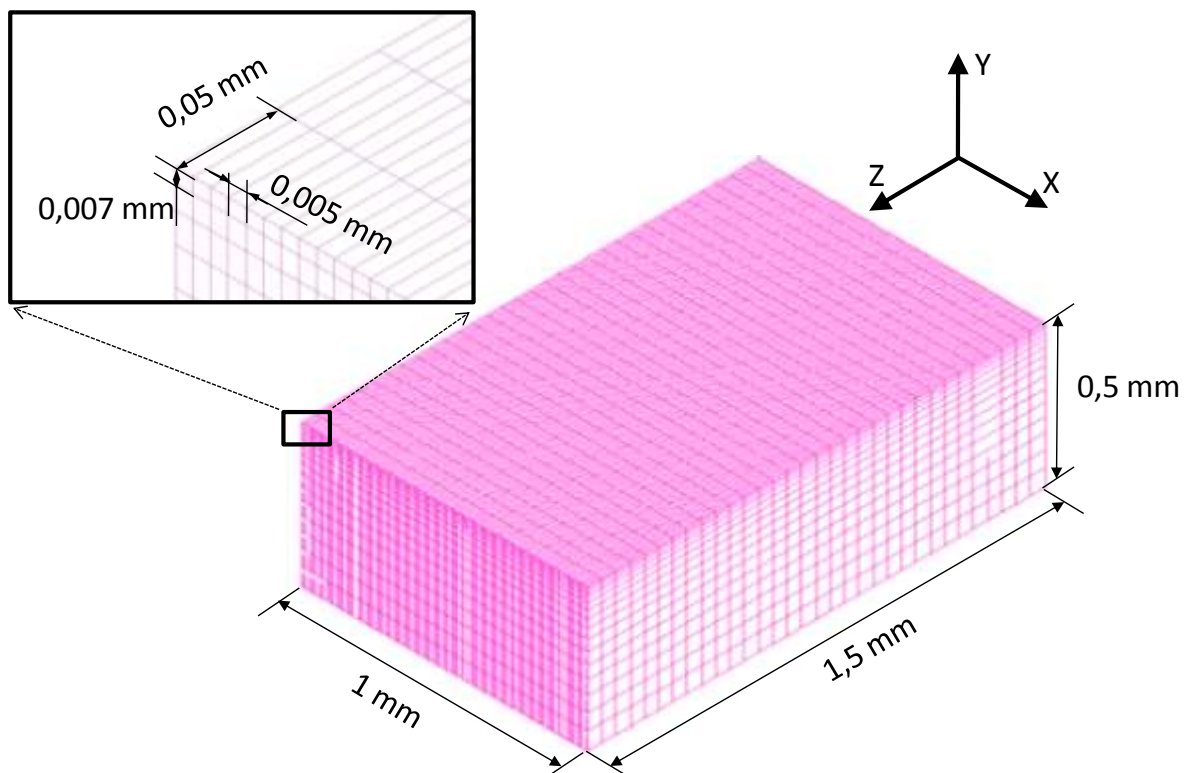


Figure 6.9 : Géométrie et taille de maille du modèle 3D.

Au niveau des encastremements, tous les nœuds des faces latérales sont bloqués sauf ceux de la surface qui reçoit les chargements. Les échanges thermiques ont lieu sur les six faces : 5

faces modélisent l'échange thermique avec l'acier et la face supérieure modélise les échanges thermiques avec l'air sous la forme d'un flux.

6.5 Modèle utilisant la loi élasto-visco-plastique

6.5.1 Description de la loi

Dans un premier temps, le modèle 3D utilise la même loi de comportement que le modèle 2D ainsi que les mêmes propriétés physiques thermodépendantes (voir chapitre 5).

6.5.2 Résultats obtenus avec la loi élasto visco plastique

Le but du modèle 3D étant d'observer l'influence d'un tour sur l'autre, les mesures sont faites au niveau de la surface de la pièce dans la direction de l'avance (figure 6.10).

6.5.2.1 Profils de contraintes résiduelles en peau

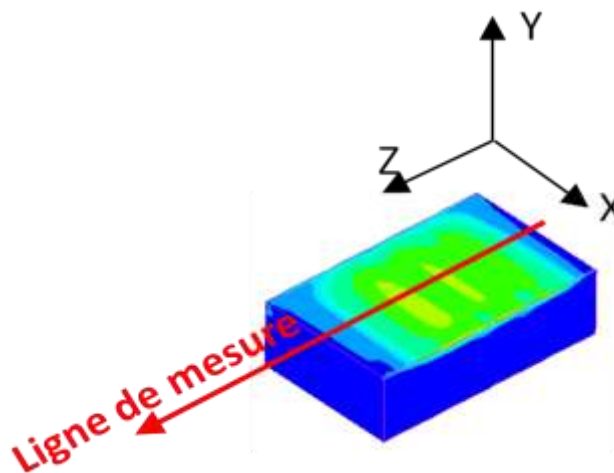
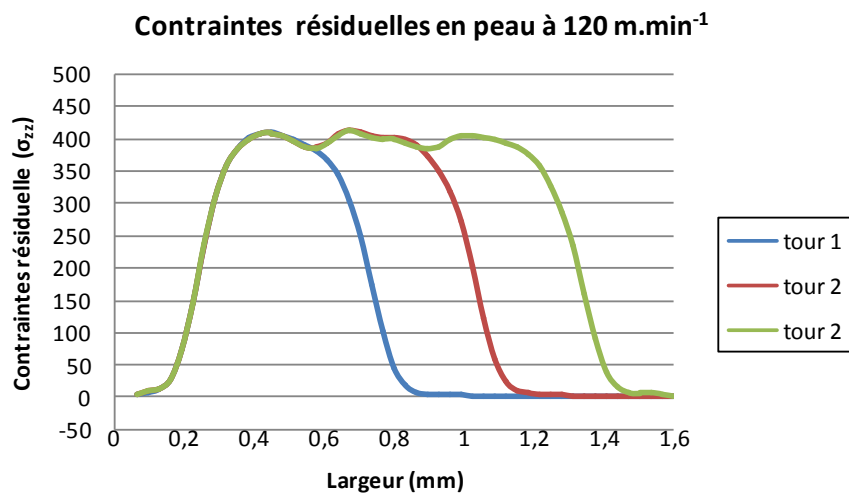
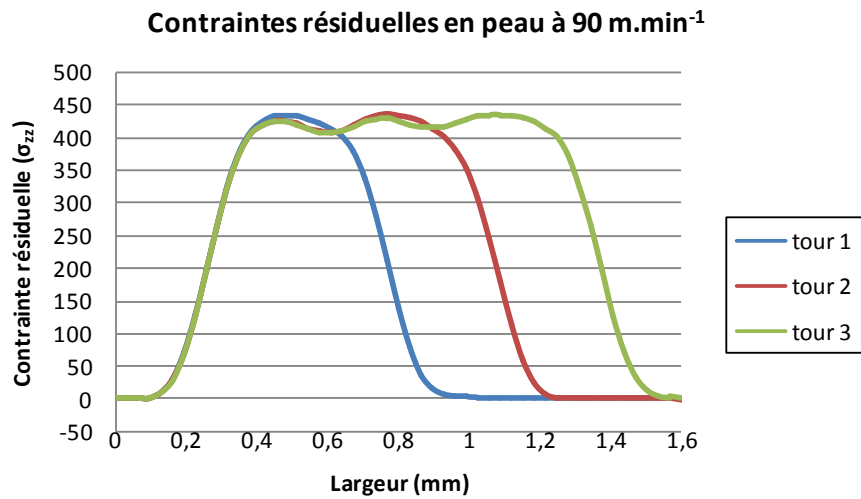
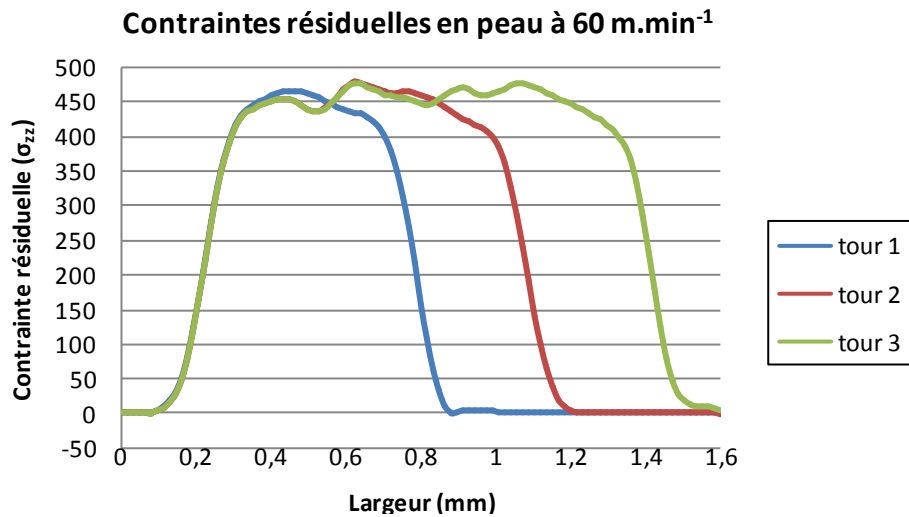
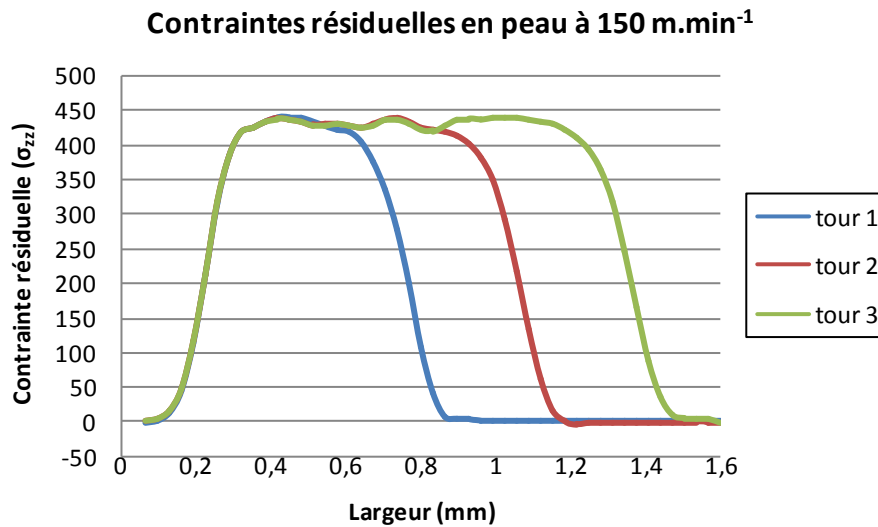
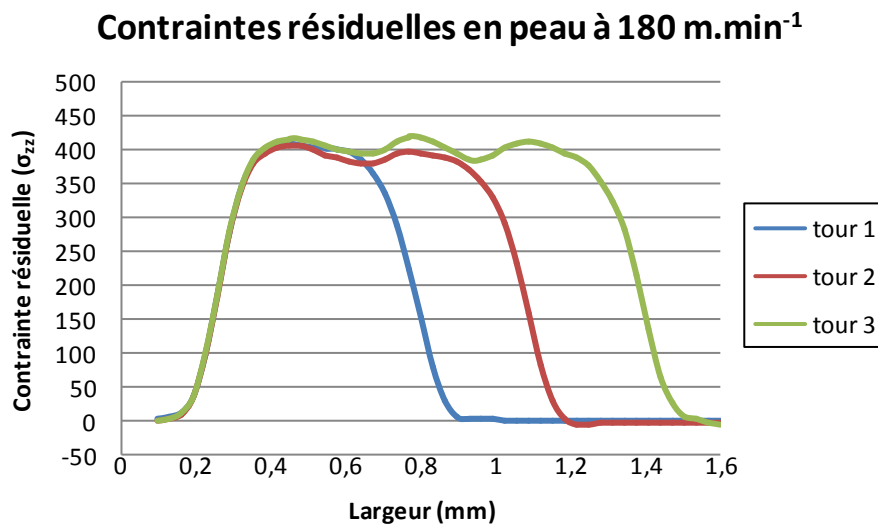


Figure 6.10 : Orientation de la mesure.

Les figures suivantes (6.11, 6.12, 6.13, 6.14, 6.15) présentent la contrainte résiduelle aux nœuds du premier éléments de la surface peau dans la direction \vec{Z} (direction d'avance).



Figure 6.14 : Contraintes résiduelles en peau à 150 m.min⁻¹.Figure 6.15 : Contraintes résiduelles en peau à 180 m.min⁻¹.

Avec cette loi de comportement, ces paramètres d'usinage, les dimensions de la pièce usinée et la modélisation mise en place il n'apparaît pas d'influences significatives sur les contraintes de surfaces d'une passe sur l'autre pour les vitesses de coupe comprises entre 60 et 180 m.min⁻¹.

6.5.2.2 Profil de contrainte en profondeur

Les profils de contraintes résiduelles du modèle 3D ont été extraits dans la profondeur sous les lignes d'applications des chargements maximum du premier tour (figure 6.16, figure 6.17).

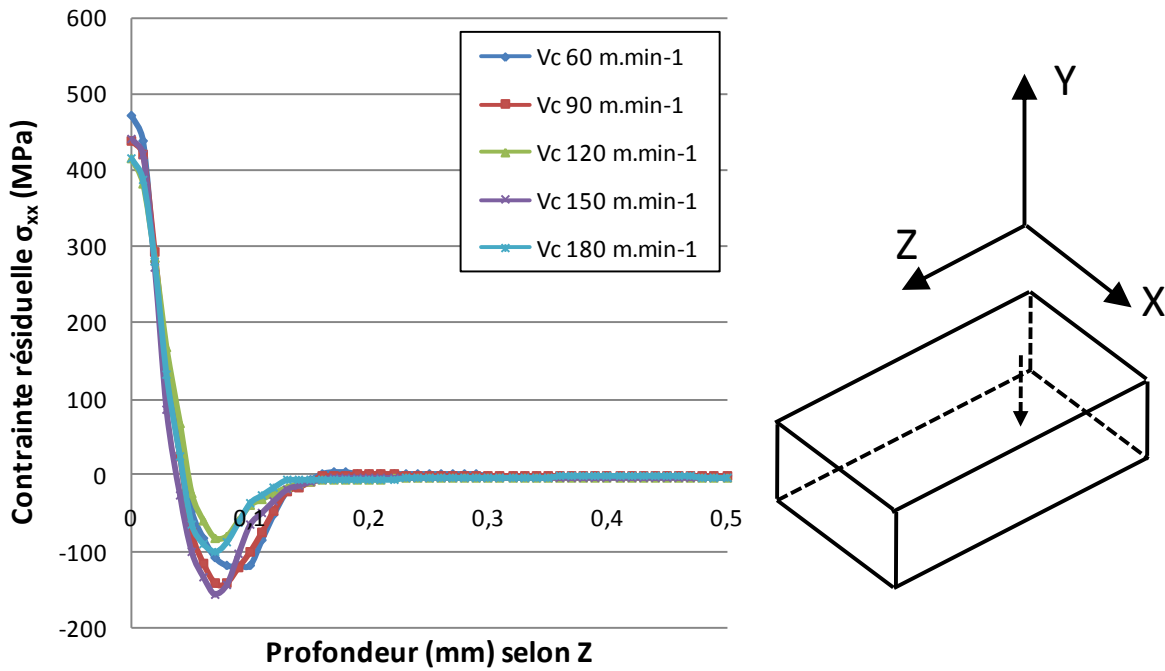


Figure 6.16 : Profils de contraintes résiduelles σ_{xx} dans la profondeur.

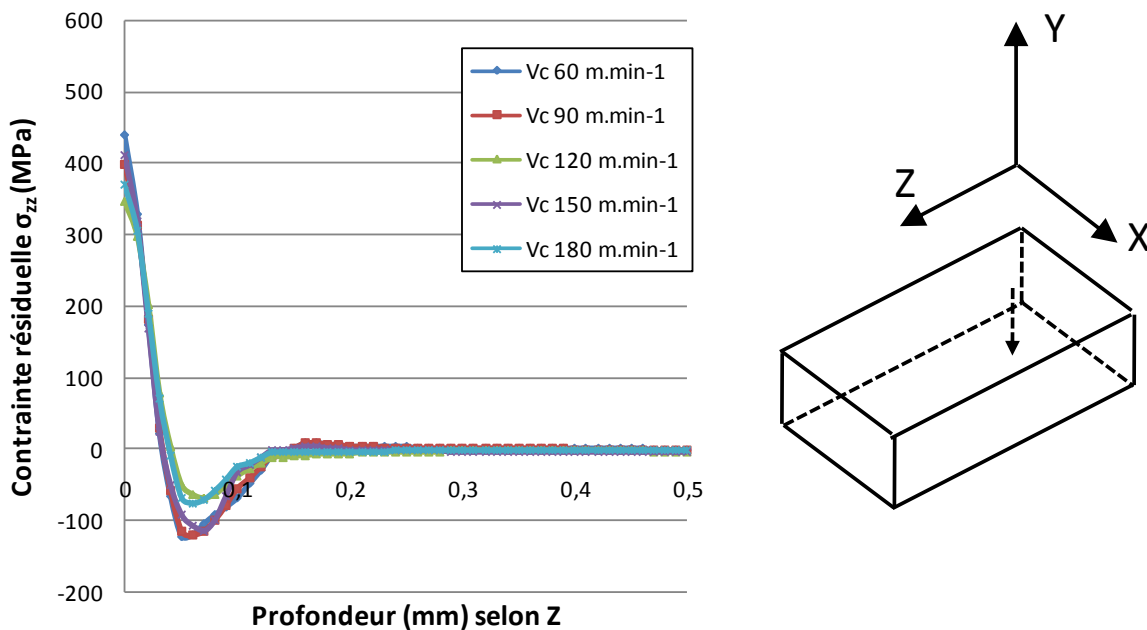


Figure 6.17 : Profils de contraintes résiduelles σ_{zz} dans la profondeur.

Les profils de contraintes résiduelles sont très semblables à ceux trouvés avec le modèle 2D. La contrainte maximale en peau est là aussi atteinte avec la vitesse de coupe la plus faible.

Ces profils de contraintes peuvent être comparés à ceux obtenus lors de l'usinage de l'éprouvette ADIMEW destinée à reproduire la liaison bimétallique et son usinage. La

pièce à été usinée avec une vitesse de coupe V_c de 100 m.min^{-1} et une avance de 0.15 mm.tr^{-1} (figure 6.18).

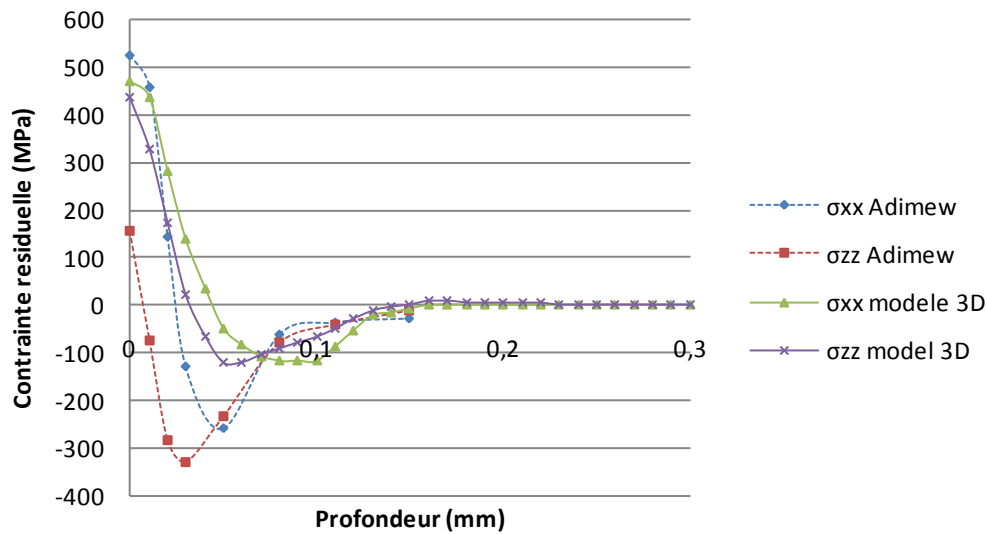


Figure 6.18 : Comparaison entre les profils de contraintes résiduelles mesurés et simulés.

Les résultats de simulation sont assez proches bien que le pic de compression soit plus proche de la surface pour les mesures expérimentales. La profondeur affectée est quasiment du même ordre de grandeur. Les contraintes résiduelles σ_{zz} issus de la mesure sont les plus éloignées de la simulation. Cette observation met en avant la nécessité d'améliorer la répartition des chargements dans la direction \vec{Z} et d'optimiser la loi de comportement qui agit directement sur ces aspects.

6.6 Modèle utilisant la loi élasto-plastique

Les résultats présentés au paragraphe 6.5 montrent qu'avec la loi de comportement proposée, il n'y a pas d'influence d'un tour sur l'autre au niveau des contraintes résiduelles obtenues. Ceci est dû aux valeurs maximales modérées de contraintes résiduelles que l'on obtient avec cette loi. Afin de mettre en évidence l'influence d'un tour sur l'autre, un modèle utilisant une loi élasto-plastique a été mis en place. Cette loi permet d'obtenir artificiellement des contraintes résiduelles en peau supérieures afin d'observer les interactions d'une passe sur l'autre.

6.6.1 Description de la loi

La loi de comportement utilisée fait varier uniquement le module de Young et la limite élastique en fonction de la température. Elle fait intervenir une pente d'écrouissage constante de l'ordre de 8000 MPa (figure 6.19). Cette loi majore volontairement les contraintes résiduelles calculées.

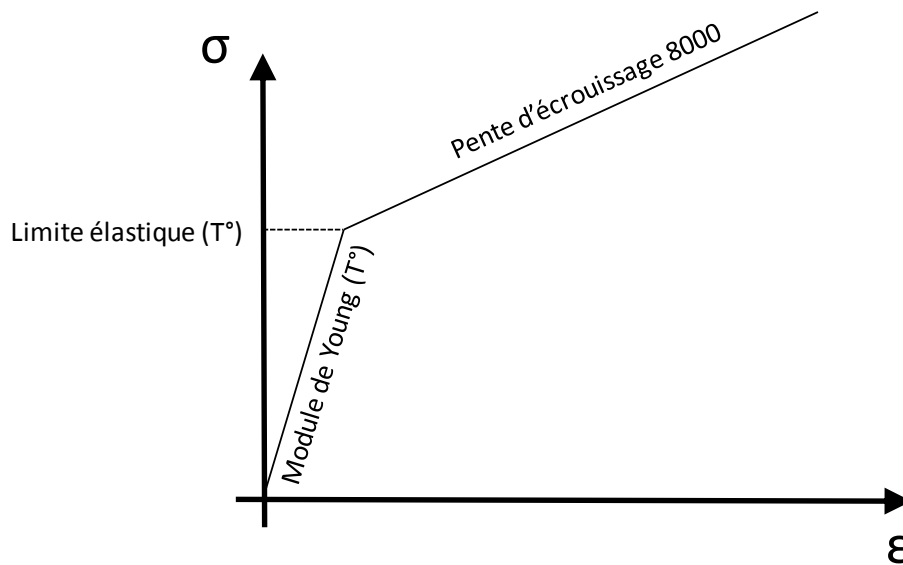


Figure 6.19 : Loi de comportement utilisée pour majorer les contraintes

6.6.2 Résultats obtenus avec la loi élastoplastique

6.6.2.1 Profils de contraintes résiduelles en peau

De la même manière que pour le modèle utilisant la loi élasto-visco plastique, les contraintes σ_{zz} sont mesurées en peau suivant la direction Z (figure 6.20 à figure 6.25).

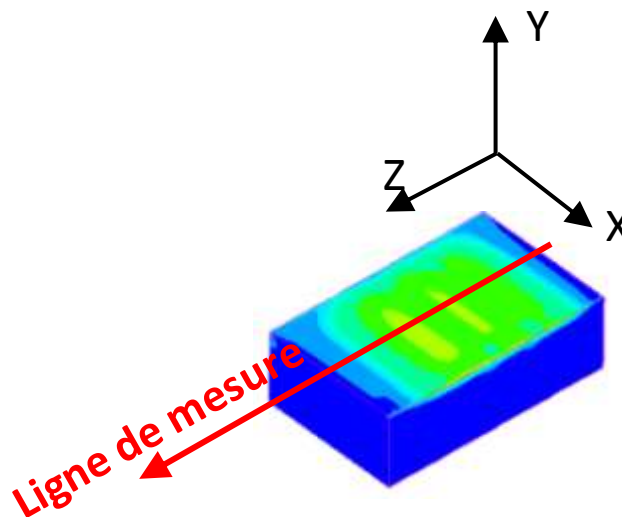
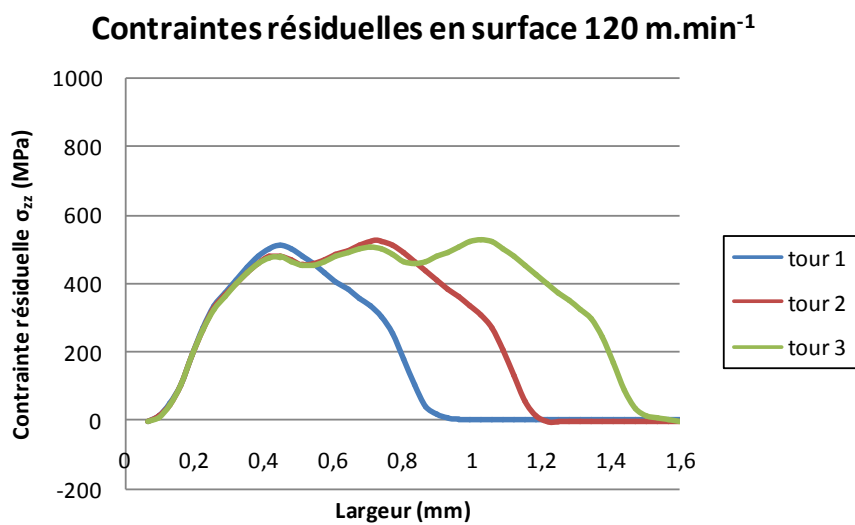
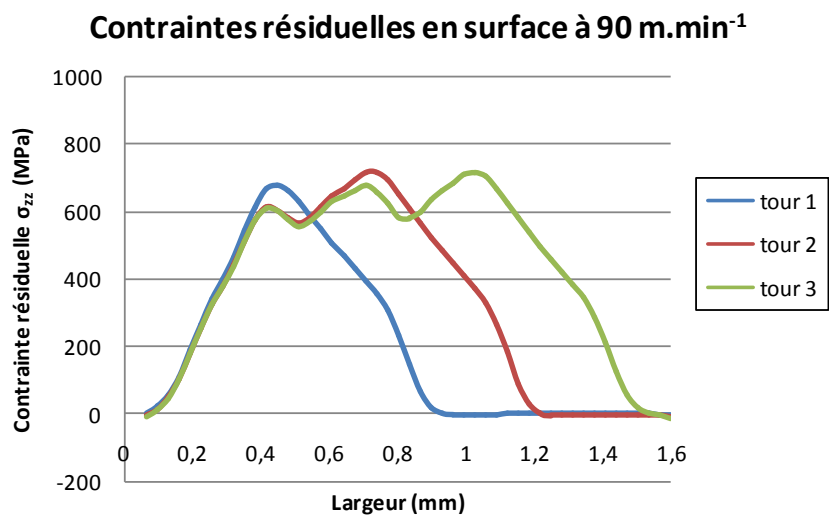
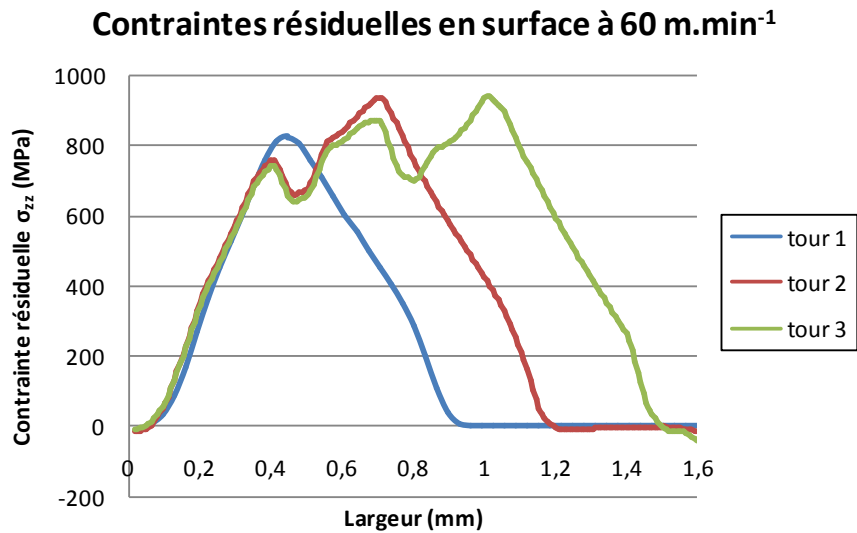
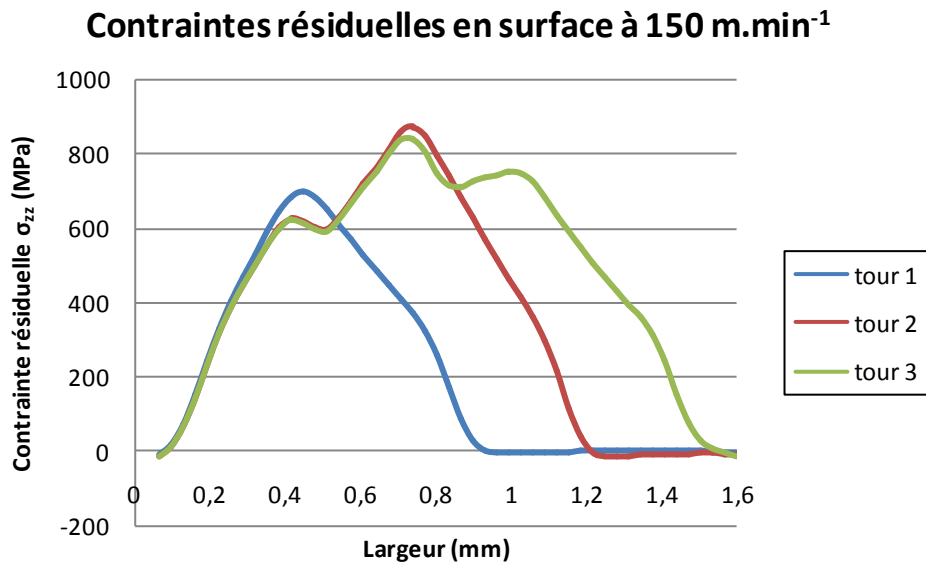
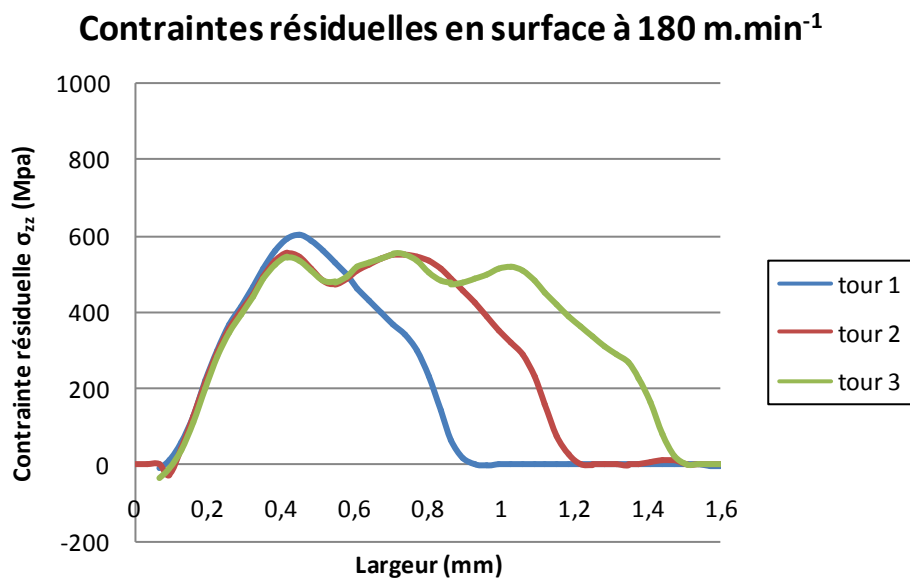


Figure 6.20 : Orientation de la mesure.



Figure 6.24 : Contraintes résiduelles en peau à 150 m.min⁻¹.Figure 6.25 : Contraintes résiduelles en peau à 180 m.min⁻¹.

Dans tout les cas de figure, les contraintes en peau générées lors du premier passage diminue lors du second. Ensuite, les contraintes générées au second tour sont soit supérieures à la contrainte du premier tour soit égales, ceci étant du à la présence de matière précontrainte lors du deuxième tour. Les contraintes du troisième tour semblent se stabiliser au niveau de celles obtenues au deuxième tour (sauf pour l'essai à 150 m.min⁻¹). Le nombre de tours simulés semble donc trop petit pour obtenir une stabilisation dans tout les cas, mais permet de visualiser des évolutions significatives des contraintes en fonction des tours.

6.6.2.2 Profil de contraintes dans la profondeur en fonction des tours à $V_c = 90 \text{ m.min}^{-1}$

Les valeurs présentées dans ce paragraphe n'ont qu'un intérêt qualitatif du fait de la loi de comportement utilisée. Elles permettent d'observer l'évolution du profil de contrainte d'un tour à l'autre (figure 6.26).

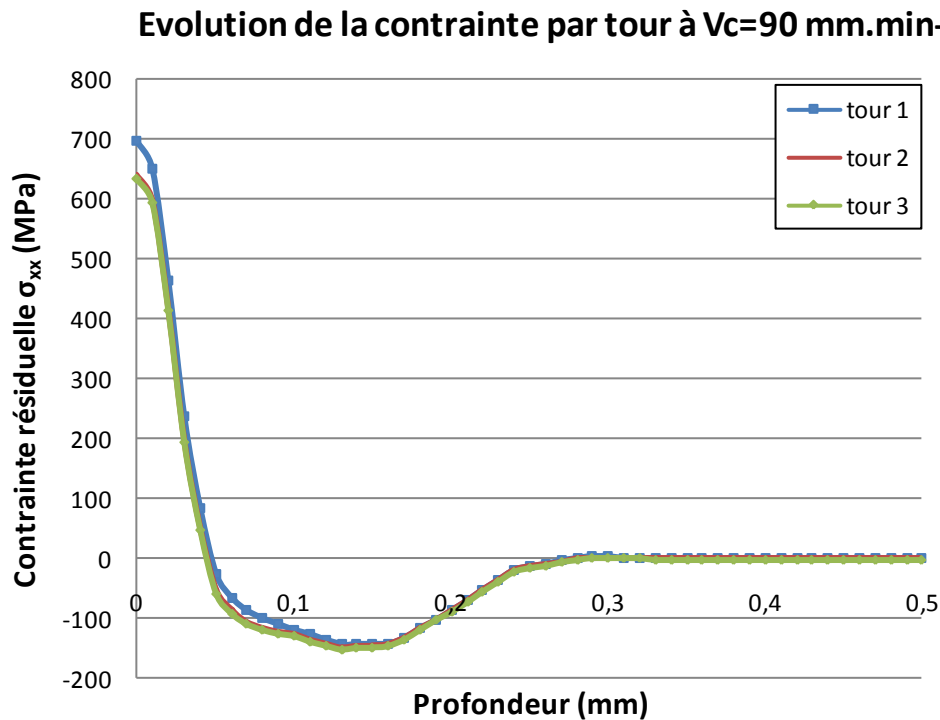


Figure 6.26 : Evolution de la contrainte σ_{xx} du premier passage en fonction des tours pour $V_c = 90 \text{ m.min}^{-1}$.

Seule la contrainte en peau est affectée par les tours suivants. Il est possible de constater un relâchement de celle-ci entre le premier tour et le deuxième. Ensuite celle-ci reste stable. Cette remarque est importante car elle remet en cause la pertinence des modèles 2D. En effet, pour valider un résultat en termes de contrainte, il est indispensable de tenir compte des différents passages.

6.7 Conclusion

Le travail présenté dans ce chapitre permet d'exploiter les travaux expérimentaux et numériques développés dans les chapitres 2, 3, 4 et 5. Un modèle numérique destiné à modéliser le chariotage ou le dressage a été mis en point en tenant compte des paramètres de coupe utilisés par l'industriel. Cette mise en place se base sur les hypothèses présentées en début de chapitre. Cette modélisation suppose une répartition bilinéaire des

chargements dans la direction d'avance de l'outil. C'est une approche simple mais qui a le mérite de poser les bases de ce type de modèle.

Les résultats obtenus avec la modélisation mise en place permettent de visualiser l'influence d'un tour sur l'autre au niveau des contraintes résiduelles. Il apparaît qu'avec la loi de comportement utilisée pour le modèle 2D, les contraintes résiduelles n'atteignent pas des niveaux assez élevés pour être effacées par le tour suivant. Pour vérifier cette tendance, une deuxième loi de comportement a été utilisée destinée à augmenter artificiellement les niveaux de contraintes atteints. Avec cette démarche, il est possible d'observer cette fois-ci une évolution en fonction des différents tours et cette observation rend de fait intéressantes les simulations en 3D des phénomènes de génération de contraintes résiduelles.

De plus, les profils de contraintes calculés dans la profondeur de la pièce avec la loi de comportement établie au chapitre 5 sont proches des valeurs expérimentales obtenues sur la maquette Adimew même si celles-ci reflètent le résultat de l'ensemble des opérations de fabrications réalisées sur la pièce..

Pour affiner les résultats, ce modèle peut faire intervenir, d'un point de vue expérimental, une campagne d'essais faisant intervenir des avances plus petites. De plus la projection bilinéaire des chargements pourrait être affinée en tenant compte des profondeurs affectées. Le nombre de tour simulés ne permettant pas d'obtenir un régime stabilisé il semblerait judicieux d'en rajouter au moins un. Enfin, la loi de comportement, comme pour le modèle 2D est à mettre au centre des améliorations à apporter. Ces observations doivent être prise en compte pour de futurs travaux de simulation et prouve l'efficacité de la méthode mise en place puisque ces résultats sont hors d'atteintes des modèles de simulation classiques.

7 Mesures de contraintes résiduelles

7.1 Introduction

Les chapitres précédents ont présenté la méthode mise au point pour calculer les profils de contraintes résiduelles ainsi que les résultats obtenus à l'aide du modèle numérique 2D et du modèle numérique 3D. Ces simulations permettent d'obtenir des profils de type traction - compression - annulation pour la contrainte résiduelle dans la profondeur de la pièce qui sont en accord avec les résultats numériques ou expérimentaux antérieurs. Dans ce dernier chapitre, une campagne de mesure de gradients de contraintes résiduelles a été menée de manière à confronter les résultats des modèles numérique 2D et 3D aux mesures expérimentales correspondant exactement au contexte de l'étude. Ces observations aideront à l'amélioration de l'approche retenue et à la mise en place d'hypothèses de modélisation plus fines destinées aux modèles futurs.

7.2 Dispositif expérimentale

7.2.1 Présentation des éprouvettes

Les éprouvettes destinées à être mesurées sont des disques en inox 316L qui ont été mis en forme puis détensionnés de manière à les rendre le plus proche possible d'un état de contrainte résiduelle nulle. La figure 7.1 schématise les éprouvettes utilisées.

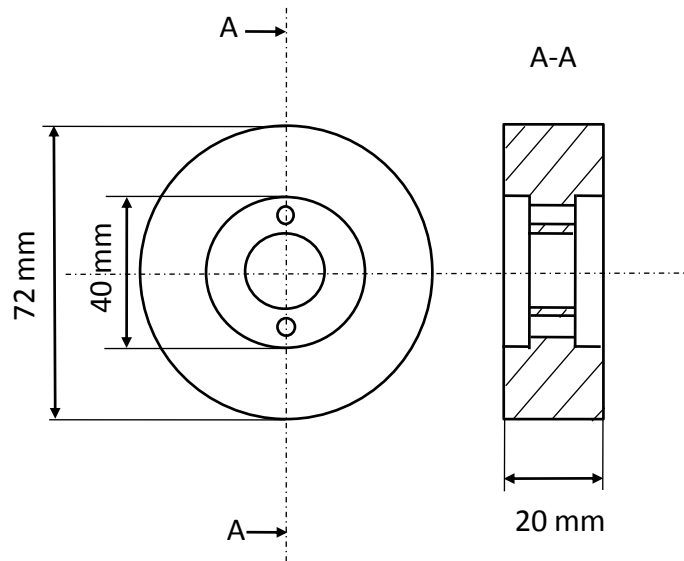


Figure 7.1 : Plan des éprouvettes.

Les opérations étudiées sont les dressages des faces tels que présentés à la figure 7.2. Cette solution a été retenue de manière à mesurer une surface plane. La géométrie locale de l'opération de coupe est quasiment identique entre une opération de dressage et de chariotage et cette solution ne constitue pas une hypothèse forte.

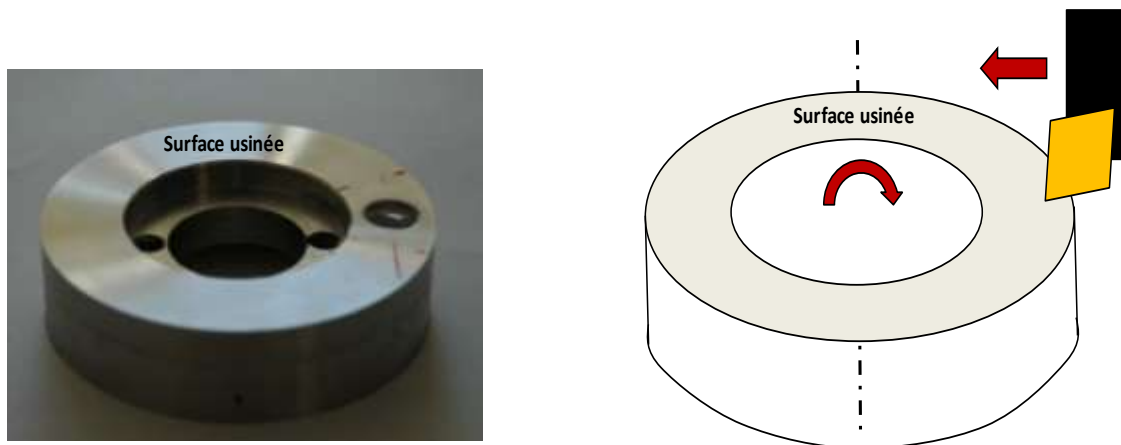


Figure 7.2 : Illustration de l'opération de dressage étudiée.

Les faces sont dressées à l'aide des plaquettes utilisées par AREVA (CNMG 19-06-08) en utilisant une avance f de $0,3 \text{ mm.tr}^{-1}$ et une profondeur de passe a_p de $0,3 \text{ mm}$. Seule la vitesse de coupe utilisée varie d'une valeur de 60 m.min^{-1} à une valeur de 180 m.min^{-1} .

7.2.2 Présentation de la machine de mesure

La machine de mesure de contraintes résiduelles (figure 7.3) fonctionne sur le principe de la diffraction des rayons X présentée dans l'annexe 4. C'est une machine Proto® de faible puissance (200W) qui dispose des rotations suivant les angles Phi et Beta. Les mesures sont réalisées à l'aide d'un collimateur de forme circulaire de 2 mm de diamètre.



Figure 7.3 : Présentation de la machine Proto®.

Concernant les mesures des gradients de contraintes, ceux-ci ont été réalisés en pratiquant des attaques électrolytiques successives permettant de retirer des couches de matières sans affectations au niveau des contraintes résiduelles mesurées. Les épaisseurs des couches de matières enlevées sont mesurées grâce à un micromètre (figure 7.4).

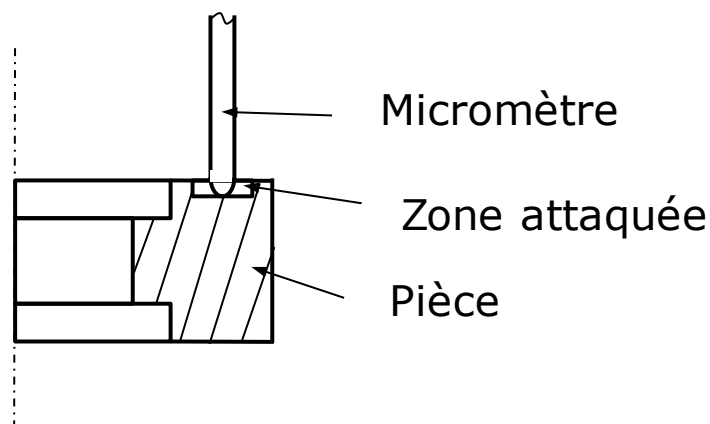


Figure 7.4 : Principe de mesure de l'épaisseurs des couches de matière enlevées.

7.3 Résultats des mesures

Les gradients de contraintes résiduelles ont été mesurés dans deux directions perpendiculaires : la direction de coupe X et la direction d'avance Z et ce pour les 3 vitesses de coupe étudiées 60, 120, 180 m.min⁻¹. Afin d'alléger les graphes les barres d'erreurs n'ont été tracées que pour une mesure car elles sont du même ordre de grandeur dans les trois cas.

7.3.1 Contraintes résiduelles dans la direction de coupe X

La figure 7.5 présente les gradients mesurés dans la direction de coupe.

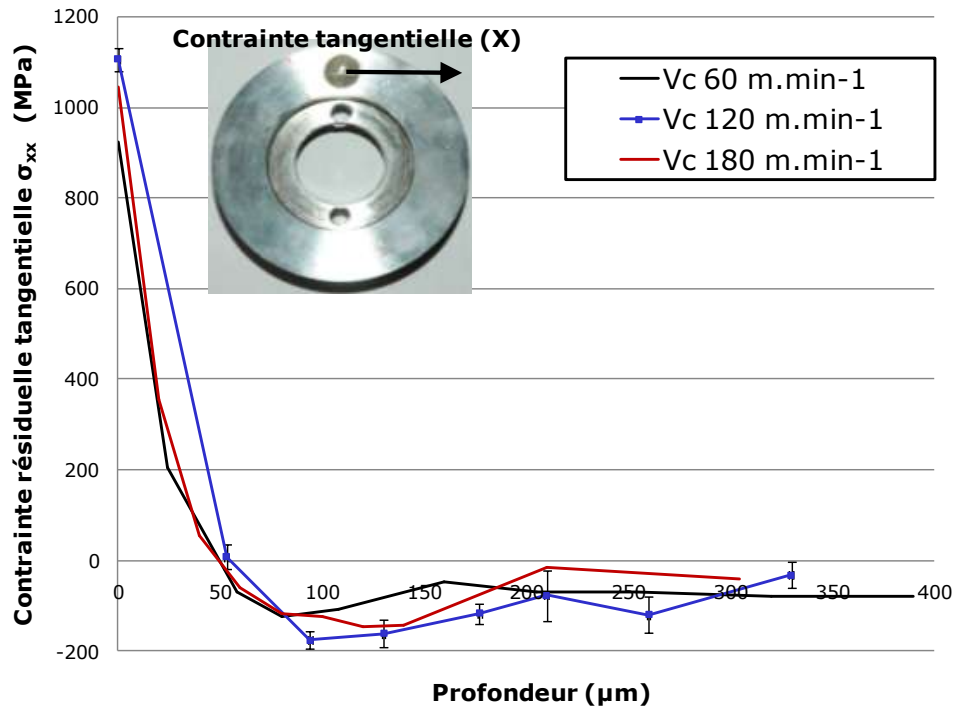


Figure 7.5 : Gradient de contraintes résiduelles mesurées pour la direction de coupe X.

Pour les trois vitesses de coupe étudiées, les gradients de contraintes résiduelles dans la direction X sont de type traction – compression – annulation s’approchant ainsi des résultats de simulation. Par contre, il est difficile d’observer des différences significatives entre les trois vitesses de coupe utilisées. Les profondeurs affectées par les contraintes sont de l’ordre de 0.2 mm ce qui est conforme aux résultats de simulation.

7.3.2 Contraintes résiduelles dans la direction d’avance Z

La figure 7.6 présente les gradients de contraintes résiduelles mesurées dans la direction d’avance Z.

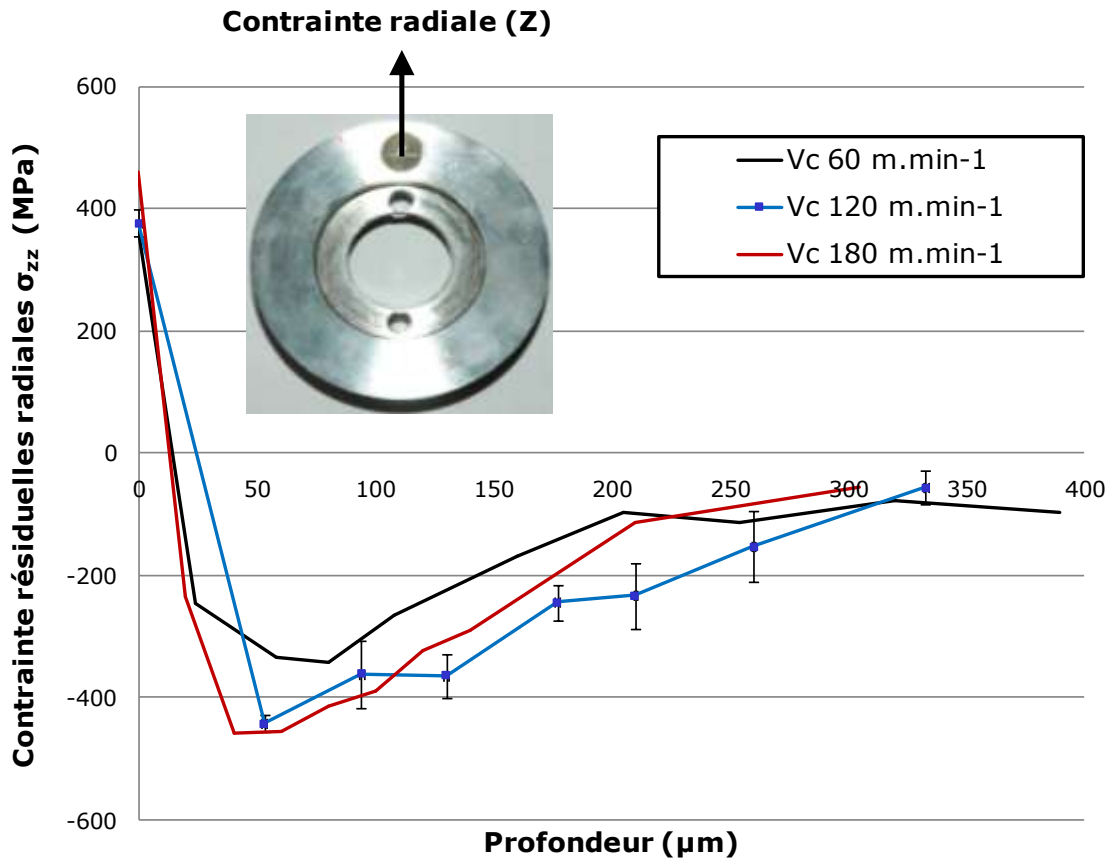


Figure 7.6 : Gradient de contraintes résiduelles mesurées pour la direction d'avance Z.

Pour cette direction de mesure, les gradients ont aussi un profil de type traction – compression – annulation conforme aux résultats numériques. La valeur du pic de compression est inférieure du double à celle mesurée dans la direction de coupe. Le pic de compression atteint une valeur plus élevée pour une profondeur affectée de 0,2 mm. Pour cette direction de mesure, il n'y a pas d'influence significative de la vitesse de coupe sur le profil de contrainte. Ces mesures sont proches de celles réalisées dans la direction X mais l'ensemble des valeurs est décalé vers la compression.

7.4 Comparaisons mesures/simulations

Cette partie va permettre de confronter les résultats de simulation obtenus grâce aux modèles numériques 2D et 3D aux mesures expérimentales. Dans le cas des résultats obtenus grâce au modèle 2D seuls les résultats simulés dans la direction de la vitesse de coupe seront observés car l'hypothèse de déformation plane vient perturber les résultats dans la direction Z. Concernant le modèle 3D, celui-ci a été mis en point pour simuler l'apparition des contraintes résiduelles lors du tournage d'un tube de 800 mm de diamètre. L'utilisation d'une éprouvette de cette dimension n'est pas envisageable mais l'emploi

d'éprouvettes plus petites ne pose pas de problème car il a été vérifié que la température revient bien à la valeur ambiante avant le passage suivant ce qui correspond au cas de la pièce réelle. Les figures 7.7, 7.8 & 7.9 présentent les résultats obtenus à 60 m.min⁻¹, 120 m.min⁻¹ et 180 m.min⁻¹ dans la direction de coupe X.

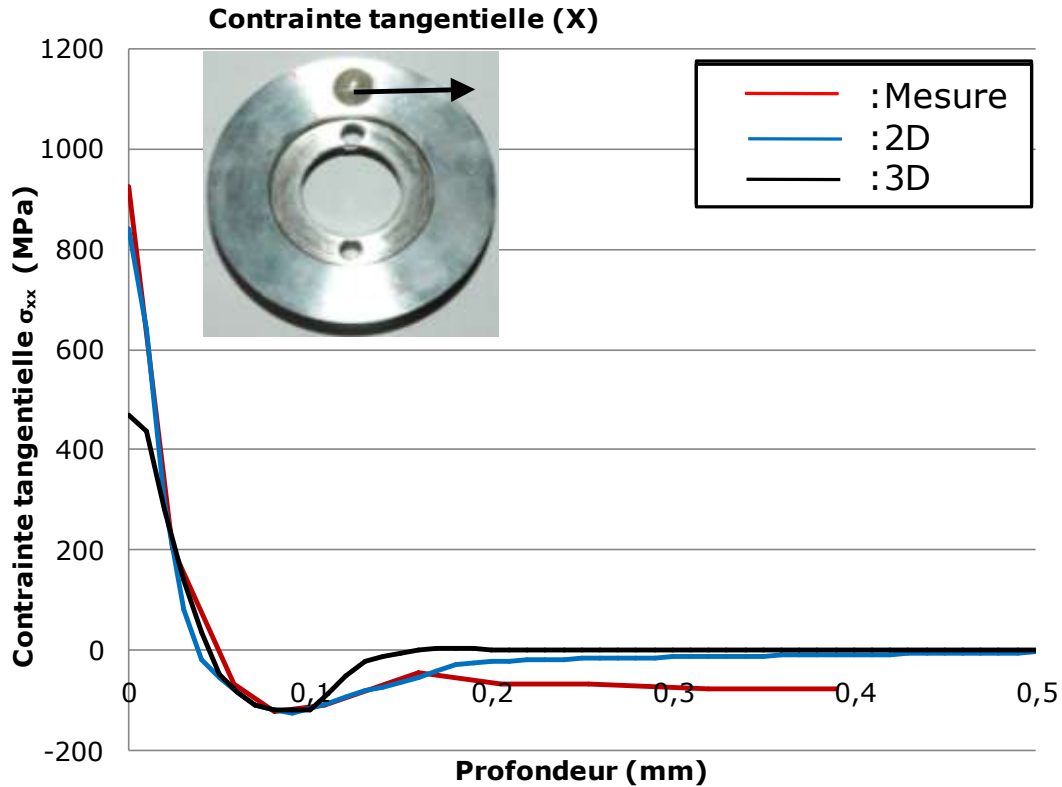


Figure 7.7 : Comparaison des résultats numériques et expérimentaux à 60 m.min⁻¹ suivant X.

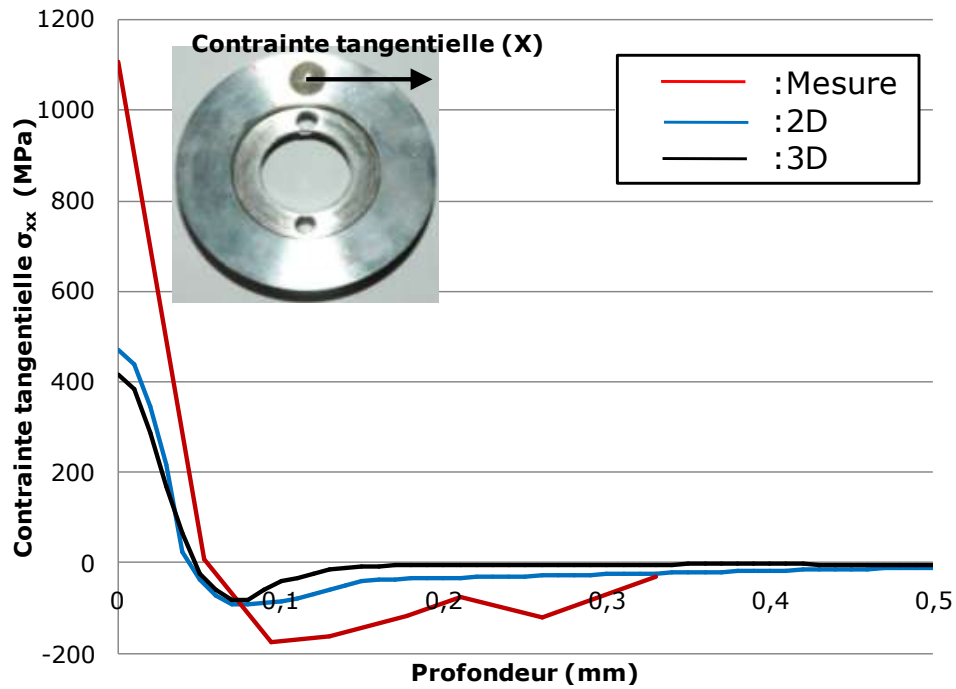


Figure 7.8 : Comparaison des résultats numériques et expérimentaux à 120 m.min⁻¹ suivant X.

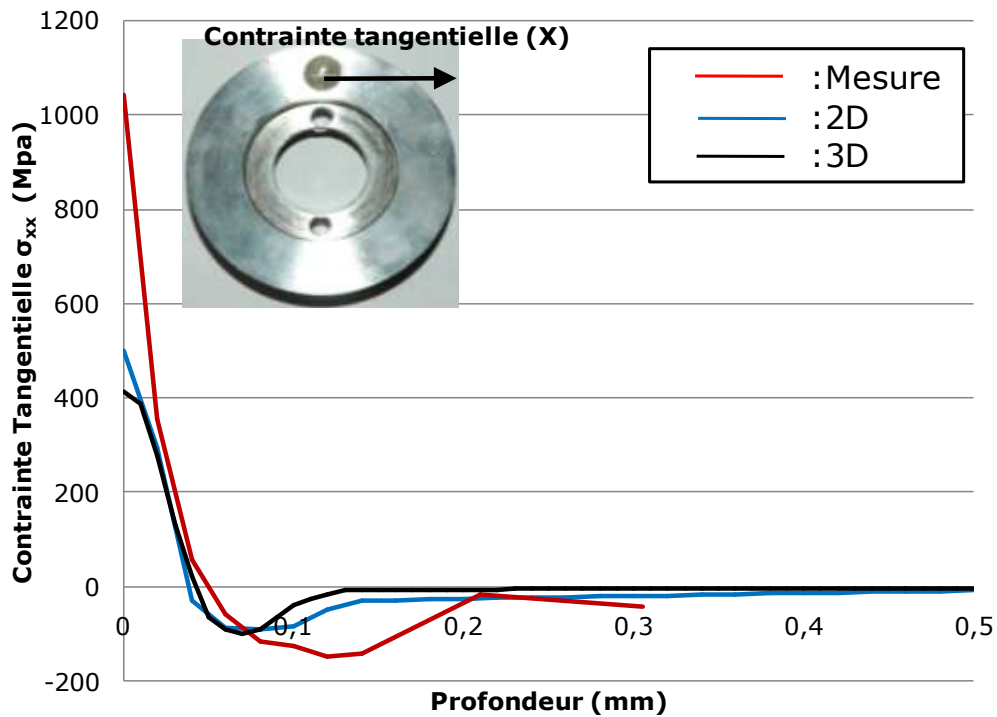


Figure 7.9 : Comparaison des résultats numériques et expérimentaux à 180 m.min⁻¹ suivant X.

Les figures 7.10, 7.11 & 7.12 présentent les résultats obtenus à 60 m.min⁻¹, 120 m.min⁻¹ et 180 m.min⁻¹ dans la direction de coupe Z.

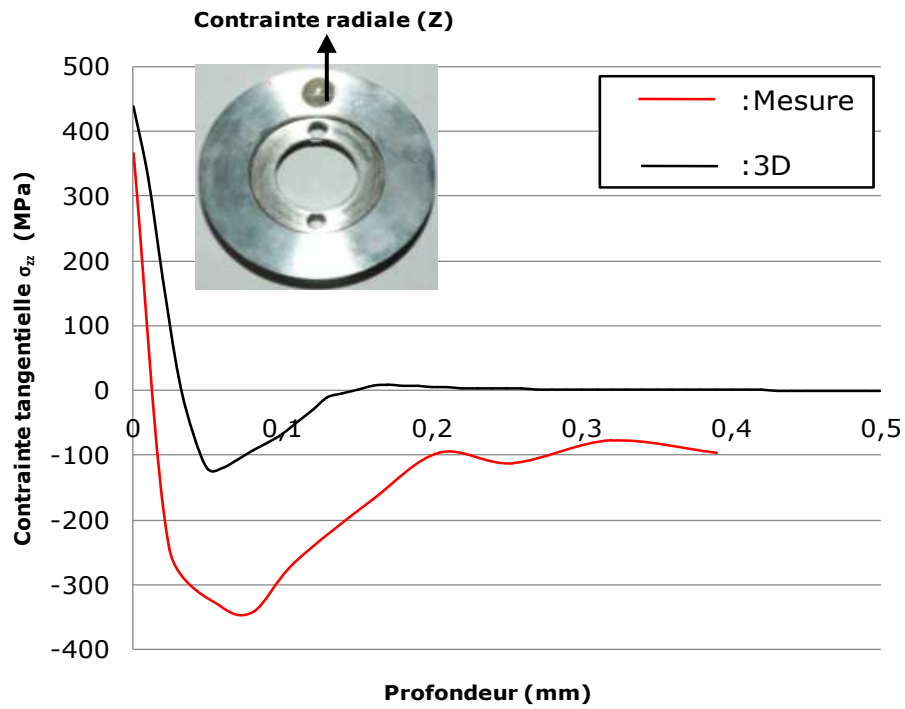


Figure 7.10 : Comparaison des résultats numériques et expérimentaux à 60 m.min⁻¹ suivant Z.

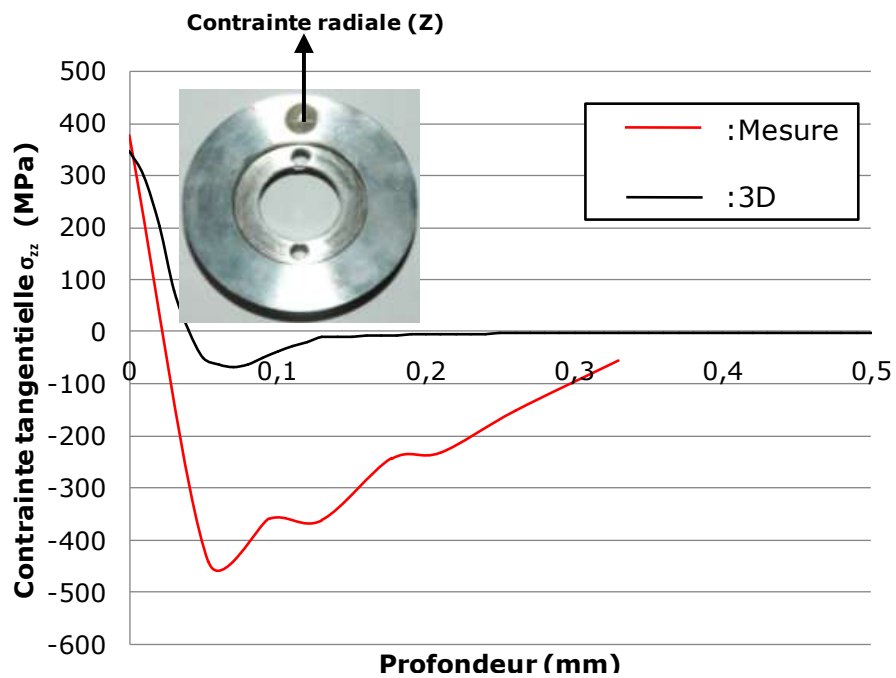


Figure 7.11 : Comparaison des résultats numériques et expérimentaux à 120 m.min⁻¹ suivant Z.

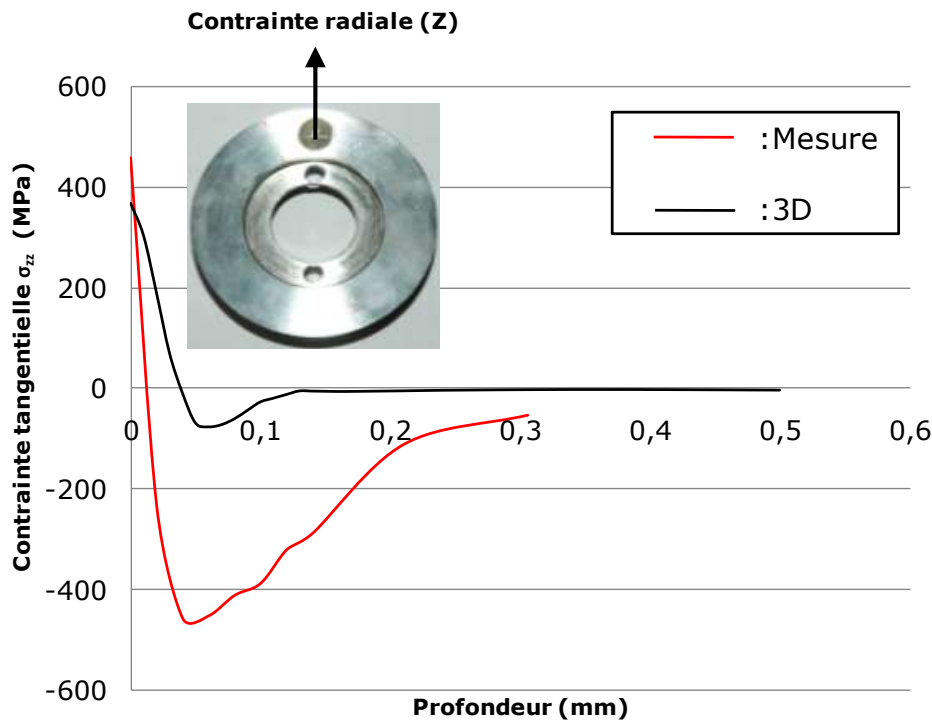


Figure 7.12 : Comparaison des résultats numériques et expérimentaux à 180 m.min⁻¹ suivant Z.

Dans tout les cas de figure, les simulations sous-estiment les valeurs des contraintes résiduelles en surface, les valeurs des pics de compressions ainsi que les profondeurs affectées. D'un autre coté, la courbe de contrainte mesurée présentée à la figure 7.10 ne retrouve jamais l'état de contrainte nul ce qui permet de penser que les mesures ne sont pas non plus très précises et tendent à accentuer les contraintes résiduelles.

7.5 Conclusion

Cette dernière partie des travaux est importante car elle constitue une base pour faire progresser les modèles numériques. Les observations réalisées permettent de penser que la nouvelle approche de modélisation sous-estime l'intensité des chargements thermomécaniques appliqués ce qui se traduit par des niveaux de contraintes résiduelles plus faibles que ceux obtenus par mesure. Les propriétés plastiques sont elles aussi à reconsidérer de manière à rapprocher la simulation de la mesure. De plus, les tailles de grains de l'inox 316L de l'ordre de 25 à 50 μm sont aussi une des raisons probables de différences entre les valeurs simulées et mesurées. En effet, le calcul considère le massif comme un milieu continu alors qu'à l'échelle qui nous intéresse celui-ci est déjà discontinu. Enfin, les mesures de contraintes sont réalisées à l'échelle du grain ce qui peut altérer la précision des résultats expérimentaux. Les simulations sont tout de même

encourageantes car elles permettent d'obtenir des profils de contraintes résiduelles et des profondeurs affectées acceptables.

8 Conclusions et perspectives

Les travaux présentés dans ce mémoire ont pour objectif de disposer d'un logiciel de prédiction des contraintes résiduelles en tournage finition du 316L. Cette étude s'inscrit dans une démarche de compréhension des phénomènes induisant les contraintes résiduelles afin de les relier aux conditions d'usinage utilisées. En effet, l'intégrité des surfaces générées par tournage est en grande partie conditionnée par ces effets et se répercute sur la fiabilité des pièces en fonctionnement.

Après avoir décrit le contexte de l'étude et approfondi la notion d'intégrité de surface, les diverses affectations engendrées par les procédés d'usinage ont été montrées. Ensuite les mécanismes de génération de contraintes résiduelles d'origine mécanique, thermique et métallurgique ont été présentés.

Le projet portant sur le tournage finition de l'inox 316L quelques rappels concernant le tournage ont été faits et les mécanismes d'enlèvement de matière décrits. Ces étapes préliminaires ont conduit à étudier les diverses approches utilisées pour lier les états de contraintes résiduelles aux paramètres utilisés par l'opération de tournage.

Il en ressort les avantages et inconvénients des trois approches principales. En effet les travaux purement expérimentaux ont l'avantage d'être à priori les plus proches de la réalité mais ne permettent pas d'accéder aux phénomènes locaux présents durant la coupe. Les méthodes analytiques permettent de modéliser certains phénomènes

rapidement mais sont très vite limitées par les hypothèses nécessaires à l'obtention d'un calcul simple. Les approches numériques explicites, quant à elles, permettent de simuler les phénomènes locaux et globaux mais sont tributaires des problèmes numériques dans la simulation des phénomènes quasi-statiques propre aux contraintes résiduelles. De plus, en l'absence de retours expérimentaux les résultats peuvent s'éloigner de la réalité du fait du grand nombre d'inconnues dans les données d'entrée. Enfin, ces modèles butent sur des « verrous » numériques qui empêchent une simulation acceptable de la séparation de la matière autour du rayon d'arête de coupe et peinent à former un copeau acceptable du point de vue expérimentale.

Cet état de l'art a permis d'orienter l'étude vers un modèle numérique simple, ne simulant pas la séparation de la matière et la formation du copeau. Il utilise des formulations analytiques pour la forme des divers chargements thermomécaniques et s'appuie sur des valeurs expérimentales au niveau des données d'entrée.

Ces travaux ont été l'occasion de développer un modèle de frottement dédié à l'usinage à sec de l'inox 316L par un outil en carbure de tungstène revêtu de nitrure de titane.

Les résultats obtenus avec le modèle 2D sont intéressants puisqu'ils montrent clairement une influence des paramètres d'usinage sur les profils de contraintes résiduelles calculés. La vitesse de coupe conditionne principalement la valeur maximale de la contrainte en peau alors que l'avance joue plus sur la profondeur affectée par les contraintes. Il ressort aussi de cette étude un comportement inchangé de l'inox lorsque des rayons d'arête variables sont testés ce qui peut s'expliquer par un écoulement difficile de cet acier autour de l'arête de coupe qui conduit à une zone de stagnation de la matière recréant en quelque sorte un rayon d'arête rapporté.

Le modèle 3D, quant à lui, illustre les capacités de l'approche employée. En effet, il permet de simuler plusieurs tours d'usinage ce qui n'est pas le cas des autres modèles, notamment les modèles A.L.E. Cette faculté met en évidence l'influence d'un tour sur l'autre lorsque les niveaux de contrainte sont suffisants. Il apparaît ainsi une augmentation de la contrainte en peau entre le tour 1 et le tour 2 puis une diminution de la contrainte en peau du tour 2 par le tour 3. Ces premiers résultats bien que qualitatifs et basés sur un modèle simple rendent quasiment indispensables la simulation de plusieurs tours afin d'obtenir des résultats précis.

Afin d'améliorer les modèles, notamment le 3D, il est nécessaire d'affiner la répartition des chargements. Ce travail peut être fait en modifiant la nature de la loi de répartition des chargements dans la direction d'avance en utilisant des répartitions paraboliques ou

discontinues. D'un point de vue expérimentale, une campagne d'essais visant à renseigner cette loi de répartition pourrait être lancée. En effet, l'approche présentée dans ce manuscrit est basée sur l'évolution de la section enlevée par l'outil à chaque passages. L'influence de cette section sur le chargement pourrait donc être mise en évidence en réalisant des essais avec des épaisseurs non déformées de copeau variables censées représenter les différentes sections de matière enlevées calculées grâce à l'épure tracée au chapitre 6.

Un autre point clé de ces simulations repose sur la modélisation du comportement mécanique des aciers sous fortes contraintes, à hautes températures et à hautes vitesses de déformation. Les travaux portant sur la recristallisation dynamique sont au cœur de cette problématique [Lurdos2008]. De plus, la loi de comportement utilisée pour les deux modèles est de type élasto-visco-plastique avec une dépendance à la température. Ces données sont tabulées et l'influence de la vitesse de déformation est obtenue grâce au modèle de Johnson et Cook utilisant un jeu de paramètres le plus adapté possible à la simulation de la coupe. Cette loi de comportement peut encore être améliorée en ayant recours à des méthodes inverses d'identification de jeux de paramètres basées sur des simulations de coupe et des essais expérimentaux.

Le modèle de frottement quant à lui va bénéficier du nouveau tribomètre développé au sein du laboratoire pour améliorer la caractérisation du frottement aux basses vitesses de glissement et inclure l'influence de la pression et de la rugosité. En effet, dans les deux types de modèles présentés dans ce mémoire, les vitesses de glissement et les pressions de contact sont supposées constantes au niveau de la face de coupe et de la zone de contact en dépouille. Cette hypothèse est une hypothèse forte et, en se basant sur des modèle A.L.E, il est possible d'extraire les vitesses de glissements locales et les pressions dans ces deux zones. Ces résultats montrent qu'il est importants de faire intervenir ces deux paramètres car ils sont loin d'être constants.

L'apport de la thermographie infrarouge dans la quantification des chargements thermiques à appliquer est à améliorer. En effet, la méthode mise au point pour caractériser les gradients de températures dans la pièce et remonter au flux de chaleur qui les induit doit être perfectionnée.

Les mesures de gradients de contraintes résiduelles réalisées sur les éprouvettes grâce à la technique de diffraction des rayons X permettent d'observer la pertinence des simulations en ce qui concerne les résultats de type mésoscopiques tels que les profondeurs affectées et l'allure de la courbe de contrainte résiduelles dans la profondeur. La valeur de la contrainte en surface est quant à elle largement supérieure dans le cas des mesures ce qui peut s'expliquer par des tailles de grains importantes qui perturbent la mesure et vont à

l'encontre des théories propres aux milieux continus employés par les calculs. Cet aspect constitue un point d'amélioration pour les travaux futurs.

D'un point de vu industriel, ce projet permet d'affirmer que dans tout les cas, le tournage de ce type d'aciers inoxydables austénitiques conduit à des contraintes résiduelles de surface en traction. L'originalité de la méthode utilisée à permis de contourner les difficultés rencontrées par les modèles numériques de simulation classiques et permet de modéliser l'intégralité de la fabrication de la liaison bimétallique ce qui renforce la pertinence des résultats fournis aux autorité de sureté nucléaire.

9 Bibliographie

- [Barbacki2003] Barbacki, A, Kawalec, M, Hamrol, A, *Turning and grinding as a source of microstructural changes in surface layer of hardened steel*, Journal of Material Processing technology, 133:21-25. (2003).
- [Bowden1951] Bowden, F.P, Tabor, D, *Friction and lubrication of solids*. Oxford University Press. ISBN-10: 0198507771.(1951).
- [Brinksmeier2007] Brinksmeier, E, Solter, J, Grote, C, *Distorsions engineering - Identification of causes for dimensional and form deviations of bearings rings*, Annals of the CIRP, 56/1:109-112. (2007).
- [Brosse2007] Brosse, Alexandre, Hamdi, Hedi, Bergheau, Jean, *Metallurgical effect during high speed grinding*. Proceedings of High Speed Machining conference. (2007).
- [Brosse2009] Brosse, A, *Modélisation expérimentale et numérique des effets induits par la rectification. Application à la rectification haute productivité*, Thèse de mécanique à soutenir (2009).
- [Brunet1991] Brunet, S., *Influence des contraintes résiduelles induites par usinage sur la tenue en fatigue des matériaux métalliques aéronautiques*, Thèse de mécanique référence ENAM 0022. (1991).
- [Capello2005] Capello, E., *Residual stresses in turning: Part I: Influence of process*

-
- parameters*, Journal of Materials Processing Technology, 160:221-228. (2005).
- [Davim2008] Davim, J.P, *Machining: fundamentals and Recent Advances*. Springer, ISBN: 978-1-84800-212-8. (2008).
- [Dedus1988] Dedus, A, Vannes, A, Flambart, C, *Le bruit ferromagnétique: une méthode de substitution au test de refendage*, , 1:75-80. (1988).
- [Dehghan-Manshadi2007] Dehghan-Manshadi, A, Barnett, M.R, Hodgson, P.D, *Recrystallization in AISI 304 austenitic stainless steel during and after hot deformation*, Material Science and Engineering, 485:664-672. (2007).
- [Deng2007] Deng, X, Shet, C, *Residual stresses and strains in orthogonal metal cutting*, International Journal of Machine Tool and Technology, 43:573-587. (2007).
- [Denkena2006] Denkena, B, Breidenstein, B, de Leon Garcia, L, *Influence of cutting parameters on residual stresses of aluminium structural parts*, Proceedings of fifth international conference on High Speed Machinig, 2: (2006).
- [Denkena2007] Denkena, B, Reichstein, M, de Leon Garcia, L, *Milling induced residual stresses in structural parts out of forged aluminium alloy*, Proceedings of High Speed Machinig Conference . (2007).
- [Duranton2004] Duranton, P, Devaux, J, Robin, V, Gilles, P, Bergheau, J.M, *3D modeling of multipass welding of 316L stainless steel pipe*, Journal of Material Processing Technology, 154:457-463. (2004).
- [El-Axir2002] El-Axir, M., *A method of modeling residual stress distribution in turning for different materials*, International Journal of Machine Tools and Manufacture, 42:1055-1063. (2002).
- [Eldridge1991] Eldridge, K.F, Dillon, O.W, Lu, W.Y, *Thermo-viscoplastic finite element modelling of machining under various cutting conditions*, Transaction of NAMIR/SME, 19:162-169. (1991).
- [Ernst1938] Ernst, H, *Machining of metals*,(1938).
- [Georges2000] Georges, J.M, *Frottement, usure et lubrification*. CNRS Editions, . ISBN 2271056683 (2000).
- [Griffiths2001] Griffiths, B, *Manufacturing surface technology*. Penton press, ISBN 18571 8029. (2001).
-

-
- [Guo2004] Guo, Y.B, Sahni, J, *A comparative study of hard turned and cylindrical ground white layers*, International Journal of Machine Tools and Manufacture, 44:135-145. (2004).
- [Hospers1984] Hospers, F, Vogelesang, L.B, *Determination of residual stresses in aluminium-alloy sheet material*, Proceedings of the Fifth International Congress on Experimental Mechanics, 63-70. (1984).
- [Iwata1984] Iwata, K., Osakada, K., Teresaka, Y., *Process Modeling of Orthogonal Cutting by the Rigid-Plastic Finite Element Method*, J. Eng. Mater. Technol.(Trans. ASME), 106:132-138. (1984).
- [Johnson1987] Johnson, K.L, *Contact Mechanics*. Cambridge University Press, ISBN 0521347963. (1987).
- [Kristoffersen2001] Kristoffersen, H, Vomacka, P, *Influence of process parameters for induction hardening on residual stresses*, Materials and Design, 22:637-644. (2001).
- [Liu1982] Liu, C.R, Barash, M.M, *Variables governing patterns of mechanical residual stress in a machined surface*, J. Eng. Ind., 104:257-264. (1982).
- [Lu1985] Lu, J., Niku-Lari, A., Flavenot, J.F., *Récents développements de la mesure des contraintes résiduelles par perçage incrémental*. Société d'ingénierie, de recherche, de prospective et d'édition, . (1985).
- [Lurdos2008] Lurdos, O, *Lois de comportement et recristallisation dynamique :approches empiriques et physiques*, Thèse de mécanique ENMSE. (2008).
- [Mahdi1998] Mahdi, M., Zhang, L., *Applied mechanics in grinding--VI. Residual stresses and surface hardening by coupled thermo-plasticity and phase transformation*, International Journal of Machine Tools and Manufacture, 38:1289-1304. (1998).
- [Mahdi1999] Mahdi, Mofid, Zhang, Liangchi, *Applied mechanics in grinding. Part 7: residual stresses induced by the full coupling of mechanical deformation, thermal deformation and phase transformation*. International Journal of Machine Tools and Manufacture. 39:1285-1298. (1999).
- [Matsumoto1999] Matsumoto, Y, Hashimoto, Y, Lahoti, G, *Surface integrity*
-

-
- generated by precision hard turning*, Annals of the CIRP, 48/1:59-62. (1999).
- [Metcut1980] Metcut, , *Machining data handbook*, ISBN 0936974001 (1980).
- [Moufki1998] Moufki, A, Molinari, A, Dudzinski, D, *Modelling of orthogonal cutting with a temperature dependant friction law*, Journal of Mechanical physics of solids, 46:2103-2138. (1998).
- [M'Saoubi1996] M'Saoubi, R, Outeiro, J, le Calvez, C, Lebrun, J.L, Idias, A, *Turning residual stresses in an austenitic stainless steel using TiN coated and uncoated cemented carbide tools*, Proceedings of the fourth Conference Residual Stress. 689-698(1996).
- [M'Saoubi1998] M'Saoubi, R, *Aspects thermiques et microstructuraux de la coupe. Application à la coupe orthogonale des aciers austénitiques*,Thèse de mécanique. (1998).
- [Naisson2007] Naisson, P, *Modélisation thermomécanique de la rectification cylindrique*, Rapport de master ENISE. (2007).
- [Nasr2007] Nasr, Mohamed, Ng, E.-G., Elbestawi, M.A., *Modelling the effects of tool-edge radius on residual stresses when orthogonal cutting AISI 316L*, International Journal of Machine Tools and Manufacture, 47:401-411. (2007).
- [Noyan1987] Noyan, Ismael, Cohen, Jerome, *Residual Stress: Measurement by Diffraction and Interpretation (Materials Research and Engineering)*. Springer-Verlag, ISBN0387963782. (1987).
- [Ordas2003] Ordas, N., Penalva, M.L., Fernandez, J., Garcia-Rosales, C., *Residual stresses in tool steel due to hard-turning*, logo, 36:1135-1143. (2003).
- [Osgood1954] Osgood, W.R, *Residual Stresses in Metals and Metal Construction*. (1954).
- [Oxley1989] Oxley, P.L.B, *Mechanics of Machining: An Analytical Approach to Assessing Machinability*. Ellis Horwood Limited, ISBN 0-7458-0007-6. (1989).
- [Puigsegur2002] Puigsegur, L, *Caractérisation thermique d'un procédé d'usinage par tournage. Approche analytique et par identification des systèmes non entiers*. ,Thèse de mécanique. (2002).
-

-
- [Rech2002] Rech, J, *Contribution à la compréhension des modes d'action tribologiques et thermiques des revêtements en usinage. Application au cas du taillage de denture à la fraise mère grande vitesse.* Thèse de mécanique ENSAM, . (2002).
- [Rech2003] Rech, J, Moisan, A, *Surface integrity in finish hard turning of case hardened steel*, International Journal for Machining Tool and Manufacture, 43/5:543-550. (2003).
- [Rech2005] Rech, J, Hamdi, H, *Internal report about modelling of part distortion due to residual stresses induced by thermo mechanical loads*, Ecole Nationale d'Ingénieur de Saint Etienne. (2005).
- [Rech2008] Rech, J, Kermouche, G, Garcia-rosales, C, Khellouki, A, Garcia-Navas, V, *Characterization and modelling of residual stresses induced by belt finishing and honing on AISI52100 hardened steel*, Journal for Materials Processing Technology, 208:187-195 (2008).
- [Saravanapriyan2003] Saravanapriyan, S.N.A, Vrijayaraghavan, L, Krishnamurthy, R, *Significance of grinding burn on high speed tool performance*, journal of Materials Processing Technology, 134:166-173. (2003).
- [Schmidt1949] Schmidt, A.O, Roubik, J.R, *Distribution of Heat Generated in Drilling*, Transaction of the ASME, 71:245-252. (1949).
- [Schwach2005] Schwach, D.W, Guo, Y.B, *A fundamental study of surface integrity by hard turning on rolling contact surface*, transactions of NAMRI/SME, 33:541-548. (2005).
- [Schwach2005] Schwach, D.W, Guo, Y.B, *Feasibility of producing optimal surface integrity by process design in hard turning*, Material Science and Engineering, 395:116-123. (2005).
- [Seiler1998] Seiler, W, Reilhan, F, Gounet-Lespinasse, F, Lebrun, J.L, *Determination du profil de contraintes résiduelles dans les gorges galetées de vilbrequin*, Journal of Physics, 8:139-146. (1998).
- [Sekhon1993] Sekhon, G.S, Chenot, J.L, *Numerical simulation of continuous chip formation during non steady orthogonal cutting*, Engng. comp., 10:31-48. (1993).
- [SERAM1997] SERAM, , *Détermination des contraintes résiduelles par diffraction rayons X*, (1997).
-

- [SFEN2008]
- [Shi2002] Shi, G, Deng, X, Shet, C, *A finite element study of the effect of friction in orthogonal metal cutting*, Elsevier Science, 38:863-883. (2002).
- [Shirakashi1974] Shirakashi, T., Usui, E., *Simulation Analysis of Orthogonal Metal Cutting Mechanism*, Proceedings of the International Conference. Production Engineering, Tokyo, Part, 1:535-40. (1974).
- [Silva2003] Silva, F.S, *Analysis of a vehicle crankshaft failure*, Engineering Failure Analysis, 10:605-616. (2003).
- [Strenkowski1985] Strenkowski, JS, Carroll, J., *{A Finite Element Model of Orthogonal Metal Cutting}*, J. Eng. Ind.(Trans. ASME), 107:349-354. (1985).
- [Thomas2004] Thomas, G, Méthode de caractérisation par thermographie infrarouge des champs thermiques dans une pièce en cours de réctification. Mémoire Ingénieur CNAM. (2004).
- [Tiitto1987] Tiitto, K., *Use of Barkhausen Effect in Testing for Residual Stresses and Material Defects*. Residual Stress in design, process and material selection, 27-36. (1987).
- [Tonshoff1980] Tonshoff, H.K, Brinksmeier, E, *Determination of the mechanical and thermal influences on machined surfaces by microhardness and residual stress analysis*, Annals of the CIRP, 29/2:519-530. (1980).
- [Ulutan2007] Ulutan, D., Alaca, B., Lazoglu, I., *Analytical modelling of residual stresses in machining*, Journal of Materials Processing Technology, 183:77-87. (2007).
- [Umbrello2006] Umbrello, D, M'Saoubi, R, Outeiro, J.C, *The influence of Johnson-Cook constants on finite element simulation of machining of AISI 316L steel*, International Journal of Machining tools and Manufacture, 47:462-470. (2006).
- [Valiorgue2004] Valiorgue, *Simulation numérique de l'influence du rayon d'arete en coupe orthogonale*, Rapport de master ENISE (2004).
- [Wang1999] Wang, J.Y, Liu, C.R, *The effect of tool wear on the heat transfer*,

thermal damage and cutting mechanics in finish hard turning, Annals of the CIRP, 48/1:53-58. (1999).

- [Wiesner1992] Wiesner, C, *Residual Stresses after Orthogonal Machining of AISI 304: Numerical Calculation of the Thermal Component and Comparison with Experimental Results*, Metall. Trans., 23A:989-996. (1992).
- [wikipedia2008] wikipedia, http://fr.wikipedia.org/wiki/Acier_inoxydable. .. (2008).
- [Wu1996] Wu, J.S, Dillon, Jr, Lu, W.Y, *Thermo-viscoplastic modelling of machining process using a mixed finite element methode*, J. Manuf. Sci. Engng. Trans. ASME, 118:117-120. (1996).
- [Yu1997] Yu, X., Lau, W., Lee, T., *A finite element analysis of residual stresses in stretch turning*, International Journal of Machine Tools and Manufacture, 37:1525-1537. (1997).
- [Zambelli1998] Zambelli, G, Vincent, L, *Matériaux et Contact-Una Approche Tribologique*, Presses Polytechnique et Universitaires Romandes, ISBN .(1998).
- [Zemzemi2007] Zemzemi, F, *Caracterisation de modele de frottement aux interfaces piece - outil - copeau en usinage: application au cas de l'usinage des aciers et de l'inconel 718.*, Thèse de mécanique (2007).

A. Annexe 1: Description des aciers inoxydables

A.1 Métallurgie

Les aciers inoxydables sont des aciers faiblement alliés qui constituent un groupe de matière distinct. Les principaux éléments d'alliages sont le chrome (Cr), le nickel (Ni) et seulement une très petite quantité de carbone. D'autres éléments peuvent être ajoutés dans de faibles proportions afin d'obtenir diverses propriétés spécifiques (usinabilité,...). Les aciers inoxydables ont une résistance élevée aux attaques chimiques. Cette propriété, parfois désignée en tant que passivité, est obtenue à partir de 11 à 13 % de chrome. Un film dense, continu, essentiellement constitué d'oxyde de chrome se forme alors à la surface de l'acier protégeant ainsi sa surface des attaques extérieures. La résistance à la corrosion peut être encore améliorée en augmentant la teneur en chrome et en molybdène, mais aussi en ajoutant du nickel, dont le rôle est essentiellement de former l'austénite. Un acier contenant 18% de chrome et 8% de nickel est résistant dans la plupart des applications.

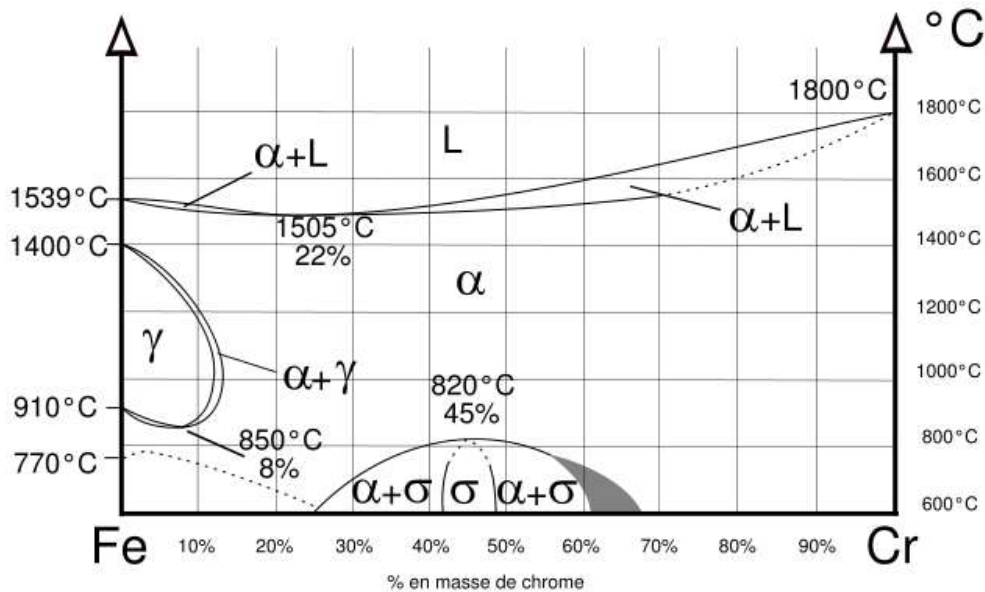


Figure A.9.1 : Système fer-Chrome. [wikipedia2008]

Le fer pur possède trois formes allotropiques en fonction de la température :

- Jusqu'à 910°C (point A3) : forme alpha (α), ferrite (cubique centré),
- De 910°C à 1400°C, (point A4) : forme gamma (γ), austénite (cubique face centrée),
- De 1400°C à 1538°C, (température de fusion), forme delta (Δ), ferrite (cubique centré).

Le chrome est un élément dit alphasène, il favorise fortement la forme ferritique. Sur le diagramme de phase Fe-Cr, le domaine austénitique est assez réduit et est représenté par un domaine limité appelé boucle gamma.

Pour les teneurs supérieures à 11,5% de chrome, l'alliage reste ferritique dans toute la plage de température. Il y a disparition de la transformation allotropique alpha - gamma. Entre 10,5 et 11,5% de chrome, l'alliage est biphasé ferrite + austénite dans certaines plages de température. Il subit une transformation ferrite - austénite pour des teneurs inférieures à 10,5%.

On notera, que le chrome entre 0 et 8% abaisse la température A3 et se comporte comme un élément gammagène. Ce comportement s'inverse pour des teneurs supérieures à 8%. Point à partir duquel, cette température augmente. Pour certaines teneurs de chrome, dans le cadre d'un refroidissement lent, il peut y avoir formation de phase intermétallique sigma (σ) à des températures inférieures à 820°C. Elle précipite au joint de grain ou dans la matrice ferritique entraînant une fragilité.

A.1.1 Système fer-chrome-nickel

Le nickel est, à l'opposé du chrome, un élément dit gammagène. Il ouvre le domaine austénitique. Concrètement, l'addition de nickel ouvre la boucle gamma.

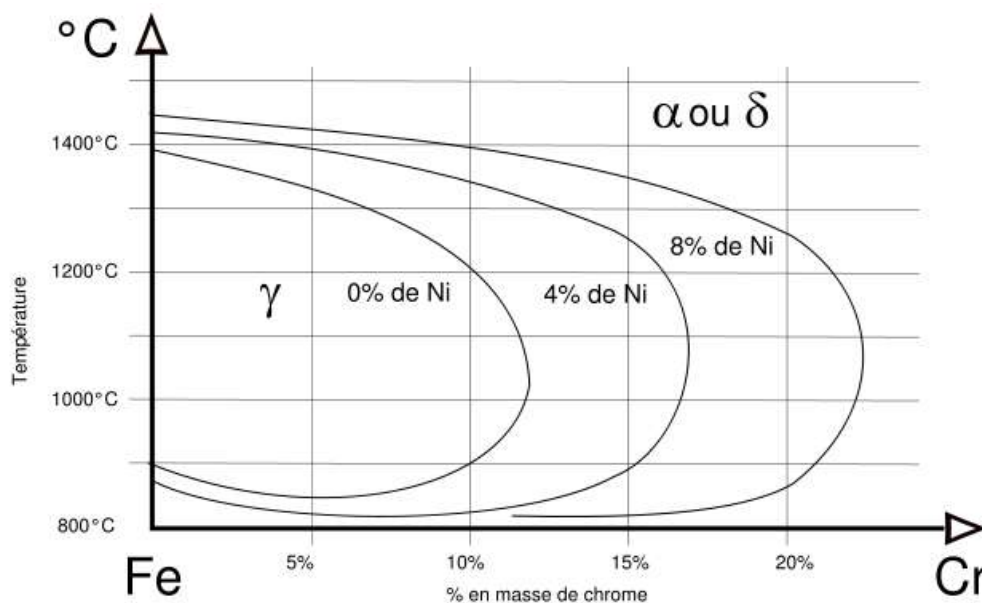


Figure A.9.2 : Système fer chrome nickel [wikipedia2008]

A.1.2 Éléments alphagènes et gammagènes

D'autres éléments ont un rôle alphagène et gammagène, notamment le carbone et l'azote. Le carbone a un rôle gammagène et rentre en compétition avec le chrome. En fait plus que le carbone, c'est le couple carbone azote dont il faut tenir compte. Ces deux éléments étant des éléments d'alliage de substitution contrairement aux autres éléments qui sont des éléments de substitution. Les éléments alphagènes sont le chrome, le molybdène, le silicium, le titane, le niobium, le vanadium, le tungstène, l'aluminium et le tantale.

Les éléments gammagènes sont le nickel, le carbone, l'azote, le cobalt et le manganèse.

Des modèles combinant les différents teneurs en chaque élément ont été mis au point pour déterminer le type d'aciers inoxydables rencontrés.

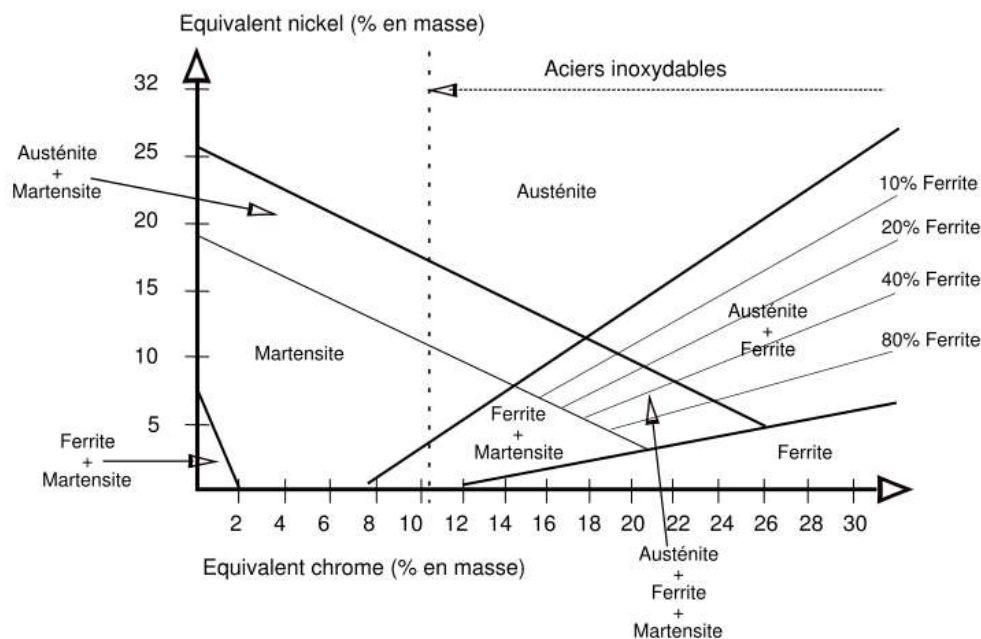


Figure A.9.3 : Diagramme de Schaeffler [2]

A.1.3 Caractéristiques des différentes microstructures

La microstructure de l'acier détermine dans une large mesure ses propriétés mécaniques et a en outre son importance pour la résistance à la fissuration par corrosion sous contraintes. Selon leurs différentes microstructures, les aciers inoxydables peuvent être classés comme suit :

- **Les aciers martensitiques** : ils sont utilisés lorsque les caractéristiques de résistance sont importantes. Les plus courants titrent 13% de chrome avec au moins 0,08% de carbone. D'autres nuances sont plus chargées en additions, avec éventuellement un faible pourcentage de nickel.
- **Les aciers ferritiques** : ils ne prennent pas la trempe. Il est possible de trouver dans cette catégorie des aciers réfractaires à haute teneur en chrome (jusqu'à 30%), particulièrement intéressant en présence de soufre.
- **Les aciers austéno ferritiques** : ils ont des propriétés intermédiaires entre les deux précédentes catégories et parmi eux se trouvent des alliages particulièrement aptes à la soudure et d'autres très résistants à la corrosion intergranulaire.
- **Les aciers austénitiques** : ils sont de loin les plus nombreux en raison de leur résistance chimique très élevée, de leur ductilité comparable à celle du cuivre ou du laiton, et aussi de leurs bonnes caractéristiques mécaniques élevées. Les teneurs en

éléments d'addition tournent autour de 18% de chrome et 10% de nickel. La teneur en carbone est très basse et la stabilité améliorée par des éléments tels que le titane ou le niobium.

L'acier inoxydable 316L a la composition suivante (poids en %) :

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N	Mo
0,024	0,38	1,76	0,023	0,001	17,31	12,05	0,07	2,55

Tableau A.9.1 : Composition de l'inox 316L.

D'après le diagramme de Schaeffler il fait parti de la famille des austénitiques et ne présente pas de changements de phase jusqu'à sa température de fusion.

B. Annexe 2 : Principe de la thermographie et détermination de l'émissivité de l'inox 316L

B.1 Principe de la thermographie

La caméra thermique permet de mesurer les niveaux de luminances émis par la pièce au cours de l'usinage. Cette mesure permet de remonter aux températures par l'intermédiaire de l'émissivité du matériau. Dans un premier temps, les luminances sont enregistrées puis, par l'intermédiaire d'une procédure de calibration et d'un programme MATLAB®, il est possible de remonter aux champs de températures.

La luminance et la température sont liées entre elles par la loi de Planck (Equation B.3). Tout milieu matériel absorbe et émet de l'énergie sous forme de rayonnements. Pour les milieux solides, ces phénomènes sont liés à l'agitation thermique des atomes et des électrons se traduisant sous forme de vibrations du réseau cristallins et de mouvement des électrons. Le champ de vibration du réseau cristallin est assimilé à un ensemble de quasi-particules définies dans le cadre de la mécanique quantique: les phonons. Il existe des phonons optiques (vibrations des plans atomiques en opposition de phase) dont l'énergie associée est supérieure à celle des phonons acoustiques (vibrations en phase).

A tout moment un phonon peut se désexciter et engendrer l'émission d'un photon. De même, un électron excité thermiquement peut effectuer une transition vers la couche électronique supérieure (niveau d'énergie plus élevé), se désexciter et engendrer la formation d'un photon: c'est l'émission spontanée. Dans les milieux opaques, seuls les photons émis à la surface participent au rayonnement du solide et à l'échelle de la microseconde, l'émission des photons est un phénomène aléatoire et faible en nombre (Figure B.1).

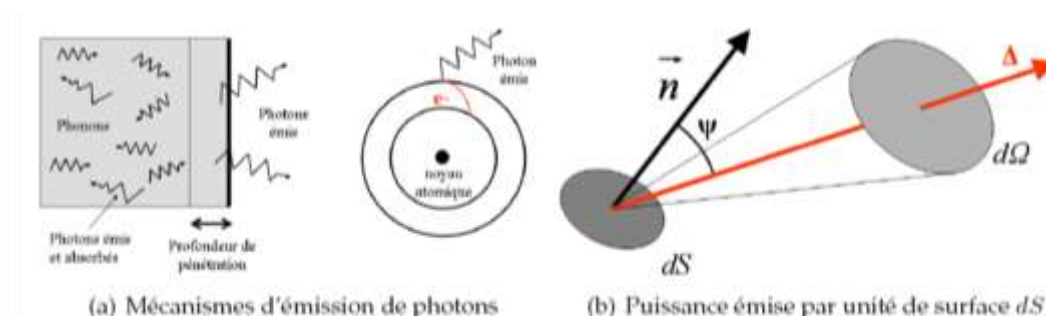


Figure B.1 : Emission et puissance rayonnée.

Pour étudier les propriétés radiatives d'une surface réelle, elle est comparée à un corps idéal, capable d'absorber la totalité des rayonnements incidents, appelé corps noir. Selon le principe de conservation d'énergie, ce corps est aussi un émetteur parfait sur tout le domaine spectral et dans toutes les directions, ne dépendant que de la température. La luminance L est définie par la puissance rayonnée d'une surface unitaire suivant une direction Δ dans un angle solide de 1 stéradian (figure B.1). Ainsi, R_T^0 représente la puissance rayonnée par une surface élémentaire dS de normale \vec{n} dans un angle solide élémentaire $d\Omega$ de direction Δ , Ψ est l'angle défini entre la direction Δ considérée et la normale \vec{n} .

$$L = \frac{d^2}{d\Psi d\Omega} \left(\frac{R_T^0}{\cos\Psi} \right) \quad (\text{B.1})$$

Pour déterminer la luminance monochromatique des corps réels, un facteur d'émission est défini, aussi appelé émissivité, noté ϵ . Il est défini à l'équation B.2 comme le rapport entre la luminance monochromatique de la surface réelle et celle du corps noir et dépend de longueur d'onde, de la température, de la direction d'émission, du matériau et des caractéristiques de la surface. La valeur du facteur d'émission est comprise entre 0 et 1. C'est une propriété thermo-optique de chaque surface qui dépend aussi des valeurs des facteurs de transmission et d'absorption. Lorsqu'une surface est éclairée par un flux monochromatique, une partie de ce flux est réfléchi, une autre absorbée et une transmise.

$$\varepsilon = \frac{L_{\lambda}(\lambda, T, \Delta)}{L_{\lambda}^0(\lambda, T)} \quad (\text{B.2})$$

Dans le spectre électromagnétique, il existe de nombreux types de radiation, comme les rayons X, les rayons Gamma, les micro-ondes. Le principe de la thermographie infrarouge est de mesurer les radiations émises dans le domaine de l'infrarouge, où l'on a deux avantages: d'une part la luminance atteint sa valeur maximale, comme montré à la figure B.2 (a), mais également car dans une partie de ce domaine, l'air est transparent aux radiations, et ces radiations ne subissent pas de phénomènes de réflexion ou de diffraction.

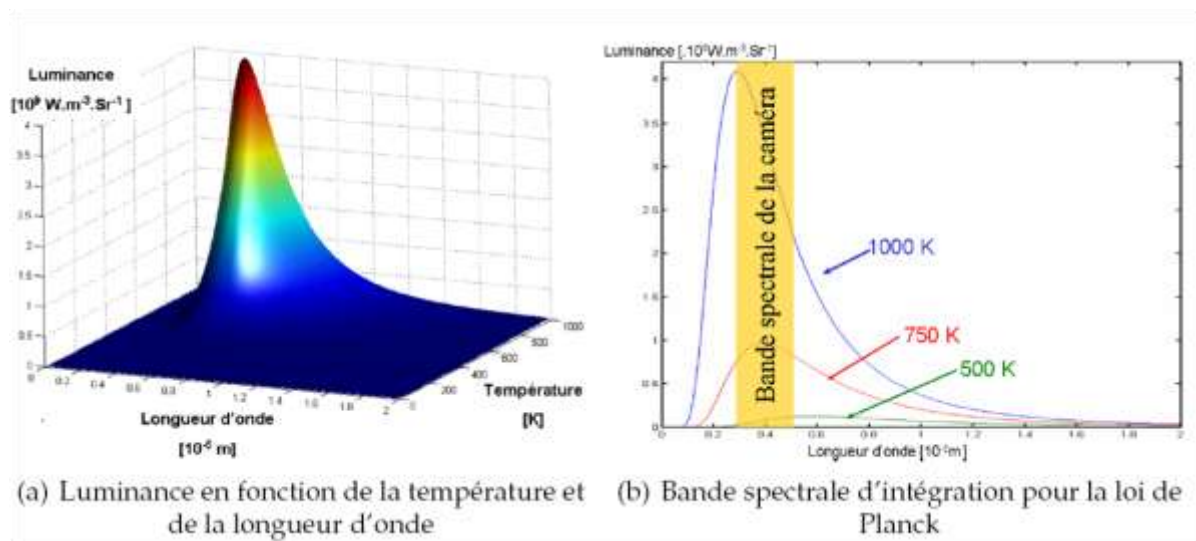


Figure B.2 : Caractéristiques en thermographie.

De plus, la thermographie IR permet d'avoir des mesures fiables avec plusieurs avantages spécifiques pour le cas du tournage. Ainsi, et contrairement aux thermocouples couramment utilisés, la résolution spatiale et temporelle est bien meilleure, avec un grand nombre de points de mesure, et aucune affectation de la pièce, alors qu'un perçage est nécessaire pour placer le thermocouple. D'un autre côté, il faut définir certains paramètres spécifiques à la thermographie, comme le choix de la bande de longueur d'ondes de mesure, le temps d'intégration, ainsi que la loi d'émissivité du matériau de la pièce. Comme l'a démontré G. Thomas dans son travail [Thomas2004] il est possible de déterminer les températures réelles dans la pièce en utilisant la loi de Planck (Equation B.3) dans le cas d'un corps noir. Il a également choisi une caméra dont la bande d'intégration ($3,4\mu\text{m} - 5\mu\text{m}$) est celle qui permet d'obtenir les luminances les plus élevées pour les températures obtenues en rectification (de l'ordre de $600\text{ }^{\circ}\text{C}$, soit 900 K), comme montré sur le graphique B.2(b).

$$L_{\lambda}^0 = \frac{c_1 \lambda^{-5}}{\pi \left[\left(\exp \frac{c_2}{\lambda T} \right) - 1 \right]} \quad (\text{B.3})$$

$$R_{3.4-5\mu m}^0 = \int_{3.4\mu m}^{5\mu m} \frac{c_1 \lambda^{-5}}{\pi \left[\left(\exp \frac{c_2}{\lambda T} \right) - 1 \right]} d\lambda \quad (\text{B.4})$$

$$c_1 = 2\pi h c^2 \text{ et } c_2 = \frac{h c}{k} \quad (\text{B.5})$$

Avec :

$h = 6,626176 \cdot 10^{-34} \text{ J.S}$ (Constante de Plank),

$k = 1,380662 \cdot 10^{-23} \text{ J.K}^{-1}$ (Constant de Boltzman),

$c = 2,998 \cdot 10^8 \text{ m.s}^{-1}$ (Célérité de la lumière).

Les deux constantes c_1 et c_2 de l'équation (B.3) sont définies par les relations (B.5). La luminance L_{λ}^0 est la luminance d'un corps noir pour la longueur d'onde λ . Hors, comme l'a noté G. Thomas, l'équation (B.4), qui est le rayonnement émis par unité de surface dans la bande spectrale de vision du capteur de la caméra ($3.4\mu m - 5\mu m$), est très difficile à résoudre directement. Il a alors proposé la méthode d'intégration numérique 1D de Gauss, afin de déterminer une forme polynomiale pour obtenir la luminance d'un corps noir. A partir de cette luminance du corps noir dans cette bande spectrale, en connaissant la loi d'émissivité du matériau de l'éprouvette, il est possible de déterminer la température dans la pièce. En résumé, la camera fourni la valeur du rayonnement R pour une bande passante de 3.4 à 5 μm . En intégrant numériquement l'équation B.4 il est possible de relier le rayonnement à la température par l'intermédiaire de la luminance du corps noir. En pondérant la luminance parfait du corps noir par l'émissivité du matériau mesuré il est possible de relier la température de celui ci au rayonnement.

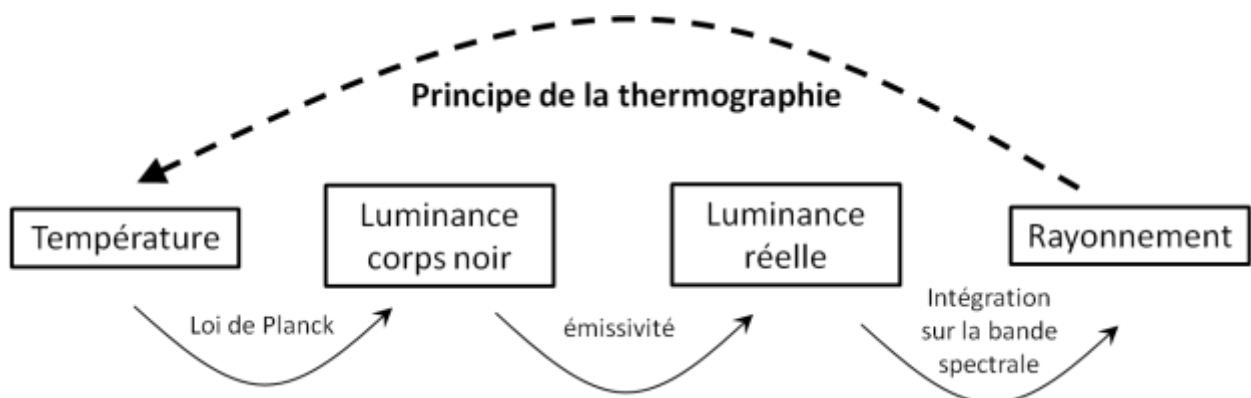


Figure B.3: Principe de la méthode de thermographie.

B.2 Détermination de l'émissivité

L'émissivité du matériau dont la température est recherchée, est une donnée très importante. Pour obtenir des résultats les plus précis possibles, un montage de mesure de l'émissivité a été mis au point. Il comprend un four qui chauffe un barreau en inox 316L, d'un thermo couple qui mesure la température de la face filmée, d'un adaptateur qui permet d'obtenir une atmosphère neutre et d'interdire les rayonnements parasites et de la caméra thermique FLIR utilisée au cours de tous nos essais.

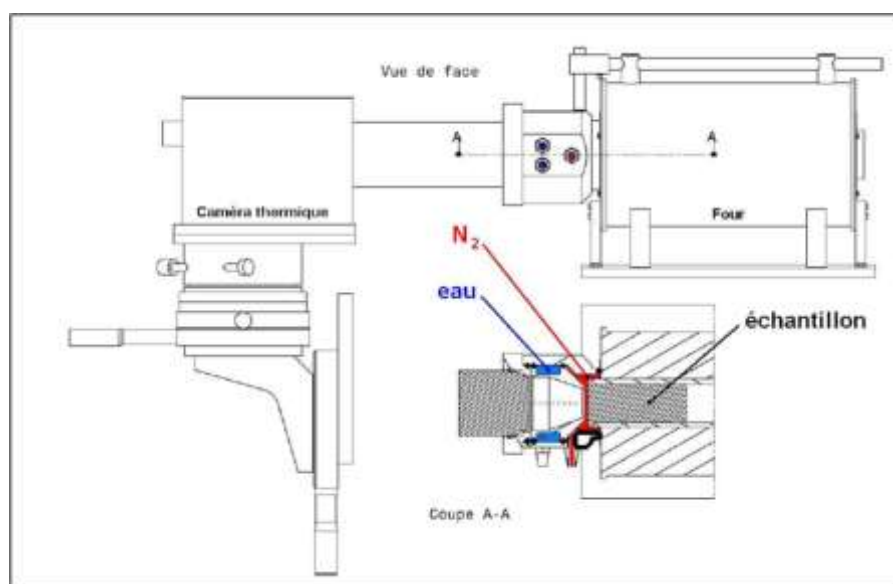


Figure B.4 : Plan du montage de mesure d'émissivité.

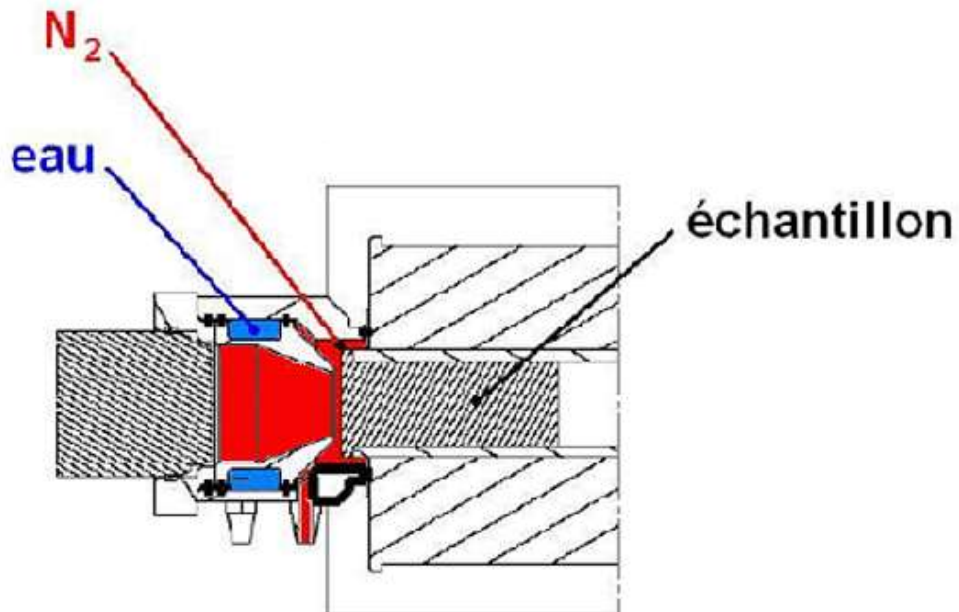


Figure B.5: Zoom sur le manchon adaptateur.

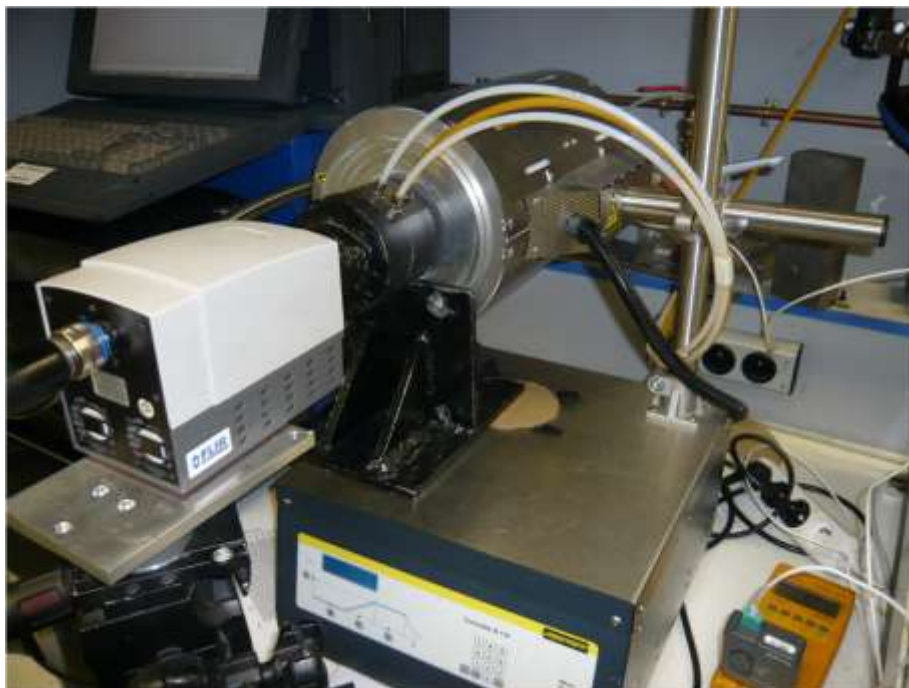


Figure B.6: Mesure de rayonnement en cours sur le barreau en inox 316L.

Pour déterminer l'émissivité en fonction de la température, un barreau (ici en inox 316L) est chauffé et, grâce à un thermocouple collé, la température de la surface filmée par la caméra est mesurée. Il est ainsi possible d'établir un lien entre le niveau de luminance émise et la température du matériau filmé. La courbe suivante présente l'émissivité du 316L mesurée à l'aide de notre dispositif. Elle a été obtenue en filmant une surface rectifiée. De plus, immédiatement après la fin de la mesure il y a très peu de trace d'oxydation sur la surface de la pièce filmée. Néanmoins, cette courbe est expérimentale

et de ce fait comporte un certain niveau d'imprécision dont il est nécessaire de quantifier l'impact sur les mesures de températures.

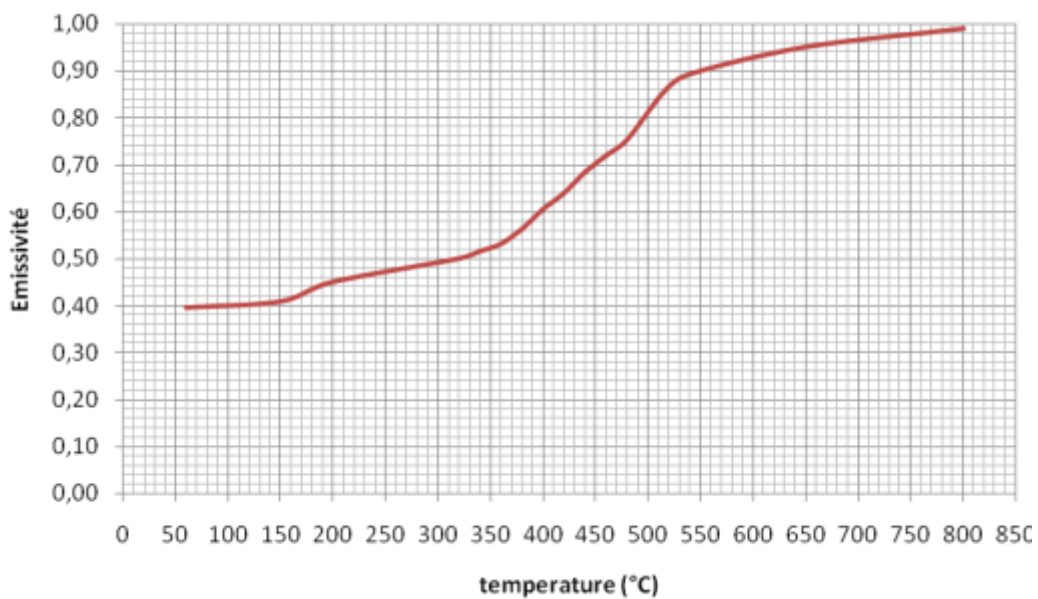


Figure B.7: Courbe émissivité de l'inox 316L pour une surface rectifiée.

C. Annexe 3 : Préparation des plaquettes

C.1 Description du procédé

L'objectif de cette opération est de recréer des rayons d'arête différents de ceux d'origine. Le procédé de sablage est destiné à obtenir un rayon de hönning sur des plaquettes TPKN en carbure de tungstène. Le rayon initial des plaquettes a été supprimé par rectification et de ce fait une seule arête était utilisable par plaquette en raison de l'écaillage provoqué par la sortie des grains abrasifs.

La plaquette est maintenue dans la machine par un système à pince et la face de coupe est orientée vers le bas. Dans le cas de 2 passages, les pistolets se déplacent de haut en bas puis de bas en haut.



Figure C.1: Photo de la machine et des pistolets.

C.2 Paramètres de réglages

Les paramètres de réglages sont :

- Nb de pistolet de 1 à 4,
- Distance (220 – valeur) 80 mm,
- Pression de 1 à 6 bars,
- Taille Al_2O_3 320 mesh,
- Nb de passage de 1 à 4,
- Vitesse verticale $2 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$,
- Vitesse de rotation $24 \text{ tr}\cdot\text{min}^{-1}$.

C.3 Méthode de mesure

Les mesures de rayons ont été réalisées à l'aide d'une machine Somicronic S2, Stylet S6BS. Pour chaque arête sablée, trois mesures ont été réalisées (figure 8.6).

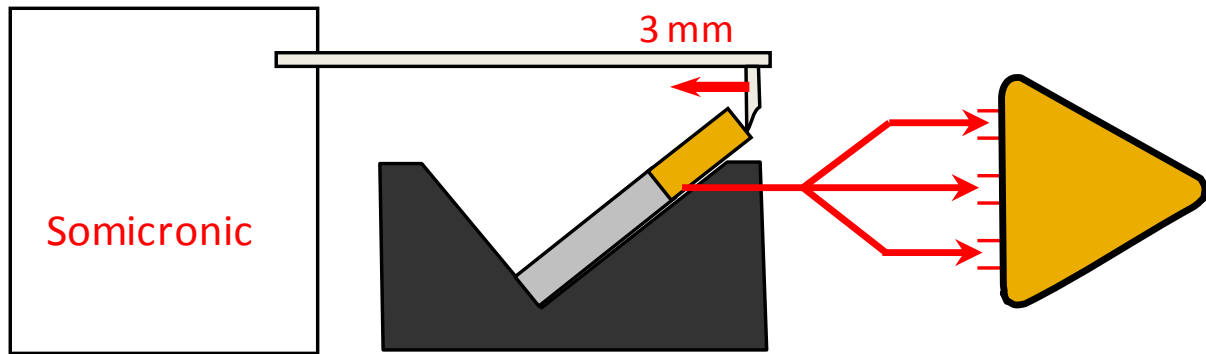


Figure C.2 : Méthode de mesure des rayons d'arête.

Des approximations à l'aide de la méthode des moindres carrés ont été faite à partir des mesures.

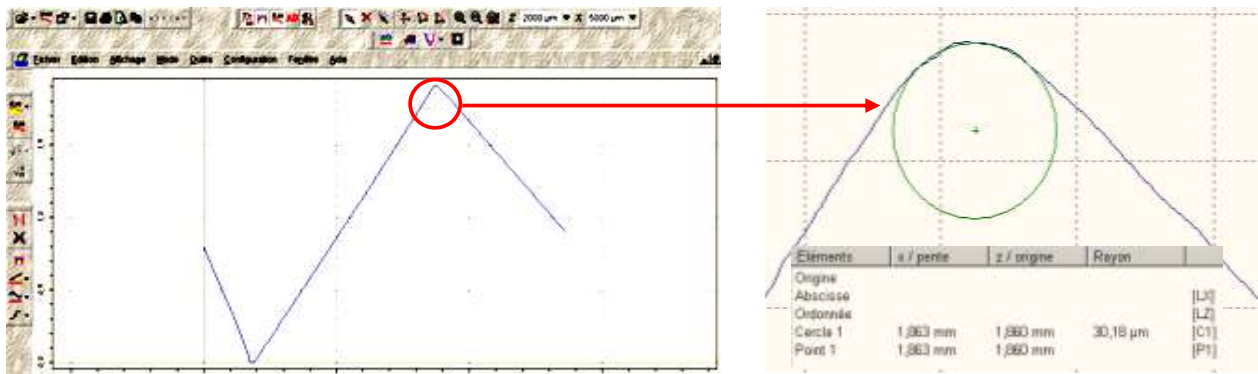


Figure C.3: Approximation des rayons.

C.4 Résultats

Le tableau ci-dessous synthétise les réglages utilisés pour générer les rayons d'arête variables.

N° de la plaquette	1	2	3	4	5	6	7	8 (brute de rectif)
N° de programme	12	12	12	12	12	12	12	
Nb de pistolet	4	4	4	4	4	4	4	
Distance (mm)	80	80	80	80	80	80	104	
Pression (bar)	3	3	3	3	4	5	5	
Taille Al ₂ O ₃ (mesh)	320	320	320	320	320	320	320	
Nb de passage	2↓↑	1↓	3↑↓	4↑↓↓	2↓↑	2↓↑	2↓↑	
V _{sablage} (mm/s)	2	2	2	2	2	2	2	
N _{rot} (tr/min)	24	24	24	24	24	24	24	
Rayon mesuré à la binoculaire (µm)	17	0	28	30	18	30	30	
Rayons mesurés avec le profilomètre (µm) (3 mesures)	21	15,4	34,6	35	27	37,6	39,7	9,3
Ecart type	3,4	1,6	2,8	6,7	5,3	2,5	3,1	2

Tableau C.1: Réglages testés pendant les essais.

Le tableau 8.4 regroupe toutes les valeurs de rayons d'arête recrées.

	mesure 1	mesure 2	mesure 3	moyenne	ecart type
Plaquette 1	39,49	35,43	32,49	35,80	3,51
Plaquette 2	25,12	22,07	33,01	26,73	5,64
Plaquette 3	47,74	44,97	37,95	43,55	5,05
Plaquette 4	25,51	16,87	17,48	19,96	4,82
Plaquette 5	41,98	44,90	51,20	46,03	4,71
Plaquette 6	52,62	38,52	26,34	39,16	13,15
Plaquette 7	42,63	45,11	41,22	42,99	1,97
Plaquette 8	37,04	41,37	43,41	40,61	3,25
Plaquette 9	27,50	44,16	35,70	35,79	8,33
Plaquette 10	48,51	47,55	46,31	47,46	1,10
Plaquette 11	43,07	42,06	40,07	41,74	1,53
Plaquette 12	12,78	24,82	36,01	24,54	11,61
Plaquette 13	14,62	22,32	22,04	19,66	4,36
Plaquette 14	30,46	19,04	15,13	21,54	7,96
Plaquette 15	30,16	29,83	30,41	30,13	0,29
Plaquette 16	21,84	31,00	13,15	21,99	8,93
Plaquette 17	41,61	40,99	45,15	42,59	2,24
Plaquette 18	43,53	42,49	42,40	42,81	0,63

Tableau C.2: Rayons d'arête recrées

D. Annexe 4: Méthode de mesure des contraintes résiduelles

Il existe deux familles de technique d'évaluation des contraintes résiduelles : les techniques destructrices et les techniques non destructrices.

D.1 Les techniques non destructrices

Méthode par ultrasons (Noyan et Cohen 1987)

Les contraintes présentes dans le matériau modifient la vitesse des ultrasons. Les résultats dépendent des constantes élastiques du matériau (module de Young).

Cette méthode est difficile à appliquer dans le cas de matériaux texturés, écrouis, multiphasés et tout ce qui tend à amortir les ultrasons.

Méthode magnétique ou par effet Barkhausen (Noyan et Cohen 1987), (Dedus, Vannes et Flambart 1988), (Tiihto 1987), (Brunet 1991)

Cette méthode est basée sur les propriétés magnétiques du matériau et nécessite donc que celui-ci soit ferromagnétique. Lorsque le matériau est soumis à un champ magnétique alternatif, il présente un cycle d'hystérésis. Les déplacements des parois de Bloch et les rotations des domaines magnétiques sont à l'origine de ce cycle d'hystérésis, qui traduit une perturbation du champ magnétique et induisent le bruit ferromagnétique dit de Barkhausen. Ces mouvements dépendent de toute discontinuité dans la structure du matériau car ces défauts forment des domaines de fermeture pour les parois de Bloch et perturbent leurs déplacements.

L'inconvénient de cette méthode est qu'elle ne s'applique qu'aux matériaux ferromagnétiques, de plus, le bruit sature pour un niveau de contrainte en traction et en compression. Cette méthode permet toutefois de déterminer le signe des contraintes résiduelles.

Méthode par diffraction des rayons X (Détermination des contraintes résiduelles par diffraction rayons X 1997)

Comme pour toute méthode de détermination des contraintes, le principe est de mesurer des déformations et de relier ces déformations aux contraintes par calcul à l'aide des équations de la mécanique des milieux continus. Dans le cas de la diffraction des rayons X le principe est de prendre comme jauge de déformation la distance interreticulaire d_{hkl} . En effet, chaque grain d'un polycristal est en fait un monocristal constitué d'un empilement régulier d'atomes métalliques. Cet empilement peut être décrit par des ensembles de plans cristallins définis par une distance interreticulaire d_{hkl} en fonction des indices de Miller hkl . La méthode de mesure de contraintes résiduelles par diffraction rayon X est basée sur la loi de Bragg :

$$2d_{hkl} \cdot \sin\theta = \lambda \quad (\text{D.1})$$

Où λ est la longueur d'onde du rayonnement utilisé.

Si il est possible de mesurer l'angle θ , λ étant connu, alors il est possible d'accéder à d (figure D.1):

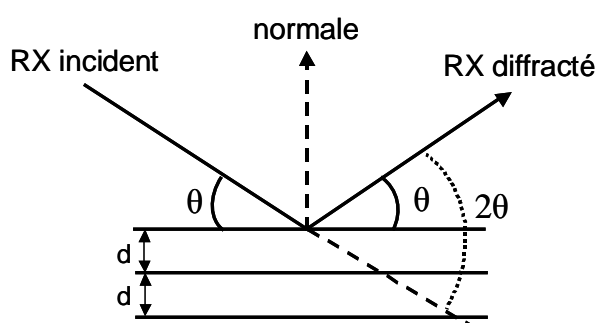


Figure D.1 : Illustration de la loi de Bragg.

La mesure des angles θ est faite en détectant la position des faisceaux diffractés soit par un film soit par un compteur placé sur un diffractomètre. Le film permet une visualisation qualitative de l'intensité diffractée dans tout l'espace tandis que le diffractomètre autorise des mesures quantitatives et automatisées de position et d'intensité.

Méthode par diffraction des faisceaux de neutrons (Noyan et Cohen 1987)

Cette méthode est semblable à la méthode de mesure par diffraction X car elle est aussi basée sur la loi de Bragg. La différence repose sur la taille et la localisation du volume de diffraction au sein du matériau. En effet, la profondeur de pénétration des faisceaux de neutrons est de 2 à 3 cm dans l'acier et la taille du volume diffractant est supérieure à celui défini par la diffraction

rayon X d'un facteur 10. Les macrocontraintes sont moyennées sur le volume et seul l'estimation des microcontraintes est possible. Si la profondeur de pénétration est supérieure au gradient des contraintes résiduelles aucune information n'apparaît. L'utilisation d'une fente permet de déterminer les contraintes sur plusieurs profondeurs, la résolution est de l'ordre de 1 à 2 mm.

D.2 Les techniques destructrices

Méthode du trou incrémental (Flavenot et Lu 1986), (Lu, Niku-Lari et Flavenot 1985)

Cette méthode consiste à mesurer les déformations sur une rosette de jauge au centre de laquelle est réalisé un perçage par pas successifs. Les déformations sont mesurées après chaque pas de perçage. En couplant cette méthode de mesure de déformations à une méthode par éléments finis gradient de contraintes résiduelles dans l'épaisseur est déterminé. Cette technique fonctionne quelle que soit la nature du matériau et sa résolution dépend de la taille des incréments de perçage.

Méthode de la flèche (Hospers et Voegesang 1984)

Cette méthode fonctionne en observant les variations de flèche de l'éprouvette. Pour ce faire, l'éprouvette est attaquée chimiquement de manière à enlever de minces couches de matière. La modification de flèche qui en résulte permet de remonter à l'état de contraintes moyen sur la face attaquée. Cette technique ne fonctionne que pour des éprouvettes de faible épaisseur (tôles,..). La principale méthode utilisée pour évaluer les contraintes résiduelles générées par les processus d'usinage et la diffraction rayon X. En effet, celle-ci est non destructrice et la profondeur de mesure des contraintes résiduelles est suffisante pour la plupart des applications.

E. Annexe 5:Etude du COM

E.1 Matériel et matière étudié

Les essais destinés à l'élaboration du couple outil matière sont réalisés sur le tour à commande numérique Siemens Somab Precimab SP (Figure E.1). Il est équipé d'un directeur de commande numérique Siemens et d'une broche pouvant tourner à 10000 $\text{tr}\cdot\text{min}^{-1}$ et fournir 8 kW. Il possède un volume utile de 320 mm de diamètre sur 350 mm de long. Il est équipé d'un wattmètre Périnachine.



Figure E.1 : Tour utilisé pour les essais du C.O.M.

Durant les essais, des cylindres en inox 316L vont être usinés.



Figure E.2: Pièces usinées durant les essais.

Pour ce faire des plaquettes Iscar CCMT 09T304-PF sont utilisées:

- C : Losange $80^\circ / 100^\circ$
- C : dépouille de 7°
- M : tolérance de $\pm 0,08$ à $\pm 0,18$
- T : attachement central par vis
- Pour finition



Figure E.3: Plaquette utilisée.

La plaquette est montée sur un porte-plaquette de référence SCLC 2020 K09 et fabriqué par SANDVIK.



Figure E.4: Porte outil utilisé.

E.2 Norme utilisés

L'étude du couple outil matière est réalisée en suivant les recommandations données par la norme NF E66-520.

E.3 Essai de qualification

Cette étude commence par l'essai de qualification qui permet de s'assurer que l'outil est compatible avec la matière et l'usinage demandé et sert de point de départ à la série d'essai envisagés.

Le point de fonctionnement est stable si :

- le copeau généré est fragmenté ou contrôlé,
- les énergies spécifiques de coupe sont compatibles avec l'usage attendu,
- la durée de vie de l'outil est compatible avec l'usage attendu,
- l'état de surface est compatible avec l'usage attendu
- l'outil ne présente pas de mode de dégradation à caractère catastrophique.

Un point de fonctionnement défini en vitesse de coupe, avance par tour et profondeur de passe est stable si une variation d'amplitude faible d'un des trois paramètres permet de retrouver un autre point de fonctionnement stable.

Les conditions suivantes ont été retenues : $V_c = 160 \text{ m.min}^{-1}$, $f = 0,15 \text{ mm.tr}^{-1}$, $a_p = 0,5\text{mm}$ d'après les préconisations du fabricant d'outil.

Cinq essais ont été réalisés dans ces conditions. Dans les cinq essais, les copeaux ont toujours été fragmentés. Les pressions spécifiques calculées sont compatibles et stables par rapport aux valeurs théoriques issues de l'abaque (Mémotech Productique). Les écarts sont inférieurs à 20%.

	vc(m/min)	avance (mm/tr)	profondeur (mm)	puissance (W)	rugosité (mesurée)	Kc Mesuré
Essai 1	160	0,15	0,5	516	0,54	2580
Essai 2	160	0,15	0,5	503	0,67	2515
Essai 3	160	0,15	0,5	488	1,15	2440
Essai 4	160	0,15	0,5	491	1,09	2455
Essai 5	160	0,15	0,5	490	1,03	2450

Tableau E.1: Résultats de l'essai de qualification.

Les essais de qualification ont donné lieu à des copeaux fragmentés :



Figure E.5: Copeau obtenus durant l'essai de qualification.

E.4 Recherche de V_c min,

A partir du point de fonctionnement, une série d'essais a été réalisée en baissant puis augmentant la vitesse de coupe par pas de 10% que l'on a arrondi à 15 m.min^{-1} . Pour chaque étape la puissance active et la rugosité ont été relevées puis la profondeur de passe a_p a été contrôlée.

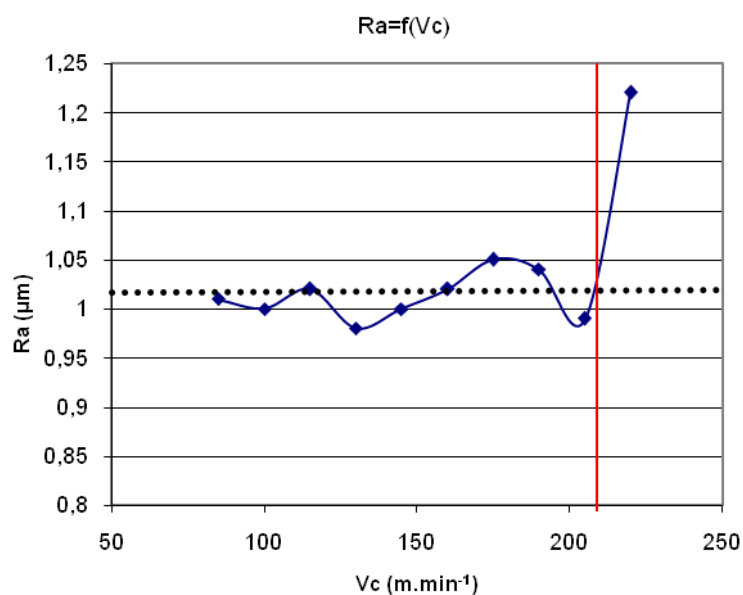


Figure E.6: Rugosité en fonction de la vitesse de coupe

A partir des mesures obtenues, la courbe $K_c=f(V_c)$ a été tracée d'après la formule $K_c=P_c/(V_c.f.a_p)$.

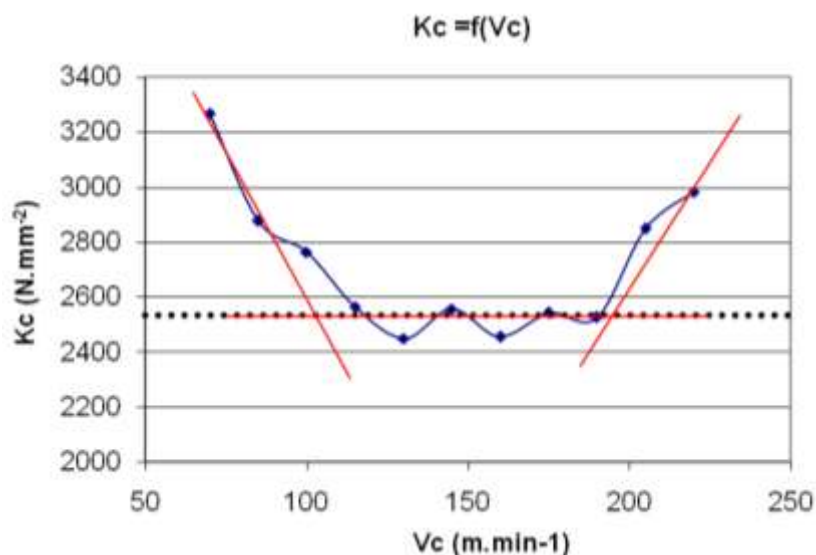


Figure E.7: Pression spécifique de coupe en fonction de la vitesse de coupe.

Dans ces essais, les copeaux ont été fragmentés pour toutes les vitesses.



Figure E.8: Copeau obtenu durant l'essai V_c min.

Les pressions spécifiques sont stables pour des valeurs comprises entre 110 m.min⁻¹ et 205 m.min⁻¹. Le R_a est acceptable pour un $V_c < 210$ m.min⁻¹.

On préconise donc une vitesse de coupe comprise entre 110 et 205 m.min⁻¹.

E.5 Recherche de f_{min}

A partir du point de fonctionnement f_{ref} (0.15mm.tr⁻¹), des essais sont réalisés en baissant et en augmentant f de 10%. Lors de cet essai la vitesse de coupe de référence retenue est V_c (160 m.min⁻¹).

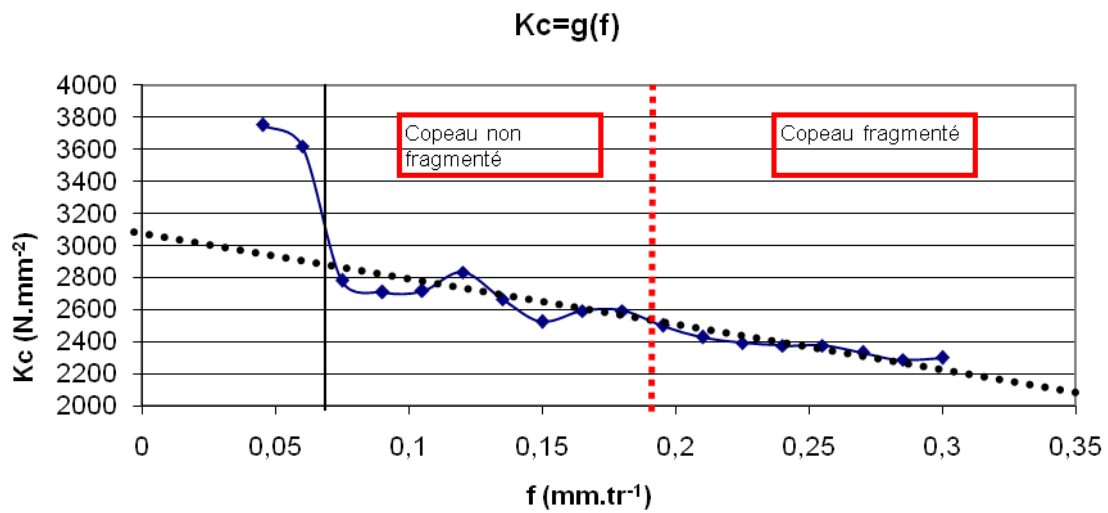


Figure E.9: Energie spécifique de coupe en fonction de l'avance.

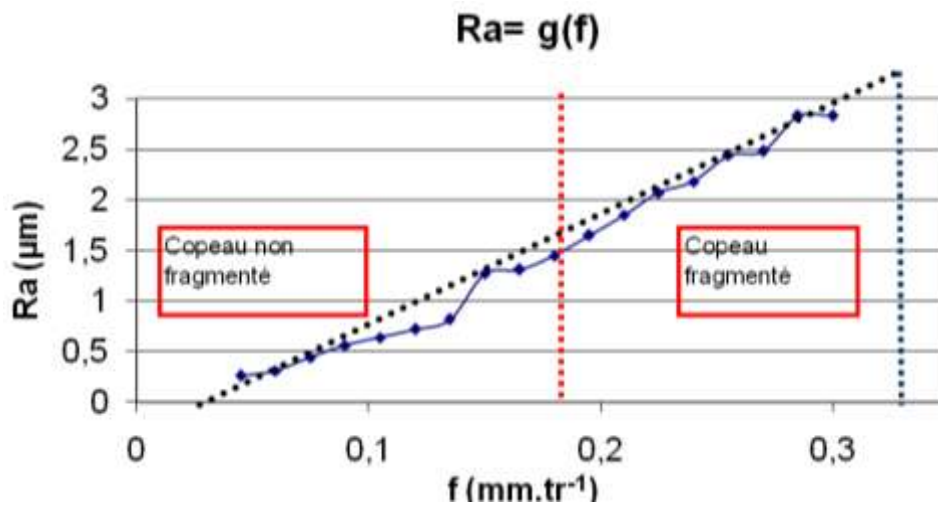


Figure E.10: Rugosité en fonction de l'avance.

Il en ressort que les copeaux sont fragmentés pour une avance strictement supérieure à 0,18 mm.tr⁻¹.



Figure E.11: Copeau obtenus durant l'essai de f min.

Pour le tournage finition un R_a 3,2 est admis. Ce R_a maximum est atteint à partir de $f=0,33 \text{ mm.tr}^{-1}$. Concernant le K_c , un décrochement se produit pour une avance inférieure à $0,07 \text{ mm.tr}^{-1}$.

La profondeur de passe est fixée à $0,5\text{mm}$ conformément à ce qui est réalisé en finition. On définira donc une avance acceptable entre $0,195$ et $0,33 \text{ mm.tr}^{-1}$.

E.6 Modèle de calcul du K_c

L'application du solveur d'EXCEL permet de trouver les valeurs optimales de chaque paramètre du modèle :

$$K_c = 2751. \left(\frac{f}{0.15}\right)^{0.063} \cdot \left(\frac{V_c}{160}\right)^{0.021} \quad (\text{E.1})$$

Principales publications :

Les différents travaux abordés aux cours de ce projet ont donné lieu à des publications:

F. Valiorgue, J. Rech, H. Hamdi, P. Gilles, J.M. Bergheau, *A New approach for the modelling of residual stresses induced by turning of 316L austenitic stainless steel*, Journal of materials processing technology, 2007, vol.191, pp 270-273.

F. Valiorgue, J. Rech, H. Hamdi, C. Bonnet, P. Gilles, J.M. Bergheau, *Modelling of friction phenomena in material removal processes*, Journal of materials processing technology, 2008, vol.201, pp 450-453.

C. Bonnet, F.Valiorgue, J. Rech, J.M Bergheau, P.Gilles, C.Claudin, *Development of a friction modelling method in dry cutting of AISI 316L austenitic stainless steels*, ESAFORM, 2008.

A. Brosse, F. Valiorgue, H. Hamdi, J. Rech, J-M. Bergheau, *Une nouvelle approche des conséquences thermomécaniques induites par les procédés d'usinage : application à la rectification et au tournage*, CFM, 2007.

Table des figures :

Figure 1.1 : Cuve de réacteur (Hauteur 13,66 m, diamètre 4,95 m, diamètre des tuyaux de sortie environ 800 mm) [SFEN].	16
Figure 1.2 : Présentation des différents circuits et localisation de la partie étudiée.	17
Figure 1.3 : Description de l'arasage de la jonction bi métallique.	18
Figure 1.4 : Influence de la rugosité sur la tenue en fatigue.	20
Figure 1.5 : Les différentes couches affectées d'une surface [Davim2008].	21
Figure 1.6 : Etapes de fabrication d'un cône de synchronisateur.	22
Figure 1.7 : Fissures dues à la trempe du pignon.	22
Figure 1.8 : Déformation due à la relaxation des contraintes résiduelles [Rech2005].	24
Figure 1.9 : Distorsion après fraisage [Rech2005].	24
Figure 1.10 : Illustration du chargement mécanique induit pendant la coupe.	27
Figure 1.11 : Illustration du chargement thermique induit pendant la coupe.	28
Figure 1.12 : Evolution des proportions de phases en sous-couche suite à une opération de rectification [Brosse2009].	29
Figure 1.13 : Description du tournage.	30
Figure 1.14 : Description de la profondeur de passe.	31
Figure 1.15 : Description de l'avance.	31
Figure 1.16 : Description du rayon de bec et du rayon d'arête.	32
Figure 1.17 : Domaine d'existence des contraintes ordre σ^I	33

Figure 1.18 : Domaine d'existence des contraintes ordre σ^{II}	33
Figure 1.19 : Domaine d'existence des contraintes ordre σ^{III}	34
Figure 1.20 : Configuration de la coupe orthogonale.....	35
Figure 1.21 : Définition des angle d'outil principaux en coupe orthogonale.....	35
Figure 1.22 : Illustration d'un copeau continu.....	36
Figure 1.23 : Illustration d'un copeau continu avec arête rapportée.....	37
Figure 2.1: Différence d'approche de modélisation en coupe orthogonale.....	58
Figure 2.2 : Principe du modèle 2D.....	58
Figure 2.3: Maillage.....	59
Figure 2.4 : Conditions limites.....	62
Figure 2.5: Evolution de la géométrie du copeau.....	63
Figure 2.6: Ligne de visualisation des chargements.....	64
Figure 2.7 : Sollicitations mécaniques exercées par l'outil ($V_c : 120 \text{ m.min}^{-1}$, $f : 0,1 \text{ mm.tr}^{-1}$, $R_\beta : 50 \mu\text{m}$).....	64
Figure 2.8: Courbes de déformation plastique ($V_c : 120 \text{ m.min}^{-1}$, $f : 0,1 \text{ mm.tr}^{-1}$, $R_\beta : 50 \mu\text{m}$).....	65
Figure 2.9 : Sollicitations thermiques exercées par l'outil ($V_c : 120 \text{ m.min}^{-1}$, $f : 0,1 \text{ mm.tr}^{-1}$, $R_\beta : 50 \mu\text{m}$).....	66
Figure 2.10 : Localisation et symbolisation des 4 chargements à appliquer.....	67
Figure 2.11 : Décomposition des efforts de coupe F_c et d'avance F_a appliquée par l'outil en efforts locaux.....	68
Figure 2.12 : Répartition de la puissance thermique en zone de cisaillement primaire.....	69
Figure 2.13 : Répartition de pression en Z.C.T.....	70
Figure 2.14 : Comparaison des contraintes normales σ_{yy} obtenues avec les modèles Abaqus et σ_{yy} obtenue avec Sysweld.....	71
Figure 2.15 : Comparaison des contraintes tangentielles σ_{yx} obtenues avec les modèles Abaqus et Sysweld.....	71
Figure 2.16 : Données à déterminer.....	72
Figure 3.1 : Description de l'opération de coupe en plongée.....	76
Figure 3.2 : Description du tour Transmab 450.....	76
Figure 3.3: Détails de la plaquette TPKN 16 03 PPR.....	77
Figure 3.4 : Porte outil.....	77
Figure 3.5 : Table Kistler 9257A.....	77
Figure 3.6 : Caméra thermique FLIR Thermacan Phoenix sans bagues allonge.....	78
Figure 3.7 : Dispositif d'essais en coupe orthogonale.....	78
Figure 3.8 : Plan des disques utilisés pour les essais en plongée.....	79

Figure 3.9 : Matrices d'essais.	80
Figure 3.10: Efforts de coupe mesurés pour $R_\beta = 50 \mu\text{m}$	81
Figure 3.11 : Efforts d'avance mesurés pour $R_\beta = 50\mu\text{m}$	82
Figure 3.12 : Efforts en fonction du rayon d'arête ($V_c = 120 \text{ m.min}^{-1}$, $f = 0.1 \text{ mm.tr}^{-1}$)... ..	83
Figure 3.13 : Mesure des longueurs de contact Outil – Pièce.	84
Figure 3.14 : Mesure des longueurs de contact Outil-Pièce avec $R_\beta=50 \mu\text{m}$	84
Figure 3.15 : Mesure des longueurs de contact Outil-Pièce avec R_β variable.	85
Figure 3.16 : Exemple de mesure d'épaisseur moyenne de copeau ($V_c = 150 \text{ m.min}^{-1}$,	85
Figure 3.17 : Mesures d'épaisseurs moyennes de copeaux avec $R_\beta = 50 \mu\text{m}$	86
Figure 3.18 : Mesures d'épaisseurs moyennes de copeaux avec R_β variables.	86
Figure 3.19 : Bavures observées sur les disques après usinage.	87
Figure 4.1 : Description du tribomètre.	91
Figure 4.2 : Illustration du taux de compression β	92
Figure 4.3 : Décomposition du frottement.	93
Figure 4.4 : Efforts appliqués par le pion sur la pièce.	94
Figure 4.5 : Mesure des efforts de frottement expérimentaux à 120 m.min^{-1}	95
Figure 4.6 : Coefficients de frottement macroscopique en fonction de la vitesse de frottement	95
Figure 4.7 : Flux thermiques entrant dans le pion.	96
Figure 4.8 : Géométrie du modèle [Zemzemi2007].	97
Figure 4.9 : Visualisation de la déformée	98
Figure 4.10 : Méthode de calage de l'effort normal.	99
Figure 4.11 : Pression normale sous le pion.	99
Figure 4.12 : Coefficient de répartition thermique Λ_3 entre le pion et la pièce.	101
Figure 4.13 : Procédure de calage du modèle numérique.	101
Figure 4.14 : Vitesse de glissement locale au contact - 120 m.min^{-1}	102
Figure 4.15 : Taux de glissement α en fonction de la vitesse de rayage.	103
Figure 4.16 : Evolution du frottement en fonction de la vitesse de glissement (V_g)	104
Figure 4.17 : Evolution des coefficients de frottement macroscopiques en fonction de la pression locale.	105
Figure 5.1: Principe du modèle.	108
Figure 5.2 : Test de l'influence de la taille des mailles.	109
Figure 5.3 : Maillage 2D.	109
Figure 5.4 : Allure de la courbe contrainte-déformation uniaxiale.	111
Figure 5.5 : Courbe contrainte-déformation simulée en fonction de la température pour une vitesse de déformation quasi nulle.	111

Figure 5.6 : Courbe contrainte-déformation simulée en fonction de la vitesse de déformation pour une température de 20°C.....	112
Figure 5.7 : Propriétés physiques thermo dépendantes.....	113
Figure 5.8 : Visualisation du passage de la source thermique.....	114
Figure 5.9 : Evolution temporelle de la température du nœud médian ($V_c = 60 \text{ m.min}^{-1}$, $f=0,1 \text{ mm.tr}^{-1}$, $R_b=50 \text{ }\mu\text{m}$).....	114
Figure 5.10 : Calcul du pas de temps.....	115
Figure 5.11 : Evolution de la contrainte σ_{xx} en peau.....	118
Figure 6.1: Configuration du modèle 3D et illustration des différentes passes en chariotage.....	140
Figure 6.2 : Localisation du modèle 3D.....	140
Figure 6.3 : Description de la plaquette CNMG.....	141
Figure 6.4 : Epure des sections de matières enlevées à chaque tour.....	141
Figure 6.5 : Zone de contact direct et indirect entre l'arête de coupe et la surface finale.....	142
Figure 6.6 : Répartition pour la zone de contact direct AB.....	142
Figure 6.7 : Répartition pour la zone de contact indirect BC.....	143
Figure 6.8 : Illustrations des trois passes successives.....	143
Figure 6.9 : Géométrie et taille de maille du modèle 3D.....	144
Figure 6.10 : Orientation de la mesure.....	145
Figure 6.11 : Contraintes résiduelles en peau à 60 m.min^{-1}	146
Figure 6.12 : Contraintes résiduelles en peau à 90 m.min^{-1}	146
Figure 6.13 : Contraintes résiduelles en peau à 120 m.min^{-1}	146
Figure 6.14 : Contraintes résiduelles en peau à 150 m.min^{-1}	147
Figure 6.15 : Contraintes résiduelles en peau à 180 m.min^{-1}	147
Figure 6.16 : Profils de contraintes résiduelles σ_{xx} dans la profondeur.....	148
Figure 6.17 : Profils de contraintes résiduelles σ_{zz} dans la profondeur.....	148
Figure 6.18 : Comparaison entre les profils de contraintes résiduelles mesurés et simulés.....	149
Figure 6.19 : Loi de comportement utilisée pour majorer les contraintes.....	150
Figure 6.20 : Orientation de la mesure.....	150
Figure 6.21 : Contraintes résiduelles en peau à 60 m.min^{-1}	151
Figure 6.22 : Contraintes résiduelles en peau à 90 m.min^{-1}	151
Figure 6.23 : Contraintes résiduelles en peau à 120 m.min^{-1}	151
Figure 6.24 : Contraintes résiduelles en peau à 150 m.min^{-1}	152
Figure 6.25 : Contraintes résiduelles en peau à 180 m.min^{-1}	152

Figure 6.26 : Evolution de la contrainte σ_{xx} du premier passage en fonction des tours pour	153
Figure 7.1 : Plan des éprouvettes	156
Figure 7.2 : Illustration de l'opération de dressage étudiée.	156
Figure 7.3 : Présentation de la machine Proto®.....	157
Figure 7.4 : Principe de mesure des épaisseurs de matière enlevées.	157
Figure 7.5 : Gradient de contraintes résiduelles mesurées pour la direction de coupe X.	158
Figure 7.6 : Gradient de contraintes résiduelles mesurées pour la direction d'avance Z.	159
Figure 7.7 : Comparaison des résultats numériques et expérimentaux à 60 m.min ⁻¹ suivant X.....	160
Figure 7.8 : Comparaison des résultats numériques et expérimentaux à 120 m.min ⁻¹ suivant X.	161
Figure 7.9 : Comparaison des résultats numériques et expérimentaux à 180 m.min ⁻¹ suivant X.	161
Figure 7.10 : Comparaison des résultats numériques et expérimentaux à 60 m.min ⁻¹ suivant Z.	162
Figure 7.11 : Comparaison des résultats numériques et expérimentaux à 120 m.min ⁻¹ suivant Z.	162
Figure 7.12 : Comparaison des résultats numériques et expérimentaux à 180 m.min ⁻¹ suivant Z.	163

**ECOLE NATIONALE SUPERIEURE
DES MINES DE SAINT-ETIENNE**

**AVIS DU JURY SUR LA REPRODUCTION
DE LA THESE SOUTENUE**

FORMATION : **Mécanique et Ingénierie**

SPECIALITE : **Mécanique et Ingénierie**

NOM DE L'AUTEUR et PRENOM : **VALIORGUE Frédéric**

Sujet de la thèse :

« Simulation numérique des processus de génération de contraintes résiduelles en tournage du 316L ».

MEMBRES DU JURY :

Président * M. René BILLARDON

Rapporteurs :

M. Franck LAURO

M. Gérard POULACHON

Professeur – *Université de Valenciennes et de H.C*
Campus du Mont Houy - Valenciennes
Professeur – ENSAM - Cluny

Examineurs :

M. René BILLARDON

M. José OUTEIRO

M. Philippe GILLES

M. Jean-Michel BERGHEAU

M. Joel RECH

M. Hédi HAMDI

Professeur – ~~ENSAM~~ *Université Paris 6*
Maître de conférences – Université ~~de Lisbonne~~ *de Lisbonne Catholique Portugaise*
Senior consulting Engineer – ~~ERMATOX AND Paris~~ *AREVANT*
Professeur des universités – ENISE
Maître de conférences – ENISE (HDR)
Maître de conférences – ENISE (HDR)

Thèse préparée dans le centre « LTDS » de l'Ecole Nationale d'Ingénieurs de Saint-Etienne.

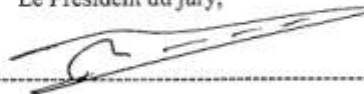
Travail co-encadré par Jean-Michel BERGHEAU (ENISE) et Joel RECH (ENISE).

Date de la soutenance : **08 décembre 2008 à l'ENISE.**

Le jury émet un avis * :

- Favorable à la reproduction de la thèse sans modifications majeures
 Défavorable à la reproduction de la thèse
 Favorable à une reproduction à terme, moyennant les corrections ou ajouts mentionnés au verso.(**)
 Thèse confidentielle jusqu'au :

Le Président du jury,



(*) Mettre une croix devant la solution retenue

(**) Lorsque le jury a demandé des modifications, le candidat dispose d'une durée de trois mois pour corriger son mémoire. (Arrêté du 25 septembre 1985). Il doit le représenter au service des thèses qui le transmettra au président du jury pour un deuxième avis.

DEMANDE DE MODIFICATIONS :

Néant



N.B. Si le président du jury manque de place pour ses remarques, il peut les poursuivre sur une feuille annexe.

Cocher ici si une annexe est jointe

DECISION FINALE

Le président du jury, soussigné, certifie avoir examiné un exemplaire de la thèse visée au recto. Il atteste de la conformité des corrections et ajouts avec les demandes du jury.

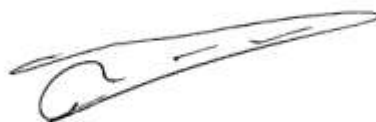
En conséquence (*):

Il donne un avis favorable à la reproduction du travail qui lui a été soumis.

~~Il estime que les corrections ne correspondent pas aux demandes du jury, et ne peut autoriser la reproduction.~~

Fait à Saint-Etienne, le 08/12/2008

Le Président du Jury



Ecole Nationale
Supérieure des Mines
SAINT-ETIENNE

**AVIS DE SOUTENANCE DE THESE
DE DOCTORAT**

Le **lundi 08 décembre 2008**
A 14 H 00

à l'ENISE
58, rue Jean Parot
42023 Saint-Etienne

Monsieur Frédéric VALIORGUE

soutiendra en vue de l'obtention du titre de Docteur de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne

Mécanique et Ingénierie

une thèse ayant pour sujet :

« Simulation numérique des processus de génération de contraintes résiduelles en tournage du 316L ».

MEMBRES DU JURY :

Président * M René BILLARDON

Rapporteurs :

M. Franck LAURO	Professeur – Campus du Mont Houy - Valenciennes
M. Gérard POULACHON	Professeur – ENSAM - Cluny

Examineurs :

M. René BILLARDON	Professeur – LIM ENSAM Paris
M. José OUTEIRO	Maître de conférences – Université de Lisbonne
M. Philippe GILLES	Senior consulting Engineer – Framatome ANP - Paris
M. Jean-Michel BERGHEAU	Professeur des universités – ENISE
M. Joel RECH	Maître de conférences – ENISE
M. Hédi HAMDI	Maître de conférences – ENISE

Thèse préparée dans le centre « LTDS » à l'ENISE, dans le cadre d'une bourse CIFRE / Framatome.

Travail co-encadré par Jean-Michel BERGHEAU (ENISE) et Joel RECH (ENISE).

* Le Président peut être proposé mais sera désigné par le jury le jour de la soutenance.

Destinataires : DR, Accueil, SCIDEM, DREC, Centre.
D. CORTIAL « "Le Progrès", 24 rue de la robotique – 42000 Saint Etienne



MINISTÈRE DE L'ÉCONOMIE
DES FINANCES ET DE L'EMPLOI

ÉCOLE NATIONALE SUPÉRIEURE des MINES

158 cours Fauriel 42023 Saint-Etienne cedex 2 FRANCE - Tel +33 (0) 4 77 42 01 23 - Fax +33 (0) 4 77 42 00 00 - www.emse.fr

**ECOLE NATIONALE SUPERIEURE
DES MINES DE SAINT-ETIENNE**

PROCES-VERBAL DE SOUTENANCE

d'une thèse de **DOCTORAT** (Diplôme National institué par l'arrêté ministériel du 07 août 2006)

FORMATION DOCTORALE : Mécanique et Ingénierie

SPECIALITE : Mécanique et Ingénierie

Soutenue le 08 décembre 2008 à l'ENISE

par **Frédéric VALIORGUE**

né(e) le 15/10/1981 à Le Puy en Velay (43)

Inscrit(e) à l'ECOLE NATIONALE SUPERIEURE DES MINES DE SAINT-ETIENNE

MEMBRES DU JURY :

Président * M

Rapporteurs :

M. Franck LAURO	Professeur – Campus du Mont Houy - Valenciennes
M. Gérard POULACHON	Professeur – ENSAM - Cluny

Examineurs :

M. René BILLARDON	Professeur – LIM ENSAM Paris
M. José OUTEIRO	Maître de conférences – Université de Lisbonne
M. Philippe GILLES	Senior consulting Engineer – Framatome ANP - Paris
M. Jean-Michel BERGHEAU	Professeur des universités – ENISE
M. Joel RECH	Maître de conférences – ENISE
M. Hédi HAMDI	Maître de conférences – ENISE

Thèse préparée dans le centre « LTDS » de l'Ecole Nationale d'Ingénieurs de Saint-Etienne.

Travail co-encadré par Jean-Michel BERGHEAU (ENISE) et Joel RECH (ENISE).

Sujet de la thèse :

« Simulation numérique des processus de génération de contraintes résiduelles en tournage du 316L ».

* Le Président peut être proposé mais est désigné le jour de la soutenance.

RAPPORT DE SOUTENANCE :THESE.....DE.....DOCTORAT.....DE.....FRÉDÉRIC.....VALIARGUE

Frédéric Valiargue a consacré ses travaux de thèse au développement d'une approche hybride de la prévision des contraintes résiduelles induites par le procédé de tournage. Cette approche originale et astucieuse combine des essais d'usinage, des essais de frottement et une simulation numérique au cours de laquelle les actions de l'outil coupant sont modélisées par des sollicitations thermo-mécaniques équivalentes directement appliquées sur la géométrie finale de la pièce usinée.

Lors de sa soutenance, Frédéric Valiargue a fait un exposé agréable, clair et didactique présentant toutes facettes de son travail et répondant à certaines imprécisions de son manuscrit. Ses réponses aux questions du jury ont prouvé sa maîtrise des outils qu'il a utilisés, sa culture dans le domaine du procédé d'usinage à l'outil coupant ainsi que sa capacité à écouter mais aussi à mettre en valeur les perspectives de son travail aux résultats prometteurs.

En conclusion, l'ensemble de la soutenance a permis à Frédéric VALIARGUE de démontrer non seulement la qualité et la diversité du travail expérimental et numérique qu'il a mené à bien, mais aussi son souci de l'efficacité lors de la modélisation d'un problème multiphysique extrêmement complexe aux enjeux industriels d'actualité.

DECISION et MENTION :

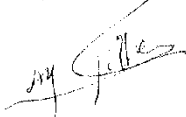
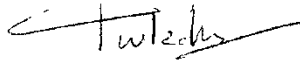
Attribution du grade de Docteur de l'ENSMSE
avec la mention TRÈS HONORABLE

DATE : 08/12/2008

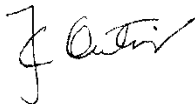
SIGNATURE DES MEMBRES DU JURY :

Ph. GILLES

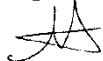
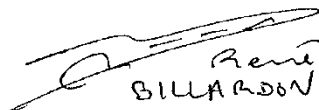
G. PAULACHON


J. C. OUTEIRO


J. RECH

École Nationale Supérieure des Mines
de Saint-Étienne

N° of order : 503 MI

First name/ Name

Frédéric Valiorgue

Title :

Numerical modeling of residual stresses generation due to 316L turning.
A new experimental and numerical approach.

Speciality : Mechanics and engineering

Keywords : Residual stresses, 316L, turning, equivalent loadings, numerical simulation, new approach

Abstract :

The main goal of this thesis proposed by AREVA NP is to predict the residual stresses induced by finishing turning of AISI 316L. The numerical model is simulating the residual stresses generation with a new approach by applying directly equivalent thermo-mechanical loadings onto the finished workpiece surface without modeling the chip removal process. Thus, this study is divided in two complementary main subsections.

On one hand, an experimental campaign is carried out to record data and to compute thermo-mechanical loadings. This task is made using the AREVA NP parameters. On the other hand numerical models are set up using previous measured values. They are made to reproduce the residual stresses generation by applying and moving the thermo mechanical loadings.

The study leads to interesting results because the shapes of the residual stresses curves agree with previous works concerning this topic and with XRD measured residual stresses. The new approach seems to be pertinent because it is possible to simulate several tool passages like no other numerical model.

École Nationale Supérieure des Mines
de Saint-Étienne

N° d'ordre : 503 MI

Prénom /NOM

Frédéric Valiorgue

Titre de la thèse

Simulation des processus de génération de contraintes résiduelles en tournage du 316L. Nouvelle approche numérique et expérimentale.

Spécialité: Mécanique et ingénierie

Mots clefs : Contraintes résiduelles, 316L, tournage, chargements équivalents, simulation numérique, nouvelle approche.

Résumé :

L'objectif de la thèse proposée par AREVA NP porte sur la prédétermination des contraintes résiduelles issues de l'opération de tournage de finition de l'inox 316L. Le modèle numérique simulant la génération des contraintes résiduelles propose une approche originale en appliquant des chargements thermomécaniques équivalents sur la surface finale de la pièce sans recourir à la modélisation de l'enlèvement de matière (formation du copeau, séparation de la matière,...).

De ce fait, l'étude se divise en deux parties complémentaires. D'un côté, une campagne de mesures expérimentales a été menée de manière à recueillir un ensemble de données nécessaires à la mise en place des chargements thermomécaniques. Ces expériences sont conduites en fonction des données fournies par AREVA NP. De l'autre, un modèle numérique applique ces chargements et reproduit les phénomènes conduisant à l'apparition des contraintes résiduelles.

Ces résultats numériques sont alors confrontés à ceux trouvés dans la bibliographie et aux mesures réalisées en interne. Il apparaît que cette nouvelle approche fournit des résultats intéressants et qu'elle permet de simuler plusieurs passages d'outils ce qui reste hors d'atteinte des modèles numériques actuelles.