



HAL
open science

Étude de l'aptitude à la rectification des aciers rapides supérieurs : Application aux cylindres de laminage des alliages d'aluminium

Haifa Sallem

► **To cite this version:**

Haifa Sallem. Étude de l'aptitude à la rectification des aciers rapides supérieurs : Application aux cylindres de laminage des alliages d'aluminium. Sciences de l'ingénieur [physics]. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne (ENM.SE), 2014. Français. NNT : 2014ENISE0024 . tel-01529215

HAL Id: tel-01529215

<https://theses.hal.science/tel-01529215>

Submitted on 30 May 2017

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.



Distributed under a Creative Commons Attribution - NoDerivatives 4.0 International License

N° NNT : 2014ENISE0024

Mémoire présenté par

Madame Haifa SALLEM

En vue de l'obtention du grade de Docteur de

l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne (ENM.SE)

Délivré conjointement par l'Ecole Nationale d'Ingénieurs de Saint-Etienne et l'ENM.SE

Spécialité : Mécanique et Ingénierie

TITRE DE LA THÈSE :

Étude de l'aptitude à la rectification des aciers rapides supérieurs.

Application aux cylindres de laminage des alliages d'aluminium

Soutenue à Saint ETIENNE, le 19 Mars 2014

Membres du jury

Président :	Franck LAURO	Professeur, UVHC, Valenciennes
Rapporteurs :	Henri PARIS	Professeur, UJF, Grenoble
	Tarek MABROUKI	Maître de conférences HDR, INSA, Lyon
Examineur(s) :	Jean Michel BERGHEAU	Professeur, ENISE, Saint-Etienne
	Ferdinando SALVATORE	Docteur, MKU Chimie France
Directeur de thèse :	Hédi HAMDI	Maître de conférences HDR, ENISE, Saint-Etienne
Invités :	Claude GASPARD	Vice-président rolls technology, Åkers, Belgique
	Catherine VERGNE	Directeur de recherche, Åkers, centre de recherche, Liège
	Patrick DENEUVILLE	Ingénieur de recherche, Constellium, centre de recherche, Voreppe

Spécialités doctorales :

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

Responsables :

K. Wolski Directeur de recherche
 S. Drapier, professeur
 F. Gruy, Maître de recherche
 B. Guy, Directeur de recherche
 D. Graillot, Directeur de recherche
 O. Roustant, Maître-assistant
 O. Boissier, Professeur
 JC. Pinoli, Professeur
 A. Dolgui, Professeur
 Ph. Collot, Professeur

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

BATTON-HUBERT	Stéphane	PR2	Mécanique et ingénierie	CIS
BENABEN	Mireille	PR2	Sciences et génie de l'environnement	FAYOL
BERNACHE-ASSOLLANT	Patrick	PR1	Sciences et génie des matériaux	CMP
BIGOT	Didier	PR0	Génie des Procédés	CIS
BILAL	Jean Pierre	MR(DR2)	Génie des Procédés	SPIN
BOISSIER	Essaid	DR	Sciences de la Terre	SPIN
BORBELY	Olivier	PR1	Informatique	FAYOL
BOUCHER	Andras	MR(DR2)	Sciences et génie de l'environnement	SMS
BRODHAG	Xavier	PR2	Génie Industriel	FAYOL
BURLAT	Christian	DR	Sciences et génie de l'environnement	FAYOL
COURNIL	Patrick	PR2	Génie Industriel	FAYOL
DARRIEULAT	Michel	PR0	Génie des Procédés	DIR
DAUZERE-PERES	Michel	IGM	Sciences et génie des matériaux	SMS
DEBAYLE	Stéphane	PR1	Génie Industriel	CMP
DELAFOSSÉ	Johan	CR	Image Vision Signal	CIS
DESRAYAUD	David	PR1	Sciences et génie des matériaux	SMS
DOLGUI	Christophe	PR2	Mécanique et ingénierie	SMS
DRAPIER	Alexandre	PR0	Génie Industriel	FAYOL
FEILLET	Sylvain	PR1	Mécanique et ingénierie	SMS
FOREST	Dominique	PR2	Génie Industriel	CMP
FORMISYN	Bernard	PR1	Sciences et génie des matériaux	CIS
FRACZKIEWICZ	Pascal	PR0	Sciences et génie de l'environnement	DIR
GARCIA	Anna	DR	Sciences et génie des matériaux	SMS
GERINGER	Daniel	MR(DR2)	Génie des Procédés	SPIN
GIRARDOT	Jean	MA(MDC)	Sciences et génie des matériaux	CIS
GOEURIOT	Jean-jacques	MR(DR2)	Informatique	FAYOL
GRAILLOT	Dominique	DR	Sciences et génie des matériaux	SMS
GROSSEAU	Didier	DR	Sciences et génie de l'environnement	SPIN
GRUY	Philippe	DR	Génie des Procédés	SPIN
GUY	Frédéric	PR1	Génie des Procédés	SPIN
GUYONNET	Bernard	DR	Sciences de la Terre	SPIN
HAN	René	DR	Génie des Procédés	SPIN
HERRI	Woo-Suck	CR	Mécanique et ingénierie	SMS
INAL	Jean Michel	PR1	Génie des Procédés	SPIN
KERMOUCHE	Karim	PR2	Microélectronique	CMP
KLOCKER	Guillaume	PR2	Mécanique et Ingénierie	SMS
LAFOREST	Helmut	DR	Sciences et génie des matériaux	SMS
LERICHE	Valérie	MR(DR2)	Sciences et génie de l'environnement	FAYOL
LI	Rodolphe	CR	Mécanique et ingénierie	FAYOL
MALLIARAS	Jean Michel		Microélectronique	CMP
MOLIMARD	Georges	PR1	Microélectronique	CMP
MONTHEILLET	Jérôme	PR2	Mécanique et ingénierie	CIS
PERIER-CAMBY	Franck	DR	Sciences et génie des matériaux	SMS
PIJOLAT	Laurent	PR2	Génie des Procédés	DFG
PIJOLAT	Christophe	PR0	Génie des Procédés	SPIN
PINOLI	Michèle	PR1	Génie des Procédés	SPIN
POURCHEZ	Jean Charles	PR0	Image Vision Signal	CIS
ROUSTANT	Jérémy	CR	Génie des Procédés	CIS
STOLARZ	Olivier	MA(MDC)		FAYOL
SZAFNICKI	Jacques	CR	Sciences et génie des matériaux	SMS
TRIA	Konrad	MR(DR2)	Sciences et génie de l'environnement	CMP
VALDIVIESO	Assia		Microélectronique	CMP
VIRICELLE	François	MA(MDC)	Sciences et génie des matériaux	SMS
WOLSKI	Jean Paul	MR(DR2)	Génie des Procédés	SPIN
XIE	Krzystof	DR	Sciences et génie des matériaux	SMS
	Xiaolan	PR0	Génie industriel	CIS

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

BERGHEAU	Jean-Michel	PU	Mécanique et Ingénierie	ENISE
BERTRAND	Philippe	MCF	Génie des procédés	ENISE
DUBUJET	Philippe	PU	Mécanique et Ingénierie	ENISE
FEULVARCH	Eric	MCF	Mécanique et Ingénierie	ENISE
FORTUNIER	Roland	PR	Sciences et Génie des matériaux	ENISE
GUSSAROV	Andrey	Enseignant contractuel	Génie des procédés	ENISE
HAMDI	Hédi	MCF	Mécanique et Ingénierie	ENISE
LYONNET	Patrick	PU	Mécanique et Ingénierie	ENISE
RECH	Joël	PU	Mécanique et Ingénierie	ENISE
SMUROV	Igor	PU	Mécanique et Ingénierie	ENISE
TOSCANO	Rosario	PU	Mécanique et Ingénierie	ENISE
ZAHOUANI	Hassan	PU	Mécanique et Ingénierie	ENISE

Mise à jour : 24/01/2014

PR 0 Professeur classe exceptionnelle
 PR 1 Professeur 1^{ère} classe
 PR 2 Professeur 2^{ème} classe
 PU Professeur des Universités
 MA (MDC) Maître assistant

Ing. Ingénieur
 MCF Maître de conférences
 MR (DR2) Maître de recherche
 CR Chargé de recherche
 EC Enseignant-chercheur

SMS Sciences des Matériaux et des Structures
 SPIN Sciences des Processus Industriels et Naturels
 FAYOL Institut Henri Fayol
 CMP Centre de Microélectronique de Provence
 CIS Centre Ingénierie et Santé

A ma famille, à mes proches, à mes ami(e)s et mes profs

qui m'ont toujours soutenue...

« Apprentissage sans nuages ne rend pas sage »

[D.Desbiens]

*« Le signe premier de la certitude scientifique, c'est qu'elle peut être
revécue aussi bien dans son analyse que dans sa synthèse. »*

[G.Bachelard]

Remerciements

Me voilà enfin devant cette page qu'on garde blanche jusqu'à la fin et à laquelle on pense toutes les années de thèse !

Cette thèse s'inscrit dans le cadre d'un projet FUI, entre la société Åkers, la société Constellium et le Laboratoire de Tribologie et Dynamique des Systèmes (LTDS) de l'ENI de Saint-Etienne. Mes premiers remerciements s'adressent à la direction du CRL Åkers -Centre de recherche Åkers à Liège- en particulier à M. **Claude GASPARD**, et à la direction du centre de recherche Constellium à Voreppe, pour leur implication dans ce projet. J'associe également le professeur **Jean Michel BERGHEAU**, directeur de la recherche à l'ENISE et responsable du groupe MNP (Mécanique Numérique et Procédés) du LTDS ainsi que le professeur **Hassan ZAHOUANI** responsable de l'équipe Mécanique, Matériaux et Procédé du LTDS, à laquelle j'appartenais, de m'avoir accueillie dans ce laboratoire de grand renom. Merci ! C'était un vrai privilège d'interagir avec vous.

Je souhaite adresser mes remerciements à mon directeur de thèse, **Hédi HAMDI**, pour la confiance témoignée lors du recrutement et tout au long de ces années de thèse, ainsi que pour sa contribution à l'aboutissement de ce travail. J'associe également Mme. **Catherine VERGNE** et M. **Patrick DENEUVILLE**, ainsi que l'ensemble des participants au projet ALU-ROLL.

Je tiens à remercier les membres du jury pour l'intérêt porté à mes travaux et la considération à mon égard. Merci au professeur **Franck LAURO** de m'avoir fait l'honneur de présider mon jury de thèse. Je vous avais contacté bien tard, je vous suis reconnaissante d'avoir accueilli ma demande avec bienveillance. Je témoigne ma gratitude envers M. **Tarek MABROUKI** d'avoir accepté d'être rapporteur dans mon jury. Merci pour votre implication très positive. J'ai eu la chance de vous côtoyer au cours de ma thèse et je garderai un excellent souvenir de nos discussions et surtout de vos encouragements et vos conseils précieux. Merci également au professeur **Henri PARIS** d'avoir accepté de rapporter ces travaux et pour avoir apposé son regard d'expert sur cette contribution. Je remercie aussi M. **Ferdinando SALVATORE** d'avoir accepté mon invitation et de m'avoir apporté son savoir expert dans le domaine de l'abrasion.

Une thèse en grande partie expérimentale mérite d'être menée en équipe et de ce fait, mes remerciements ne sauraient être complets sans mentionner l'ensemble des personnels techniques et administratifs qui ont assuré le bon déroulement des différentes phases expérimentales, et ont facilité l'ensemble des démarches administratives et logistiques.

Un grand merci donc à ma chère **Isabelle Pletto**, secrétaire du laboratoire LTDS-ENISE. C'est vachement dur d'écrire sur toi ...car quoi que je mette ça ne sera pas suffisant pour décrire ton

efficacité, ta bonne humeur, ta générosité et surtout ton soutien pendant les moments assez anxiogènes de la préparation de cet examen. Je suis reconnaissante ...

Je ne peux pas passer sans remercier très fortement **Patrick Polly** pour son assistance technique tout au long de la thèse sur « la 5 axes » pour assurer les essais de rectification cylindriques. Oh ! Comme c'était difficile et long de mettre en place les montages !! Mais grâce à ta patience, ta bonne humeur et ton savoir-faire, on est arrivé avec succès à faire un beau plan d'expérience. J'ajoute **Ina Yadroitsava** pour ses aides sur « les carac. métallo » de mon acier difficilement caractérisable, **Hervé Pascal** pour « les mesures sans fin » des gradients des contraintes résiduelles, ainsi que toute l'équipe du pôle productique de l'ENISE. Je salue également l'équipe des chercheurs LTDS-Ecole Centrale Lyon (**Mehdi, Myriam, Miguel, Maha,...**) pour m'avoir facilité l'accès au MEB et aux mesures interférométriques de mes rayures. Je ne peux pas faire d'impasse sans remercier vivement l'équipe géniale des techniciens CRL-Åkers-Liège **Alain, Pierre, René, Pedro** pour votre aide et pour votre accueil sympathique et chaleureux tout au long de mon séjour en Belgique. Merci René pour les gaufres liégeoises faites maison, merci Pedro pour les bonnes adresses resto !

Je remercie également **Sabeur**, master au LTDS-ENISE pour avoir participé de près à ce projet.

Je pense aussi à tous les collègues du laboratoire LTDS à l'ENISE, les anciens **Alexandre, Olga, Théo, DD, Helmi**, auxquels j'ajoute **Tahani** (et les odeurs rafraichissantes qui se dégagent de ses manip), **Alexis** (et son amour fou pour le Makroud),... et la liste est longue. Je n'oublie pas aussi les permanents du Labo : **Hanène** (quand ça discute politique ...), **Fred.V.** (...et l'histoire du Maktoub...), **Eric** le sauveur quand ça « bug » au niveau SYSTUS et le professeur **Patrick Lyonnet** face à mes plans d'expérience sortant de l'ordinaire, et je n'oublie pas toutes les autres personnes de l'ENISE croisées au cours de cette thèse, qui, par un sourire, un mot, m'ont aidée à leur manière ...

Je tiens à remercier plus particulièrement ma chère amie et colocatrice **Rim** pour tous les bons moments et même les plus difficiles partagés ensemble, tu étais toujours présente et tu m'as soutenue jusqu'au grand jour de l'épreuve.

Je souhaite enfin remercier vivement ma famille (au sens large) et du fond de mon cœur mes parents et mes deux sœurs qui m'ont « supportée » jusqu'à la fin, merci beaucoup pour votre amour et votre soutien au cours de ces dernières années où j'ai été loin de vous.

Je pense très fort à tous ceux qui auraient aimé être présents physiquement à ma soutenance mais qui l'ont été avec le cœur.

Table de matière

Table de matière.....	i
Nomenclature.....	v
Introduction.....	1
1 Contexte de l'étude : Alternative de développement des aciers rapides en vue du laminage à froid des alliages d'aluminium.....	5
1.1 Le projet ALUROLL-HSS.....	7
1.2 Contexte scientifique	7
1.3 Propriétés d'usage d'un cylindre de laminage à froid	9
1.4 Les aciers rapides supérieurs : une solution alternative	10
1.5 La nuance HSS pour les cylindres de laminage.....	11
1.5.1 Composition chimique	12
1.5.2 Traitements thermiques.....	13
1.5.3 Microstructure typique	15
1.6 Aciers rapides supérieurs et rectification	17
1.6.1 L'aptitude à la rectification ou la rectifiabilité : Définition.....	17
1.6.2 Paramètres d'estimation de la rectifiabilité	18
1.6.3 Tentatives de rectification des cylindres HSS pour le laminage de l'aluminium.....	20
1.7 Conclusion	22
2 Étude locale des phénomènes d'abrasion de l'HSS	25
2.1 Etat de l'art.....	27
2.1.1 L'usure abrasive : aspect général	27
2.1.2 Paramètres caractéristiques de l'usure abrasive.....	27
2.1.3 L'usinage par abrasion : complémentarité entre l'approche microscopique et l'approche macroscopique	28

2.1.4	Usure par abrasion des aciers rapides supérieurs	29
2.1.5	L'approche sclérométrique à basse vitesse : principe et paramètres	33
2.1.6	Les grains abrasifs	37
2.2	Étude des mécanismes d'abrasion de l'HSS	39
2.2.1	Difficultés de l'étude et hypothèses retenues.....	39
2.2.2	Protocole expérimental et conditions d'essai.....	43
2.3	Résultats et interprétations	51
2.3.1	Procédure de caractérisation	51
2.3.2	Influence de la nature de l'abrasif.....	52
2.3.3	Analyse de l'énergie spécifique d'abrasion	59
2.3.4	Rayage avec des indenteurs CBN	61
2.4	Conclusions	69
3	Analyse globale : Etude expérimentale de la rectification cylindrique .	71
3.1	Etat de l'art.....	73
3.1.1	Définition.....	73
3.1.2	Différents types de rectification.....	73
3.1.3	Définition de l'outil de coupe : La meule	75
3.1.4	Les paramètres caractéristiques de la coupe en rectification cylindrique extérieure.....	76
3.1.5	Apport de la rectification sur l'intégrité des surfaces usinées.....	80
3.2	Préambule : Conditions industrielles.....	89
3.3	Protocole expérimental et conditions d'essais	90
3.3.1	Pièces d'essais	90
3.3.2	Définitions des conditions d'essais.....	93
3.3.3	Essais préliminaires et orientation de l'étude.....	95
3.3.4	Planification des essais : Application de la méthode des plans d'expérience	96
3.3.5	Conditions de mesures de la topographie	98
3.4	Résultats et analyses de la topographie de surface rectifiée.....	98
3.4.1	Détection des défauts macroscopiques.....	98
3.4.2	Etude de l'influence des paramètres de coupe et de leurs interactions.....	101
3.5	Etude des contraintes résiduelles de l'HSS rectifié.....	111
3.5.1	Méthodologie de caractérisation des contraintes résiduelles par diffraction de rayons X	111

3.5.2	Mesure et analyses	114
3.5.3	Résultats des mesures de contraintes en surface	115
3.5.4	Gradient de contrainte en profondeur	120
3.5.5	La largeur à mi –hauteur : FWHM et microdureté	123
3.6	Etude de la micrographie de surface	125
3.7	Etude des efforts de rectification cylindrique et analyse énergétique	128
3.7.1	Montage expérimental	128
3.7.2	Principe de mesures et traitement des résultats	129
3.7.3	Planification des essais : choix du plan d’expérience	132
3.7.4	Détermination des facteurs influents	133
3.7.5	Etude des interactions	134
3.7.6	Analyse énergétique du procédé de la rectification cylindrique de finition	139
3.8	Synthèse	146
4	Approche numérique : modélisation et simulation de la rectification cylindrique	148
4.1	Etat de l’art	150
4.1.1	Modélisation du procédé de rectification	150
4.1.2	Les phénomènes couplés thermo-mécano-métallurgiques	151
4.1.3	Modélisation de l’aspect thermique	153
4.1.4	Modèles éléments finis FEM employés dans la littérature pour modéliser la rectification	162
4.1.5	Bilan	164
4.2	Modèle de calcul par élément finis	164
4.2.1	Géométrie et maillage	164
4.2.2	Caractéristiques du matériau de l’étude	165
4.2.3	Conditions initiales, conditions aux limites initiales	167
4.2.4	Chargement thermique à l’interface meule-pièce	167
4.2.5	Coefficient de partage	170
4.3	Calcul thermique	171
4.3.1	Etude de sensibilité	172
4.3.2	Température de rectification	176
4.3.3	Comparaison avec le modèle analytique de Jaeger	177
4.3.4	Influence des paramètres de la source de chaleur	178

4.4	Calcul mécanique	182
4.4.1	Modèle	182
4.4.2	Résultats	183
4.5	Discussion et synthèse.....	187
	Conclusions & Perspectives.....	192
	Bibliographies	198
	Tables des figures.....	214
	Annexes	I

Nomenclature

A_t	Air de contact tangentiel de contact indenteur-pièce [mm^2]
A_n	Projection normale de l'air de contact indenteur-pièce [mm^2]
a_p	Profondeur de passe [μm]
$adj - R^2$	Coefficient ajusté au nombre de termes du modèle
b	Largeur active de la meule [mm]
b_s	Largeur totale de la meule [mm]
c_w	Capacité calorifique du matériau [$J.Kg^{-1}K^{-1}$]
c_s	Capacité calorifique de la meule [$J.Kg^{-1}K^{-1}$]
c_{plub}	Capacité calorifique du fluide lubrifiant [$J.Kg^{-1}K^{-1}$]
D_w	Diamètre de la pièce [mm]
D_s	Diamètre de la meule [mm]
D_{eq}	Diamètre équivalent de la meule et la pièce [mm]
E_{rtot}	Energie totale de rayage [J]
E_{rspe}	Energie spécifique de rayage [$J.mm^{-3}$]
e_M	Épaisseur maximale de copeau [μm]
E_s	Énergie spécifique totale de rectification [$J.mm^{-3}$]
$E_{s,a}$	Énergie spécifique d'adhésion en rectification [$J.mm^{-3}$]
$E_{s,p}$	Énergie spécifique de déformation plastique en rectification [$J.mm^{-3}$]
F_N^g	Effort normal de rayage [N]
F_T^g	Effort tangentiel de rayage [N]
F_{Tadh}^g	Force de frottement adhésif en rayage [N]
F_{Tdef}^g	Force de frottement de déformation en rayage [N]
F_N	Effort normal de rectification [N]
F_T	Effort tangentiel de rectification dans le sens de la coupe [N]
F_Z	Effort tangentiel de rectification dans le sens de l'avance [N]
f_z	Avance par tour [$mm.tr^{-1}$]
\tilde{F}_T	Effort tangentiel modélisé [N]
$F_{T,p}$	Composante plastique ou de déformation de l'effort tangentiel de rectification [N]
$F_{T,a}$	Composante adhésive de l'effort tangentiel de rectification [N]

$F_{N,p}$	Composante plastique ou de déformation de l'effort normal de rectification [N]
$F_{N,a}$	Composante adhésive de l'effort normal de rectification [N]
f_T	Densité surfacique de l'effort tangentiel [$\text{N} \cdot \text{mm}^{-2}$]
f_N	Densité surfacique de l'effort normal [$\text{N} \cdot \text{mm}^{-2}$]
h_{eq}	Épaisseur équivalente de copeau [mm]
h	Profondeur de pénétration de l'indenteur [μm]
H_{mat}	Dureté de la matrice de l'HSS [Hv]
H_{abr}	Dureté de l'abrasif [Hv]
H_{M7C3}	Dureté des carbures de chrome M_7C_3 [Hv]
H_n	Dureté normale de rayage [Hv]
H_t	Dureté tangentielle de rayage [Hv]
L_r	Longueur de rayage [mm]
N_s	Fréquence de rotation de la meule [$\text{tr} \cdot \text{s}^{-1}$]
N_w	Fréquence de rotation de la pièce [$\text{tr} \cdot \text{s}^{-1}$]
P_T	Puissance mécanique absorbée en rectification [W]
P_{ther}	Puissance thermique générée de rectification [W]
q_w	Densité de flux thermique entrant à la pièce [$\text{W} \cdot \text{mm}^{-2}$]
q_T	Densité de flux thermique total dans le contact meule-pièce [$\text{W} \cdot \text{mm}^{-2}$]
R^2	Coefficient de détermination multiple
r_0	Rayon de contact d'un grain abrasif [mm]
S_c	Surface de contact meule-pièce [mm^2]
S^-	Section de cratère de la rayure [mm^2]
T	Température de rectification [$^{\circ}\text{C}$]
T_{max}	Température maximale atteinte en rectification [$^{\circ}\text{C}$]
V_r	Vitesse de rayage [$\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$]
V_g	Volume de matière enlevé par un grain en rayage [μm^3]
V_w	Vitesse de la pièce [$\text{m} \cdot \text{mn}^{-1}$]
V_s	Vitesse de la meule [$\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$]
V_z	Vitesse d'avance axiale [$\text{mm} \cdot \text{mn}^{-1}$]
V_c	Vitesse de coupe en rectification [$\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$]
V_{gl}	Vitesse de glissement de la meule par rapport à la pièce [$\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$]
X	Indice de plasticité
Z_w	Taux d'enlèvement de matière ou débit de copeau [$\text{mm}^3 \cdot \text{mn}^{-1}$]

ε_{ther}	Déformation d'origine thermique
ε_e	Déformation élastique
ε_p	Déformation plastique
ε_{moy}	Déformation moyenne induite en rayage
σ_e	Limite élastique du matériau [MPa]
σ_{xx}	Contrainte résiduelle dans le sens de coupe [MPa]
σ_{zz}	Contrainte résiduelle dans le sens de l'avance [MPa]
β	Angle d'attaque de l'indenteur [deg]
θ	Semi angle au sommet de l'indenteur [deg]
θ_w	Déplacement angulaire de la pièce [deg]
θ_s	Déplacement angulaire de la meule [deg]
α_w	Diffusivité thermique du matériau [$\text{mm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$]
α_s	Diffusivité thermique de la meule [$\text{mm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$]
λ_w	Conductivité thermique de la pièce [$\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$]
λ_s	Conductivité thermique de la meule [$\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$]
λ_g	Conductivité thermique du grain abrasif [$\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$]
ρ_s	Masse volumique de l'abrasif de la meule (CBN) [$\text{Kg} \cdot \text{mm}^{-3}$]
ρ_w	Masse volumique du matériau [$\text{Kg} \cdot \text{mm}^{-3}$]
γ_w	Dilatation thermique du matériau [K^{-1}]
η_{pl}	Coefficient de frottement plastique.
$\mu_{R.app}$	Coefficient de frottement apparent en rayage
$\mu_{R.adh}$	Coefficient de frottement adhésif en rayage
$\mu_{R.def}$	Coefficient de frottement abrasif ou de déformation en rayage
μ_{app}	Coefficient de frottement apparent en rectification

Introduction

A part son rôle de finition pour réaliser des pièces de précision à tolérances dimensionnelles très serrées avec un fini de surface déterminé, la rectification permet certaines opérations d'usinage de matériaux très durs, irréalisables avec les outils coupants. La gamme de ces matériaux est extrêmement vaste, à titre d'exemple, on peut citer les divers aciers à outils traités à haute résistance.

Néanmoins, contrairement aux autres procédés d'usinage, il faut reconnaître qu'aujourd'hui encore, la rectification reste un procédé mal maîtrisé, à cause des multiples paramètres de coupe difficiles à appréhender physiquement, des outils diversifiés et des cas de figures multiples.

Par ailleurs, la productivité et le marché de l'outillage, notamment le secteur de production des cylindres de laminoirs, connaissent en permanence des évolutions pour s'adapter aux nouveaux besoins. Ces évolutions entraînent bien évidemment des variations permanentes des gammes d'usinage des processus tel que la rectification.

Dans ce même contexte, la volonté d'éliminer le revêtement de chromage des cylindres de laminage des alliages d'aluminium a conduit, dans le cadre du présent projet, au développement d'une nouvelle nuance d'aciers rapides supérieurs dont la microstructure particulière conduit à des difficultés de mise en forme par rectification. Des problèmes nouveaux apparaissent comme le choix de la meule ou le choix des paramètres de coupe afin de garantir un état de surface bien défini.

Ainsi, les objectifs de ce mémoire sont nombreux mais la finalité se résume à identifier tous les paramètres permettant de garantir une opération de rectification réussie d'une nouvelle nuance d'aciers rapides supérieurs destinée pour les cylindres de laminoirs de l'alliage l'aluminium d'un point de vue opératoire et qualité de la pièce produite. Pour ce faire, il faudra être capable de fournir :

- une méthodologie expérimentale simplifiée et non coûteuse afin de définir l'outil de coupe convenable pour usiner le nouveau matériau et d'identifier les éventuelles interactions outil-matière ;

- une méthodologie pour étudier les différents paramètres du procédé, leurs interactions et leurs influences sur l'intégrité de surface du produit fini ;

- un outil de simulation permettant de compléter cette campagne expérimentale, de comprendre et d'apporter des justifications physiques des phénomènes inaccessibles à l'échelle expérimentale.

Compte tenu des orientations choisies pour répondre aux objectifs visés, ce mémoire sera organisé comme suit :

On débutera par la présentation du contexte général de cette étude. On s'intéressera au cadre industriel qui a conduit ÅKERS et CONSTELLIUM à s'intéresser à l'étude de la rectification d'une nouvelle gamme de cylindre de laminoir au sein d'un projet interministériel dénommé ALUROLL - HSS. On y présentera les spécifications de la nouvelle nuance de matériau, l'objet de l'étude, et on introduira d'un point de vue général la notion de rectifiabilité d'un matériau ainsi que les indicateurs considérés pour l'étudier.

Le second chapitre de ce mémoire expose une méthode de simulation de l'aspect microscopique de l'opération de rectification par des essais de rayage dans le but d'identifier le bon grain abrasif. Ce choix permettra par la suite de constituer une meule pour la rectification de la nouvelle nuance d'acier qui présente une microstructure assez particulière. On s'intéressera également aux mécanismes d'enlèvement de matière à l'échelle d'un grain et son interaction avec la microstructure du matériau. Pour ce faire, à l'aide d'un dispositif expérimental simple, on réalisera des tests de rayage à basse vitesse, en faisant varier la nature et la forme de l'aspérité ainsi que les conditions de rayage.

Le troisième chapitre est dédié aux différentes campagnes d'essais expérimentales de rectification cylindrique verticale de la nuance HSS. Les essais sont réalisés sur un centre d'usinage en utilisant une meule constituée des grains supers abrasifs en nitrure de bore cubique (CBN) sélectionnés dans le chapitre 2. A l'aide de la technique des plans d'expérience, la première partie de ce chapitre sera consacrée à l'étude de l'influence des paramètres du procédé et de leurs interactions sur l'aspect dimensionnel de la surface finie et sur son intégrité. Les résultats des différentes caractérisations microgéométriques, microstructurales et mécaniques des surfaces rectifiées sont présentés. La seconde partie sera dédiée à l'étude de l'aspect énergétique à travers la mesure des efforts de coupe. Le montage expérimental conçu pour cette étude sera présenté et l'évolution des efforts de rectification en fonction de l'enlèvement de matière sera analysée.

Le quatrième chapitre est consacré à la modélisation de l'opération de rectification cylindrique de l'acier rapide supérieur. On présentera la méthodologie de modélisation pour réaliser les simulations thermomécaniques par éléments finis et les résultats thermiques et mécaniques en termes de distribution des champs de température au voisinage de la zone de contact et des contraintes résiduelles en surface et en sous-couche.

Une confrontation avec les mesures des contraintes résiduelles expérimentales sera menée dans le but de valider les hypothèses adoptées.

Enfin un bilan des travaux effectués, des résultats ainsi que des perspectives ouvertes à travers cette étude seront présentés en conclusions.

1

Contexte de l'étude : Alternative de développement des aciers rapides en vue du laminage à froid des alliages d'aluminium

Ce chapitre définit le cadre industriel qui a conduit Åkers et Constellium à s'intéresser à l'étude de l'aptitude à la rectification d'une nouvelle nuance d'acier rapide au sein du projet collaboratif dénommé ALUROLL-HSS. D'un point de vue général, on y présentera le nouvel acier et ses spécificités en tant que solution technologique innovante dans le domaine de l'élaboration des cylindres de laminage à froid. La notion de l'aptitude à la rectification sera également introduite et les difficultés rencontrées par les industriels lors de la rectification de cette nouvelle nuance d'acier rapide supérieur seront présentées.

Sommaire

1.1	Le projet ALUROLL-HSS.....	7
1.2	Contexte scientifique	7
1.3	Propriétés d'usage d'un cylindre de laminage à froid	9
1.4	Les aciers rapides supérieurs : une solution alternative	10
1.5	La nuance HSS pour les cylindres de laminage.....	11
	1.5.1 Composition chimique	12
	1.5.2 Traitements thermiques.....	13
	1.5.3 Microstructure typique	15
1.6	Aciers rapides supérieurs et rectification	17

1.6.1 L'aptitude à la rectification ou la rectifiabilité : Définition	17
1.6.2 Paramètres d'estimation de la rectifiabilité.....	18
1.6.3 Tentatives de rectification des cylindres HSS pour le laminage de l'aluminium	20
1.7 Conclusion	22

1.1 Le projet ALUROLL-HSS

Ces travaux de thèse ont été réalisés dans le cadre du projet ALUROLL-HSS. Ce projet vise à développer des cylindres de laminage spécifiques de haute technologie pour le laminage à froid des alliages d'aluminium sans avoir recours à l'opération de chromage dur, appliquée aujourd'hui dans les usines sur les cylindres classiques. Cette initiative vise à augmenter la productivité des laminoirs et à éviter le chromage dur, procédé aujourd'hui remis en cause pour ses impacts environnementaux.

Le projet ALUROLL-HSS s'inscrit dans la thématique « durabilité des matériaux et procédés avancés de fabrication ». Il répond à la problématique industrielle très spécifique du laminage de l'aluminium soulevée par le groupe CONSTELLIUM (anciennement ALCAN), un des principaux fournisseurs mondiaux de produits plats en aluminium, au regard des exigences croissantes en terme de propriétés de surface pour les outillages de mise en forme, c'est à dire les cylindres. Le groupe ÅKERS, leader dans la fabrication des cylindres pour le laminage d'alliages ferreux et non ferreux, s'est, de ce fait, positionné en porteur de projet et a prouvé sa volonté à répondre à la problématique posée à travers une solution novatrice en rupture technologique avec les produits existants dans le domaine du laminage de l'aluminium qui est le **cylindre monobloc de type HSS (High Speed Steel)**.

L'élaboration des nuances de cylindre de type HSS n'étant pas une fin en soi, l'aptitude à la rectification de ces nuances constitue un point clé de leur développement pour permettre d'exploiter au mieux cette nouvelle technologie. En ajustant le type de meule ainsi que les paramètres du procédé de rectification, il est possible de maintenir une intégrité de surface favorable pour les cylindres de laminage. D'où l'intervention du Laboratoire de Tribologie et Dynamiques des Système (LTDS) d'un point de vue scientifique.

1.2 Contexte scientifique

Cette étude s'inscrit dans le cadre de l'amélioration de la rectifiabilité d'une nouvelle nuance d'acier, et à une échelle plus locale, à l'étude et à la modélisation du procédé de rectification cylindrique extérieure. L'approche scientifique a pour objectif d'introduire une démarche et des outils physiques pour étudier la relation entre les éléments mentionnés précédemment, à savoir la microstructure du matériau, le processus d'enlèvement de matière et les interactions tribologiques, en gardant à l'esprit les contraintes du milieu industriel.

Etudier et modéliser un procédé d'enlèvement de matière par abrasion passe tout d'abord par l'observation et la compréhension à l'échelle microscopique afin de cerner les mécanismes de coupe par abrasion de l'HSS étudié. En effet, la meule n'est qu'un ensemble de grains de forme, de taille et d'orientation aléatoires. Chaque grain est un outil de coupe qui exerce une action spécifique selon sa géométrie et sa position.

La **Figure 1.1** reprend les principaux paramètres de cette opération d'enlèvement de matière par abrasion. Elle illustre les différents modes d'abrasion possibles accompagnés des mécanismes d'enlèvement de matière qui peuvent avoir lieu sous l'action d'un grain (*Kato 1992*).

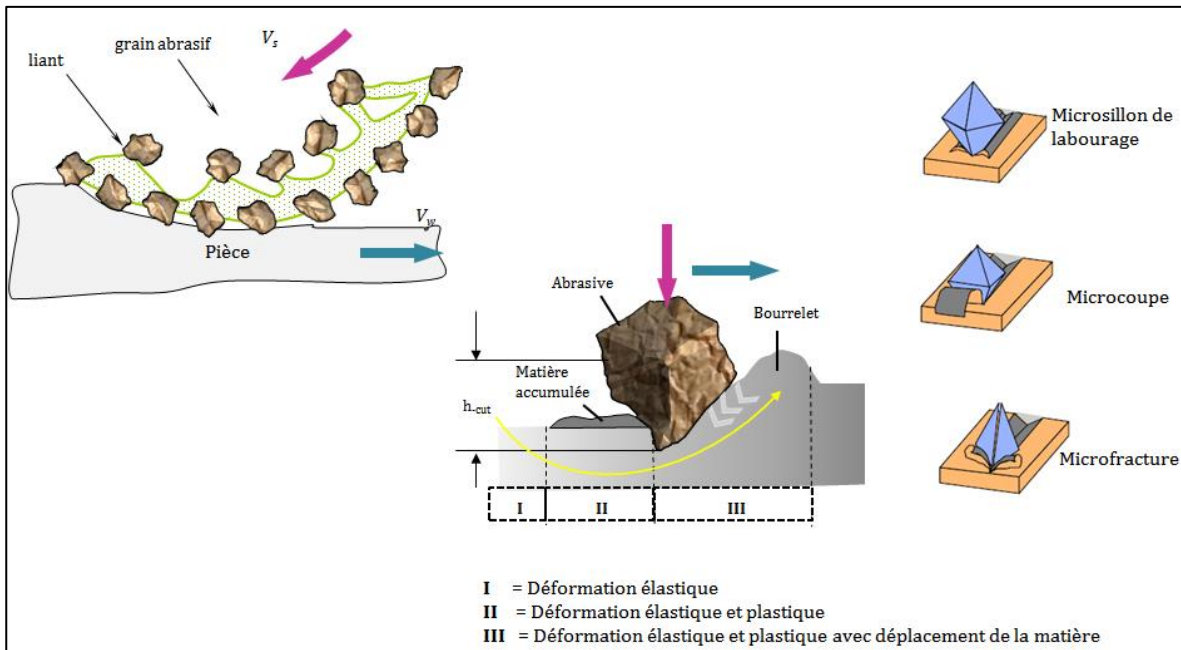


Figure 1.1 Enlèvement de matière par abrasion

Généralement, si la particule abrasive est une aspérité ne présentant pas d'arêtes aigues et que sa pénétration est suffisamment faible, l'abrasion consiste alors en une déformation élastique et plastique sans enlèvement de matière. Un repoussage plastique de la matière est généré et des bourrelets frontaux et latéraux se forment autour du grain. La trace ainsi créée s'appellera *un microsillon de labourage*.

Par contre, si la particule a bien pénétré et présente des angles vifs, convenablement orientés par rapport au sens de glissement, et si les efforts sont suffisants pour cisailer la matière et la transformer en copeaux, l'abrasion sera analogue à un processus de coupe et la trace laissée sera désignée comme une *rayure de microcoupe*.

Dans des conditions analogues sur une surface d'un matériau fragile (ex : céramique) ou matériau multiphasique qui présente des particules durs ou des inclusions (ex : chaînes de carbures, fonte à graphite sphéroïde), l'abrasion conduira à des éclats, des arrachements et des fractures et on aura *une trace de fissuration*.

Ces trois modes d'abrasion se manifestent à des degrés variés selon les conditions tribologiques, rhéologiques et cinématiques des corps en contact. Leur coexistence est souvent relevée.

L'étude de la coupe par abrasion d'un acier aborde donc un problème complexe, fortement couplé, faisant intervenir mécanique, thermique, tribologie ainsi que métallurgie. Les effets induits par ce processus sont multiples, leur étude est fonction des différentes sollicitations subies par la pièce et qui doivent être retranscrites le plus fidèlement possible afin d'assurer la pertinence des résultats. Ces remarques ont pour vocation d'orienter l'étude selon deux axes de recherche : l'étude locale de l'action d'un seul grain abrasif et celle à l'échelle globale c'est-à-dire à l'échelle de la meule (Hamdi 2000).

1.3 Propriétés d'usage d'un cylindre de laminage à froid

Le laminage à froid des tôles en alliage d'aluminium est un procédé qui présente un environnement thermique et mécanique spécifique. Au cours de cette opération le cylindre de laminage est exposé à des sollicitations sévères qui résultent du contact avec la tôle d'aluminium. Ces sollicitations conduisent à différents modes de dégradation de la surface du cylindre incluant l'adhésion, l'abrasion et la délamination ou fissuration par fatigue (*Montmitonnet 2001*).

Les phénomènes **d'usure par adhésion** se manifestent par la création de surfaces fraîches réactives sous forme de couche de transfert du produit laminé vers l'outil (aluminium pick up).

L'usure par abrasion à trois corps (three body abrasion) peut être relevée suite à la présence des particules ou des couches abrasives d'oxydes d'aluminium dans l'interface. Ces couches peuvent gêner l'adhérence cylindre-pièce.

L'usure par délamination est généralement le résultat des facteurs mécaniques et métallurgiques. En effet, au cours d'une campagne de laminage, le profil de rugosité du cylindre peut varier, ce qui introduit une augmentation du coefficient du frottement et l'apparition de ce qu'on appelle « incidents de laminage ». Ceux-ci peuvent conduire à une élévation de la température locale dans le contact cylindre –tôle et déstabiliser la microstructure proche de la surface du cylindre. D'un autre côté la génération des contraintes importantes notamment en cisaillement et en compression lors

de la déformation plastique de l'aluminium conduit à l'apparition de **fissures** en surface et en profondeur du cylindre.

Ainsi, un cylindre de travail en contact avec la tôle laminée doit présenter des qualités indispensables pour se plier à cet environnement contraignant (*Li 2008*). Une stabilité thermique et une limite d'élasticité élevée sont indispensables pour assurer une bonne **résistance à l'usure adhésive** mais pas uniquement, car le cylindre peut subir des indentations ou des enfoncements dus à divers accidents au cours du laminage. Ainsi, il doit présenter une moindre susceptibilité au collage d'aluminium c'est à dire une tendance à générer des couches de transfert contrôlées. Et pour lutter contre **l'usure abrasive** une haute dureté est recherchée pour la couche superficielle avec une structure homogène (*Li 2008*). D'un autre côté, le cylindre doit avoir une bonne résistance thermique et une bonne stabilité microstructurale (température de revenu élevée) pour résister aux chargements cycliques et aux températures de laminage qui peuvent atteindre, voire même dépasser, 200°C dans l'emprise suivant la productivité. Il doit également posséder une bonne résistance mécanique dans la mesure où elle permet d'éviter les écaillages ou même les explosions inopportunes par relâchement de contraintes résiduelles (qualité métallurgique et qualité de trempe des cylindres).

1.4 Les aciers rapides supérieurs : une solution alternative

Actuellement, les aciers conventionnels forgés à 5% de chrome sont classiquement utilisés dans les usines de laminage à froid de l'aluminium. Ces cylindres nécessitent un revêtement de chrome électrolytique afin d'améliorer considérablement la rétention de rugosité, protéger l'outil contre l'usure et par conséquent prolonger la campagne de laminage. Mais cette opération de chromage s'avère coûteuse lors des opérations récurrentes, et présente un impact sur l'environnement à cause des traitements des bains électrolytiques et la présence de chrome VI (*Gaspard et al 2010*). En vue de développer une solution acier où le contact entre le cylindre et la tôle à laminier se fait à nu et donc s'affranchir de la couche chromée, les cylindres en acier rapide supérieur fortement alliés ont été introduits dans le domaine de laminage à froid de l'aluminium. On note que le cylindre HSS forgés est aujourd'hui utilisé pour le laminage des aciers. Des résultats obtenus jusqu'à alors rendent compte du potentiel industriel de ces cylindres HSS dans le domaine de laminage de l'acier (*Gaspard et al 2007*). En effet, des études ont montré que ces cylindres ont une durée de vie jusqu'à 4 fois plus élevée que ceux en acier conventionnel chromé (*Gaspard et al 1999; Liuji et al 2006*). On

note aussi que ces nouveaux cylindres sont plus résistants aux chocs et aux incidents de laminage par rapport aux outils standards et par conséquent, ils sont plus performants en termes de productivité. Une étude menée par Gaspard et al. (2004) rapporte une capacité de production de 4.10^4 tonnes pour une consommation d'un millimètre d'épaisseur du diamètre du cylindre pour les aciers rapides face à moins de 5.10^3 T/mm pour les aciers conventionnels ce qui réduit énormément les coûts d'exploitation (**Figure 1.2**).

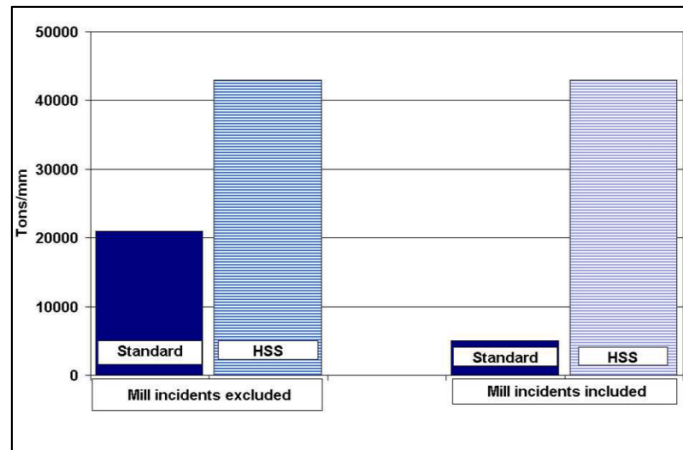


Figure 1.2 Résistance des différentes nuances des cylindres contre les incidents de laminage (Gaspard et al 2004)

1.5 La nuance HSS pour les cylindres de laminage

On a vu précédemment que les aciers rapides présentent un grand intérêt pour l'application aux cylindres de laminage et que les qualités requises pour un cylindre de travail en contact direct avec la tôle laminée sont liées à un environnement très contraignant ainsi qu'à la qualité de surface désirée. Comment une telle nuance peut répondre à toutes ces exigences et quel est le rôle de sa composition et sa structure métallurgique ?

Pour avoir une idée globale, les nuances d'acier HSS sont des aciers fortement alliés trempés, conservant leur dureté à haute température. Ils portent ce nom car ils étaient utilisés pour les outils de coupe à haute vitesse : on parle d'ARS (aciers rapides supérieurs) ou de HSS (de l'anglais High Speed Steels).

1.5.1 Composition chimique

Les plages de composition des aciers rapides varient selon les applications pour lesquelles ils sont prévus (travail à chaud, travail à froid, ...). Ces nuances contiennent, à part le carbone, des additions importantes d'éléments d'alliage carburigènes tels que le vanadium V, le molybdène Mo, le Tungstène W et le chrome Cr. D'autres éléments peuvent exister en faible teneur tels le cobalt Co, le silicium Si, le manganèse Mn et l'aluminium Al.

Pour avoir une idée sur la composition chimique des aciers rapides supérieurs, le **Tableau 1.1** présente quelques plages de teneurs en éléments d'alliages typiques de différentes nuances et les compare à une nuance conventionnelle d'un acier à forte teneur en chrome (*Hi-Cr*). On distingue deux principales familles d'aciers rapides : les aciers au tungstène (W9 et T1) et les aciers au molybdène (M2 W-Mo et M42 Mo). D'après (*Boccalini and Sinatori 2002*) la nuance M2 était la nuance de base pour l'élaboration des aciers rapides pour les cylindres de laminage. Elle est ensuite ajustée pour avoir une microstructure plus adaptée aux propriétés d'usage.

Type d'acier	C	V	Cr	W	Mo	Si	Mn	Autres
T1	0.7-0.8	1-1.4	3.8-4.4	17.5-19	≤0.3	0.2-0.4	0.1-0.4	
M2	0.8-0.9	1.8-2.2	3.8-4.4	5.5-6.8	4.5-5.5	0.2-0.5	0.1-0.4	
Hi-Cr	2.8	non ind.	18	non ind.	1.3	0.8	0.5	Ni 1,28

Tableau 1.1 Exemples de plages de teneurs de quelques nuances d'aciers rapides en comparaison avec un acier à haut pourcentage de chrome (Park et al 1999)

Chacun de ces composants joue son rôle pour donner à l'acier rapide supérieur une ténacité, une dureté et une résistance à l'usure. Le **Tableau 1.2** fournit des informations qualitatives sur les éléments qui donnent les caractéristiques les plus importantes de l'HSS (*Højerslev 2001*).

Caractéristiques	Éléments d'alliage (a)
Dureté à chaud	W, Mo, Co (avec W ou Mo), V, Cr, Mn
Résistance à l'usure	V, W, Mo, Cr, Mn
Durcissement profond	Mn, Mo, Cr, Si, V
Minimum de distorsion	Mo (avec Cr), Cr, Mn
Ténacité (grains raffinés)	V, W, Mo, Mn, Cr

(a) Les éléments sont arrangés plus au moins dans un ordre décroissant selon leurs influences sur les caractéristiques désirées (ajoutés en quantités usuelles)

Tableau 1.2 Les éléments d'alliage correspondants aux diverses propriétés de l'acier rapide
(Højerslev 2001)

Le vanadium génère des carbures de très haute dureté et très stables thermiquement. Il favorise une homogénéisation de l'usure par abrasion de l'acier. Dans les aciers à outils, il est très utilisé avec le chrome, le molybdène et le tungstène. Sa présence avec le chrome permet de compenser sa mauvaise résistance à l'oxydation au-delà de 600°C.

Le chrome participe à la résistance à l'abrasion et s'oppose au grossissement du grain lors de l'austénisation. Il augmente la trempabilité de l'acier, retarde l'adoucissement lors du revenu et contribue à la réduction de l'oxydation à haute température.

Le tungstène se caractérise par une large tolérance aux variations de la température, il augmente le point de fusion de l'acier, offre la possibilité au durcissement secondaire et facilite les traitements thermiques.

Le molybdène a un comportement analogue à celui du tungstène, il confère à l'acier une très bonne résistance à l'usure surtout à chaud, une meilleure ductilité, et ralentit l'adoucissement. Mais, il présente une sensibilité au phénomène d'oxydation au-delà de 1000°C.

Le vanadium, le tungstène, le molybdène, et le chrome sont les éléments d'alliage usuels susceptibles de générer des carbures et de permettre un bon durcissement de la matrice. L'influence des traitements thermiques sur la précipitation des carbures de ces alliages sera détaillée dans le paragraphe suivant.

1.5.2 Traitements thermiques

Ce sont les traitements thermiques qui fixent la microstructure de l'acier et par conséquent les propriétés mécaniques du matériau.

Les aciers rapides subissent généralement un cycle thermique en deux temps. Tout d'abord, un recuit d'austénisation provoqué à haute température entre 1000 et 1250 °C, qui vise à dissoudre et à répartir uniformément le maximum de carbures eutectiques formés lors de la solidification. Ensuite, la transformation martensitique est effectuée par étape et par une succession de traitements thermiques assez compliqués (Hoyle 1988). Après trempe, la matrice austénitique est transformée en martensite, mais partiellement. En effet, une fraction d'austénite résiduelle peut subsister dans la structure de l'acier. Vient alors une série de traitement de revenu, pour conférer au matériau un durcissement secondaire par fine précipitation des nanocarbures secondaires (Lee, et al. 2001) et, surtout, simultanément limiter la fraction de l'austénite résiduelle. Deux à trois revenus subis par les aciers rapides autour de 450 à 600 °C, une plage de température bien plus élevés que celle appliquées dans le cas des nuances usuelles à forte teneur en chrome Hi-Cr où le revenu se fait autour de 200 °C (Gaspard et al 1999).

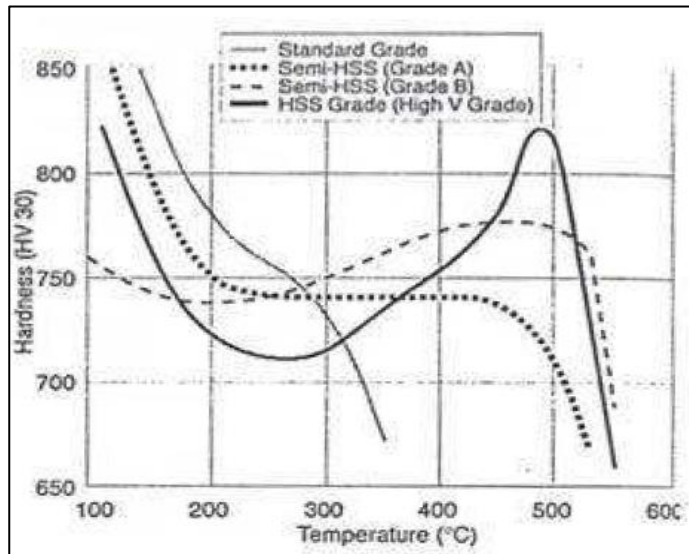


Figure 1.3 Les aciers rapides se caractérisent par un fort durcissement secondaire à température de revenu élevée (Gaspard et al 1999)

Ainsi, les aciers rapides supérieurs atteignent le maximum de leur dureté après le durcissement secondaire (Geller 1978; Hoyle 1988). La **Figure 1.3** montre l'évolution de la dureté des différentes nuances des aciers en fonction de la température de revenu. Pour les aciers rapides supérieurs, le niveau de dureté marque un pic qui dépasse les 800 Hv autour de 500°C alors que le niveau de dureté des aciers classiques tend à décroître rapidement ou au mieux stagner au-delà de 200°C.

1.5.3 Microstructure typique

La structure finale des aciers rapides traités est donc obtenue à l'issue des différents traitements thermiques et est étroitement liée à ces derniers. Globalement, la structure finale est constituée d'une matrice de martensite revenue sous forme de lattes et autour de 10 % à 20 % de carbures. Sur la **Figure 1.4** deux populations de carbures existent. La première est composée de carbures eutectiques résiduels, issus de la solidification et dont la taille est de l'ordre d'une dizaine de micromètres (M_7C_3 , $M_{23}C_6$). La deuxième population est constituée de carbures secondaires précipités durant le revenu d'une manière homogène dans la matrice et dont la taille ne dépasse pas $1\ \mu\text{m}$ (VC , Mo_2C).

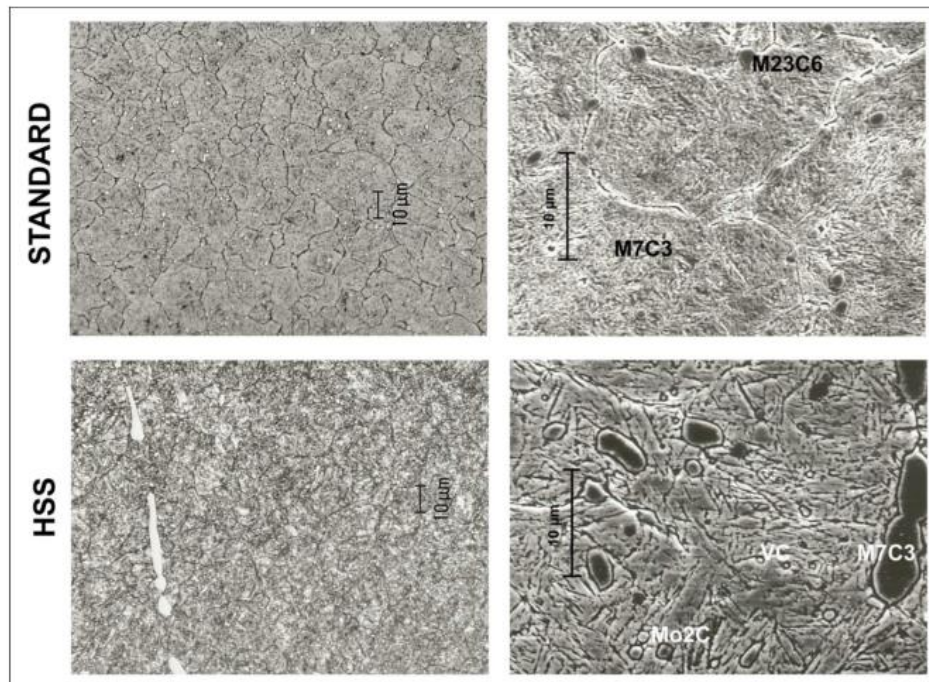


Figure 1.4 Comparaison entre la microstructure de la nouvelle nuance d'acier rapide supérieur (HSS) d'un acier rapide standard (*Gaspard et al 2010*)

La **Figure 1.4** illustre aussi la différence entre la microstructure de deux nuances d'HSS et d'un acier conventionnel. La matrice de l'acier rapide supérieur est formée de la martensite en lattes qui privilégie l'apparition de bandes de cisaillements. Cette structure favorise la déformation plastique qui va améliorer la ténacité de l'acier malgré les chemins de propagation de fissures préférentiels le

long des carbures M_7C_3 . Alors qu'une martensite massive, cas de l'acier standard permet certes d'atteindre des duretés élevées mais affecte la ténacité de l'acier (Gaspard et al 2010).

On remarque aussi que la matrice de la nuance HSS est riche en nanocarbures de vanadium de type MC résultants de durcissement secondaires, ils jouent le rôle de renforts face à la déformation plastique et grâce à leurs dureté élevée (**Figure 1.5**) et leur distribution isotrope, ils favorisent l'homogénéité de l'usure de l'acier et renforcent la dureté de la matrice.

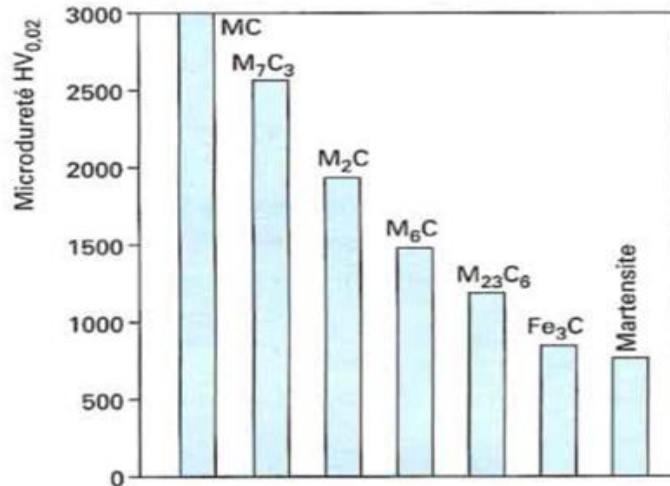


Figure 1.5 Microduretés comparées des carbures contenus dans les aciers du type HSS
(Lévêque 2006)

En résumé, les HSS doivent leurs propriétés aux carbures secondaires et c'est grâce au durcissement secondaire que cette nuance d'aciers rapides est une alternative attractive face aux aciers conventionnels. Les carbures contribuent à fortifier les aciers rapides de deux façons :

- Grâce à leur dureté de 3000 Hv, beaucoup plus élevée que la matrice (**Figure 1.5**), ils constituent une barrière face à l'usure abrasive et protègent la matrice contre ce type de dégradation (Lévêque 2006)
- Ils contribuent à augmenter la limite d'élasticité de l'acier et donc ils empêchent la mobilité des dislocations dans la matrice et on parle plus des nanocarbures de type MC précipités au cours du revenu.

Bien que les carbures renforcent la matrice des aciers rapides supérieurs, ils posent des problèmes de rectifiabilité de cette nuance qui est un point clé pour leur mise en œuvre, car

L'**aptitude à la rectification** d'un acier varie inversement avec sa **résistance à l'usure** d'où le dilemme. Ce point sera discuté dans le paragraphe suivant.

1.6 Aciers rapides supérieurs et rectification

L'état de surface des cylindres de laminage évolue au cours de leur service et surtout lors des incidents en fonctionnement. Les surfaces des cylindres sont, par ailleurs, exposées à l'usure et autres dégradations. Elles perdent, ainsi, leurs propriétés d'usage et induisent des défauts inacceptables sur le produit laminé. Il est, de ce fait, nécessaire de retrouver la surface fonctionnelle initiale. Cela se fait en générale par le procédé de rectification.

Cette opération doit restituer une qualité de surface conforme aux besoins du laminage sans introduire des défauts pouvant limiter la durée de vie du cylindre ou la propriété de la tôle laminée en particulier dans le cas des tôles d'aluminium vues les propriétés d'usage spécifiques listées dans le paragraphe 1.3. Rappelons que les conditions de rugosité requises pour les cylindres de travail en service demeurent très différentes (R_a entre $0.6 \mu\text{m}$ et $1.2 \mu\text{m}$ pour les aciers contre $0.2 \mu\text{m}$ à $0.6 \mu\text{m}$ pour les alliages d'aluminium) tout comme les exigences en matière d'état de surface finale des bandes laminées nécessitant dans le cas de l'aluminium un état de brillance garant de la qualité du produit fini. A ceci s'ajoute la microstructure typique des aciers rapides supérieurs avec la présence d'un fort gradient de dureté entre les carbures et la matrice.

Tous ces phénomènes interfèrent entre eux pour rendre l'opération de rectification de ces cylindres de plus en plus délicate. On parle alors de **l'aptitude à la rectification ou de la rectifiabilité** d'un matériau qui est un paramètre clé pour la fabrication de surface fonctionnelle selon un cahier des charges défini.

1.6.1 L'aptitude à la rectification ou la rectifiabilité : Définition

"Rectifiabilité" est le terme utilisé pour désigner la facilité d'une nuance d'acier à être rectifiée (*Badger 2007*). Dans la famille des aciers rapides supérieurs, l'aptitude à la rectification est décrite par, comment l'acier affecte les propriétés de coupe des grains abrasifs de la meule. Un acier difficile à rectifier va arrondir les grains à un rythme beaucoup plus rapide qu'un autre facilement rectifiable. Ceci engendre la dégradation des propriétés de coupe de l'abrasif, conduisant à des efforts supérieurs supportés par les grains et par conséquent une augmentation de l'usure de la meule.

De ce fait l'aptitude à la rectification peut englober aussi la sensibilité d'un matériau donné aux endommagements thermiques et structuraux qui se manifestent par une perturbation de l'état des contraintes internes suite à un phénomène de surchauffe et la formation des couches superficielles écrouies affectées thermiquement (*Lévêque 2004*).

Au final l'aptitude à la rectification permet pour un matériau donné de choisir le type de meule (grain, grade, espacement,...) et les conditions de rectification idéales en adéquations avec l'ensemble des contraintes liées au système usinant (Machine, lubrification, ...).

1.6.2 Paramètres d'estimation de la rectifiabilité

Différents indicateurs sont considérés et souvent relatés dans la littérature pour analyser l'aptitude à la rectification d'un matériau. La rectifiabilité peut être évaluée d'une manière globale par un indice de rectifiabilité G qui, en utilisant une même meule dans des conditions données de rectification, représente le rapport entre le volume de métal enlevé et le volume usé de cette meule. L'acier sera d'autant plus facile à rectifier que ce rapport sera plus élevé (*König and Messer 1981*). Ce rapport est utilisé par plusieurs auteurs pour comparer la rectifiabilité des différentes nuances d'aciers (*Badger 2007*) ou pour étudier l'effet de la teneur en vanadium sur la rectifiabilité d'un acier à outils (*Zhao and Wang 1981*),...,etc. En revanche, cet indice ne tient absolument pas compte de la sensibilité de l'acier à la rectification c'est-à-dire l'apparition des griffures et des défauts et la facilité d'obtenir un bon état de surface.

Par ailleurs l'étude de l'aspect énergétique du procédé de rectification présente un autre indicateur souvent employé pour étudier la rectifiabilité d'un matériau à travers les mesures des efforts de coupe et l'étude de leurs évolutions par rapport à l'enlèvement de matière. Ces mesures peuvent être complétées par l'évaluation de l'énergie spécifique qui est la quantité d'énergie nécessaire pour retirer une unité de volume du métal (*Murthy et al. 2000; Tso and Lu 1999; Hamdi 2000*).

En outre, l'analyse qualitative et quantitative de la formation des copeaux (lisses ou avec cavités, continus ou courts,...) constitue un indicateur de rectifiabilité d'un acier (**Figure 1.6**). Des grandeurs géométriques sont introduites par les chercheurs comme l'épaisseur maximale de copeaux. Elles peuvent renseigner sur la profondeur maximale de pénétration d'un grain dans un matériau et modéliser les efforts de coupe (*Koço et al 1982; Tanguy 1985*).

L'aptitude à la rectification peut être aussi étudiée par d'autres techniques, par exemple la technique sclérométrique simplifiée (*Shetty et al. 1982*). En effet, à l'échelle d'un grain, il est possible d'identifier les mécanismes d'abrasion mis en jeu, contrôler la profondeur des sillons laissés par le passage de l'abrasif et surveiller l'usure de ce dernier. La technique sclérométrique a été même appliquée à l'intérieur d'un microscope électronique à balayage pour observer et caractériser in-situ les mécanismes d'enlèvement des carbures par un grain abrasif (*Prasad 1983*).

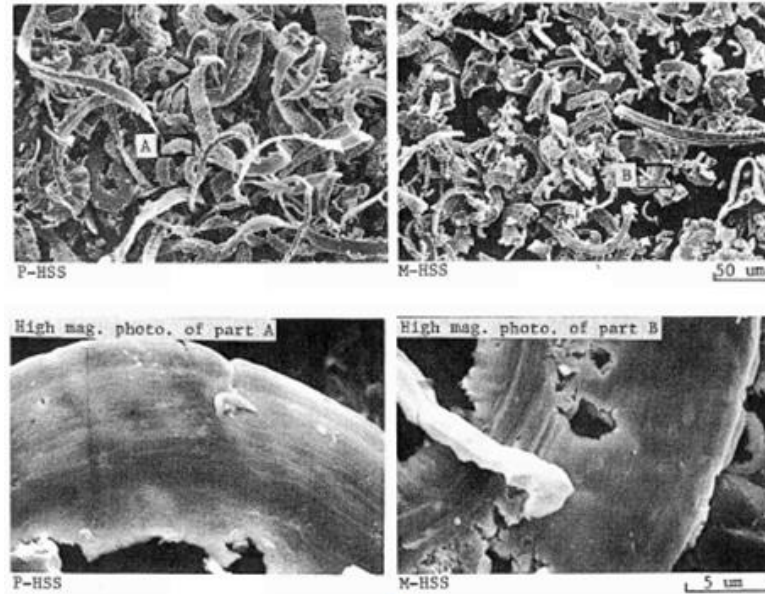


Figure 1.6 Formation des copeaux pendant une opération de rectification d'un acier rapide supérieur riche en vanadium (*Kozo et al 1982*)

Tous ces indicateurs ont permis de tirer des conclusions sur la rectifiabilité des aciers rapides supérieurs. En effet, quelques études montrent que le facteur dominant affectant l'aptitude à la rectification est le pourcentage des carbures de vanadium, qui sont plus durs que les abrasifs conventionnels (oxydes d'aluminium Al_2O_3 et les carbures de silicium SiC) dont la micro-dureté n'excède pas 3000 Hv (*Tarasov 1951; Roberts 1966; Tarasov 1967*). Et donc l'aptitude à la rectification d'un acier est d'autant plus faible que l'acier contient une plus grande quantité de phases dures, de carbures dans sa microstructure. D'un autre côté, la taille des carbures influe beaucoup sur l'aptitude à la rectification. En effet, des études montrent que pour une teneur en alliages donnée, l'acier rapide supérieur élaboré par la technique de métallurgie des poudres est beaucoup plus facile à rectifier à cause de la taille beaucoup plus raffinée des carbures (*Badger 2007*).

1.6.3 Tentatives de rectification des cylindres HSS pour le laminage de l'aluminium

En 1994, CONSTELLIUM (ALCAN à cette époque) a fait fabriquer une paire de cylindres de travail en acier rapide HSS (dit de première génération) destinée à un laminoir à froid de l'aluminium. La topographie de surface requise pour le laminage à froid de l'aluminium n'a jamais pu être atteinte par rectification sur ces cylindres. Quelques 32 meules classiques différentes ont ainsi été testées entre 1995 et 2000 mais sans résultats. Une campagne d'essais in situ a été menée dans le cadre de ce projet en 2010 dans une usine de CONSTELLIUM sur des cylindres HSS de première génération avec une meule classique en corindon blanc. Des macros et des micros défauts de surface ont été détectés après la phase de finition sans atteindre l'intervalle de rugosité souhaité [$0.4 \mu\text{m} - 0.5 \mu\text{m}$].

Des observations faites in situ par l'équipe du centre de recherche d'ÅKERS avec un microscope digital USB montrent la présence de griffures de longueur 1 à 2 mm détectées sur la surface rectifiée du cylindre (**Figure 1.7**).

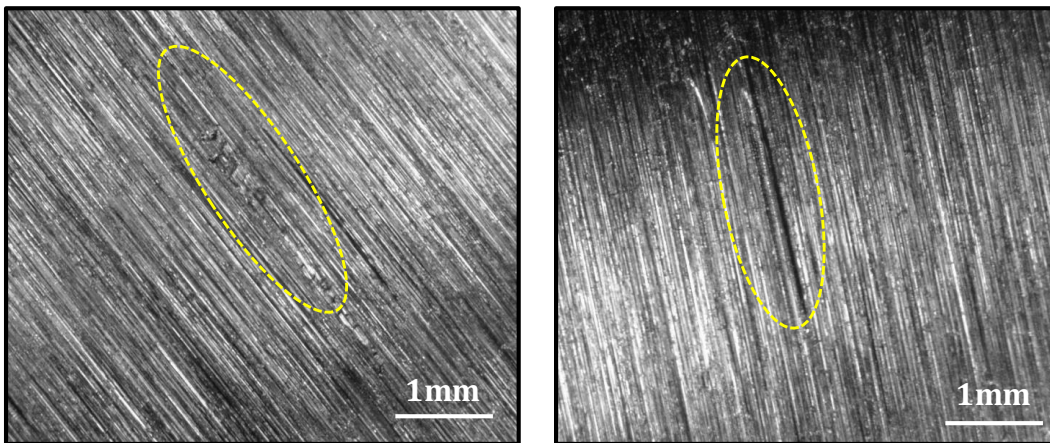


Figure 1.7 Observations au microscope digital USB des griffures détectées en surface des cylindres HSS rectifiés

Ces griffures ont été mises en évidence par des mesures in situ des profils de rugosité avec un rugosimètre portable. Le profil d'une griffe présente, en général, un petit pic de l'ordre de $1 \mu\text{m}$ suivi d'un creux de plus grande amplitude, de 3 à $4 \mu\text{m}$ (**Figure 1.8**).

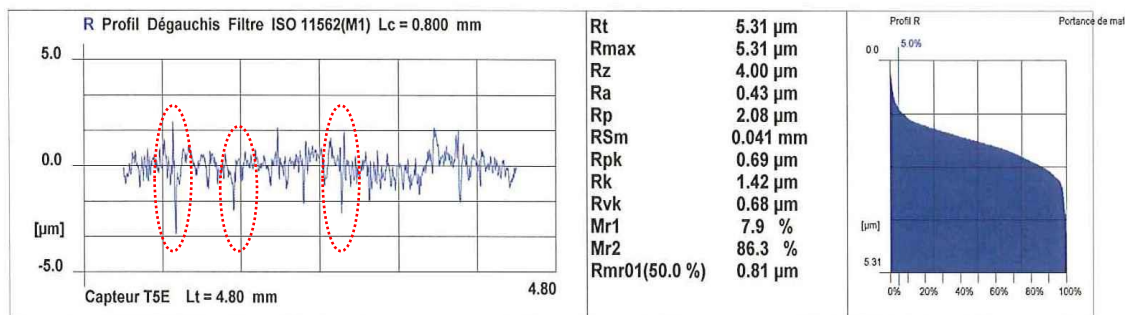


Figure 1.8 Relevé du profil de rugosité au niveau d'une griffure

La **Figure 1.9** met en évidence une griffure via une mesure de la topographie par interférométrie optique faite par le centre de recherche CONSTELLIUM. Ces griffures sont importantes en termes de taille et de profondeur et les rendent inacceptables.

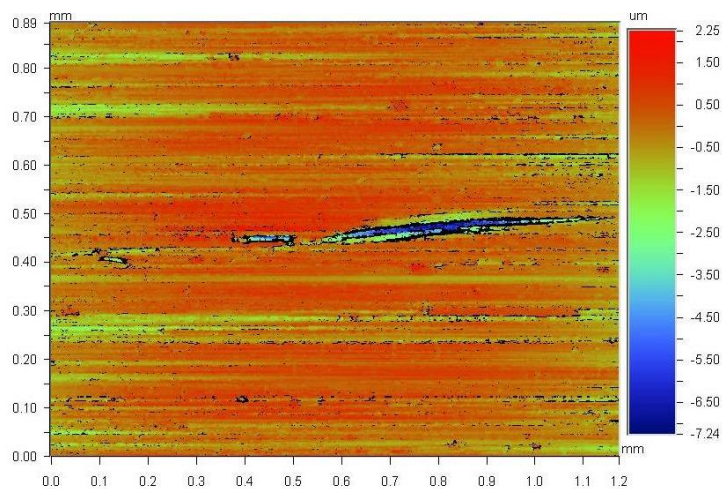


Figure 1.9 Observation microscopique d'une griffure due probablement à un grain abrasif détaché ou à un carbure fragmenté, observée avec un interféromètre optique

Ce phénomène peut être à l'origine de la microstructure des aciers. En effet, les carbures très durs peuvent se fracturer ou se déchausser de la matrice sous l'action de la meule et jouent le rôle d'un troisième corps provoquant ainsi des sillons profonds par rapport à ceux créés normalement par les grains abrasifs de la meule. Ou inversement, vu la dureté élevée des carbures surtout de type MC, ces derniers peuvent causer la fracture et même le déchaussement des grains abrasifs de la meule ce qui peut générer ce type de griffures. D'autre part un diamantage de la meule qui vise à raviver les arêtes des grains abrasifs est prévu entre deux rectifications à cause de la métallisation de

celle-là (chargement superficiel en particules métalliques). Tous ces éléments montrent bien que l'opération de rectification nécessite d'adapter la nature de l'abrasif à l'état microstructural et à la dureté de l'acier.

D'autres problèmes de macrographie de surface sont apparus durant les essais de rectification. On note, par exemple, les lignes d'avance, les spires croisées, les facettes, etc. (**Figure 1.10**)

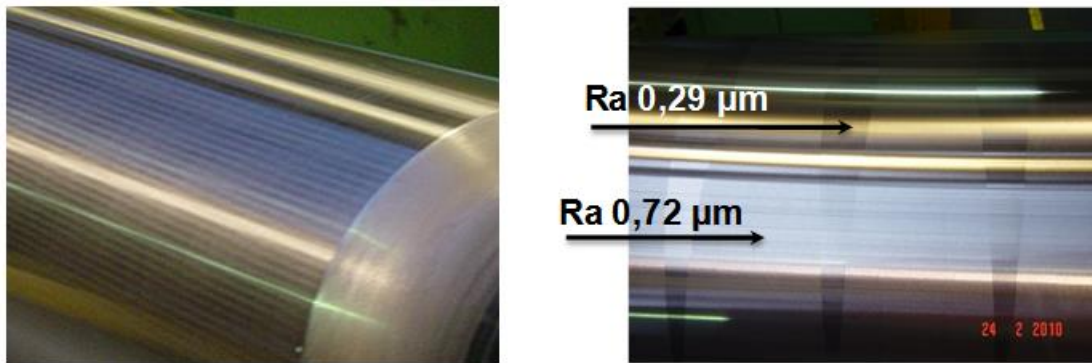


Figure 1.10 Illustration des défauts de surface sur un cylindre de laminage

Ces défauts sont liés plus aux conditions de rectification et à l'ajustement des différents paramètres du processus, qui à leur tour sont dépendants des différentes nuances d'aciers et de leur niveau de dureté (*Lévêque 2004, Tangny 1985,*).

Cette section montre que l'aptitude à la rectification des aciers rapides est fonction de multiples facteurs interdépendants. C'est une propriété qui se décrit par le couple outil-matière bien sûr en tenant compte de l'aspect de surface finale. Le choix de l'abrasif, la taille du grain et sa dureté, en particulier, conditionnent les mécanismes qui vont avoir lieu tant au niveau de l'endommagement de l'état de surface par abrasion du cylindre que par microfissuration et usure de la meule.

1.7 Conclusion

Les aciers rapides supérieurs présentent un intérêt tout particulier par les duretés obtenues après trempe et revenu qui avoisinent 69 à 70 HRC et leur résistance à l'usure due à l'importance des carbures. Ils présentent toutefois un inconvénient majeur. En effet, ils sont très difficiles à rectifier après trempe et revenu. Leur dureté, la nature et la dimension des carbures leur donnent une résistance à l'usure par abrasion qui provoque une usure rapide des meules de rectification

traditionnelles et l'apparition des défauts de surface. Par conséquent, l'aptitude à la rectification de ces aciers qui demeurent un point clé pour leur développement, est largement affectée par ces propriétés microstructurales. A ceci s'ajoute les exigences imposées par le laminage à froid de l'aluminium qui possède des spécificités technologiques par rapport au laminage d'alliages ferreux qui rendent très difficile l'application en l'état des nuances HSS développées jusqu'alors.

Dans le reste de ce manuscrit on va se concentrer sur le procédé de rectification à l'échelle micro et macro, les ajustements des paramètres pilotes de cette opération, les effets induits et comprendre les phénomènes physiques qui peuvent avoir lieu.

2

Étude locale des phénomènes d'abrasion de l'HSS

Cette partie de l'étude vise à comprendre et à se faire une idée claire sur le comportement au rayage d'un matériau présentant une microstructure aussi particulière que celle de l'HSS destinée aux cylindres de laminage des alliages l'aluminium. La première section passera en revue les paramètres caractéristiques de l'usure abrasive et l'approche sclérométrique en tant que méthode de caractérisation de ce phénomène. Le dispositif mis en place, le matériau étudié et la procédure d'essai sont tout d'abord présentés. Les résultats expérimentaux qualitatifs et quantitatifs sont détaillés. L'influence de différents facteurs (nature et forme du grain, charge appliquée) sur les mécanismes d'enlèvement de matière et sur le frottement est étudiée et mène enfin à l'identification du bon abrasif retenu pour la suite de l'étude.

Sommaire

2.1	Etat de l'art.....	27
2.1.1	L'usure abrasive : aspect général.....	27
2.1.2	Paramètres caractéristiques de l'usure abrasive.....	27
2.1.3	L'usinage par abrasion : complémentarité entre l'approche microscopique et l'approche macroscopique	28
2.1.4	Usure par abrasion des aciers rapides supérieurs.....	29
2.1.5	L'approche sclérométrique à basse vitesse : principe et paramètres.....	33
2.1.6	Les grains abrasifs	37
2.2	Étude des mécanismes d'abrasion de l'HSS	39
2.2.1	Difficultés de l'étude et hypothèses retenues	39
2.2.2	Protocole expérimental et conditions d'essai	43
2.3	Résultats et interprétations.....	51

- 2.3.1 Procédure de caractérisation..... 51
- 2.3.2 Influence de la nature de l'abrasif..... 52
- 2.3.3 Analyse de l'énergie spécifique d'abrasion..... 59
- 2.3.4 Rayage avec des indenteurs CBN 61
- 2.4 Conclusions69

2.1 Etat de l'art

2.1.1 L'usure abrasive : aspect général

L'usure par abrasion est l'action d'enlever et/ou de déplacer de la matière par frottement sous l'effet d'interaction des aspérités dures des surfaces antagonistes (*Ligier 2004*). Surtout connue pour ses aspects négatifs, elle présente toutefois un aspect positif recherché dans de nombreux procédés d'usinage, tels que la rectification, le polissage, le rodage, etc...

L'étude du phénomène d'abrasion nécessite l'accès à différentes disciplines scientifiques (rhéologie, mécanique physique, métallurgie, cinématique, etc.). L'expérimentation avec différentes techniques constitue un outil de base pour étudier l'usure abrasive. Parmi ces techniques on trouve des essais qui consistent à reproduire les conditions abrasives proches de la réalité par des papiers abrasifs ou par injection des abrasifs entre les corps frottants (*Lin and Chang-Jun 1994*) ou encore l'essai pion disque (*Mezlini 2003; Vencl et al 2009; Kazemipour et al 2010*) et l'essai de rayage (*Gee 2001; Hamdi 2000; Shetty et al. 1982; Ben Tkaya 2007*). Ces essais sont considérés conventionnels, ils permettent d'étudier les caractéristiques du matériau (microstructure, composition, dureté, etc.) ainsi que sa tenue à l'abrasion en mettant l'accent sur un ou plusieurs paramètres d'abrasion (nature et morphologie de l'abrasif, charge appliquée, cinématique du grain, entre autres). La réalisation de l'expérimentation conduit généralement à une modélisation simplifiée des conditions réelles pour pouvoir gouverner ce phénomène complexe.

2.1.2 Paramètres caractéristiques de l'usure abrasive

La caractérisation et les critères d'abrasivité sont basés sur les paramètres de **sollicitation** ainsi que sur les acteurs présents i.e. le **corps abrasif** et les **caractéristiques du milieu**.

La **sollicitation** d'un contact est caractérisée par la pression de contact et la vitesse relative de glissement de la particule abrasive par rapport à la surface. La sollicitation peut être très forte avec une très forte concentration de contrainte, forte (cas du meulage) ou faible.

Le **corps abrasif** est un acteur principal dans le phénomène de l'usure abrasive (*De Pellegrin and Torrance 2006*), il est caractérisé par sa dureté, sa géométrie, sa résistance à l'usure ainsi que le mode de fragmentation. L'usure abrasive dépend fortement de ces caractéristiques qui seront abordées ultérieurement dans le paragraphe de l'étude des différents abrasifs.

Les **caractéristiques du milieu** comprennent essentiellement la température ambiante, l'humidité et la corrosivité du milieu. La **température** agit principalement sur la résistance à l'usure abrasive suivant sa variation. Elle peut la diminuer ou l'augmenter selon la nature des grains. Une température élevée favorise l'oxydation ou la corrosion, dans certains cas une couche d'oxyde bien adhérente au métal de base peut diminuer l'usure à l'abrasion.

Les effets de l'**humidité** sont négligeables dès que la vitesse d'usure devient importante. En revanche, si l'intensité de l'usure est faible, c'est à dire l'abrasion est faite sous faibles charges ou avec une sphère, les propriétés du milieu sont très influentes. Le volume de matière enlevé ainsi que le coefficient de frottement dans ce cas, diminuent avec l'augmentation de l'humidité (*Bregliozzi et al 2004*).

La **corrosion** peut se superposer à l'abrasion en milieu chimiquement très agressif, la vitesse d'usure peut être alors ralentie ou accélérée selon la vitesse de corrosion dans le milieu et de l'intensité d'abrasion.

Dans le cadre de cette étude, l'effet des caractéristiques du milieu ambiant ne sont pas pris en compte (humidité , température , ...).

2.1.3 L'usinage par abrasion : complémentarité entre l'approche microscopique et l'approche macroscopique

Plusieurs procédés d'usinage s'appuient sur le principe de l'enlèvement de matière par abrasion (rectification, meulage, toilage, pierrage...). Pour étudier et comprendre les mécanismes d'abrasion mis en jeu, les recherches communément développées dans la littérature s'appuient sur deux approches. L'approche macroscopique consiste à étudier le procédé réel d'abrasion provoquée par l'action simultanée d'une multitude de grains et l'approche microscopique, approche simplificatrice, qui consiste à étudier le mode d'action d'un seul grain pour accéder aux informations à l'échelle locale (mécanismes, interaction avec la microstructure, endommagement, ...). Une complémentarité existe entre ces deux approches. Quelques travaux ont employé les deux approches ensemble pour mieux cerner le problème d'abrasion (*Hamdi 2000 ; Kbellouki 2007*).

Dans ses travaux, Hamdi (2000) a exploré le procédé de rectification à l'échelle locale par la stéréométrie à grande vitesse (trajectoire curviligne). L'auteur a pu estimer l'énergie dépensée par un seul grain abrasif pour enlever la matière et a mis en évidence l'influence de la trajectoire du grain sur la quantité d'enlèvement de matière ainsi que sur l'énergie nécessaire. Les tests à l'échelle locale lui ont permis aussi d'évaluer le comportement d'usure des grains, et de le projeter sur le

comportement global de la meule. La technique de la sclérométrie pendulaire a été reprise par Barge (2005) afin d'isoler et d'analyser le mode coupe dans le processus de rectification par une approche purement théorique.

Dans une autre étude (Kbellouki 2007), l'aspect microscopique du procédé de toilage a été simulé par un essai de rayage à basse vitesse afin de mieux explorer ce procédé récent et mal connu. Les résultats ont permis à l'auteur de déduire que pendant le toilage, la plus grande partie de la matière est enlevée par l'interaction des rayures et qu'il faut choisir des conditions de coupe qui favorisent la pénétration des grains pour maintenir leur usure à un niveau acceptable pour éviter le frottement adhésif.

Dans notre cas d'étude, la technique de sclérométrie à basse vitesse a été adoptée dans le but d'identifier le bon abrasif résistant au mieux à la microstructure agressive de l'acier rapide supérieur.

2.1.4 Usure par abrasion des aciers rapides supérieurs

L'usure par abrasion des matériaux durs (acier traité, acier rapide, tungstène, ...) a été étudiée par plusieurs auteurs du fait de leurs utilisations dans de nombreuses applications nécessitant une haute résistance à l'usure (Engqvist et al 1999; Gee 2001; Peter and Brian 2008; Kazemipour et al 2010).

Comme vu précédemment, les aciers rapides supérieurs ont une microstructure typique caractérisée par la présence des précipités sous forme de carbures. Ces derniers forment différentes phases hétérogènes dans le matériau et influent entre autre sur le comportement tribologique de l'acier. Nombreux travaux se sont intéressés à l'étude de l'usure abrasive de cette famille d'acier (Zhao and Wang 1981; Lin and Chang-Jun 1994; Badisch and Mitterer 2003; Wei et al 2005; Huth et al 2009).

Rôle des carbures primaires

La littérature s'accorde sur le fait que la taille et la distribution des précipités primaires contrôle l'usure abrasive de l'acier.

Huth et al. (2009) ont cherché à trouver une relation entre l'usure abrasive des aciers à outils et entre la taille et la dureté des carbures primaires. L'étude est menée sur des aciers à outils à matrice inoxydable obtenus par métallurgie des poudres contenant différentes fractions de carbures $M_{23}C_6$ et M_7C_3 (6 à 22%). Deux types de grains abrasifs ont été testés : le carbure de silicium (SiC) et le trioxyde d'alumine (Al_2O_3). Avec un grain abrasif en alumine de dureté équivalente à celle du carbure $M_{23}C_6$, qui est un carbure primaire grossier, les résultats d'observations montrent que le carbure n'a pas été fissuré mais se retrouve rayé. Les sillons sont moins profonds que ceux

traversant la matrice **Figure 2.1 (a)**. Par contre, des fissures ont été observées au niveau des carbures MC de niobium **Figure 2.1 (b)** et cela quel que soit l'abrasif (alumine ou silicium), malgré la faible dureté des grains de silicium. Les auteurs expliquent que ces fissures partant du côté externe du carbure sont causées par la déformation de la matrice lors de la décohésion.

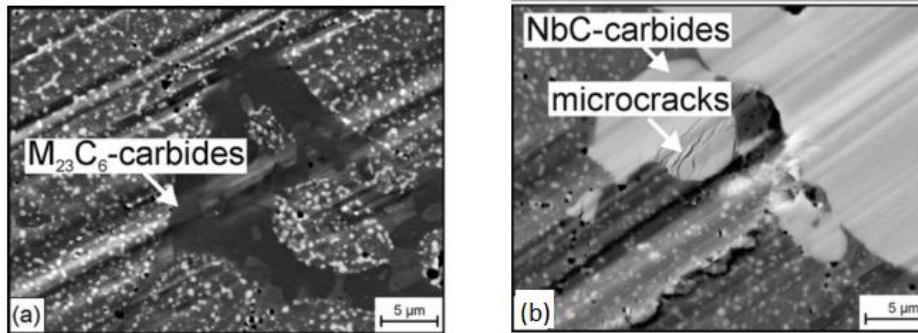


Figure 2.1 Observation MEB des essais de rayage : **(a)** micro-découpe du carbure M₂₃C₆ par le silicium ($H_{abr} \approx H_{carb}$) ,**(b)** le carbure MC est fissuré après le passage d'un grain Al₂O₃ ($H_{abr} < H_{carb}$) (Huth et al 2009)

Par ailleurs, la résistance à l'usure des carbures M₇C₃ est très claire sur la **Figure 2.2**, en effet le sillon est stoppé au niveau de carbure (**Figure 2.2 (a)**) et d'autre part, le grain de silicium a subi une rupture par un carbure MC qui a conduit à la multiplication du sillon principal. Ceci apparaît dans la **Figure 2.2 (b)** (chemin ii).

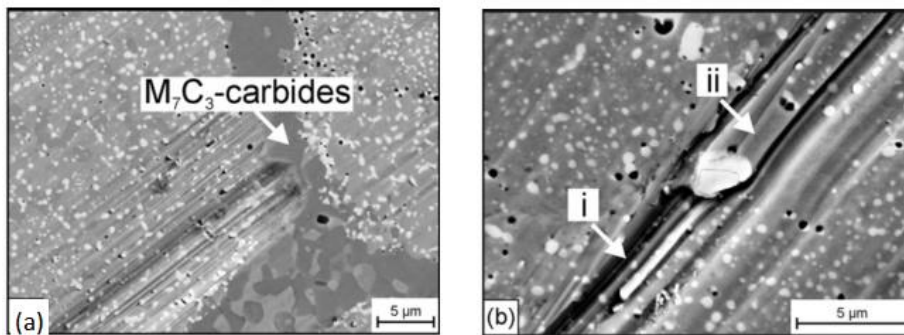


Figure 2.2 Observation MEB des essais de rayage $H_{abr} < H_{carb}$ **(a)** M₇C₃ stoppe le sillon , **(b)** le grain de silice est fissuré (Huth et al 2009)

Effets de la nature de l'abrasif

Par le biais du Clotest appelé aussi test de cratérisation " *ball cratering test*", Badisch et al. (2003) ont investigué, en utilisant différentes familles de grains abrasifs, la relation entre la résistance à l'abrasion et la microstructure des aciers rapides supérieurs élaborés par la métallurgie des poudres. Pour cela, trois nuances d'aciers rapides supérieurs sans et avec carbures de vanadium à volumes et tailles différentes (de 0.7 à 1.1 μm) ont été étudiées. Les résultats montrent que face à l'alumine, les deux aciers riches en carbures de type MC et M_6C résistent beaucoup mieux à l'usure abrasive par rapport à l'acier dépourvu de ces carbures. Des examens plus approfondis (MEB) de deux aciers contenant des carbures montrent la déformation et l'usure abrasive très légère de la matrice (ondulations laissées par la bille) alors que les carbures ne sont pas touchés (**Figure 2.3 (a), (b), (c)**). Quant à l'acier sans carbures, il est clair, sur le cliché MEB, qu'il a été usé par les grains d'alumine (sillons) **Figure 2.3 (d)**.

Avec un abrasif moins dur (ZrO_2), l'analyse montre que les mécanismes mis en jeu se limitent au labourage de la matrice martensitique alors que les carbures primaires résistent provoquant l'émoussage des bords coupants du grain.

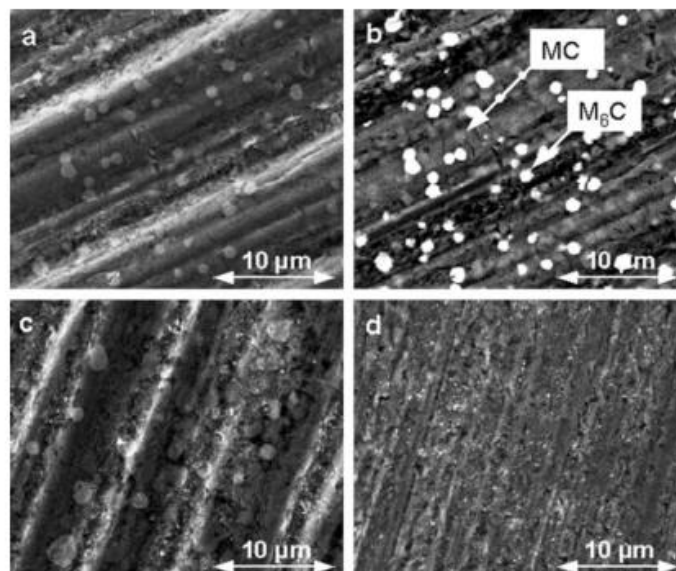


Figure 2.3 Micrographie MEB des surfaces usées des aciers : **(a), (b)** contenant des carbures MC M_6C (0.7-0.8 μm), **(c)** contenant des carbures MC M_6C (0.8-1.1 μm), **(d)** sans carbures, testées avec la technique Clotest (abrasif Al_2O_3) (Badisch and Mitterer 2003)

Effets des propriétés de la matrice

Dans une autre étude comparative, Wei et al. (2006) ont réalisé des essais d'usure avec des papiers abrasifs en alumine sur plusieurs aciers rapides supérieurs à fortes teneurs en vanadium. En faisant varier le pourcentage de vanadium, ils ont montré que la résistance à l'usure est un compromis entre la dureté de l'acier et sa microstructure. Les auteurs définissent un seuil de dureté de l'acier (58 HRC) en dessous duquel la résistance à l'usure de l'alliage dépend surtout de la dureté de la matrice. Au-delà de ce seuil critique la résistance à l'usure abrasive dépend principalement de la quantité, de la morphologie et de la distribution des carbures de vanadium VC dans la matrice martensitique. En effet, des analyses MEB approfondies ont montré que ces carbures peuvent même résister à la micro-découpe de l'alumine et réduisent ainsi la largeur et la profondeur des sillons générés.

Rôle des carbures secondaires

Le rôle des carbures secondaires dans la résistance à l'usure abrasif reste encore mal défini car la plupart des travaux n'analysent pas leur comportement. Ils sont considérés comme participants de manière intrinsèque à la dureté de la matrice et, c'est cette propriété globale qui est étudiée.

Dans ses travaux sur des aciers martensitiques fortement alliés, Lin et al. (1994) ont montré que la présence des carbures secondaires dans la matrice diminue la résistance à l'abrasion de l'acier. Les analyses montrent la présence de cavités dans les sillons **Figure 2.4** (b) ainsi qu'un écaillage au niveau des carbures. L'auteur considère que l'écaillage des carbures secondaires est lié à leur forme sphéroïdale.

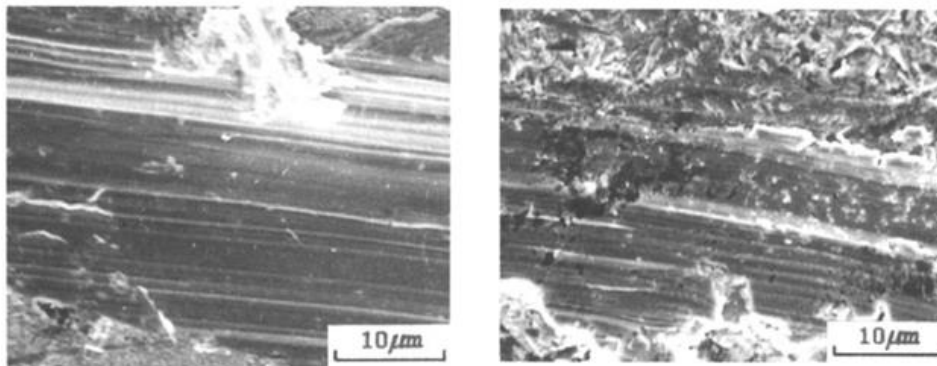


Figure 2.4 Micrographie MEB des surfaces usées lors d'un test d'usure à trois corps des aciers martensitiques à différentes fractions volumiques en carbures secondaires : **(a)** 1.3% : sillon lisse continu **(b)** 9.8% : sillon avec des fissures, écaillage, cavités (Lin and Chang-Jun 1994)

Alors que, pour des aciers rapides à outils à matrice inoxydable obtenus par métallurgie des poudres, Huth et al. (2009) ont montré que les carbures secondaires influencent localement la profondeur de coupe (**Figure 2.5**). En d'autres termes, même si leur taille est bien inférieure à la largeur du sillon creusé par le grain, leur densité participe de manière effective à entraver la déformation plastique que subit la matrice. Et ainsi, la profondeur de coupe peut varier le long d'un sillon en fonction de la densité de distribution de ces nanocarbures. On pourrait alors s'attendre à une variation du profil à la surface du cylindre si les nanocarbures sont distribués de manière hétérogène. De la même manière, les grains abrasifs peuvent être endommagés de manière non uniforme.

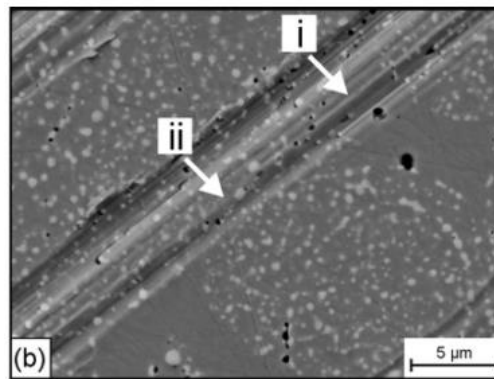


Figure 2.5 Micrographie MEB d'une rayure traversant une zone riche en nanocarbures (Huth et al 2009)

2.1.5 L'approche sclérométrique à basse vitesse : principe et paramètres

L'approche sclérométrique ou l'essai de rayage est une technique d'étude de l'abrasion à deux corps. Elle permet de reproduire des sillons engendrés par les mécanismes d'abrasion des matériaux. Cet essai, à la base, consiste à déplacer une aspérité de forme connue (conique, sphérique,...) sur un matériau à une vitesse V_r constante sur une longueur L_r et selon une direction parallèle à la surface de l'échantillon. On impose généralement une force normale F_N^g constante ou croissante au cours de l'essai. L'une des plus anciennes contributions pour comprendre l'usure à deux corps à travers l'essai de rayage avec un indenteur conique est celle de Rabinowicz (1965). La **Figure 2.6** illustre le principe de rayage ainsi que les paramètres qui lui sont associés.

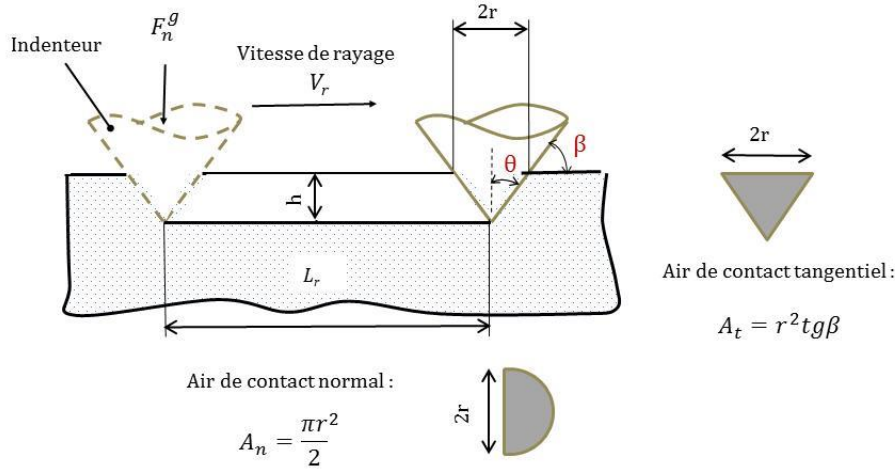


Figure 2.6 Modèle de l'usure abrasive pour un cône rigide

a. Paramètres géométriques

Sous une force élémentaire normale, l'indenteur pénètre dans la pièce à une profondeur h . On peut écrire :

$$h = r \text{tg} \beta \tag{2.1}$$

Avec r est le rayon de contact et β est l'angle d'attaque du cône de rayage.

Le volume de matière enlevée par l'indenteur sur la longueur de rayage L_r est donnée par :

$$V_g = r \cdot h \cdot L_r \tag{2.2}$$

À partir des équations (2.1) et (2.2) on peut écrire :

$$V_g = r^2 \cdot L_r \cdot \text{tg} \beta \tag{2.3}$$

b. Paramètres rhéologiques

Le niveau de déformation au cours de l'essai de rayure est imposé par la géométrie de l'indenteur. Lors de l'indentation normale d'une surface par un indenteur axisymétrique, la déformation moyenne $\varepsilon_{r\text{moy}}$ imposée par l'indenteur (Tabor 1951) est :

$$\varepsilon_{moy} = k \frac{h}{r} \quad (2.4)$$

k est une constante et r est le rayon de contact.

Pour un indenteur sphérique $k = 0.2$ et c'est pour des rayons de contact faibles devant le rayon de la sphère. Pour des indenteurs coniques, Johnson (1970) propose par analogie avec les travaux de Tabor :

$$\varepsilon_{moy} = 0.2 \frac{h}{r} = 0.2 \tan \beta \quad (2.5)$$

Par ailleurs, plusieurs auteurs (Jardret et al 1998; Bucaille and Felder 2001) ont montré la présence de trois types de déformations lors d'un essai de rayage : la déformation plastique ou permanente, la déformation élastique à l'intérieur du sillon ainsi qu'une déformation élastique de recouvrance responsable du déplacement vertical de l'indenteur. D'autres ont prouvé que la recouvrance élastique appelée aussi retour élastique est très affectée par les propriétés rhéologiques du matériau (Kermouche and Bergbeau 2005). Pour estimer la part d'élasticité, ils utilisent une grandeur adimensionnelle introduite par Johnson (1970) appelée facteur rhéologique. Ce nombre adimensionnel est le rapport de la déformation imposée par l'indenteur et de la partie élastique de la déformation dans le matériau. Pour un cône, le facteur rhéologique est donné par :

$$X = \frac{E}{\sigma_0} \cot \theta \quad (2.6)$$

Avec σ_0 la limite élastique du matériau, et θ le demi-angle au sommet de l'indenteur conique.

Si X est proche de l'unité le retour est très marqué et si X est supérieur à 100, la déformation est essentiellement plastique.

c. Modélisation du frottement en rayage

Dans la littérature, plusieurs modèles analytiques ont été développés pour estimer le coefficient de frottement au cours d'un essai de rayage. Ces modèles considèrent généralement des configurations simples (bille/plan, cône/plan, ...).

Le coefficient de frottement apparent μ_{Rapp} correspond tout simplement au rapport de l'effort tangentiel macroscopique mesuré et de l'effort normal mesuré ou imposé pendant l'essai de rayage. Il ne retranscrit pas directement les phénomènes interfaciaux.

$$\mu_{Rapp} = \frac{F_T^g}{F_N^g} \quad (2.7)$$

Modèle de Bowden et Tabor : estimation du coefficient de frottement local

En considérant que les phénomènes d'adhérence et de déformation sont indépendants, l'approche développée par Bowden and Tabor (1966) suppose que la force tangentielle est composée d'une force adhésive F_{Tadh}^g induite par le frottement local liée à l'énergie d'adhésion entre l'indenteur et le matériau et une force de labourage induite par la déformation du matériau F_{Tdef}^g :

$$F_T^g = F_{Tadh}^g + F_{Tdef}^g \quad (2.8)$$

Ainsi, il est possible de diviser le coefficient de frottement totalement en un coefficient de frottement adhésif $\mu_{R.adh}$ et un coefficient de frottement de déformation $\mu_{R.def}$

$$\mu_{Rapp} = \mu_{Radh} + \mu_{Rdef} \quad (2.9)$$

En réalité la distinction entre les deux termes du frottement n'est pas aussi évidente.

Les auteurs Bowden and Tabor (1966) ont développé un modèle permettant de calculer le coefficient de frottement apparent en négligeant la force d'adhésion F_{Tadh}^g . Les forces sont exprimées en fonction de la dureté normale H_n et tangentielle H_t et des surfaces de contact normale A_n et tangentielle A_t projetées (**Figure 2.6**)

$$F_T^g = F_{Tdef}^g = H_t \cdot A_t \quad F_N^g = H_n \cdot A_n \quad (2.10)$$

Si on considère l'hypothèse que le comportement du matériau est isotrope ; i.e. : $H_n = H_t$, le coefficient de frottement de déformation pour une aspérité conique avec un semi angle au sommet θ sera :

$$\mu_{Rapp} = \mu_{Rdef} = \frac{A_t}{A_n} \quad (2.11)$$

$$\mu_{Rdef} = \frac{2}{\pi} \cot \theta \quad (2.12)$$

Ce modèle malgré qu'il néglige la composante adhésive entre l'indenteur et le matériau, il pourrait expliquer ou renseigner sur les mécanismes d'enlèvement de matière à l'interface indenteur/matière. Plus récemment, d'autres travaux de recherches (Laval 1998; Bucaille and Felder 2001) ont introduit la composante adhésive. Ce modèle permet d'estimer le coefficient de frottement interfacial entre l'indenteur et le matériau.

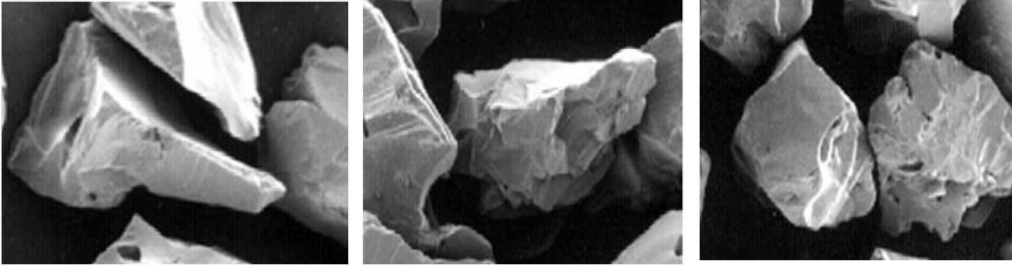
2.1.6 Les grains abrasifs

a. Propriétés des grains

Un abrasif est un corps dur cristallisé susceptible, par une action mécanique, de retirer de la matière sous forme d'un copeau dans un corps moins dur. Il est caractérisé par sa forme et ses dimensions, ses propriétés mécaniques et sa stabilité physico-chimique (Tanguy 1985; Douzet 1990; Hamdi 2000).

Les dimensions des grains abrasifs doivent correspondre à la qualité de surface souhaitée. La grosseur des grains utilisée dans les meules de rectification sont classés du plus gros (≈ 3 mm) au plus fin (≈ 45 μm) (Tanguy 1985).

La forme des grains est un paramètre important qui conditionne l'angle d'attaque du grain sur la pièce et par conséquent son pouvoir abrasif et l'état de surface résultant. Les industriels les classent selon leur densité volumique, en se basant sur les normes FEPA (*Fédération Européenne des Fabricants de Produits Abrasifs*) ou ASTM (*American society for testing and material*), en trois grandes familles : les grains pointus, les grains anguleux et les grains cubiques (Figure 2.7)



Forme du grain	pointu	anguleux	cubique
Masse volumique (g/cm³)	1.57-1.67	1.67-1.77	1.77-1.87

Figure 2.7 Classification des grains abrasifs selon leurs formes en se basant sur la masse volumique

La dureté est l'une des principales propriétés des abrasifs, cette notion traduit la capacité d'un corps à rayer un autre. La dureté dépend du matériau de base de l'abrasif et de la structure cristalline des grains.

La résistance à la fracture traduit l'aptitude du grain à s'opposer à la rupture suite à certaines contraintes mécaniques (pression) et physique (choc thermique) qu'il subit lors de sa pénétration dans la pièce qu'il usine. Si la résistance à la fracture de l'abrasif est trop élevée, le grain s'use, ses arêtes s'émeussent, son pouvoir de coupe diminue. À l'inverse, si sa résistance à la fracture est insuffisante, le grain se fragmente et disparaît rapidement.

La stabilité chimique des abrasifs est parfaite lorsque le grain ne possède aucune affinité chimique avec les différents corps en contact. Par exemple, le diamant qui est l'abrasif le plus dur est très peu utilisé en rectification des aciers à cause de son affinité chimique avec les métaux ferreux. On note aussi le rendement du carbure de silicium qui est limité dans l'usinage des aciers à cause de son affinité chimique avec le fer. Lorsqu'il y a réaction chimique, l'arête de coupe est fragilisée (Tanguy 1985).

b. Les différents types d'abrasifs employés

Les abrasifs sont classés en deux grandes familles. On distingue les abrasifs dits "conventionnels" tels que les alumines et les carbures de silicium, des abrasifs ultras durs ou superabrasifs tels que les CBN (Nitrure de Bore Cubique) et les diamants.

i Les abrasifs conventionnels

L'abrasif alumineux est le plus utilisé. Sa formule chimique à l'état pur est : Al_2O_3 , on trouve plusieurs variétés, tel que le corindon blanc et le corindon brun (*Tanguy 1985*).

L'alumine blanche ou le corindon blanc a une dureté élevée de l'ordre de 2200-2450 Hv mais il est fragile et présente des arêtes très vives. Cet abrasif est utilisé pour des travaux délicats où il faut éviter tout échauffement.

L'alumine brun a une dureté inférieure à celle de l'alumine blanc 1900-2200 Hv, mais elle est moins fragile. Cet abrasif est réservé à des travaux pénibles d'usinage d'aciers courants.

L'alumine à 40 % d'oxyde de zirconium résulte de l'addition de la zircone à l'alumine. Sa formule est Zr_4O_{10} . Sa dureté est autour de 1460 Hv, elle présente une résistance à la fracture très élevée et un bon pouvoir de coupe, elle est réservée à des travaux de gros enlèvement de métal sous de fortes pressions.

ii Les super abrasifs

Le Nitrure de bore cubique de façon habituelle désigné par les initiales CBN (de l'anglais Cubic Boron Nitride) est l'abrasif le plus dur après le diamant, sa dureté est de 7500 Hv (*Donzet 1990*), il présente des propriétés très intéressantes pour la rectification telles que sa stabilité à température élevée (1000 °C), sa résistance élevée à la fracture et l'absence de la réactivité chimique avec l'acier. Le prix élevé du CBN limite son emploi dans des domaines où sa performance est plus élevée que celle des abrasifs classiques.

En se basant sur les propriétés citées des différents abrasifs, des avantages et des limites de chacun, on a fait une sélection des familles à étudier : le carbure de silicium et le diamant sont éliminés à cause de leur réactivité chimique avec le fer. Le CBN, l'alumine blanc, brun et le zirconium sont les abrasifs retenus pour l'étude dans le cadre de ce travail.

2.2 Étude des mécanismes d'abrasion de l'HSS

2.2.1 Difficultés de l'étude et hypothèses retenues

L'opération de rectification est l'action d'une multitude de grains abrasifs munis d'une cinématique particulière. Ceci implique des phénomènes physiques difficiles à maîtriser tels que la

génération de la chaleur à l'interface outil-pièce. Ce dernier point sera pris en compte plus tard dans cette étude à une échelle macroscopique pour une analyse complète du processus.

Dans l'étude de la rectifiabilité de l'acier rapide supérieur des cylindres de laminage, on s'intéresse uniquement au pouvoir abrasif des grains à travers leur action principale qui est la formation des rayure par une action mécanique en négligeant tout autre phénomène. Comme déjà mentionné, lors de l'opération de la rectification les rayures sont formées d'une manière complexe du faite de la distribution aléatoire des grains dans la meule ce qui s'avère difficile à modéliser. Pour simplifier cette étude de rectifiabilité on va traiter le cas d'un seul grain abrasif en contact ce qui amène à étudier la technique de rayage.

Des hypothèses et des approximations doivent alors être prises en considération concernant la vitesse de rayage, l'effort appliqué, la morphologie de l'indenteur.

a. Choix de la vitesse de rayage

L'opération de rectification s'effectue à des vitesses de coupe élevées qui peuvent dépasser 200m/s (*Jackson et al 2001; Duscha et al 2011*). Or les essais de rayage ne se font qu'à faibles vitesses (quelques mm/s). À grande vitesse, la machine de rayage est très sensible aux vibrations. Il est, de ce fait, difficile d'assurer le suivi de ces essais et l'acquisition des données telles que l'enregistrement des efforts et par la suite l'exploitation des résultats qui ne peuvent pas être maîtrisés facilement.

On propose dans cette partie de faire des essais de rayage linéaires à basse vitesse dans les limites des valeurs autorisées par la machine. Sur un matériau élastoplastique, Ben Tkaya et al. (2007) ont montré numériquement qu'à faible vitesse de rayage, les résultats énergétiques et morphologiques de la rayure sont insensibles à ce paramètre. Ce résultat est pris en considération dans notre étude après l'avoir vérifié lors des essais préliminaires avec un grain de type corindon blanc. Un exemple de résultats est illustré sur la **Figure 2.8**.

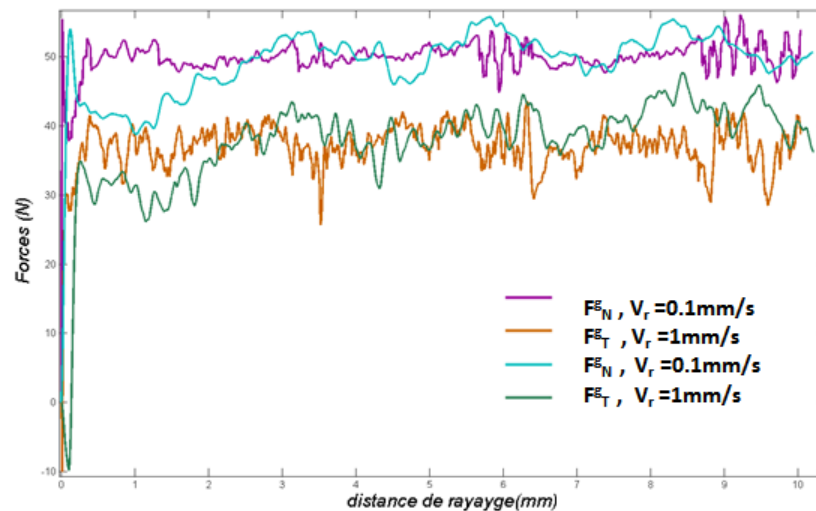


Figure 2.8 Effet de la vitesse de rayage sur les efforts normaux et tangentiels

b. Choix de l'effort normal appliqué par l'indenteur

Une autre difficulté rencontrée lors de cette étude est liée à la charge qu'on doit imposer à l'indenteur lors du rayage. Comme il a été précisé précédemment, l'opération de rectification se résume à l'action d'une multitude de grains abrasifs sur la surface du matériau. La charge imposée sur l'indenteur lors de l'essai de rayage présente l'effort normal élémentaire F_n^g appliqué par chaque grain abrasif lors de l'essai de rectification.

Macroscopiquement la meule a un aspect de surface homogène, mais à l'échelle locale les grains ont des formes différentes. En plus, ils ne sont pas chargés identiquement ; leur hauteur active n'est pas la même ; il y a des grains qui touchent la surface d'autres qui ne touchent pas. Tous ces facteurs rendent la force normale réelle appliquée par un seul grain abrasif difficile à quantifier. On s'oriente alors vers des méthodes approchées pour estimer F_n^g . Il y a deux façons de procéder.

La première consiste en une estimation de la valeur moyenne de pression appliquée sur la surface de contact lors de la rectification et puis déduire l'effort normal sur un seul grain en supposant un nombre fini de grains actifs dans l'interface. Dans ce cas, on suppose que toute la surface ne se compose que de grains abrasifs et qu'il n'y a pas d'espaces entre eux. Cette hypothèse n'est pas vraie ce qui implique, par conséquent, une sous-estimation de la force appliquée par un seul grain.

La deuxième méthode consiste en la caractérisation de la surface de la meule soit par des méthodes optiques pour apprécier visuellement la distribution de grains (**Figure 2.9 (a)**) ou alors en se basant sur le catalogue technique du fournisseur de la meule qui donne la taille et la

concentration des grains abrasifs par mm^3 ce qui semble mieux adapté en terme de précision (**Figure 2.9 (b)**).

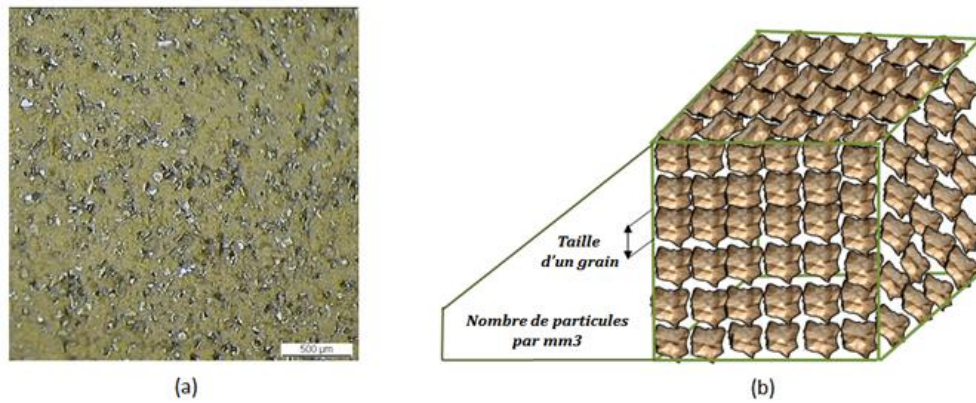


Figure 2.9 Estimation du nombre des grains : **(a)** image prise à la loupe binoculaire pour une meule CBN (taille de grain $54 \mu\text{m}$), **(b)** densité des particules des grains abrasifs indiquée par le fournisseur de la meule

Ainsi pour une taille de grain de $54 \mu\text{m}$, une densité de meule $1917 \text{ grains}/\text{mm}^3$, une surface de contact de 3.03 mm^2 et un effort normal global de rectification 60 N (ces deux derniers paramètres seront décrits dans le chapitre 3). Finalement la valeur de la force appliquée sur chaque grain vaut 0.128 N .

La précision de la machine ne permet pas d'effectuer des essais de rayage avec une si faible valeur d'effort. On est alors obligé d'augmenter la valeur de consigne pour obtenir des résultats concluants.

c. Choix de la morphologie de l'indenteur

Les grains destinés à l'opération de rectification n'ont pas la même action partout sur la surface à rectifier. Classiquement, l'étude de l'essai de rayage s'effectue avec un indenteur considéré rigide de forme connue (Rockwell, Vickers, Berkovich, ...) pour faciliter la maîtrise de l'essai de rayage et permettre de mieux exploiter les résultats (*Jardret et al 1998; Ben Tkaya 2007; Vencl et al 2009*).

Cependant, l'étude de la rectifiabilité d'une nouvelle nuance d'acier nécessite de tester différentes familles de grains abrasifs de morphologies variées ce qui rend difficile la maîtrise de l'essai de rayage. En plus les grains constituant les meules de rectification, en particulier les meules de

finition, sont très fins, de l'ordre d'une centaine de micron, une taille qui n'est pas adaptée pour faire des essais de rayage à grain unique.

Suite à ces constatations les essais sont effectués avec des grains dix à vingt fois plus grands pour l'abrasif conventionnel et des indenteurs spécialement fabriqués à pointe CBN pour les superabrasifs. En effet, la taille maximale des grains de CBN est de 300 μm . Certes, avec cette configuration, l'échelle des expérimentations n'est pas conforme à la réalité, mais le mode de déformation ainsi que les informations concernant le rayage ne seront pas trop différents.

2.2.2 Protocole expérimental et conditions d'essai

a. Mise en œuvre de l'essai de rayage : scléromètre à basse vitesse

La mise en œuvre d'un essai de rayage dépend beaucoup de l'échelle à laquelle on travaille. Elle peut être menée sur diverses machines commerciales équipées d'indenteurs, et selon la pénétration de ce dernier, qui peut aller de quelques nanomètres jusqu'à quelques millimètres, on parle des nano-indenteurs à l'échelle microscopique et des machines de *scrach testing* à l'échelle macroscopique.

Au sein du LTDS, l'étude du rayage à basse vitesse appelée aussi sclérométrie à basse vitesse est largement explorée (Jardret 1998, Hamdi 2000; Mezlini 2003; Ben Tkaya 2007). Un dispositif dédié à cet axe de recherche a été développé **Figure 2.10**. Il permet de réaliser des micro-rayures sur des surfaces avec différentes géométries d'indenteurs. Il permet également de faire varier les paramètres de rayages tels que la vitesse de rayage et la charge imposée.

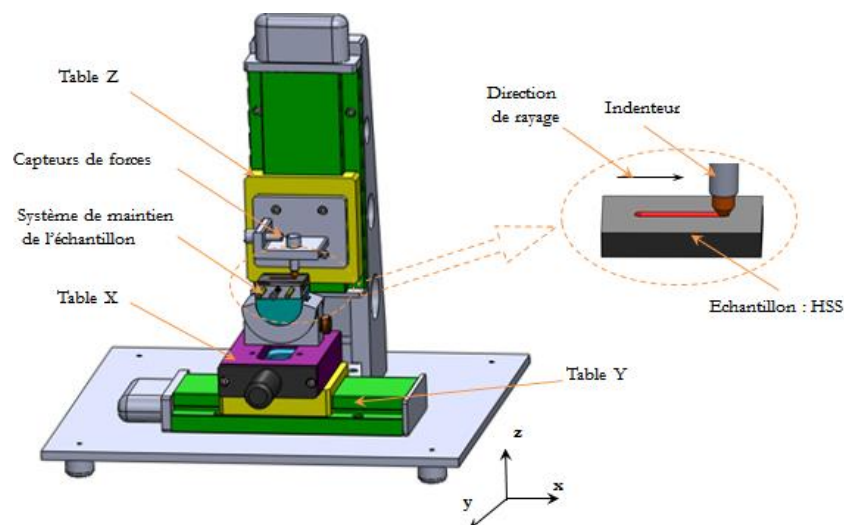


Figure 2.10 Scléromètre à basse vitesse

Le positionnement précis de l'échantillon sous l'indenteur suivant les axes X, Y et Z est effectué par des tables de translation pilotées par un moteur à courant continu pas à pas à résolution micrométrique. Pour s'affranchir du problème de planéité de l'échantillon qui peut fausser les résultats, on a choisi de travailler, dans le cadre de cette étude avec le mode effort normal imposé asservi par le déplacement vertical.

Un essai de rayage à charge imposée se déroule en deux étapes : une phase d'indentation où un effort normal est appliqué et la phase où on garde cet effort normal constant en se déplaçant parallèlement à la surface de l'échantillon. Le dispositif permet ainsi de mesurer en continu l'effort normal et l'effort tangentiel par un système de capteurs de forces piézoélectriques. La **Figure 2.11** illustre les deux phases d'indentation et de rayage à travers un exemple d'acquisition des efforts lors d'une opération de rayage à effort normal imposé.

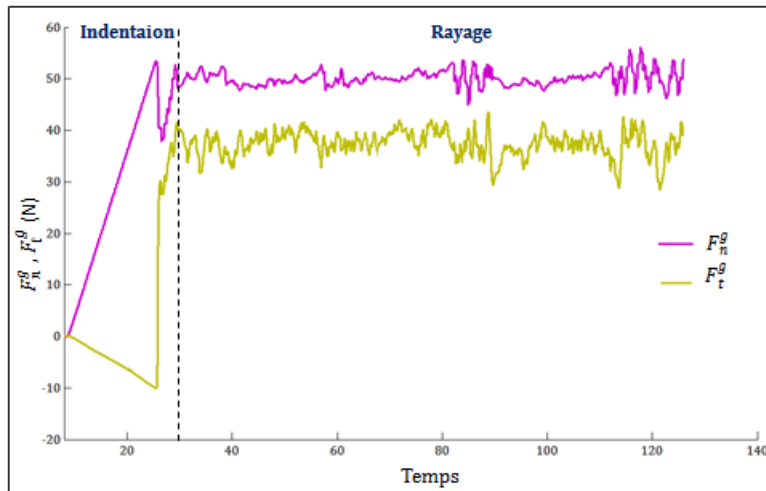


Figure 2.11 Acquisition de l'effort normal et tangentiel d'un essai de rayage

b. Définition de l'acier utilisé

Les échantillons utilisés lors des essais de rayage sont extraits d'une barre forgée d'acier rapide supérieur HSS. Comme indiqué dans le contexte de ce travail, c'est une nouvelle nuance élaborée spécifiquement pour fabriquer des cylindres de laminage à froid de l'aluminium. Cet acier appartient à la famille des aciers rapides fortement alliés, c'est un acier traité, qui a subi un traitement thermique à cœur ; une trempe autour de 1100°C et une série de revenues entre de 450 à 600 °C (**Figure 1.3** du chapitre 1).

Cet acier contient des éléments d'alliage, sa composition chimique est donnée approximativement par le **Tableau 2.1**.

HSS	C	V	Mo	Cr	W
Composition (%)	[0.7 ; 1.5]	[0.2 ; 3]	[0.3 ; 3]	[8 ; 13]	[0.1 ; 2]

Tableau 2.1 composition chimique de l'HSS

Après traitement thermique, ce matériau présente des caractéristiques mécaniques élevées identifiées à température ambiante, elles sont regroupées dans le **Tableau 2.2**.

Module de Young	Limité élastique	Résistance à la rupture	Coefficient de poisson
E (GPa)	σ_e (MPa)	R_m (MPa)	ν
217	1600	1800	0.3

Tableau 2.2 Caractéristiques mécaniques de l'HSS

Une vingtaine de mesure de dureté ont été réalisées sur les échantillons bruts (**Figure 2.12**). On a pu vérifier que les duretés sont relativement élevées. Elles varient entre 720 HV et 1270 HV selon la zone d'indentation (matrice ou carbure).

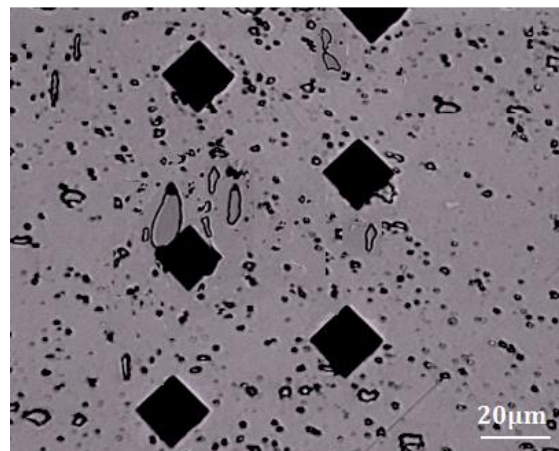


Figure 2.12 Profil de microdureté d'un échantillon HSS avant rayage

c. Analyse initiale des Echantillons

Les échantillons sont de petits parallélépipèdes de $25 \times 40 \times 5 \text{ mm}^3$, les dimensions sont définies de manière à optimiser l'opération de rayage. Afin d'avoir une planéité optimale et éviter toute interaction des rayures avec la rugosité de surface, les échantillons sont polis soigneusement jusqu'à l'obtention d'un poli miroir de rugosité $Ra \approx 0.01 \mu\text{m}$.

i Observation de la microstructure

La **Figure 2.13** présente une observation MEB de la surface et de la section transversale d'un échantillon de rayage. Sur la **Figure 2.13 (a)**, les carbures sont alignés selon une direction privilégiée liée à la mise en forme par forgeage de l'acier. Cette direction correspond à la direction de pénétration de l'indenteur. Sur la **Figure 2.13 (b)**, les carbures sont répartis aléatoirement sur la surface de l'échantillon c'est à dire dans la direction de rayage.

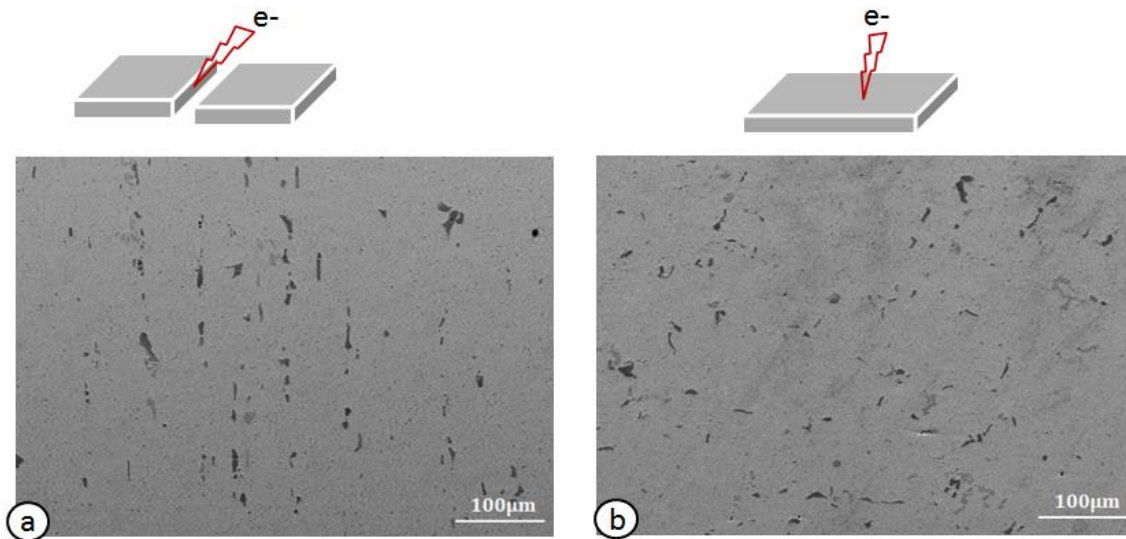


Figure 2.13 Microstructure MEB de l'acier HSS à l'état de réception : (a) coupe transversale, (b) surface de l'échantillon

La **Figure 2.14** révèle la microstructure de la nuance HSS après attaque au Nital. La matrice se trouve sous forme des lamelles après avoir subi une transformation martensitique sous l'effet des traitements thermiques. Les carbures primaires sont présentés sur la **Figure 2.14 (a)**, leur taille varie de 5 à $25 \mu\text{m}$. La **Figure 2.14 (b)** montre les carbures secondaires fins ($\approx 1 \mu\text{m}$) répartis uniformément dans la matrice.

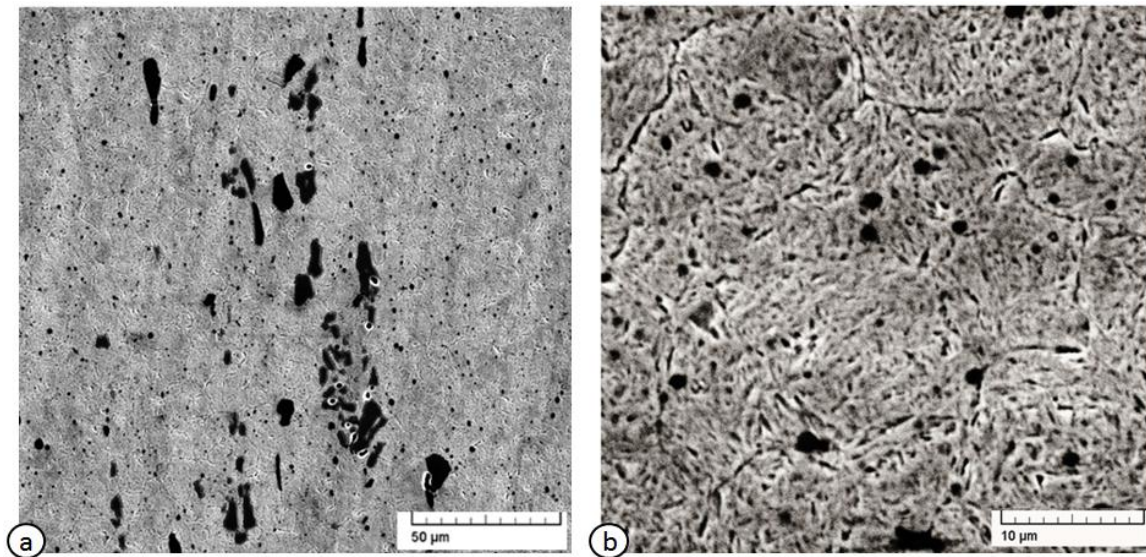


Figure 2.14 Micrographie au MEB (Electrons secondaires) de l'acier HSS **(a)** Carbures primaires, **(b)** carbures secondaires

ii Analyse chimique

L'analyse en électrons rétrodiffusés (BSE) associée à la microanalyse par Energie Dispersive de rayons X (EDX) permet une analyse locale qualitative de la composition chimique de l'échantillon. Sur la **Figure 2.15 (a)** se révèle un contraste de phase. On distingue la présence de trois principales phases. Une phase gris claire : c'est la matrice qui est riche en Fer, une deuxième grise plus foncée localisée dans un carbure primaire indiquant d'après le **Tableau 2.3** et la cartographie EDS (**Figure 2.15 (b)**) que celui-ci est un carbure de chrome de type M₇C₃ (2500 Hv) et la troisième zone noire est une phase riche en vanadium concentrée dans un carbure primaire de vanadium de type VC (3500 Hv).

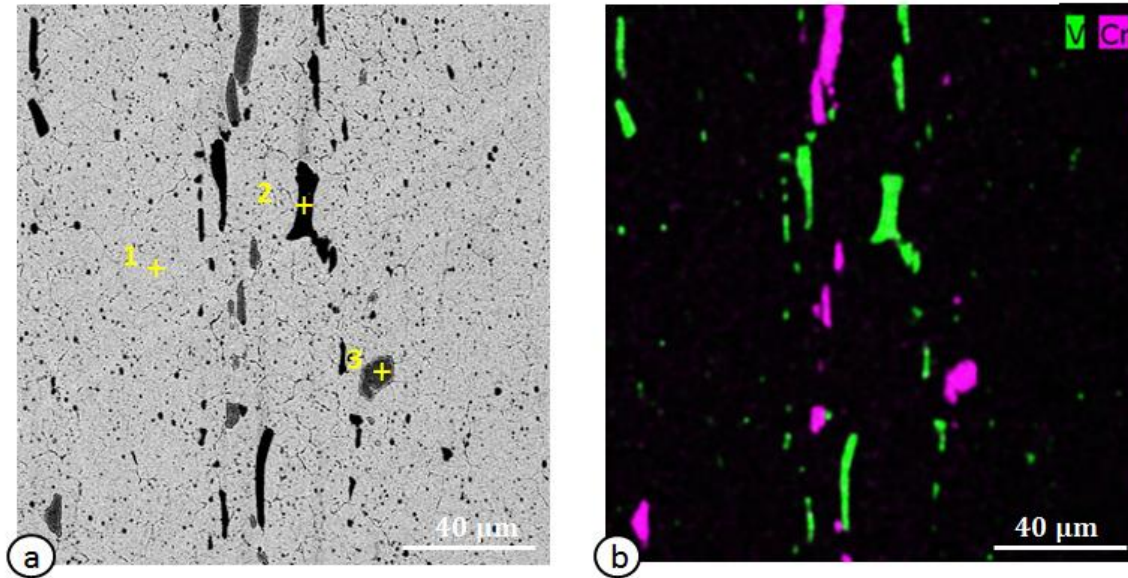


Figure 2.15 Analyse qualitative des phases d'un l'échantillon de rayage: **(a)** Imagerie en électrons rétrodiffusés (BSE), **(b)** Analyse chimique élémentaire (EDS)

%wt	Matrice Phase1	Phase2	Phase3
Fe	83,6	2,03	34,31
Cr	7,68	8,25	43,09
W	4,01	4,28	4,36
V	3,34	71,16	11,94
Mo	1,22	8,80	6,24

Tableau 2.3 Répartition des éléments chimiques dans les différentes phases du matériau

iii Topographie de surface des échantillons

Figure 2.16 présente une image obtenue par interférométrie optique de la surface initiale polie. Elle présente des irrégularités qui semblent être liées à la microstructure du matériau en particulier la présence des carbures. Les valeurs initiales des grandeurs de rugosité de la surface sont $S_a \approx 10$ nm, $S_q \approx 14$ nm et $S_p \approx 56$ nm.

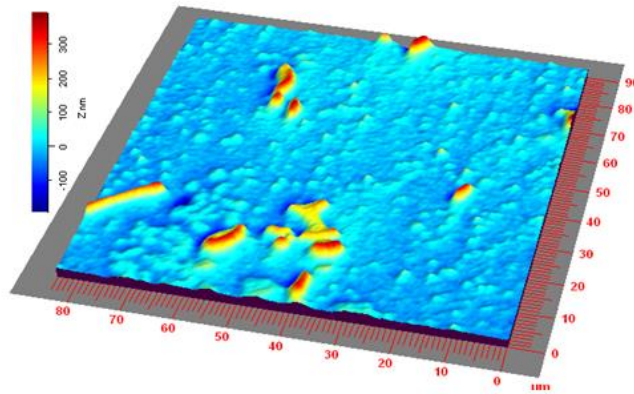


Figure 2.16 Topographie de la surface initiale des échantillons, obtenue par interférométrie

d. Préparation des indenteurs

Dans cette étude on s'intéresse au comportement des grains abrasifs lors du rayage de la nuance de l'HSS. On a choisi de tester les grains abrasifs classiques en alumine blanc (Al_2O_3 blanc), en alumine brun (Al_2O_3 brun) et en zirconium (Zrk) et les grains super-abrasifs en nitrure de bore cubique (CBN).

Des critères liés à la nature de l'abrasif telles la dureté et la forme du grain à travers son angle d'attaque sont pris en compte lors de cette étude. Pour les raisons cités précédemment, les indenteurs en super abrasifs sont fabriqués avec des pointes en CBN, de forme conique et présentant différents angles au sommet pour permettre d'étudier l'effet de la forme du grain sur le comportement au rayage. Les différentes géométries sont regroupées dans le **Tableau 2.4**.

Pour les grains abrasifs classiques, on distingue selon les fournisseurs trois grandes familles. Les grains pointus, les grains anguleux et les grains cubiques (**Figure 2.7**).

Dans le cadre de cette étude on travaille qu'avec les grains anguleux pour éviter d'une part le comportement fragile des grains pointus et d'autre part l'aspect arrondi des grains cubiques. En se basant sur des observations microscopiques (**Tableau 2.4**), les grains sont triés selon l'enveloppe définissant l'angle au sommet et l'angle d'attaque approximatif. Les dimensions approximatives suivantes du grain sont retenues : Longueur ≈ 1.5 à 2 mm, largeur ≈ 1 mm, angle au sommet est estimé à 90° .


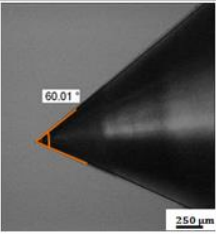
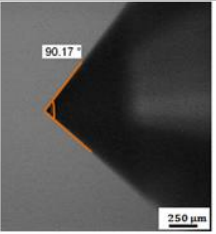
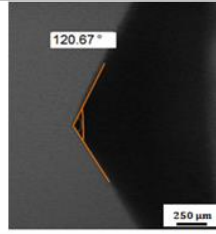
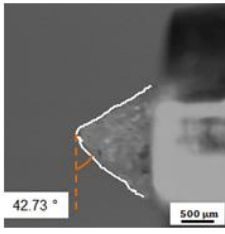
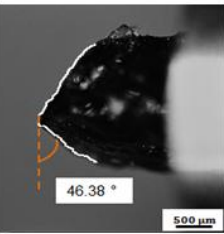
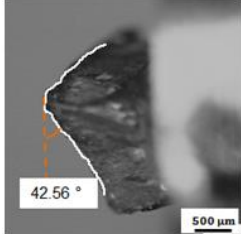
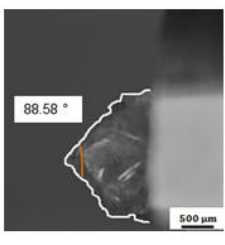
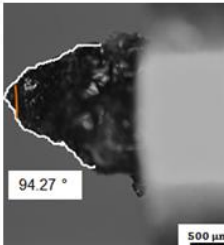
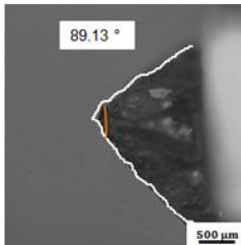
Indenteurs CBN			
			
Indenteurs à grains classiques			
	Corindon blanc	Corindon brun	Zirconium
<p style="text-align: center;">A ↓ Angle d'attaque</p>	<p style="text-align: center;">Sens du rayage ↓</p>  <p style="text-align: center;">42.73 °</p>	 <p style="text-align: center;">46.38 °</p>	 <p style="text-align: center;">42.56 °</p>
<p style="text-align: center;">Vue suivant A Angle au sommet</p>	 <p style="text-align: center;">88.58 °</p>	 <p style="text-align: center;">94.27 °</p>	 <p style="text-align: center;">89.13 °</p>

Tableau 2.4 Images réalisées à la loupe binoculaire des différentes formes d'abrasifs utilisés

Au final les conditions de rayage choisies sont :

- Vitesse de rayage : $V_r = 0,1$ mm/s.
- Force normale appliquée : $F_N^g = 20, 50$ et 80 N.
- Longueur de la rayure : $L_r = 10$ mm.

e. Indice de plasticité

Avant de passer à la caractérisation et aux analyses, on vérifie le mode de déformation au cours du rayage de la surface grâce à l'indice de plasticité X présenté dans la partie bibliographique de ce chapitre (**Equation2.6**).

Rappelons Si X est supérieure à 100, la déformation est essentiellement plastique. Le **Tableau 2.5** donne l'indice X calculé en fonction de l'angle au sommet de l'indenteur.

Semi angle au sommet θ (°)	30	45	60
Angle d'attaque β (°)	60	45	30
Indice de plasticité X	234.9	135.625	78.3

Tableau 2.5 Indice de plasticité X en fonction de l'angle d'attaque

Cet indice est inférieur à 100 pour le plus faible angle d'attaque utilisé, ce qui veut dire que le retour élastique a lieu pour cette géométrie de l'indenteur. Par contre, il augmente avec l'angle d'attaque pour dépasser 100 vers 45°, ce qui signifie que la déformation devient essentiellement plastique.

On va considérer dans le reste de cette étude que la déformation générée lors de l'essai de rayage est pratiquement plastique.

2.3 Résultats et interprétations

2.3.1 Procédure de caractérisation

A la fin de chaque essai de rayage, on procède par différents moyens de caractérisation à la collection de deux types d'informations : des données qualitatives liées à la morphologie de la rayure et aux mécanismes de déformation et des données quantitatives tels que les efforts de rayage, le volume de matière enlevé, l'énergie spécifique d'abrasion et le coefficient de frottement.

Les efforts de rayage sont directement mesurés au moment de l'essai par les capteurs intégrés dans la machine de rayage.

Afin de caractériser la morphologie de la rayure, on a recours à la technique de la microscopie interférométrique permettant des topographies 3D de la surface. À l'aide du logiciel TopoSurf, il sera aisé d'extraire des profils latéraux de la rayure et de calculer le volume de matière déplacé.

Cette technique a ses limites puisqu'elle ne permet pas de détecter les vides sous les bourrelets et les débris d'abrasif au fond de la rayure. Pour y remédier, les caractérisations sont complétées par des observations au microscope optique et au microscope électronique à balayage.

Les résultats seront divisés en trois grandes parties. Dans un premier temps, on se focalisera sur l'influence de la nature de l'abrasif et sa dureté, ensuite sur l'analyse l'influence de la forme de l'indenteur sur les mécanismes d'enlèvement de matière par abrasion et enfin sur l'étude du frottement.

2.3.2 Influence de la nature de l'abrasif

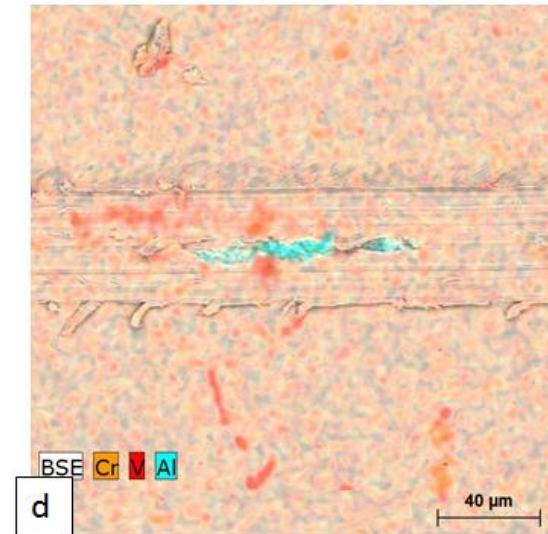
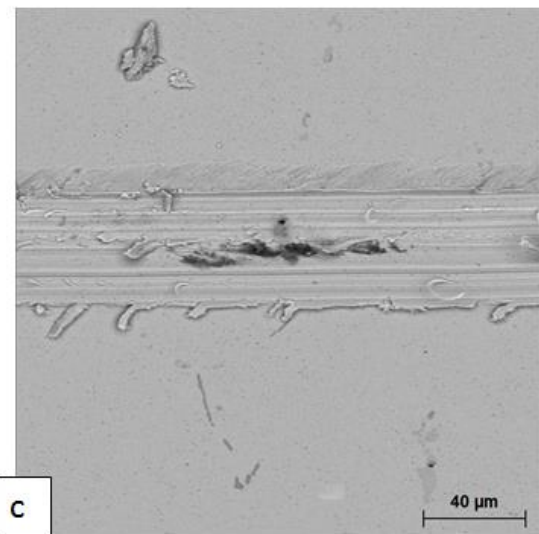
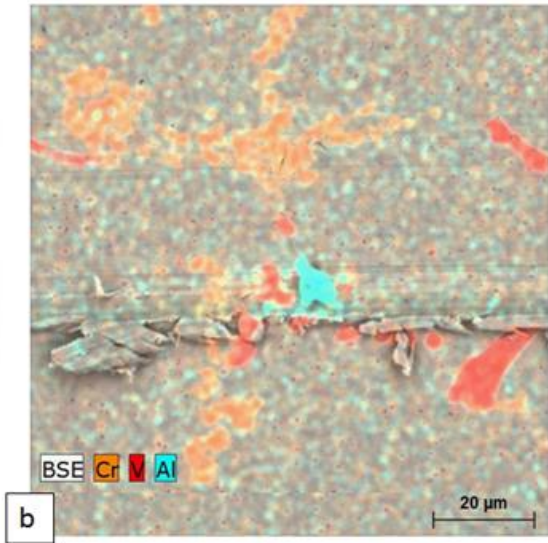
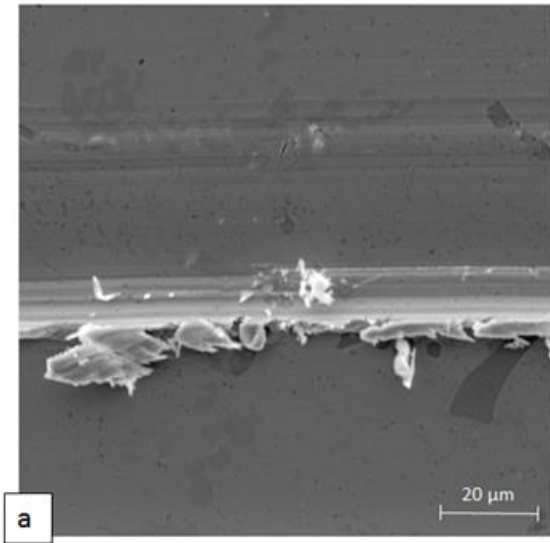
a. Comportement des grains : analyse qualitative

Pour pouvoir comparer le comportement des différents grains abrasifs vis-à-vis de la microstructure du matériau lors du rayage, on a choisi de caractériser des rayures faites avec des grains de forme très proches (angle au sommet $2\theta=90^\circ$, angle d'attaque $\beta=45^\circ$) et dans les mêmes conditions de rayage ($F_N^g = 20$ N). Une première analyse basée sur des observations MEB complétée par une analyse EDS comme l'illustre l'exemple sur la **Figure 2.17**. Les différents clichés MEB montrent que malgré l'aspect de coupe remarqué par la présence des copeaux autour des rayures, la dégradation des grains d'alumine et de zirconium prédomine à travers la présence des débris et des fragments au fond de la rayure. Ceci prouve que les grains classiques de type alumine blanc, brun et zirconium ne résistent pas face aux carbures primaires massifs, riches en vanadium et en chrome regroupés sous forme de chaînes qui dépassent les $50\ \mu\text{m}$.

Rappelons que la taille des grains dans le cadre de cette étude est assez importante par rapport à celle qu'on trouve réellement dans les meules de rectification, et malgré cela on remarque que le facteur taille ici n'a pas d'influence sur la résistance des grains face aux chaînes de carbures. Ce point a été évoqué par Kosel et al. (1981). Les auteurs ont précisé qu'il n'existe pas des règles même empiriques qui permettent de prédire les effets de taille de grain. Mais à partir des tests comparatifs d'abrasion des matériaux métalliques contre des grains de silicium de taille allant de $10\ \mu\text{m}$ à $1\ \text{mm}$, ils ont montré qu'au-delà d'un diamètre critique ($100\ \mu\text{m}$), l'usure est relativement insensible à la taille de l'abrasif.

Contrairement à ce qui a été observé pour les rayures générées par des grains classiques, les rayures faites avec des grains CBN (**Figure 2.17 (g) et (h)**) ne présentent pas de débris ni même de fragments d'abrasifs lors du passage de l'indenteur sur les chaînes de carbure et la rayure paraît lisse et continue.

Sens du rayage



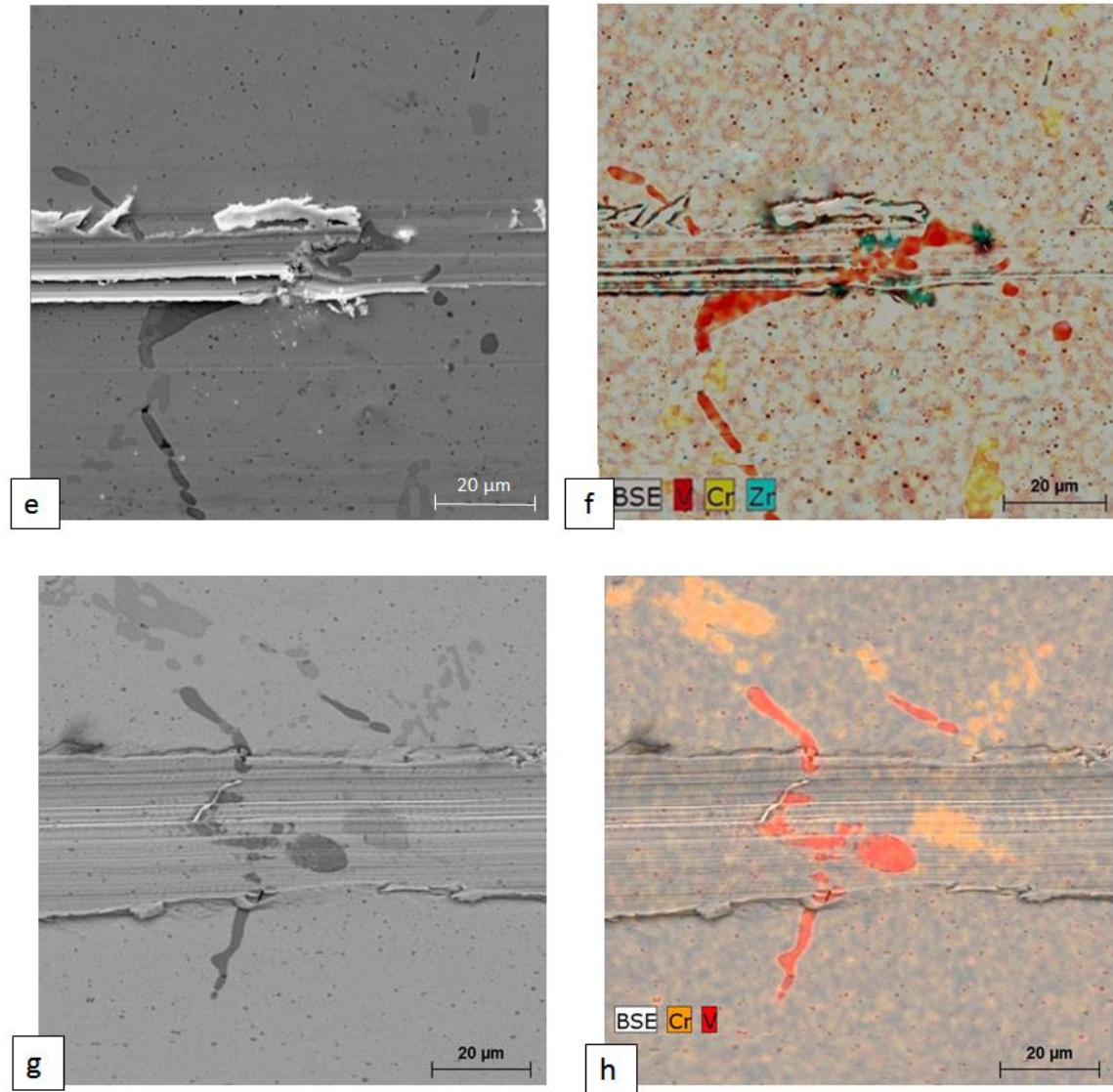


Figure 2.17 Micrographie au MEB des rayures générées par : (a) et (b) Alumine blanc ; (c) et (d) Alumine brun ; (e) et (f) Zirconium ; (g) et (h) Nitrure de bore cubique CBN ($F_N^g=20N$)

La première conclusion qu'on peut tirer de cette analyse purement qualitative est que le super abrasif CBN résiste mieux face aux carbures très durs contenus dans la microstructure de la nuance HSS.

b. Exploitation des profils latéraux : profondeur de pénétration

Les mesures interférométriques des rayures ont permis d'extraire les profils latéraux de la topographie 3D réalisée comme l'illustre la **Figure 2.18**.

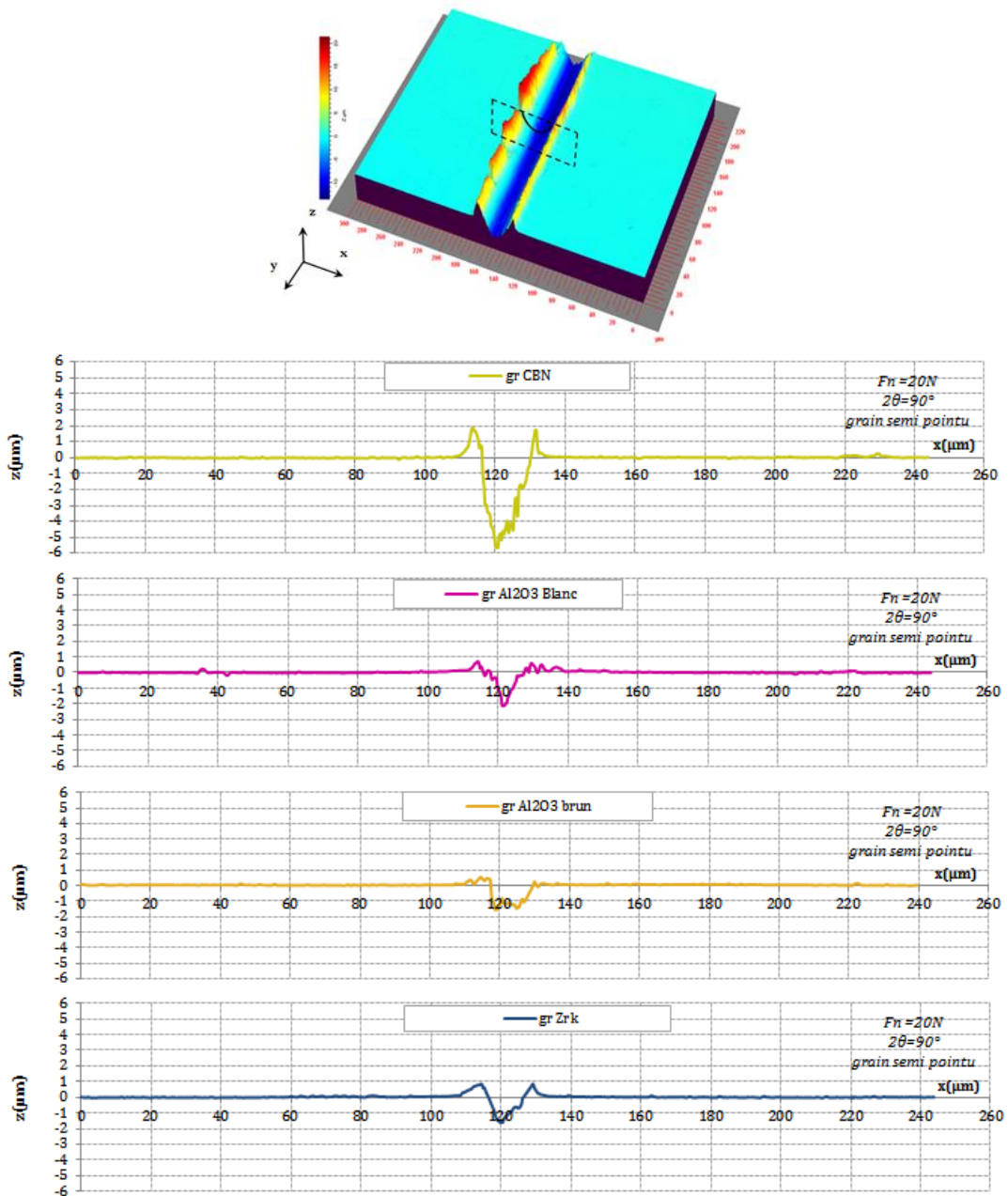


Figure 2.18 Profils latéraux générés par différents grains abrasifs

Ces profils latéraux donnent une idée sur les profondeurs atteintes par les grains lors du rayage avec le même effort normal et en négligeant toutefois le retour élastique.

Il est clairement notable que sous une même charge appliquée, la profondeur de la rayure faite par l'indenteur CBN est trois à quatre fois plus importante que celles réalisées par les autres grains abrasifs.

Rappelons que la caractérisation en coupe transversale du matériau illustrée sur la **Figure 2.13 (a)**, montre que le plan de pénétration de l'indenteur est dense en chaîne de carbure de large taille qui peuvent constituer un obstacle devant les grains dans le sens normal à la direction du rayage. Ces observations permettent ainsi de confirmer les conclusions tirées des examens des rayures au MEB.

c. Relation entre dureté de l'abrasif et volume de matière déplacé

La dureté constitue la grande différence entre les abrasifs classiques et les super abrasifs. On propose ici d'étudier, sous différentes charges, l'évolution du volume de matière déplacée au cours du rayage en fonction du rapport entre la dureté de la matrice de l'acier H_{mat} (820 Hv) et la dureté de l'abrasif H_{abr} puis entre la dureté de l'abrasif et la dureté du carbure de type M_7C_3 H_{M7C3} (2600 Hv), le carbure le plus présent et le plus volumineux dans la matrice de la nuance étudiée.

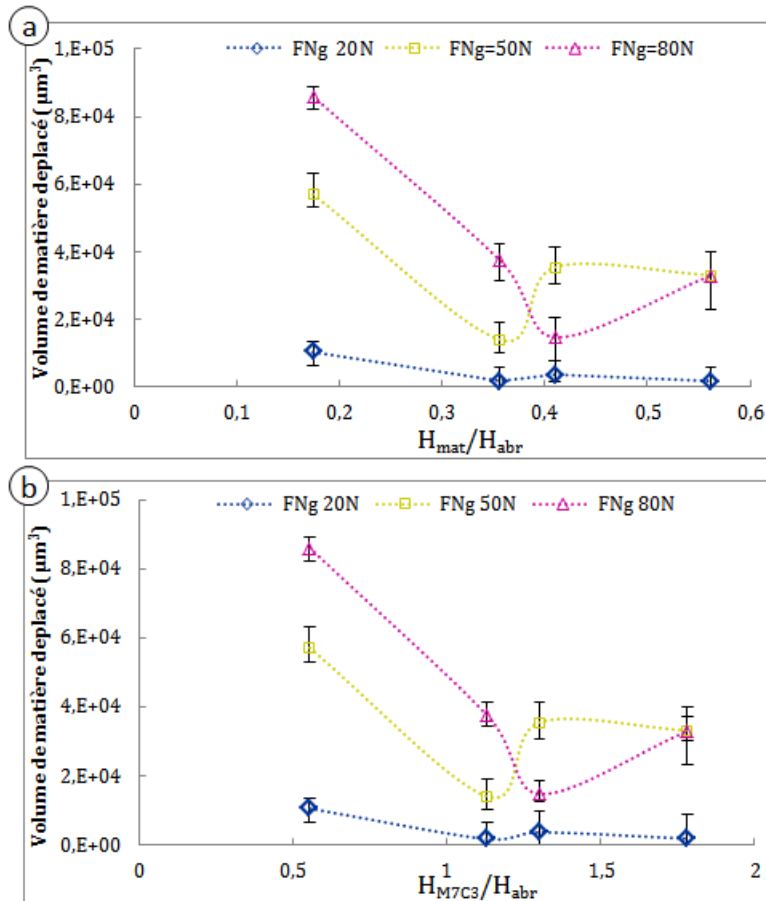


Figure 2.19 Volume de matière déplacé en fonction de : **(a)** rapport H_{mat}/H_{abr} , **(b)** rapport H_{M7C3}/H_{abr} à différentes conditions d'abrasion

On constate que dès que le rapport H_{mat}/H_{abr} dépasse 0.2 (**Figure 2.19 (a)**), et le rapport H_{M7C3}/H_{abr} s'approche de l'unité **Figure 2.19 (b)**, le volume de matière enlevé est au plus faible, ceci est valable pour les différents niveaux de force normale appliquée. En effet, face aux grains abrasifs classiques de type Alumine blanc ou brun et Zirconium qui ont une dureté comparable ou inférieure à celle des carbures de type M_7C_3 , la résistance à l'usure abrasive du matériau est assez élevée. Cette résistance n'est pas souhaitée dans le cadre de la présente étude qui a pour objectif de trouver le bon outil pour rectifier le matériau HSS. D'autre part, on remarque qu'au niveau des abrasifs classiques (rapport de dureté supérieur à 1) la variation de volume varie en fonction de la dureté ce qui montre que pour ces abrasifs de duretés proches, il y a d'autres propriétés qui interviennent tels que la friabilité, la résistance à haute pression et le pouvoir de coupe (*Tanguy 1985*).

La dureté constitue un paramètre clé qui conditionne la résistance à l'usure abrasive de l'HSS. Dans ce contexte, les critères de résistance à l'abrasion sont difficiles à établir du fait des regroupements aléatoires des carbures dans le matériau, de l'influence des autres caractéristiques des grains abrasifs comme la friabilité, Il est clair que l'usure abrasive ou le pouvoir abrasif, dans ces conditions, est contrôlé par le taux d'élimination de la phase de carbure qui protège la matrice de l'attaque directe par les particules abrasives. Ces dernières doivent avoir une dureté largement supérieure aux carbures présents dans le matériau. En effet, ces carbures agissent comme une barrière pour interrompre le mouvement des particules abrasives lors de leur contact avec le matériau selon Kazemipour et al. (2010).

d. Corrélation entre les efforts et la morphologie de la rayure

La **Figure 2.20** montre un exemple des évolutions typiques de la force tangentielle F_T^g lors des essais de rayage réalisés dans les mêmes conditions avec des grains en alumine ensuite avec un indenteur en CBN.

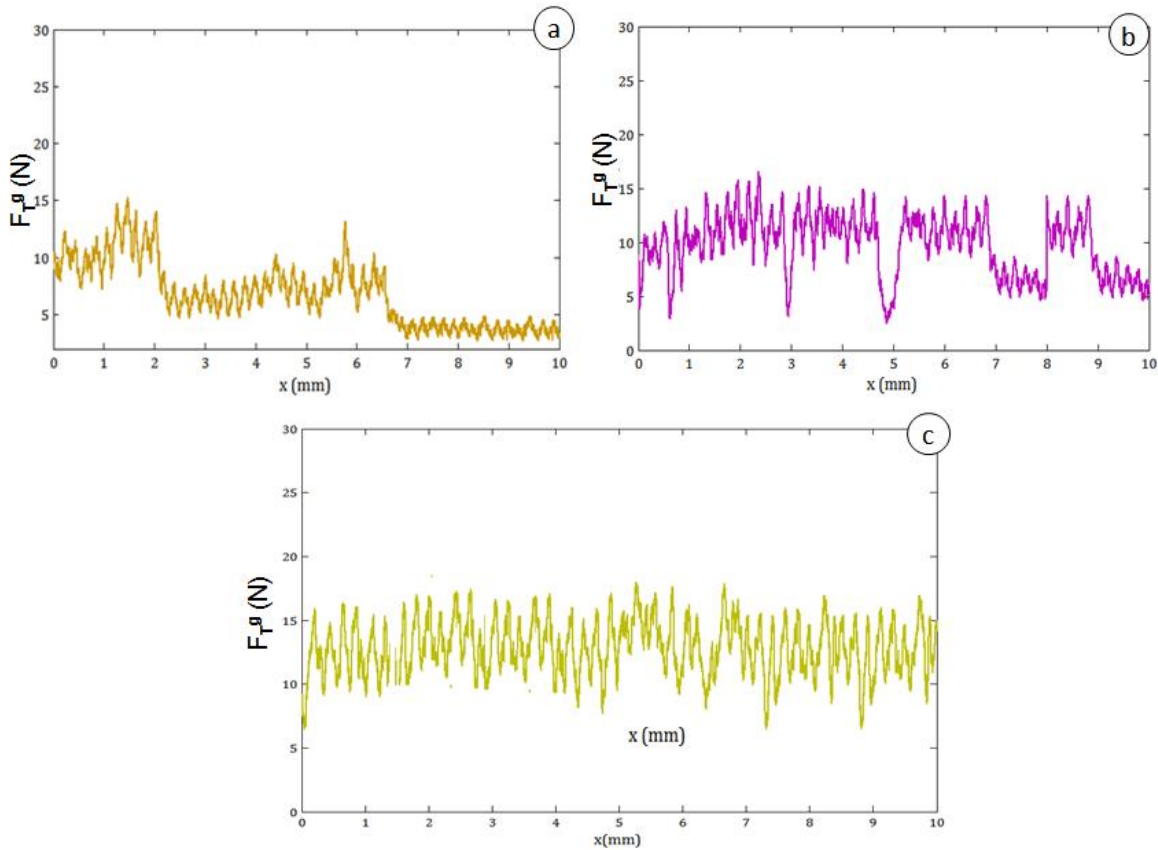


Figure 2.20 Corrélation entre l'effort tangentiel de rayage et la morphologie de la surface rayée sous une charge $F_N^g = 20$ N avec : **(a)** Al_2O_3 , **(b)** ZrK , **(c)** CBN

Au cours du rayage F_T^g varie beaucoup pour les deux types d'abrasif traduisant ainsi l'endommagement du matériau par un phénomène discontinu lié à la profondeur des écailles qui en résultent (**Figure 2.20**). D'autre part, la matrice martensitique est riche en carbures primaires qui résistent bien à l'usure abrasive mais ils sont susceptibles d'être arrachés (*Kosel and Fiore 1981*) comme l'illustre les cavités présentes sur les images MEB (**Figure 2.21**). Sauf que les courbes des efforts tangentiels de rayage avec des grains en alumine et en zirconium, tracés sur la **Figure 2.20 (a)&(b)**, présentent une série de chutes brutales tout au long de la rayure. Ces dernières peuvent être reliées aux mécanismes de fragmentation des grains abrasifs observés dans le paragraphe 2.3.2-a qui sont occasionnés par la présence des carbures primaires rencontrés dans la matrice comme le montre les micrographies MEB illustrées sur la **Figure 2.21**.

En effet, lorsque la dureté de l'abrasif est supérieure à celle des carbures comme dans le cas du CBN, le carbure est arraché ou fragmenté mais se retrouve rayé.

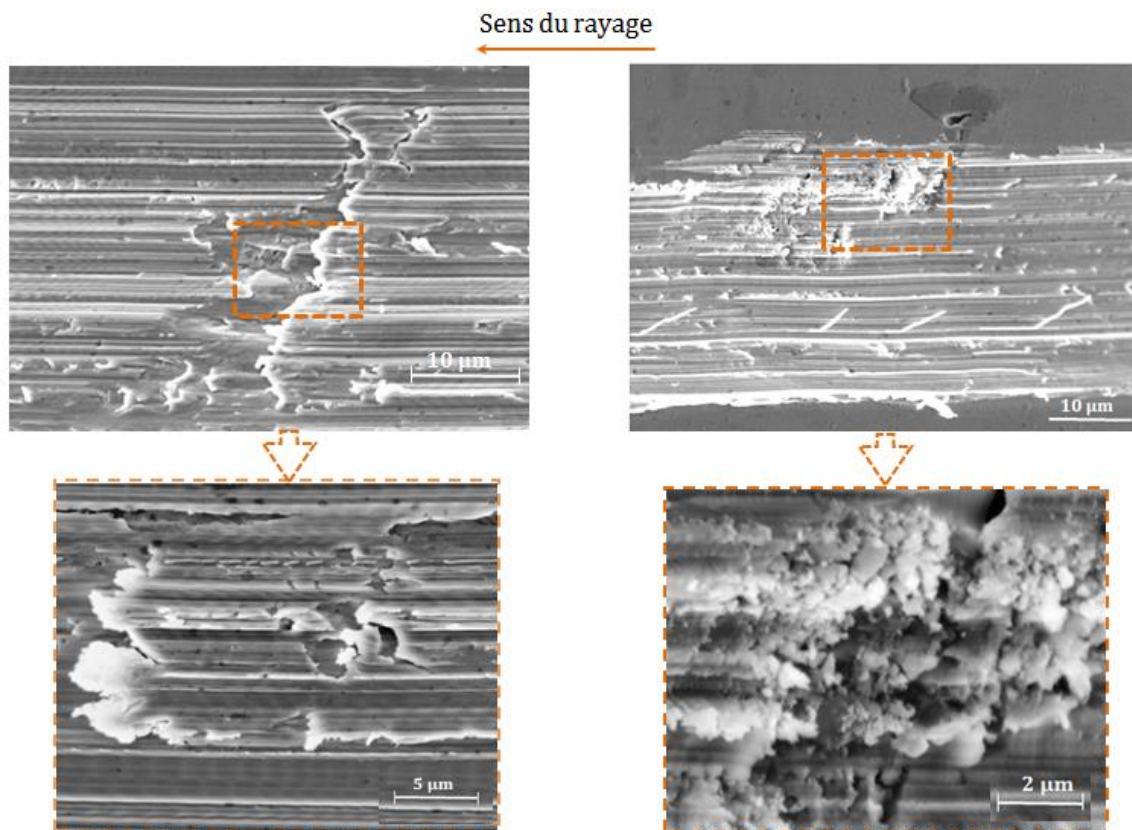


Figure 2.21 Micrographie MEB des fonds des rayures réalisées avec un indenteur CBN ($F_N^g = 20\text{N}$)

2.3.3 Analyse de l'énergie spécifique d'abrasion

L'énergie spécifique d'abrasion est un paramètre fondamental pour caractériser les procédés d'abrasion. Elle est définie par le rapport entre l'énergie fournie au système E_{rtot} et le volume de matière enlevé V_g au cours de processus de rayage (équation (2.14)). C'est un indice de performance qui relie les paramètres d'entrée aux réponses du processus.

$$E_{rtot} (J) = L_r \cdot F_T^g \quad (2.13)$$

Ainsi

$$E_{rsper} (J / mm^3) = \frac{E_{rtot}}{V_g} = \frac{V_r \cdot F_T^g}{V_g} \quad (2.14)$$

Sa détermination intéresse en premier lieu l'industriel, puisqu'elle permet de relier l'usure à l'énergie qui est consommée pour la générer et d'avoir une idée globale sur le pouvoir abrasif du grain vis-à-vis du matériau étudié.

La **Figure 2.22** présente, sous forme d'histogramme, une comparaison entre l'aptitude des différentes familles de grains abrasifs à enlever de la matière par rayage de la nuance HSS. On remarque que les grains CBN nécessitent la plus faible quantité d'énergie en comparaison avec les grains classiques ce qui confirme les analyses et les observations faites dans les paragraphes précédents.

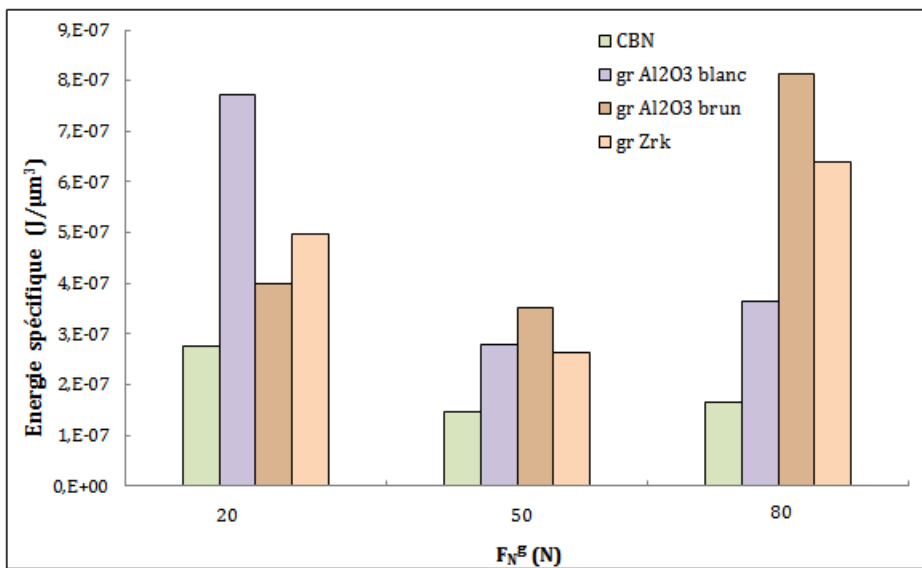


Figure 2.22 Evolution de l'énergie spécifique d'abrasion pour les différents types de grains abrasifs en fonction de la charge normale appliquée

D'un autre côté, on constate un effet notable de la pression appliquée sur l'énergie d'abrasion consommée au cours du rayage. L'évolution de celle-ci met en évidence deux tendances de variations : une diminution entre la valeur 20 et 50 N puis une augmentation au-delà de 50 N. Il est difficile d'expliquer cette variation.

Mais d'un point de vue phénoménologique, on peut l'attribuer à une lutte entre :

- La performance de coupe due à la pénétration du grain sous l'effet de la charge appliquée et donc une meilleure interaction entre le grain et la matière.

Et

- La résistance du grain à la charge normale qui peut engendrer sa fracture et donc augmenter le frottement ce qui mène à une élévation de l'énergie spécifique d'abrasion.

C'est finalement la notion de copeau minimum, évoquée par Hamdi (2000), qui peut être à l'origine de cette évolution de l'énergie spécifique. L'auteur explique qu'en usinage et même en rayage, en dessous d'une certaine pénétration, l'outil ne coupe pas mais il ne fait que déplacer la matière. Ceci nécessite beaucoup d'énergie. De l'autre côté, il doit y avoir une profondeur optimale où la coupe se passe bien mieux et au-delà de cette valeur (50N), le phénomène de casse perturbe l'enlèvement de matière.

Bilan

Le test de rayage avec différents types de grains abrasifs permet de mettre en évidence l'interaction entre la microstructure de la nuance de l'HSS et l'abrasif. Les différents indices (caractérisation qualitative, volume de matière enlevé, énergie spécifique) montrent que le nitrure de bore cubique est l'abrasif le plus résistant face aux chaînes de carbure présents dans la matrice lui conférant le meilleur pouvoir de coupe. Contrairement au CBN, les abrasifs classiques de type alumine blanc, brun et le zirconium ont été sévèrement attaqués par les précipités.

Quant à l'effet des nanocarbures, il n'a pas pu être distingué du fait de leur taille très fine. Sachant que leur rôle principal est le renforcement de la matrice (Huth et al 2009).

Dans tous ce qui suit on continue à travailler avec les indenteurs en CBN pour voir l'influence du facteur de forme de grain et étudier les phénomènes de frottement mis en jeu.

2.3.4 Rayage avec des indenteurs CBN

Il est bien connu que les particules abrasives les plus anguleuses donnent lieu à des taux d'usure plus élevés que les particules abrasives arrondis, et l'impact de ce facteur de forme peut être très remarquable. Plusieurs travaux ont relevé l'effet de la forme sur le mode d'usure par abrasion des métaux et les mécanismes de déformation, soit en utilisant des grains réels (Shetty et al 1982; Prasad 1983; Badisch and Mitterer 2003; Hamdi et al 2003), soit en utilisant des indenteurs parfaits à géométrie connue (Jardret et al 1998; Mezlini et al 2005; Ben Tkaya et al 2009) .

Kosel et al. (1981) ont montré, en comparant l'action des grains abrasifs anguleux et arrondis que l'augmentation de l'usure avec des particules angulaires est généralement due à la différence moyenne de l'angle d'attaque.

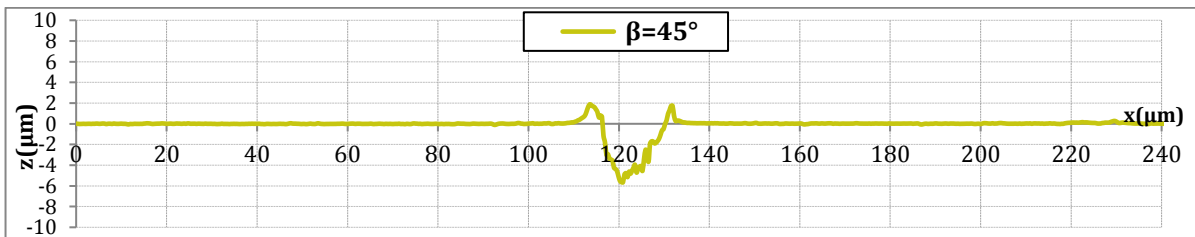
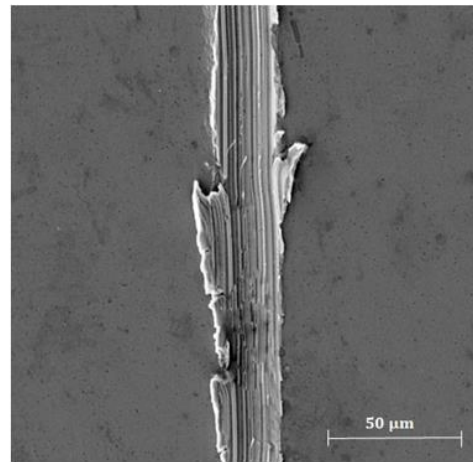
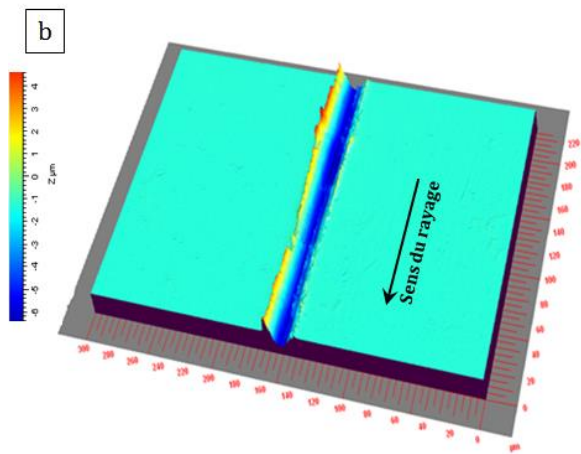
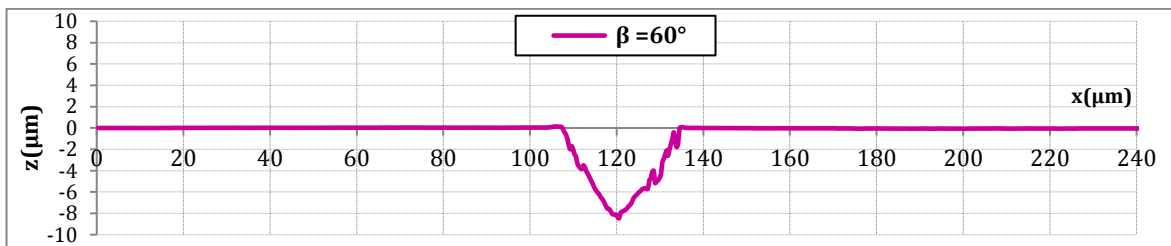
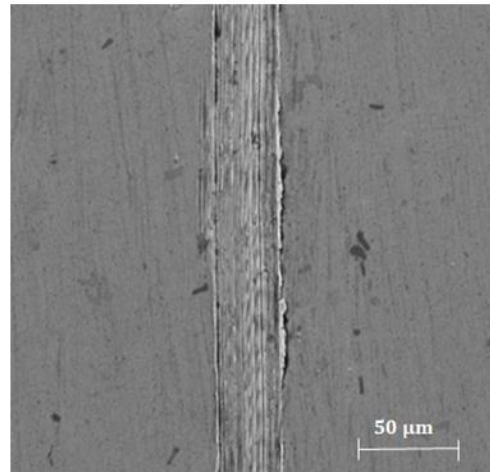
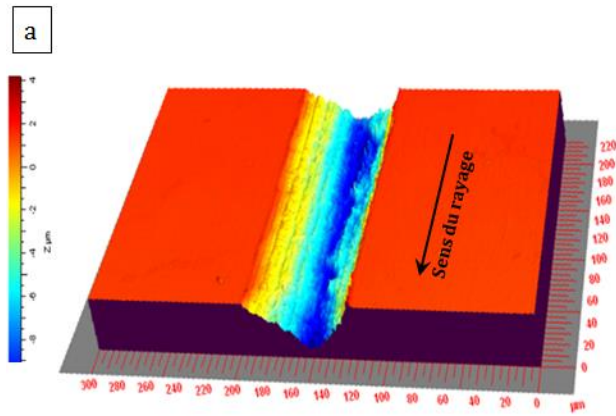
On propose dans ce paragraphe d'étudier l'influence de la forme de l'indenteur CBN sur les mécanismes de déformation et le coefficient de frottement en faisant varier l'angle d'attaque β : 60° , 45° et 30° . La vitesse de rayage V_r est prise égale à 0.1 mms.s^{-1} et l'effort normal appliqué est égale à 20N

a. Influences sur les mécanismes de déformation de la matière

Afin de mettre en évidence les modes de déformation de la matière pendant les essais de rayage à différents angles d'attaque, des observations des rayures en surface et en coupe au MEB, couplées à des profils latéraux extraits des topographies interférométriques 3D, sont effectuées. Les résultats de ces analyses sont présentés sur la **Figure 2.23**. Avec un angle d'attaque de 60° (**Figure 2.23 (a)**), on note l'apparition de la micro-coupe et on a un enlèvement de matière sous forme de débris. Les bourrelets latéraux sont presque absents comme le montre bien le profil latéral extrait. En outre, on remarque que la trace est assez large en comparaison avec les autres rayures et que son fond n'est pas lisse, ceci peut être lié à la forme très pointue de l'indenteur qui perd très vite son acuité en rayant la surface de l'HSS. Avec un angle d'attaque de 45° **Figure 2.23 (b)**, les observations montrent la présence de bourrelets latéraux irréguliers sous forme de languettes et de copeaux latéraux qui semblent être adhérents à la matière. Ce mécanisme est considéré comme une étape de transition entre la coupe et le labourage (*Gore and Gates 1997*). Avec un indenteur d'angle d'attaque 30° **Figure 2.23 (c)**, la morphologie de la rayure est plus régulière. Le mode d'usure est dominé par le labourage même si on détecte des zones d'arrachement de la matière et on note la présence des bourrelets latéraux quasi continus.

Ces résultats qualitatifs montrent que la déformation plastique pendant le rayage augmente avec l'angle d'attaque, ce qui confirme l'hypothèse adoptée précédemment en se basant sur le calcul de l'indice de plasticité. Cette déformation plastique est marquée par une phase de transition du labourage à la coupe qui est souhaitée pour le procédé de rectification.

Les trois angles choisis sont représentatifs des grains anguleux, semi-anguleux et arrondis. Notons que le phénomène de coupe apparaît avec l'augmentation de l'angle d'attaque c'est-à-dire des grains de plus en plus anguleux.



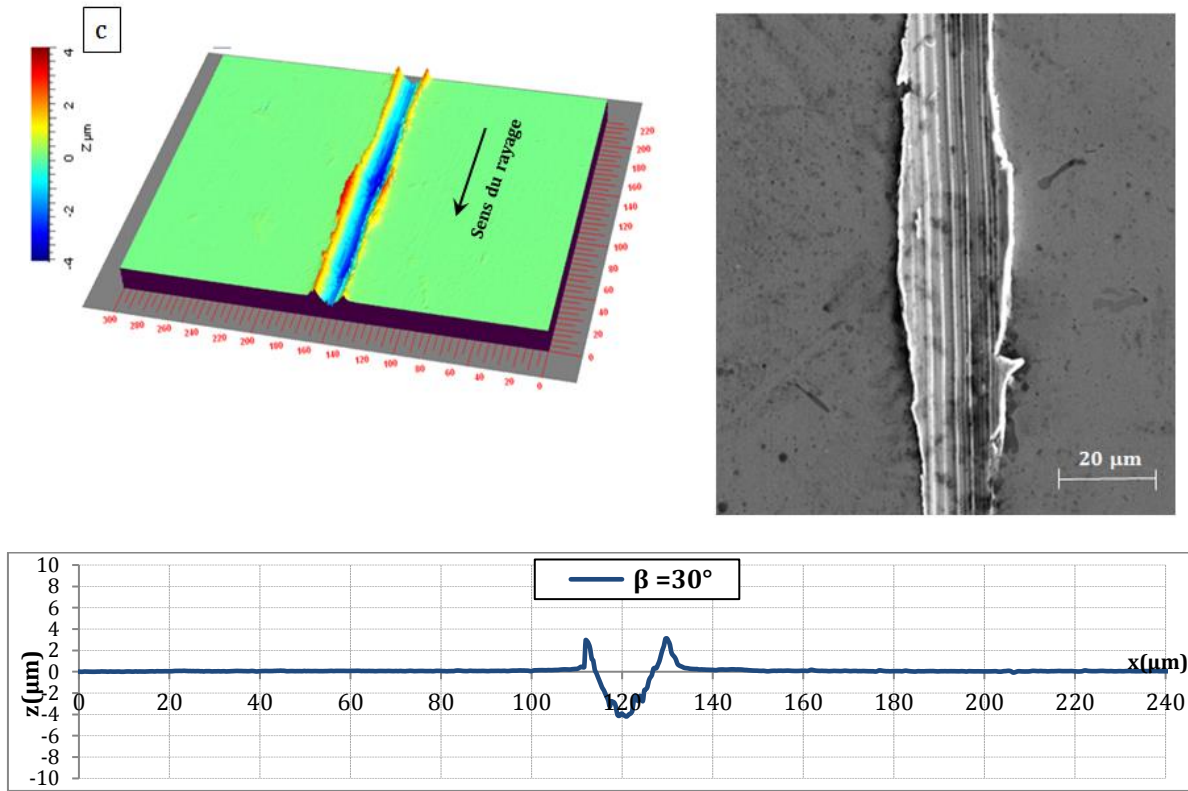


Figure 2.23 Profils et images au MEB des rayures réalisées avec un indenteur : **(a)** à angle d’attaque 60°, **(b)** à angle d’attaque 45°, **(c)** à angle d’attaque 30°

Par ailleurs, on observe sur la **Figure 2.24(a)** qu’au fond de la rayure faite avec l’indenteur le plus anguleux, un écaillage de la matière et des arrachements, surtout autour des carbures. Il semble que la surface soit endommagée ce qui favoriserait la création de fissures et la génération de surfaces très rugueuses. D’autre part la trace de la rayure est plus large que les autres traces, ceci peut être dû à la rupture de la pointe très anguleuse de l’indenteur. Avec les indenteurs d’angle au sommet 90° et 120° l’usure semble être moins sévère et le fond de sillon est plus lisse (**Figure 2.24 (b) et (c)**).

Ainsi en augmentant l’angle on favorise le labourage et en le diminuant on favorise la micro-coupe. L’objectif étant d’avoir de la coupe sans endommagement, la forme semi anguleuse ($\theta=90^\circ$) se trouve être un bon compromis entre la coupe et une surface non endommagée.

La déformation plastique est favorisée vis-à-vis de la fissuration, au fur et à mesure que l’angle d’attaque de l’indenteur diminue. Dans une meule, les grains ont des formes différentes. Cela conduirait à la présence simultanée d’un comportement fragile et ductile dans la zone de contact.

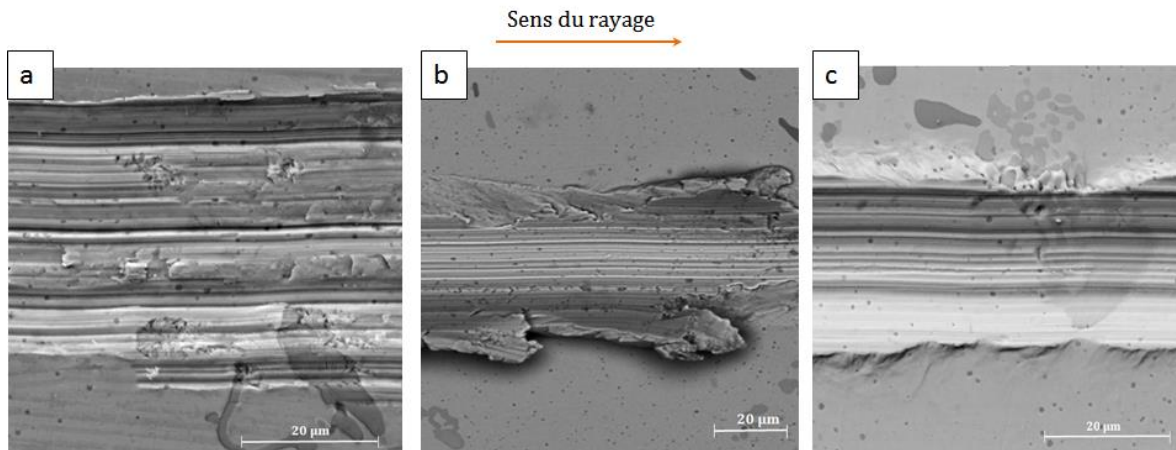


Figure 2.24 Influence de l'angle d'attaque sur l'état de surface au fond de la rayure réalisé avec :
 (a) $\theta=60^\circ$, (b) $\theta=90^\circ$, (c) $\theta=120^\circ$

b. Influence sur le coefficient de frottement

La **Figure 2.25** présente une comparaison entre expérimentation et modélisation de la variation du coefficient de frottement apparent en fonction de l'angle d'attaque. Le modèle de frottement utilisé (Eq. 1.12) est le modèle de Bowden et Tabor (1966) qui néglige l'effort adhésif entre l'indenteur et le matériau.

$$\mu_{Rdef} = \frac{2}{\pi} \cot \theta \quad (2.15)$$

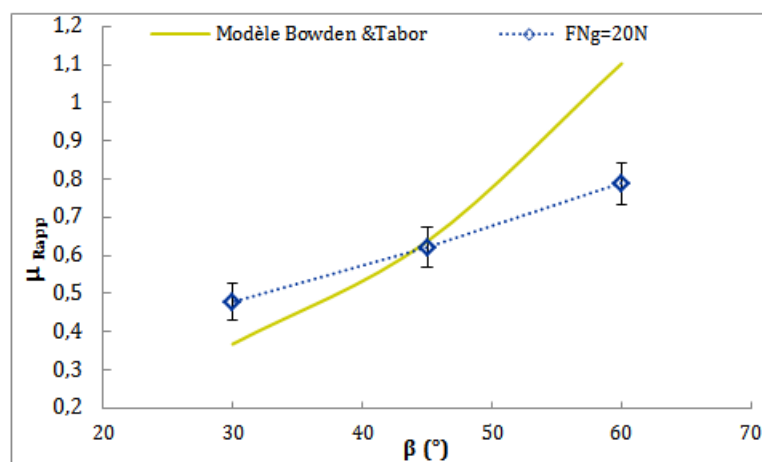


Figure 2.25 Influence de l'angle d'attaque sur le coefficient de frottement apparent

On constate que le coefficient de frottement apparent $\mu_{R.app}$ déterminé expérimentalement et celui calculé avec le modèle de Tabor augmentent avec l'angle d'attaque. Cependant un écart important entre le modèle et les résultats expérimentaux pour les grands et les petits angles d'attaque est constaté. En effet, pour des angles d'attaque importants autour de 60° , le mécanisme de micro-coupe est prédominant avec la génération de débris et l'apparition de l'écaillage autour des carbures. Ceci peut augmenter la partie adhésive du frottement qui n'est pas prise en compte par le modèle analytique. A ceci s'ajoute l'endommagement constaté lors de la caractérisation de la surface rayée avec un angle vif ce qui explique le grand écart entre le modèle et les résultats expérimentaux. Pour des angles d'attaque autour de 45° , le modèle est très proche des résultats expérimentaux. Ceci prouve que la quasi-totalité de l'effort tangentiel sera utilisé pour déformer plastiquement le matériau et former les copeaux d'usure. En revanche, pour des angles d'attaque faibles, les deux courbes s'éloignent de nouveau, ce qui prouve qu'une partie non négligeable de l'effort tangentiel est utilisée à la surface pour rompre les jonctions adhésives. L'autre partie est utilisée sous forme de déformation plastique participant ainsi à la formation des bourrelets. Ces résultats rejoignent les conclusions tirées des analyses quantitatives et qualitatives du rayage avec différents angles d'attaque précédemment étudiés.

c. Effet de la charge normale appliquée

La **Figure 2.26** représente le coefficient de frottement apparent en fonction de la force normale appliquée pour trois angles d'attaque différents. Pour l'angle d'attaque 30° l'effet des conditions de sollicitation sur le coefficient de frottement apparent n'est pas significatif. Alors qu'il augmente en fonction de la charge normale appliquée pour les angles au-delà de 30° . L'augmentation du coefficient de frottement apparent peut être attribuée à la résistance forte des carbures sous une charge normale importante, surtout qu'on a montré précédemment l'existence des traces d'arrachement au fond des sillons rayés avec des indenteurs à angles d'attaque importants.

Contrairement à nos constatations, Ben Tkaya et al. (2009) ont trouvé une diminution du coefficient de frottement en fonction de l'effort normal lors du rayage des échantillons en fonte à graphite sphéroïdal. Mais contrairement aux carbures les nodules de graphite ont une faible résistance à la décohésion qui est due à la présence des cavités à l'interface graphite/matrice (Cooper et al 2002). Ils sont donc facilement chassés de la matrice et forment un débris entre l'indenteur et la surface ce qui diminue considérablement le frottement. Cela montre qu'il faut

toujours considérer le couple matériau-type d'indenteur et que la rhéologie du matériau est importante à considérer.

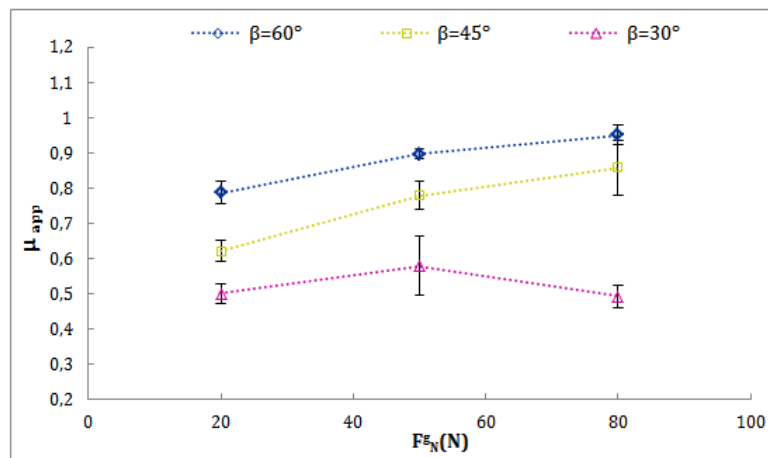


Figure 2.26 Coefficient de frottement apparent en fonction de la force appliquée

Dans le but de connaître l'effet de la force normale appliquée sur la résistance à l'usure de l'HSS, on a mesuré, à l'aide du profilomètre la section des rayures obtenues en fonction de la force normale appliquée pour différents angles d'attaque (**Figure 2.27**). On n'a pas pris en compte la section des bourrelets à cause du copeau et des languettes qui restent adhérents à la surface.

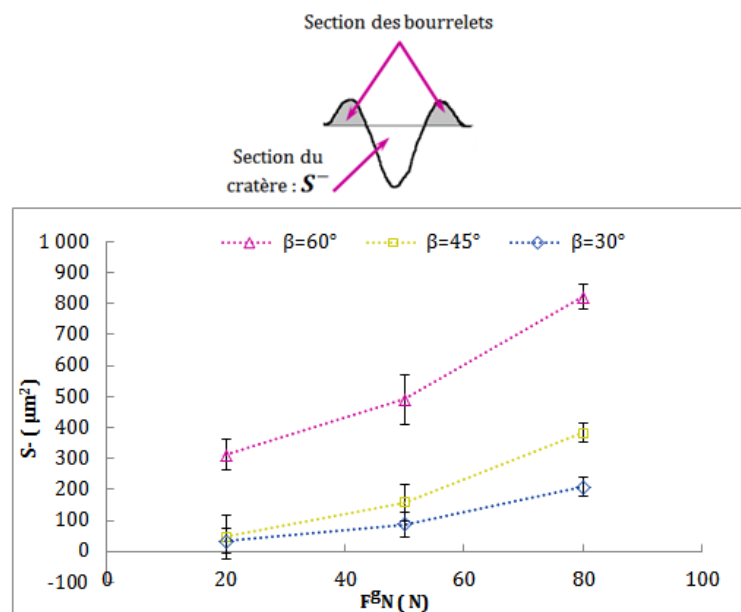
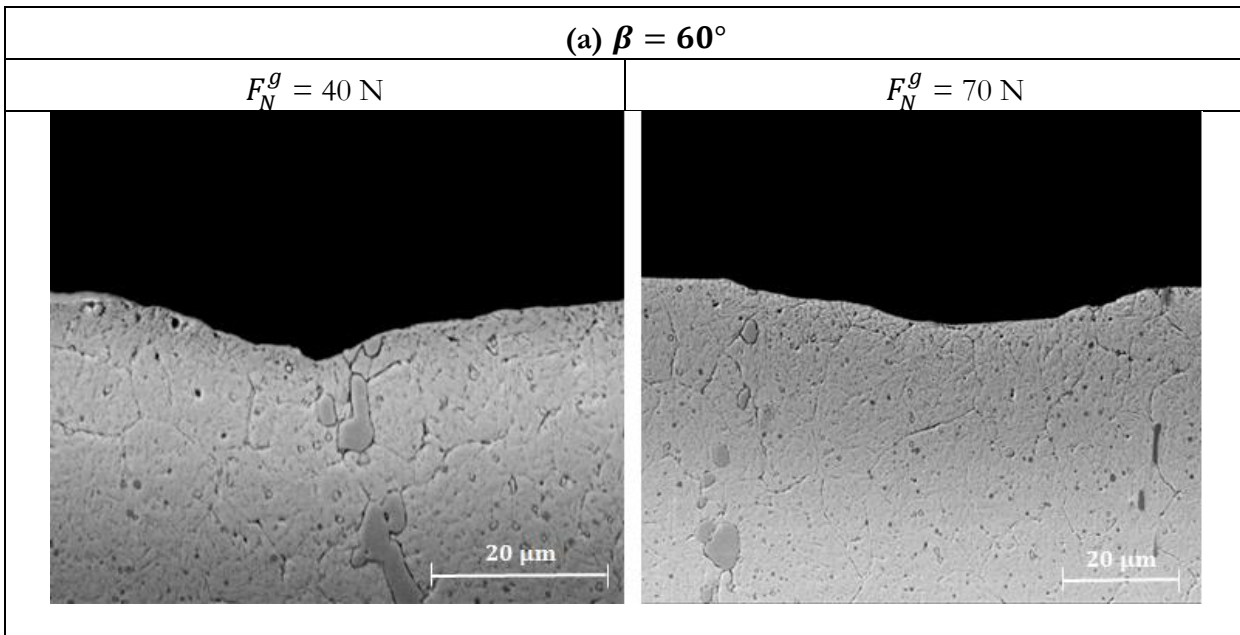


Figure 2.27 Evolution de la section de cratères de rayure en fonction de la force appliquée

On constate qu'avec un angle d'attaque important la section du cratère augmente presque linéairement avec la force normale appliquée. Cela est du à l'augmentation de la pression de contact sous l'indenteur et non pas à l'effet d'écroûssage de la matière comme le montre les deux coupes transversales de la rayure observée au MEB (**Figure 2.28 (a)**). Par ailleurs, avec un angle d'attaque de 30° la variation de la section en fonction de la force normale est moins atténuée. Celle-ci est attribuée à un fort écroûssage en sous-couche visible sur la **Figure 2.28 (b)** par la présence d'une zone transformée qui se forme juste en-dessous de la surface rayée. Elle est plus épaisse et plus intense en fonction des sollicitations mécaniques. Rigney (1994) a montré que ce type de couche se manifeste lorsque l'on a une grande déformation plastique. Cette figure zoomée montre aussi une désorientation des grains. En effet, lors du glissement, la déformation et la contrainte en sous-couche donnent une orientation privilégiée de la structure du matériau. Pour un matériau donné, la désorientation des joints de grains dépend de l'intensité et de la vitesse de déformation.

Cette zone a été mise en évidence numériquement par Kermouche et al. (2010) pour un acier à roulement trempé sollicités en toilage. L'auteur a montré la présence d'un gradient fort de contraintes résiduelles dont le signe et l'intensité sont très liés à la sévérité du contact.



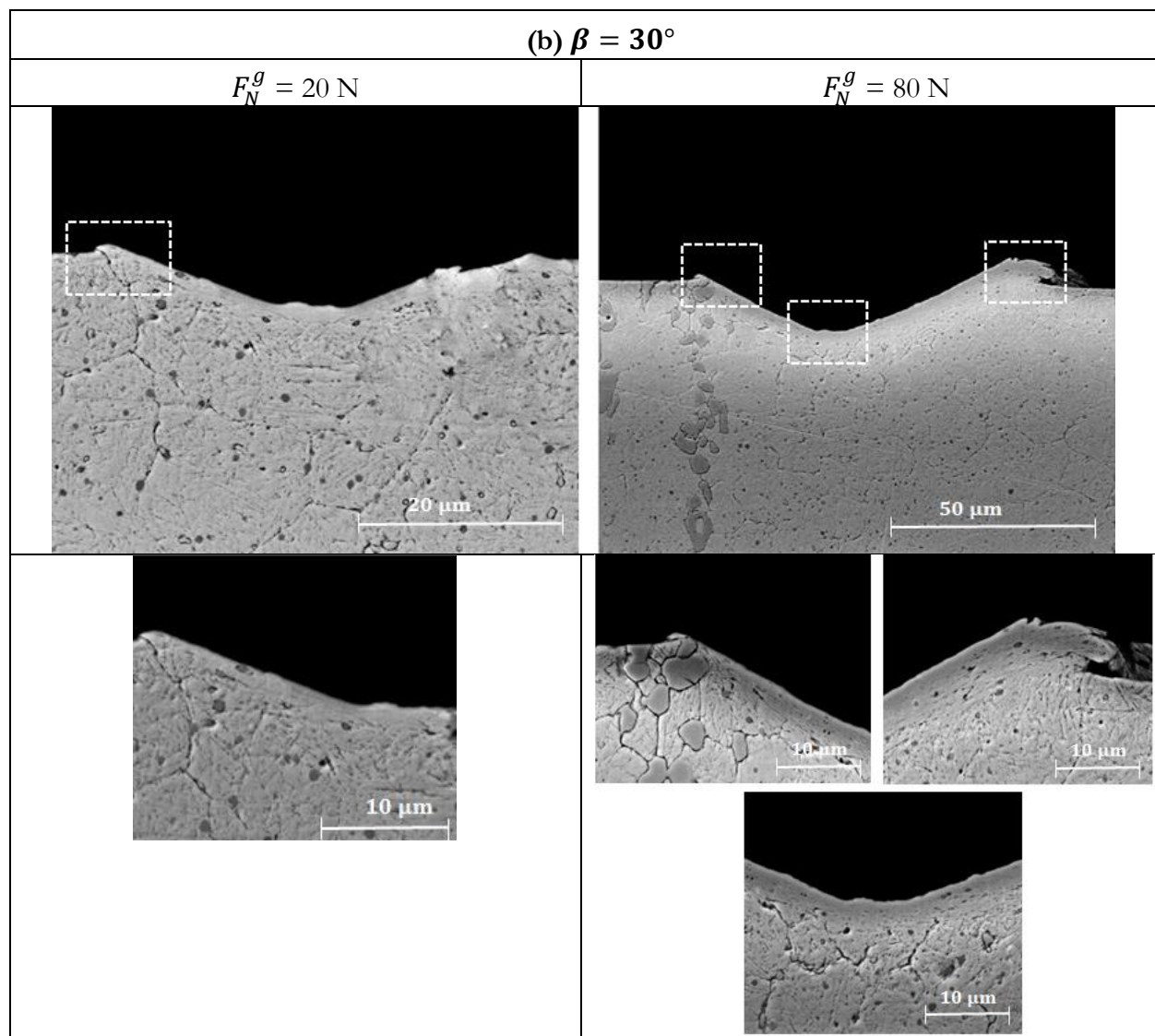


Figure 2.28 Observation MEB des coupes métallographiques des rayures pour différentes charges appliquées et angles d'attaque : **(a)** $\beta = 60^\circ$; **(b)** $\beta = 30^\circ$

2.4 Conclusions

Bien que le test de rayage ne soit qu'un test simplifié qui ne tient pas compte de l'ensemble de la meule (liant, déformations, ...) et qui ne restitue pas le même champ de température générée, il permet, à une échelle fine, de distinguer les effets des carbures primaires et secondaires en fonction de la nature de l'abrasif choisi.

Une forte interaction entre la microstructure de la nuance HSS et son comportement à l'usure abrasive existe. En effet, celle-ci est très sensible à l'hétérogénéité du matériau i.e. à la présence des carbures. En plus, les conditions de sollicitation et la géométrie de l'indenteur influent sur le mode et les mécanismes d'usure par abrasion du matériau ainsi que sur le coefficient de frottement et l'état de surface généré.

A partir de l'essai de rayage avec le Nitrure de bore cubique (CBN), les paramètres influents sur le mécanisme d'usure abrasive et plus principalement sur la rectifiabilité de l'HSS sont :

- Les carbures conduisent à l'apparition de l'écaillage et l'endommagement de la surface rayée surtout avec des géométries d'abrasif anguleuses ;

- L'usure ou plutôt le pouvoir abrasif augmente avec la pression et surtout l'angle d'attaque. Le rayage avec le CBN génère des écoulements plastiques dans les surfaces et des enlèvements de matière qui se font par micro-coupe pour les indenteurs anguleux et par un régime mixte entre labourage et coupe pour les angles semi anguleux (formations des languettes sur les bords latéraux de la rayure) ;

- Les fortes sollicitations mécaniques provoquent l'apparition d'une zone localisée en sous couche écrouie ce qui peut affecter l'intégrité de surface du matériau rayé

3

Analyse globale : Etude expérimentale de la rectification cylindrique

Ce chapitre est consacré à l'étude par la voie expérimentale du procédé de rectification cylindrique conduite sur la nuance HSS destinée aux cylindres de laminage à froid. Un bref état de l'art est premièrement décrit afin de rappeler les paramètres du procédé avant d'évoquer ses impacts sur la pièce usinée. Le dispositif mis en place et la démarche expérimentale sont tout d'abord présentés. Les deux sections suivantes permettent, pour la première, d'étudier l'influence des paramètres de coupe sur la topographie de surface et sur les contraintes résiduelles, et pour la seconde, d'analyser l'aspect énergétique de l'opération de rectification cylindrique à travers les efforts mesurés.

Sommaire

3.1	Etat de l'art.....	73
3.1.1	Définition	73
3.1.2	Différents types de rectification.....	73
3.1.3	Définition de l'outil de coupe : La meule	75
3.1.4	Les paramètres caractéristiques de la coupe en rectification cylindrique extérieure	76
3.1.5	Apport de la rectification sur l'intégrité des surfaces usinées	80
3.2	Préambule : Conditions industrielles	89
3.3	Protocole expérimental et conditions d'essais.....	90
3.3.1	Pièces d'essais	90
3.3.2	Définitions des conditions d'essais	93
3.3.3	Essais préliminaires et orientation de l'étude	95
3.3.4	Planification des essais : Application de la méthode des plans d'expérience	96

3.3.5	Conditions de mesures de la topographie	98
3.4	Résultats et analyses de la topographie de surface rectifiée.....	98
3.4.1	Détection des défauts macroscopiques.....	98
3.4.2	Etude de l'influence des paramètres de coupe et de leurs interactions.....	101
3.5	Etude des contraintes résiduelles de l'HSS rectifié.....	111
3.5.1	Méthodologie de caractérisation des contraintes résiduelles par diffraction de rayons X	111
3.5.2	Mesure et analyses.....	114
3.5.3	Résultats des mesures de contraintes en surface	115
3.5.4	La largeur à mi –hauteur : FWHM et microdureté	123
3.6	Etude de la micrographie de surface	125
3.7	Etude des efforts de rectification cylindrique et analyse énergétique	128
3.7.1	Montage expérimental.....	128
3.7.2	Principe de mesures et traitement des résultats.....	129
3.7.3	Planification des essais : choix du plan d'expérience.....	132
3.7.4	Détermination des facteurs influents	133
3.7.5	Etude des interactions	134
3.7.6	Analyse énergétique du procédé de la rectification cylindrique de finition	139
3.8	Synthèse.....	146

3.1 Etat de l'art

3.1.1 Définition

La rectification est un procédé d'usinage multi-usage (*Norton 1965*), il est réservé, d'une part à la réalisation de pièces de précision de différentes tailles comportant des tolérances serrées et des états de surface qualifiés. D'autre part, il permet d'attaquer certains matériaux qui ne sont usinables qu'à la meule. Selon Subramanian (*1999*), ce procédé représente environ 25% du total des dépenses sur les opérations d'usinage dans les pays industrialisés. Mais malgré sa popularité, la rectification reste un procédé peu étudié dans le domaine de la recherche en comparaison avec le tournage ou le fraisage (*Ben Fathallah 2012*). En outre, face à la complexité de la modélisation analytique des phénomènes d'abrasion, la recherche s'est orientée dès ses débuts vers l'étude empirique du procédé, qui reste l'axe essentiel reliant la qualité de la pièce finie aux conditions opératoires.

Les cas les plus recensés dans la littérature sont ceux de la rectification plane avec des meules classiques de par sa cinématique simple qui permet plus facilement d'appréhender les réponses du système de rectification en fonction des différents paramètres d'entrée.

Dans le cadre de cette étude, la rectification cylindrique extérieure longitudinale sera étudiée. Le choix étant conditionné par la forme de révolution des cylindres de laminage.

3.1.2 Différents types de rectification

La rectification s'effectue sur une machine-outil traditionnelle ou à commande numérique conçue à cet effet. Suivant la géométrie des surfaces à rectifier, on distingue différents types de rectification : La rectification cylindrique extérieure longitudinale ou en plongée, la rectification cylindrique intérieure, la rectification plane (surfaçage) ou d'autres applications comme la rectification de forme pour la finition des engrenages, la rectification centerless, ... (**Figure 3.1**). Dans ce manuscrit, il ne sera traité que le cas de la rectification cylindrique extérieure longitudinale appelée aussi rectification cylindrique extérieure en chariotage (**Figure 3.1.(a)**). Dans ce type de rectification, l'opération s'effectue par la combinaison de trois mouvements essentiels dont deux attribués à la meule. En effet, celle-ci a un mouvement de rotation pure autour de son axe et un mouvement de translation selon la génératrice de la pièce. Le troisième mouvement est le mouvement de rotation de la pièce autour de son axe de révolution.

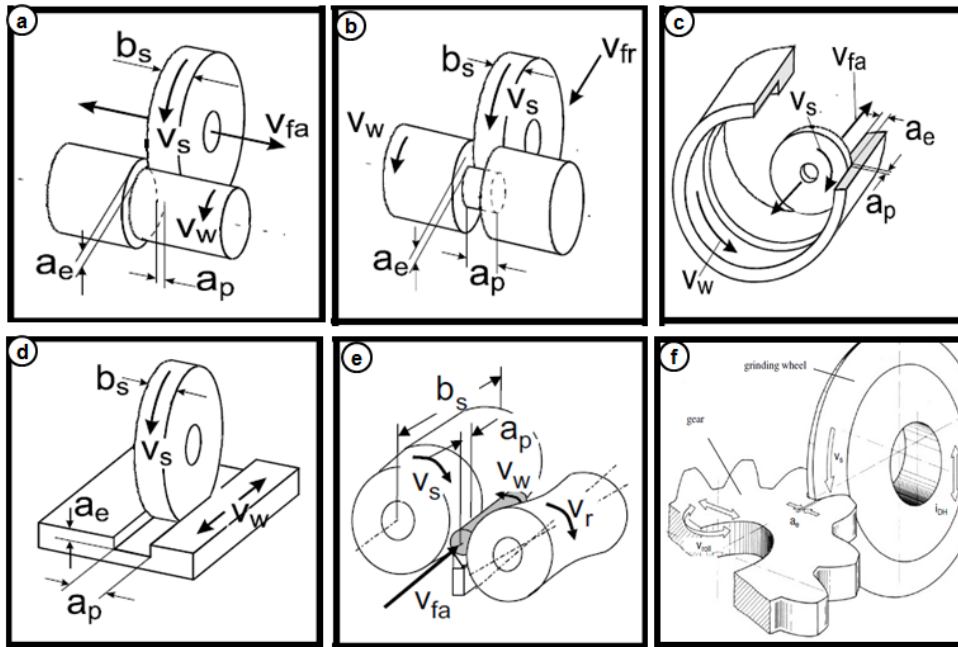


Figure 3.1 Différents modes de rectification : **(a)** cylindrique extérieure en chariotage ; **(b)** cylindrique extérieure en plongée ; **(c)** cylindrique intérieure avec balayage longitudinal ; **(d)** rainurage plan ; **(e)** rectification centerless ; **(f)** rectification de forme

Quel que soit le type de rectification, les étapes opératoires qui définissent un cycle de rectification sont identiques : ébauche puis finition. La phase d'**ébauche** est faite pour atteindre la macro géométrie souhaitée de la pièce avec un débit d'enlèvement de matière important. La cote finale, les tolérances et l'état de surface escompté sont ensuite approchés par une phase de **finition** souvent réalisée avec des profondeurs de passe faibles. Finalement, la dernière opération est l'étape de planage qui se fait avec une épaisseur de coupe nulle. Elle a pour but d'écarter les pics de rugosité non retirés pour améliorer l'état micro géométrique de la pièce rectifiée. Dans le cadre de cette étude, le type de rectification étudiée sera la rectification de finition avec des prises de passe faibles.

La qualité de la surface rectifiée ainsi que le rendement de l'opération en elle-même dépendent étroitement du type de meule, du matériau, de la lubrification et des conditions de coupe (*Beauchet 1996*). Dans la suite, les acquis de la littérature relatifs au choix de chacune de ces composantes seront recensés.

3.1.3 Définition de l'outil de coupe : La meule

Le choix de la meule est déterminant, il conditionne l'opération de rectification. La meule est caractérisée par la nature des grains abrasifs qui la constituent, leur concentration et le type du liant qui les maintiennent. En ce qui concerne les différents types de grains abrasifs, ils ont été présentés et détaillés dans le chapitre 2 de ce manuscrit. On rappelle qu'il existe deux grandes familles d'abrasifs, les abrasifs conventionnels (Al_2O_3 , SiC , Zr , ...) et les **super abrasifs** qui sont le CBN ou le diamant. La grande différence entre ces deux familles d'abrasifs se situe au niveau de la dureté. La **Figure 3.2** illustre cette différence de niveau de dureté et la compare avec la dureté de quelques familles de matériaux.

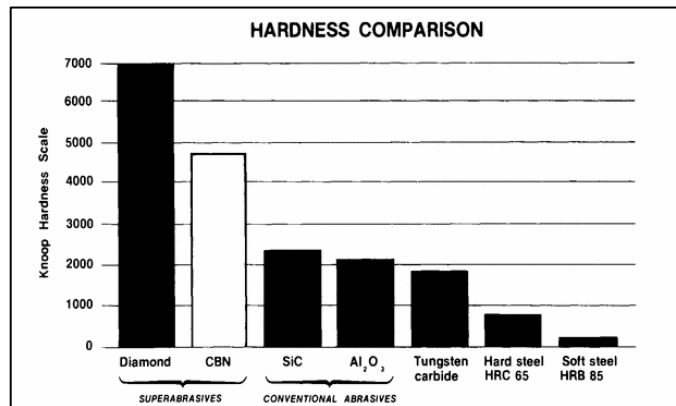


Figure 3.2 Dureté des différentes familles d'abrasif (Mahar 1987)

Le superabrasif CBN est retenu pour cette étude suite aux résultats des essais de rayage effectués dans le chapitre 2 et qui montrent que ce type d'abrasif est le plus approprié pour la rectification de la nuance HSS étudiée.

Il est important ensuite de définir le **liant** qui sert à agglomérer les grains abrasifs de la meule. Celui-ci existe principalement en trois natures : résinoïde, vitrifié ou métallique. Le liant a une influence importante sur les caractéristiques globales de la meule telles que sa rigidité, sa conductivité thermique, sa résistance mécanique et thermique (Jackson and Mills 2000). Dans le cadre de cette étude le choix est fixé sur le liant résinoïde le plus conseillé dans les bouquins et les catalogues techniques pour la rectification des aciers surcarburés et au vanadium (Norton 1965). On note que la résine est le liant le plus utilisé pour les meules en super abrasifs. En effet, il est bon conducteur de la chaleur, doté d'une grande élasticité et a une capacité à absorber les vibrations lui permettant d'assurer des essais à hautes vitesses (Tanguy 1985).

A titre indicatif, à part leur dureté élevée, les meules CBN présentent des avantages en termes d'intégrité de surface par rapport aux meules classiques (Lavine et al 1989). Une diminution des dommages thermiques est constatée avec ce type de meules. Celle-ci est généralement attribuée à des énergies spécifiques inférieures générées avec le CBN (Malkin 1985; Vansevenant et al 1987) et à sa conductivité thermique très élevée.

Le **Tableau 3.1** liste les principales propriétés thermo-physiques du nitrure de bore cubique en comparaison avec l'oxyde d'alumine.

Abrasif	conductivité thermique λ_s [W.m ⁻¹ .K ⁻¹] à 20°	Chaleur spécifique c_{ps} [J.kg ⁻¹ .K ⁻¹]	Masse volumique ρ_s [kg.m ⁻³]	Point de fusion [°C]
CBN	240-1300 (Rowe et al 1996b)	506 (Rowe 1991)	3480 (Jackson and Mills 2000)	3200 (Guo and Sabni 2004)
Al₂O₃	35-46 (Guo and Sabni 2004)	765 (Chen et al 2000)	4000 (Jackson and Mills 2000)	2040 (Guo and Sabni 2004)

Tableau 3.1 Propriétés thermo-physiques de l'abrasif CBN et de l'oxyde d'alumine Al₂O₃

3.1.4 Les paramètres caractéristiques de la coupe en rectification cylindrique extérieure

En rectification cylindrique longitudinale, l'avance latérale de la meule est combinée avec la rotation de la pièce. La particularité de cette opération est que la même portion de la surface rectifiée est soumise aux actions successives de plusieurs tranches de la meule.

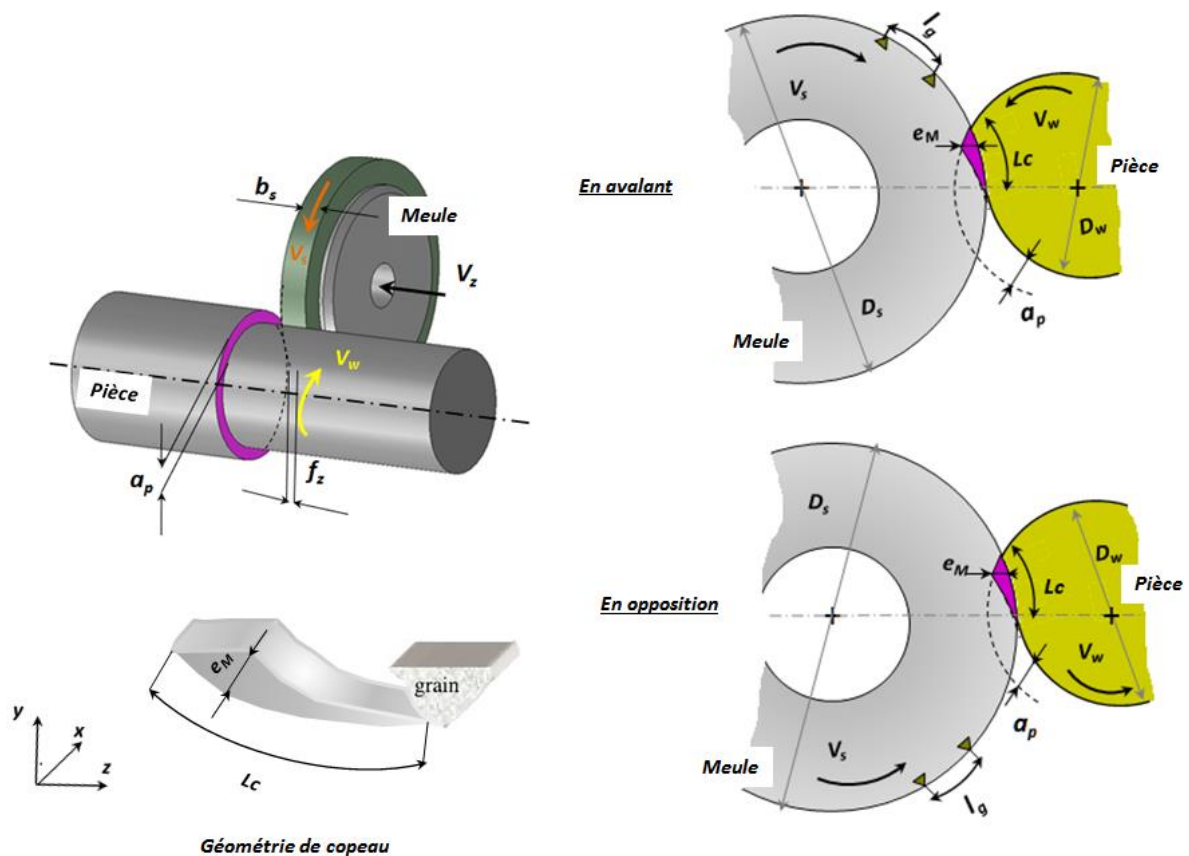


Figure 3.3 Schéma descriptif de la rectification cylindrique extérieure longitudinale

Dans ce paragraphe, on présente les paramètres fondamentaux qui caractérisent le procédé de rectification extérieure longitudinale qui seront utilisés tout au long de ce manuscrit. Ces paramètres ont été cités et développés dans des travaux précédents (Tanguy 1985; Beauchet 1996; Klocke 2009a) peuvent être classés en trois catégories : Les paramètres directs, ou machine, qui peuvent être directement contrôlés par l'opérateur et les paramètres indirectes qui découlent de calcul des paramètres machine. Enfin, d'autres paramètres aléatoires et difficilement maîtrisables peuvent également influencer sur l'intégrité de la pièce. De manière générale, on notera avec un indice **s** tous les paramètres liés à la meule (en référence à la broche qui se dit "spindle" en anglais) et **w** ceux de la pièce (« workpiece » en anglais). Généralement, le choix de ces paramètres est principalement conditionné par l'état de surface désiré et visent à avoir une compatibilité entre l'intégrité de surface de la pièce et l'usure de la meule.

Ainsi, les **paramètres machines** principaux que l'on retrouve sur la **Figure 3.3** sont les suivants :

- la vitesse de meule $V_s = \pi D_s N_s [m.s^{-1}]$; D_s est le diamètre de la meule, N_s fréquence de rotation de la broche ;
- la vitesse de pièce $V_w = \pi . D_w . N_w [m.s^{-1}]$ souvent donnée en $[m.mn^{-1}]$, D_w est le diamètre de la meule, N_w fréquence de rotation de la pièce ;
- la profondeur de passe $a_p [\mu m]$;
- la largeur totale de la meule $b_s [mm]$;
- l'avance par tour $f_z [mm.tr^{-1}]$ et qui correspond à la largeur active de la meule b ;
- le type de travail : il est donné par le sens de V_w et V_s , il peut-être en opposition ou en avalant.

Les paramètres usuels calculés à partir des paramètres machines :

- la vitesse d'avance axiale $V_z = f_z . N_w$ souvent donnée en $[mm.mn^{-1}]$; en rectification cylindrique extérieure, le diamètre équivalent $D_{eq} [mm]$ est donné par

$$D_{eq} = \frac{D_s . D_w}{D_s + D_w} \quad (3.1)$$

- la longueur de contact géométrique $L_c [mm]$ sur laquelle s'étend le contact meule-pièce et se font les interactions mécaniques et les échanges thermiques. Elle peut être évaluée géométriquement défini par la relation (3.2) *Tanguy (1985)*.

$$L_c = \sqrt{a_p . D_{eq}} \quad (3.2)$$

- le débit de copeaux appelé aussi le taux d'enlèvement de matière $Z_w [mm^3.mn^{-1}]$: est le volume de matière enlevé par unité de temps

$$Z_w = V_z . (\pi . D_w . a_p) = b V_w . a_p \quad (3.3)$$

On peut constater que le débit de copeau est indépendant de la vitesse de la meule. Si on considère que le métal enlevé par unité de largeur active de la meule est évacuée par cette dernière sous forme de particule à la vitesse V_s , on peut écrire la relation (3.4)

$$\frac{Z_w}{b} = h_{eq} V_s \quad (3.4)$$

- avec h_{eq} [mm] est l'épaisseur de coupe équivalente, on peut la définir aussi comme l'épaisseur théorique des copeaux. On déduit son expression des équations (3.3) et (3.4).

$$h_{eq} = a_p \frac{V_w}{V_s} \quad (3.5)$$

- e_M [mm] l'épaisseur maximale du copeau. Elle peut être estimée de façon géométrique par la relation (3.6) (Tanguy 1985).

$$e_M = 2l_g \frac{V_w}{V_s} \sqrt{\frac{a_p}{D_e}} \quad (3.6)$$

Avec l_g est la distance séparant deux grains successifs de la meule (**Figure 3.3**)

Il existe également d'autres paramètres importants en rectification, mais qui sont difficilement quantifiables et rarement maîtrisables tel que la rigidité de la machine.

La lubrification

Le lubrifiant est un paramètre majeur dans l'opération de rectification. Pour avoir un bon état de surface et pour minimiser les dommages thermiques dus aux frottements, il faut bien choisir le lubrifiant qui va bien avec la meule et la nature du matériau à rectifier. On trouve les fluides de coupe aqueux et les huiles entières. La rectification de finition des aciers rapides durs ($\geq 60\text{HRC}$) avec des meules CBN nécessitent, selon l'état de surface souhaité, des conditions de lubrification à l'huile entière ou à l'huile soluble avec additifs (Tanguy 1985). Dans le cadre de cette étude, le choix de l'huile entière est imposé par la machine de travail. On note que ce type de lubrification a un bon pouvoir lubrifiant limitant les risques de formation de criques et réduisant l'usure de la meule. Cependant son pouvoir réfrigérant est nettement plus faible que l'eau (**Tableau 3.2**) et son utilisation favorise les risques de l'encrassement de la meule par les déchets.

		Huile minérale	l'eau
chaleur spécifique	c_{p-lub} [J.g ⁻¹ .K ⁻¹]	1.9	4.2
conductivité thermique	λ_{lub} [W.m ⁻¹ .K ⁻¹]	0.13	0.6
chaleur latente d'évaporation	H_{lub} [J.g ⁻¹]	210	2260
viscosité à 40°C	ν_{lub} [mm ² .s ⁻¹]	5-20	0.66

Tableau 3.2 Les propriétés thermo physiques de l'huile comparée à l'eau (Klocke 2009b)

3.1.5 Apport de la rectification sur l'intégrité des surfaces usinées

Le test de performance d'un procédé d'enlèvement de matière tel que la rectification sur une nouvelle nuance d'acier à outil doit satisfaire aux exigences d'intégrité de surface. Cette dernière englobe tous les critères liés à l'aspect micro-géométrique perceptible de la surface définie comme la frontière entre la pièce et son environnement et les profondeurs affectés qui concernent une certaine épaisseur du matériau sous la surface (*Bhushan and Gupta 1991; Alagumurthi et al 2007a*). Les problèmes typiques de l'intégrité de surface rencontrés au cours d'une opération d'enlèvement de matière d'un matériau métallique sont : les contraintes résiduelles nocives à la tenue à la fatigue, les criques et les fissures, les brûlures, la formation de couches écrouies très fragiles, L'ampleur et l'étendue de ces modifications dépendent des caractéristiques thermo-physiques et microstructurales du matériau à usiner, de celle de la meule (*Bianchi et al 2002*) et des conditions opératoires de coupe (*Murthy et al 2000*). L'identification de toutes ces modifications a été abordée à travers respectivement des investigations expérimentales (*Ben Fathallah et al 2009*) et des modélisations analytiques et numériques (*Mishra and Prasad 1985; Brosse 2009*) pour quantifier et étudier les conséquences des paramètres de coupe sur l'intégrité de surface.

Le schéma sur la **Figure 3.4** illustre les principaux facteurs caractérisant l'intégrité de surface.

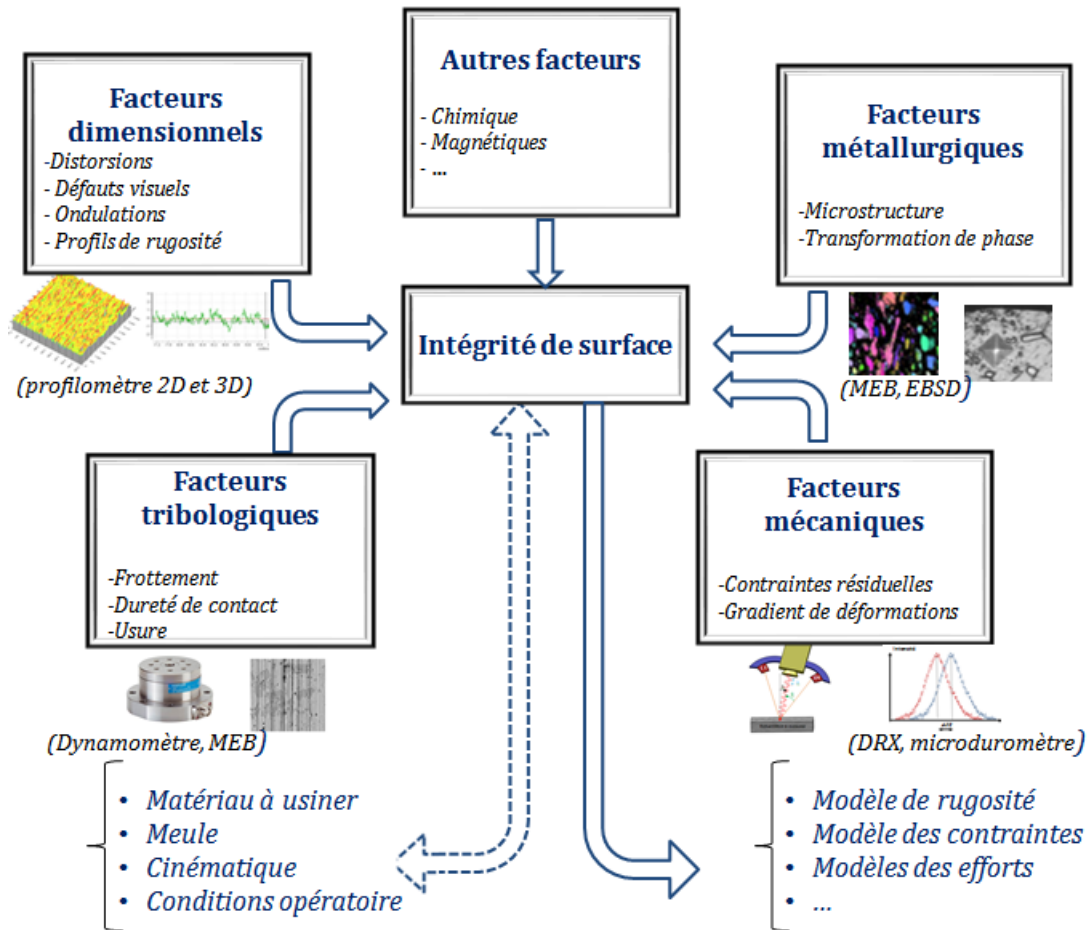


Figure 3.4 Facteurs clés caractérisant l'intégrité de surface d'un matériau rectifié

a. Topographie de la surface

La caractérisation de la topographie de surface rectifiée concerne l'aspect macroscopique lié à la forme et aux défauts visuels (forme, défauts visuels, ondulations) ainsi que l'aspect micro géométrique (rugosité). Ces paramètres sont importants pour la performance des pièces au cours de leurs fonctionnement (usure, tenue à la fatigue) (Almen and Black 1966; Brient et al 2012).

A l'échelle macroscopique les principaux défauts visuels rencontrés en rectification cylindrique sont : les irrégularités dimensionnelles comme la conicité des pièces, les lignes d'avance et les stries qui proviendraient d'un mauvais positionnement de la pièce, d'un mauvais choix de meule (meule trop tendre ou trop dure) ou du déséquilibre de celle-ci. La cinématique de l'opération (mauvaise combinaison des vitesses meule-pièce) et les vibrations de la machine pourraient aussi entraîner des

défauts surfaciques visuels tels que les facettes. En outre, les grandes vitesses ou les prises de contact trop brutales induisent des brûlures et des criques de surface (*Norton 1965*).

Il est difficile de cerner toutes les causes d'apparition de défauts car elles sont multiples et peuvent être corrélées entre elles. Ces défauts peuvent être détectés aussi par la mesure des ondulations inscrites dans le profil de surface et qui caractérisent la ligne enveloppe supérieur (*Dursapt 2009*). On trouve les paramètres d'amplitude liés à la hauteur du profil de surface (Wa, Wt, \dots) et les paramètres d'espacement (WSm, \dots) qui permettent d'avoir une idée sur la distribution horizontale des défauts macrogéométriques de la surface (*Dursapt 2009*).

A l'échelle microscopique, la caractérisation microgéométrique des surfaces rectifiées repose sur l'exploitation des profils de rugosité et la détermination des critères usuels souvent utilisés par les industriels comme la rugosité arithmétique Ra et la rugosité totale Rt (norme ISO 4287). Ces paramètres ne présentent pas d'informations sur la forme du profil ni sur sa fonctionnalité (*Thomas 1999*). Pour tenir compte de la texture d'un profil de rugosité et de son degré de finition, les paramètres de portance peuvent être utilisés (norme ISO 13565-2) comme le paramètre R_k qui caractérise la robustesse du cœur du profil de rugosité. En effet, un R_k faible correspond à un corps de profil résistant avec moins de vide entre les saillies.

L'influence du type de meule, de la nature du matériau à rectifier, des paramètres du procédé et de la lubrification sur les caractéristiques topographiques de la surface a fait l'objet de plusieurs études (*Snoeyes et al 1974; Bianchi et al 2002; Choi et al 2008; Motorcu 2010*).

Il a été montré qu'une meule CBN génère une topographie plus prononcée qu'une meule classique en alumine qui a les mêmes caractéristiques (**Figure 3.5**). Ce résultat a été prouvé sur différents types d'acier (acier eutectoïde, 100Cr6) (*Zhejun et al 1989; Bianchi et al 2002*). Les auteurs attribuent ces constatations, d'un côté au dressage plus facile de la meule classique qui lui donne une meilleure topographie, et d'un autre côté au pouvoir abrasif des grains CBN qui résistent mieux à l'usure, contrairement aux grains d'alumine qui s'aplatissent en particulier lors de la rectification des aciers durs traités.

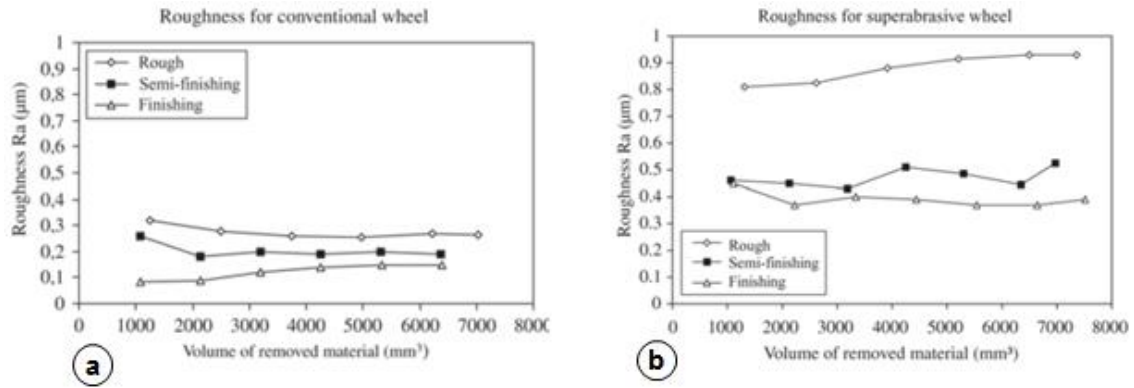


Figure 3.5 Comparaison entre la rugosité d'une surface rectifiée donnée par (a) une meule conventionnelle (b) une meule CBN (Bianchi et al 2002)

En plus de l'étude qualitative, de nombreuses relations empiriques ont été proposées pour relier les paramètres de coupe en rectification aux caractéristiques microgéométrique (Ra). L'intérêt de ces relations réside dans le contrôle de la qualité des surfaces rectifiées à travers le bon choix des variables opératoires. La plupart des relations reliant la rugosité arithmétiques Ra aux paramètres de coupe sont résumées dans les travaux de Choi et al. (2008).

b. Affectations métallurgiques

L'enlèvement de matière par rectification peut modifier les propriétés métallurgiques de la surface et de la sous-couche. Ainsi, un gradient de structure s'établit dans la matière. Il existe, d'après Griffiths (1987), trois causes principales aux modifications des microstructures de surface lors d'une opération d'usinage : les effets thermiques (chauffe rapide puis trempe de la matière), les effets mécaniques (déformations plastiques sévères), les réactions avec l'environnement (oxydation et diffusion). Un bon nombre d'études ont rapporté l'apparition d'une couche blanche en surface après rectification de différents aciers (Guo and Sahni 2004; Brosse et al 2009). Certains attribuent clairement l'apparition de cette couche à l'impact thermique de la rectification sur la matière (Malkin 1978), et rares sont ceux qui privilégient l'impact de la déformation plastique dans le cas de la rectification. Cette couche présente parfois la particularité d'avoir une microstructure beaucoup plus fine que la taille de grain initiale. Ceci peut être interprété en termes de restauration et de recristallisation dynamique (Mondelin 2012).

c. Les contraintes résiduelles

i. Définition

Les contraintes résiduelles peuvent être définies comme étant les efforts internes qui subsistent dans les pièces lorsque ces dernières ne sont soumises à aucune sollicitation extérieure. Elles proviennent de l'historique de fabrication de la pièce depuis l'élaboration du matériau jusqu'à l'usinage. Elles influent sur la durée de vie des composants mécaniques en accélérant ou en retardant l'apparition de fissures.

Les hétérogénéités des déformations dans le matériau sont à l'origine des contraintes résiduelles, par exemple autour des défauts ponctuels, des dislocations, des joints de grains, ..., au niveau des grains, des phases, et enfin de la pièce elle-même. Une classification de ces éléments en trois ordres liés à l'échelle à laquelle on considère le matériau a été proposée, définie et reprise dans de nombreux articles (Hauk et al 1983; Lu 1996; Dakhlaoui 2006). La **Figure 3.6** illustre les différents ordres de contraintes existants.

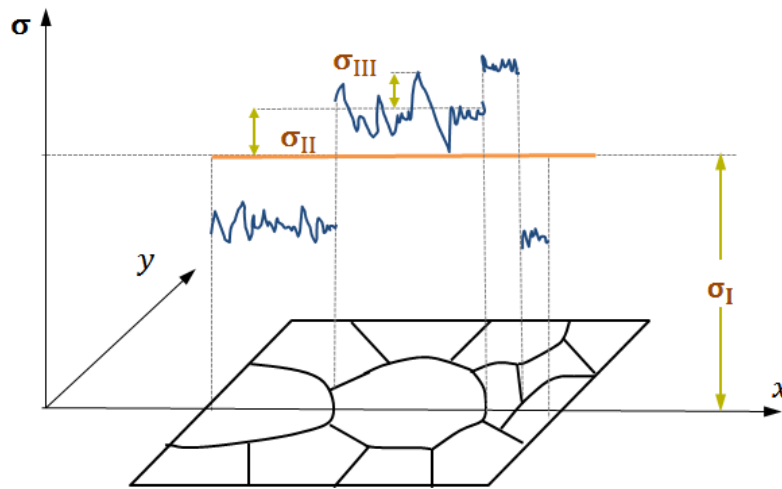


Figure 3.6 Définition schématique des différents ordres des contraintes dans un domaine couvrant plusieurs grains

Cette définition proposée pour les contraintes reste pour le moment théorique, car la séparation effective des différents ordres de contraintes n'est atteinte par aucune méthode de calcul ou de mesure. Cependant elle a pour intérêt de montrer que les contraintes résiduelles sont à l'origine de l'hétérogénéité de champs de déformation introduite à toute échelle de la structure. Il est à noter

également que la détermination, en particulier par diffraction des rayons X donne généralement la macro contrainte qui est également celle étudiée principalement en mécanique numérique.

ii. Génération des contraintes résiduelles

On a vu que les contraintes résiduelles sont les conséquences des hétérogénéités des déformations thermoplastiques et plastiques engendrées par un ensemble de sollicitations mécaniques, thermiques, et métallurgiques généralement liés (Xu et al 2002; Brosse 2009; Mondelin 2012). La **Figure 3.7** montre la classification donnée par Parrish (1980) de la distribution des contraintes résiduelles dues à l'usinage.

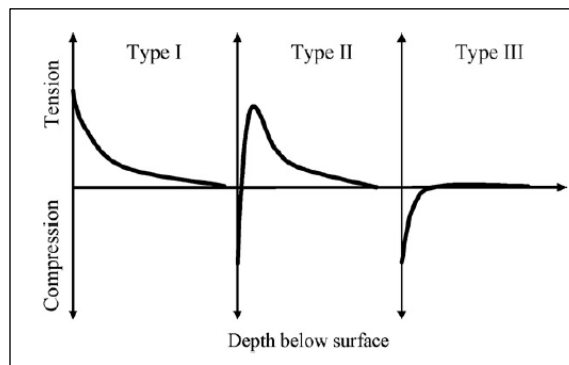


Figure 3.7 Les trois types de distribution des contraintes résiduelles dues à l'usinage (Parrish 1980)

Dans ce classement, trois types de distributions de contraintes résiduelles peuvent être distinguées. La courbe de type III indique des sollicitations purement mécaniques. La répartition des contraintes résiduelles est idéale en raison de l'absence de contraintes de traction dans la surface ce qui empêche la propagation des fissures. Si on ne considère pas les changements de phase, les chargements mécaniques sous forme de pression et de cisaillement apportent des contraintes de compression en surface, c'est le cas des procédés de finition et de super finition comme le toilage et le galetage (Brinksmeier et al 1982; Rech et al 2008; Gharbi et al 2012). Par ailleurs des travaux expérimentaux sur des aciers martensitiques traités montrent que la rectification avec une meule CBN génère des profils de contraintes de compression similaires à la courbe de **type III** (Herzog et al 1989). L'intensité des contraintes de compression est d'autant plus importante que la dureté de l'acier rectifié est élevée (**Figure 3.8**). Les auteurs attribuent cette dépendance à la quantité d'austénite résiduelle qui reste dans le matériau après traitement thermique.

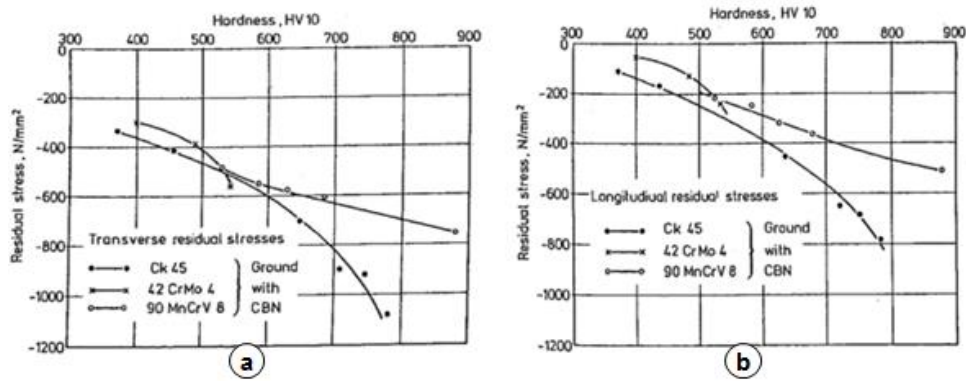


Figure 3.8 La variation des contraintes résiduelles en fonction de la dureté des pièces en différents aciers rectifiés avec une meule CBN (Herzog et al 1989)

A l'inverse la courbe de **type I** représente une sollicitation purement thermique : des températures élevées sont générées au cours du processus, le changement de température ainsi que les cycles de chauffage et de refroidissement conduisent à des phases de dilatation et de contraction. Ces mécanismes génèrent ainsi des contraintes de traction dans la matière dues à d'importants gradients thermiques (Hamdi 2000; Chen et al 2000). Ces contraintes sont en général nuisibles à la tenue mécanique des pièces puisqu'elles favorisent la formation et la propagation de fissures.

Les contraintes d'origine thermique sont dues aussi aux changements de phase du matériau. En fait, les effets métallurgiques sont indissociables des effets thermiques. Au cours des procédés d'usinage la matière usinée est soumise à des hausses de températures et selon la cinétique de refroidissement, des changements de phases apparaissent. Ces transformations de phases ont pour effet des modifications locales des propriétés physiques et mécaniques du matériau ainsi qu'un changement de la microstructure (Brosse et al 2009).

La courbe de **type II** suggère qu'il y a suffisamment de chaleur générée pour produire un pic de traction mais la déformation plastique ou le changement de phase a pu faire passer les contraintes en compression.

Dans certains cas, on peut estimer par un raisonnement simple le signe et la répartition des contraintes. Mais ce raisonnement peut être mis à défaut. En effet, l'interprétation des contraintes résiduelles obtenues, suite à ces transformations reste toutefois très compliquée car tous ces phénomènes rentrent simultanément en compétition.

d. Efforts et énergie de rectification

L'interaction meule-matière pendant la rectification se traduit par l'effort de coupe global qui est la résultante des actions mécaniques des efforts de coupe élémentaires exercées par les grains actifs de la meule (formation de copeau, labourage, adhésion) (*Malkin 1984*). En rectification cylindrique longitudinale cet effort est décomposé suivant trois directions principales : la direction normale à la surface de contact meule-pièce, c'est la composante normale F_N ; la direction tangente au profil de la meule et colinéaire à la vitesse de celle-ci, c'est la composante tangentielle circonférentiel F_T et dans la direction axiale colinéaire à la vitesse d'avance, la composante tangentielle axiale F_Z (**Figure 3.9**).

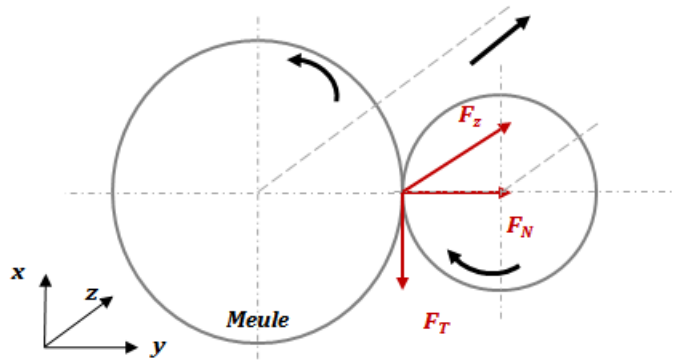


Figure 3.9 Effort en rectification

En rectification les grains de la meule sont disposés aléatoirement et peuvent subir un aplatissement sous l'effet de l'usure ce qui produit des efforts importants de frottement et de labourage (*Malkin 1984*).

L'effort normal et l'effort tangentiel total ($F_T + F_Z$) sont liés au coefficient de frottement par la relation (3.7) :

$$\mu_{app} = \frac{\|F_T + F_Z\|}{\|F_N\|} \quad (3.7)$$

Ce coefficient dépend des combinaisons (meule-pièce-matériau-lubrifiant-paramètres opératoires) (*Cai et al 2002; Ichida et al 2006*).

L'intensité des efforts de coupe en rectification dépend des conditions opératoires et constitue un indicateur de performance du procédé de rectification (*Chang et al 1997*). Elle peut être prédite par différents modèles basés sur des formulations purement empiriques (*Tanguy 1985; Mishra and*

Salonitis 2013) ou mathématiques semi-analytiques (Younis et al 1987; Patnaik Durgumahanti et al 2010). Celles-ci sont destinées à faciliter l'analyse et l'optimisation de l'aspect énergétique du procédé.

Parmi les modèles les plus significatifs des efforts de rectification développés à l'échelle macroscopique on note celui de Peters and Aerens (1980) qui donne de manière pratique les efforts de coupe fonction des paramètres du procédé. Le modèle (3.8) est basé sur l'épaisseur équivalente de coupe équivalente h_{eq} car il a été démontré que ce paramètre a une influence déterminante sur les forces de rectification (Snoeys and Decneut 1971).

$$F'_N = F'_{N0} h_{eq}^n \quad (3.8)$$

Avec F'_N est l'effort normal par unité de largeur de la meule ; F'_{N0} et n sont deux coefficients à déterminer expérimentalement.

Un modèle similaire pour l'approximation des forces de frottement a été présenté par Tanguy (1985) et est donnée par l'équation (3.9).

$$F'_T = F'_{T0} h_{eq}^n \quad (3.9)$$

Avec F'_T est l'effort tangentiel par unité de largeur active de la meule et F'_{T0} et n sont deux coefficients à déterminer expérimentalement.

Ce modèle a été appliqué aussi pour prédire l'usure de la meule, la rugosité, etc. Cependant, il est étroitement lié aux conditions opératoires (type de matériau, meule, lubrifiant, ...), l'extrapolation pour des conditions extérieures au domaine de mesure expérimental n'est pas évidente compte tenu de la forte non linéarité du procédé (Tanguy 1985).

Une fois que les forces de coupe sont mesurées ou modélisées, il est facile d'obtenir la puissance absorbée P_T par le procédé et l'énergie spécifique E_s de rectification définie comme étant l'énergie nécessaire pour enlever un volume unitaire de métal (3.10). Ce paramètre renseigne bien évidemment sur la rectifiabilité du matériau et le rendement du procédé.

$$E_s = \frac{P_T}{Z_w} = \frac{F_T \cdot V_c}{Z_w} \quad (J.mm^{-3}) \quad (3.10)$$

où Z_w est le débit de copeau et V_c est la vitesse de coupe.

On note que l'énergie spécifique E_s en rectification est élevée en comparaison avec d'autres procédés d'usinage comme le tournage, le **Tableau 3.3** présente une comparaison de ces principales grandeurs (Brosse 2009).

Grandeurs	Tournage	Rectification
Énergie spécifique [$J.mm^{-3}$]	1 - 2	20 - 100
Précision dimensionnelle [mm]	0,1 - 1	0,01 - 0,1
Rugosité de la surface usinée R_a [μm]	1 - 2	0,1 - 0,2

Tableau 3.3 Différences entre rectification et tournage

Par ailleurs, lors de la rectification de l'acier ASI 52100, Rowe et al. (1996) ont remarqué que l'énergie spécifique dépensée est plus importante avec une meule CBN qu'avec une meule en alumine pour la même quantité de matière enlevée. Mais d'après eux, ceci n'influence pas les niveaux de température atteints dans la zone de contact au vu du bon pouvoir conducteur de la meule CBN.

3.2 Préambule : Conditions industrielles

On rappelle qu'initialement les tentatives de rectification des cylindres de type HSS de première génération pour le laminage à froid ont été réalisées à l'échelle industrielle sur une rectifieuse cylindrique automatique dans les conditions de l'usine CONSTELLIUM. Le but était d'obtenir des surfaces fonctionnelles sur les cylindres avec une rugosité R_a de 0.4 à 0.5 μm exempts de tout défaut de surface même infime, à savoir les griffures, les criques, fissures,... etc. Des essais infructueux ont été menés, dans un premier temps, avec une meule conventionnelle à grains alumineux. La perte du pouvoir coupant de la meule avant la fin du cycle de rectification et l'apparition des griffes en surface du cylindre sans compter la rugosité escomptée non atteinte, étaient parmi les problèmes majeurs rencontrés. A la lumière des résultats des essais de rayage (Chapitre 2), une autre campagne d'essais de rectification d'un cylindre de diamètre $D_w=490$ mm a été lancée mais cette fois-ci avec une meule CBN à liant résinoïde de diamètre $D_s=600$ mm et de largeur $b=33$ mm. Les paramètres de coupe ont été ajustés au fur et à mesure de l'essai en vue d'éliminer les défauts de rectification observés et d'atteindre le niveau de rugosité R_a souhaité (**Tableau 3.4**).

V_s (m/s)	N_w (tr/mn)	V_z (mm/mn)	a_p (μm)
[17, 30]	[30, 45]	[300, 800]	[3, 12]

Tableau 3.4 Plage des paramètres de rectification appliqués à l'échelle industrielle

Les résultats étaient encourageants avec un enlèvement de matière correcte et absence de griffures. Cependant, les défauts de surfaces de type lignes d'avance et facettes apparaissent selon les paramètres choisis du processus.

L'objectif étant de garantir l'intégrité de la surface fonctionnelle du cylindre de laminage, d'un point de vue dimensionnel (topographie), tribologique (frottement), métallurgique (microstructure), mécanique (contraintes résiduelles en surface et en profondeur générées par la rectification). Pour explorer tous ces aspects et étudier l'influence des paramètres du processus, on a essayé d'extrapoler les conditions de l'usine à l'échelle du laboratoire en utilisant des moyens de mesures embarqués.

3.3 Protocole expérimental et conditions d'essais

3.3.1 Pièces d'essais

Le centre de recherche Åkers a fourni 15 cylindres en HSS de première génération. La composition chimique de l'acier est identique à celle des échantillons utilisés pour l'étude du rayage (Chapitre 2). Les pièces ont été tournées pour avoir les dimensions suivantes : un diamètre D_w de 116 mm et longueur $L=200\text{mm}$. Ils ont ensuite subi, dans des conditions identiques, la même série des traitements thermiques que les échantillons de rayage i.e. une trempe à cœur autour de 1100°C et une série de revenus autour de 450 à 600°C .

Les dimensions des cylindres ont été choisies de telle sorte que le rapport de diamètre entre la meule et la pièce reste semblable à celui de l'usine. Ainsi, les longueurs de contact seront comparables dans les deux cas.

Une série de caractérisation des échantillons à l'état de la réception a été faite suivant deux plans de coupe (**Figure 3.10**)

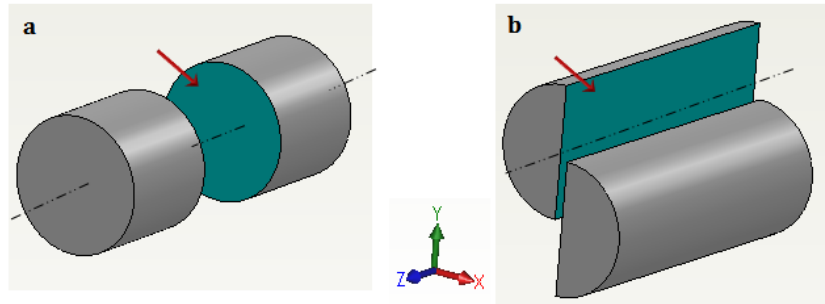


Figure 3.10 Plans de caractérisations suivant la direction : **(a)** Transversale **(b)** longitudinale

a. Micrographie de surface

La nuance d'acier utilisé pour les échantillons de rectification est supposée être la même que celle des plaquettes de rayage présentée dans le chapitre précédent. Pour vérifier s'il existe des directions privilégiées de répartition des carbures dans les cylindres, on a fait des observations MEB dans les deux plans de coupe (**Figure 3.11**).

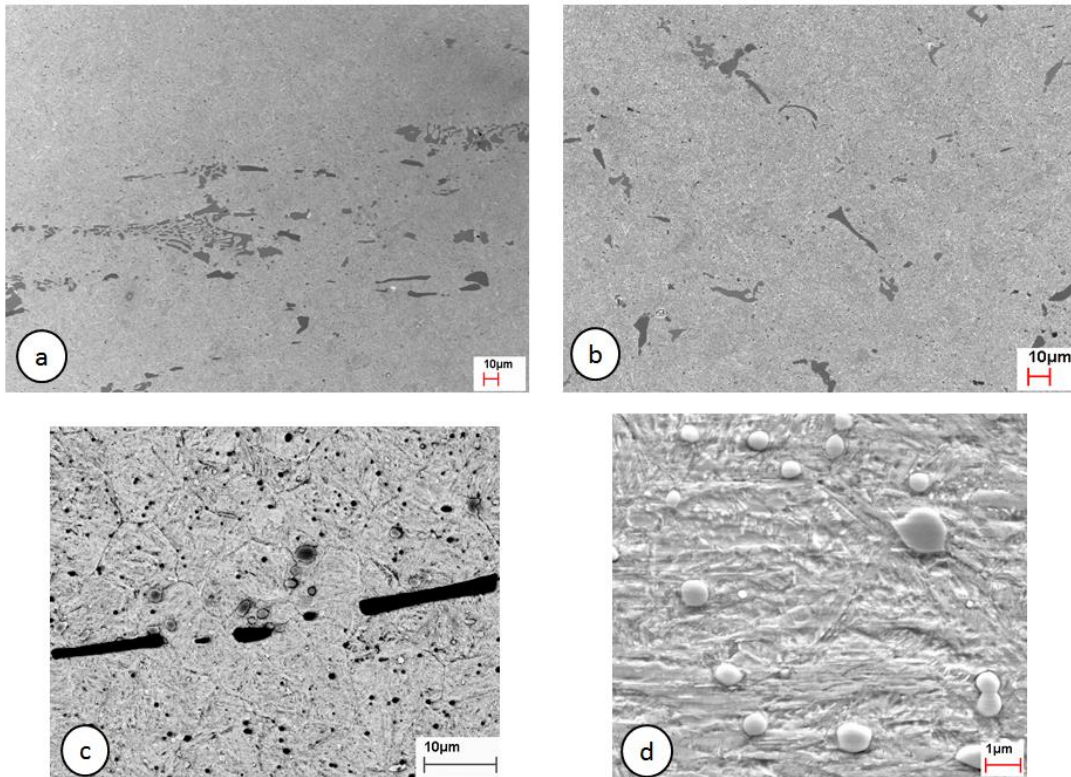


Figure 3.11 Microstructure initiale de l'PHSS : **(a)** et **(c)** direction longitudinale **(b)** direction transversale **(d)** les nanocarbons secondaires

On retrouve une structure martensitique sous forme de lattes à l'intérieur des grains austénitiques de la phase mère. La taille de grain assez homogène semble proche de 10 μm . Les micrographies MEB montrent que dans chacune des directions, la microstructure est homogène avec une présence plus dense des chaînes de carbure alignées dans la direction longitudinale.

b. Essai de microdureté

Six profils de microdureté Vickers à une charge de 25 g ont été effectués de la surface vers le cœur de la pièce et cela dans les deux plans de coupe : transversal et longitudinal.

La **Figure 3.12** montre qu'il n'existe pas une grande différence entre les deux plans de coupe. Les duretés sont comprises dans une bande de 825 à 900 $\text{HV}_{0.025}$ avec une moyenne de 860 HV. On remarque qu'il y a un effet de dispersion qui est lié à l'hétérogénéité de la microstructure due à la présence des carbures dans la matrice.

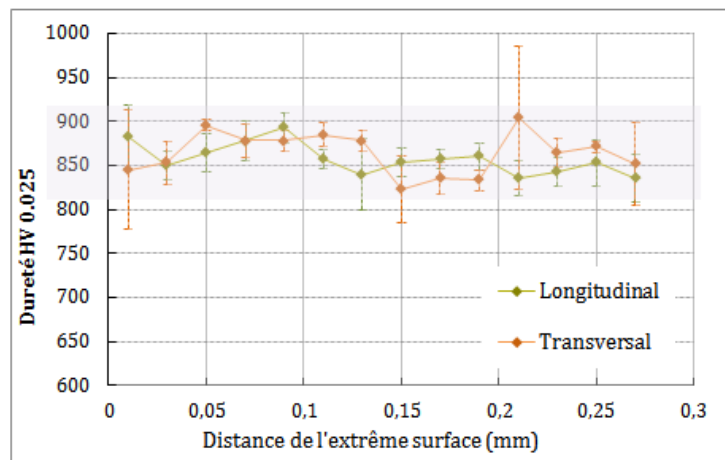


Figure 3.12 Profils de microdureté en coupe

c. Topographie de surface

Pour avoir une idée sur l'état de surface initial des cylindres, des mesures de la topographie de surface ont été effectuées avant la rectification, le profil de rugosité est extrait dans la direction longitudinale (**Figure 3.13**).

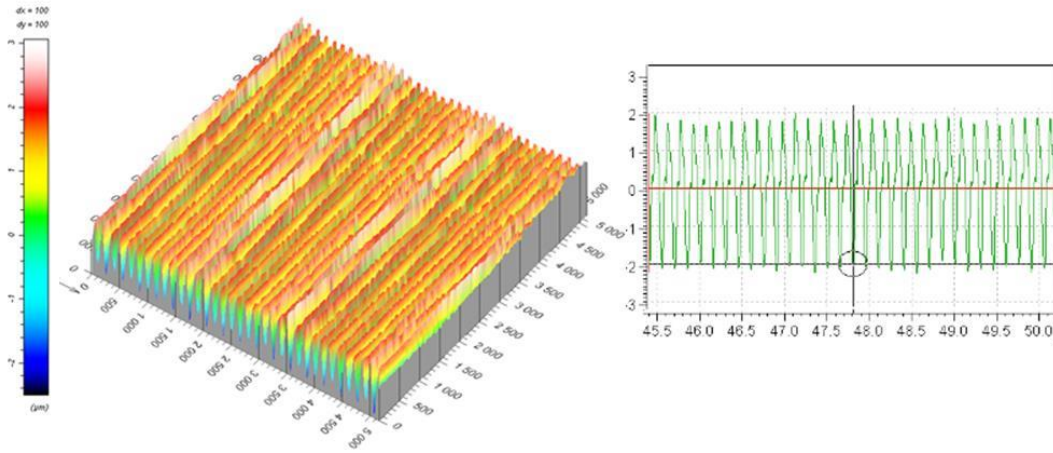


Figure 3.13 Etat de surface initial des échantillons (fréquence de coupure $\lambda_c = 0.8mm$)

Les valeurs initiales des paramètres de rugosité sont : $R_a \approx 1.03 \mu m$, $R_t \approx 4.22 \mu m$, $R_v \approx 2.2 \mu m$ qui correspond à la profondeur maximale du creux du profil est autour de $2.2 \mu m$.

Pour les grandeurs liées à l'espacement, le pas moyen de rugosité au niveau de la ligne moyenne est $RSm = 0.15mm$, elle correspond à la signature de l'outil de tournage soit l'avance par tour de l'outil.

3.3.2 Définitions des conditions d'essais

L'opération de rectification cylindrique est effectuée sur un centre d'usinage vertical CNC 5 axes. Contrairement au montage classique de la rectification cylindrique longitudinale, la pièce est montée verticalement sur le plateau tournant de la machine, son axe est parallèle à celui de la meule. L'ensemble du dispositif expérimental est représenté sur la **Figure 3.14**.

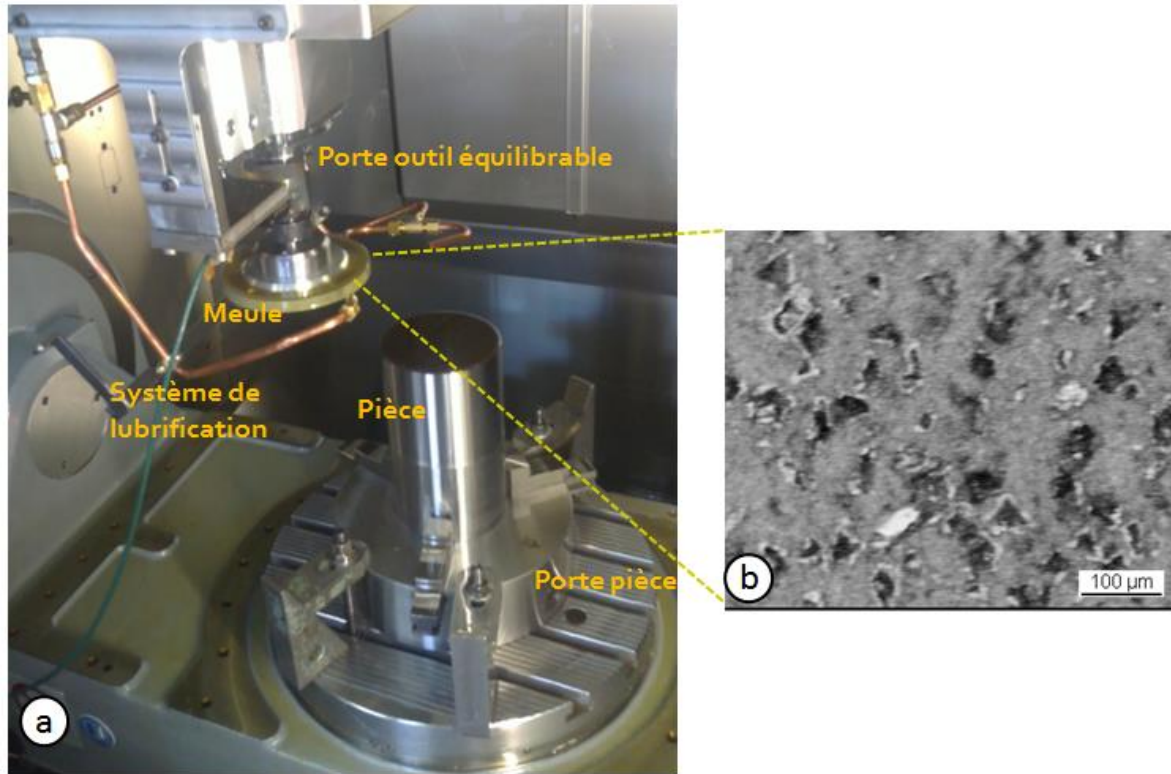


Figure 3.14 Dispositif de la rectification cylindrique longitudinale : **(a)** Montage expérimental **(b)** Image à la loupe binoculaire de la meule

Le choix de la meule dépend de la nature du matériau et de la rugosité visée. La meule utilisée est une meule en superabrasif CBN, à liant résinoïde, de diamètre $D_s = 150$ mm et de largeur $b = 12$ mm avec des grains fins de grosseur $54 \mu\text{m}$. L'équilibrage de la meule est assuré par un attachement équilibrable afin de minimiser les vibrations dues aux balourds. Après chaque cycle la meule nécessite un décrassage à l'aide d'une pierre en diamant.

Un système de lubrification spécifique est conçu et fabriqué : des tuyaux pulvérisateurs avec une buse d'arrosage à section de sortie étroite projetant de l'huile entière pour lubrifier la zone de coupe, refroidir la pièce au voisinage de cette zone et rincer abondamment la meule pour éviter son encrassage. La mince lame de lubrifiant qui est projetée vers la zone de contact meule-pièce est suffisante dans le cas de la rectification de finition des aciers (*Tanguy 1985*).

3.3.3 Essais préliminaires et orientation de l'étude

Le choix des gammes de paramètres de coupe n'était pas évident puisqu'il s'agit d'un montage de rectification spécifique. On a commencé par appliquer des conditions extrêmes en vitesses, en prenant en compte les limites opérationnelles de la machine et de la meule pour voir l'effet sur l'état de surface. On a remarqué qu'il y a des combinaisons de vitesses de la meule et de la pièce qui provoquent des vibrations au niveau de la machine et qui conduisent à des états de surface médiocres. Au niveau de la vitesse d'avance, les essais préliminaires montrent que plus la vitesse est faible mieux est l'état de surface. Cela engendrerait un temps de rectification conséquent et, de ce fait, industriellement inacceptable.

Au final pour orienter l'étude, les conditions de coupe ont été choisies en accord avec l'application industrielle de rectification de cylindre de laminage tout en se basant sur les constatations précédentes et en prenant en compte les limites opérationnelles de la machine au laboratoire.

Le **Tableau 3.5** résume l'étude préliminaire de l'influence des paramètres de rectification et liste la gamme de variation retenue des paramètres.








Influence	Vibrations	Etat de surface	Temps d'usinage	Gamme retenue	Gamme industrielle
Fréquence de rotation de la pièce (tr/mn) : N_w			-	[20 ; 60]	[30 ; 45]
Vitesse de la meule (m/s) : V_s			-	[15 ; 55]	[17 ; 30]
vitesse d'avance (mm/mn) : V_z				[60 ; 420]	[300 ; 800]
Profondeur de passe (μm) : a_p		-	-	[8 ; 20]	[3 ; 12]

Tableau 3.5 Etude préliminaire de l'influence des paramètres de rectification cylindrique

3.3.4 Planification des essais : Application de la méthode des plans d'expérience

On a vu dans le paragraphe précédent que l'état de surface issu de l'opération de rectification cylindrique longitudinale dépend de plusieurs paramètres. Dans le but de comprendre et d'approfondir la compréhension de ce procédé, une démarche de plan d'expérience a été mise en place. Cette approche intéressante permet à la fois de diminuer le nombre d'essais, d'étudier l'influence d'un nombre important de paramètres, d'obtenir des informations sur les effets directs des facteurs et de leurs interactions et d'en tirer des modèles empiriques en extrayant des conclusions justifiées des mesures effectuées.

a. Choix et justification du plan d'expériences

Compte tenu des faits observés dans le paragraphe précédent et en se basant sur les résultats de la littérature (Brosse 2009; Motorcu 2010; Janardhan and Krishna 2011), l'étude de l'influence relative des paramètres et de leurs interactions sur l'état de surface en rectification cylindrique longitudinale portera sur 4 facteurs inéluctables : La vitesse périphérique de la meule V_s , la vitesse de la pièce V_w la profondeur de passe a_p et l'avance par tour f_z . D'un autre côté, le mode de travail paraît important dans la physique de l'abrasion (Brosse 2009), il agit directement sur l'éjection du copeau : il est considéré en avalant AVA ou en opposition OPP. Pour chacun de ces paramètres choisis, il est nécessaire de déterminer le nombre de niveaux que l'on va étudier. Certes, plus le nombre de niveaux est élevé, plus l'approximation sera bonne mais plus le nombre d'essais sera important aussi.

b. Détermination et choix des interactions calculées

Finalement cinq variables ont été retenues pour cette étude. Mais entre ces variables existent des interactions jusqu'à l'ordre 5. Dans la pratique, il est fastidieux de les étudier toutes, donc le choix était limité aux interactions représentatives des paramètres bien connus en rectification tels que :

- le débit de copeaux Z_w , qui est l'interaction entre la profondeur de passe, la vitesse de la pièce et l'avance par tour : (V_w, f_z, a_p)
- l'épaisseur de coupe équivalente h_{eq} et l'épaisseur maximale de copeau e_M , qui sont l'interaction entre les vitesses de la meule et de la pièce, et la profondeur de passe : (V_s, V_w, a_p)

Les plans traditionnellement utilisés (factoriel complet) se sont révélés extrêmement coûteux en temps et ressources dans notre cas d'étude. Un plan factoriel pour 5 facteurs à trois niveaux aurait en effet exigés 243 essais ce qui n'est pas réalisable. Afin d'étudier d'éventuelles non-linéarités du système, les deux vitesses de la meule et de la pièce ont été modulées sur trois niveaux et le reste des paramètres ont été modulés sur deux niveaux.

Un plan d'expérience factoriel fractionnaire à modalités mixtes de type $3^p \cdot 2^{k-1}$ (à 2 et 3 niveaux) (McLean and Anderson 1984) est ainsi mis en place, soient $3^2 \cdot 2^{3-1} = 36$ essais (ANNEXE).

C'est une matrice expérimentale orthogonale offrant une incertitude minimale pour l'estimation des inconnues du problème, en particulier parce que les combinaisons retenues dans sa structure sont parfaitement équilibrées. Toutes les modalités apparaissent un même nombre de fois pour chacun des facteurs. Ce plan permet à la fois d'étudier les différents facteurs et leurs interactions sélectionnées en faisant un minimum d'essais. Les valeurs des niveaux sont regroupées dans le **Tableau 3.6**. Les niveaux sont choisis de sorte à étudier un domaine le plus large possible dans les limites opérationnelles du matériel.

	Niveaux	Valeurs
Vitesse de la meule V_s (m/s)	-1	17
	0	38
	1	55
Vitesse de la pièce V_w (m/mn)	-1	7
	0	14
	1	22
Profondeur de passe a_p (μm)	-1	8
	1	18
Avance par tour f_z (mm/tr)	-1	3
	1	7
Mode de travail	-1	Opposition
	1	Avalant

Tableau 3.6 Niveaux des facteurs

Pour tous ces essais le diamètre de la pièce D_w est fixé à 116 mm, la lubrification est à l'huile entière sous une pression de 60 bars. Vu le nombre réduit des pièces, 4 essais par pièce ont été faits, sur une longueur de 40mm, une passe d'ébauche est tout d'abord appliquée pour mettre en rond la

pièce. L'usinage est ensuite réalisé en deux passes, une passe de finition et une passe à vide de planage.

3.3.5 Conditions de mesures de la topographie

Les mesures de la topographie de surface rectifiée sont effectuées à l'aide d'un profilomètre tactile unidirectionnel Taylor Hobson© (**Figure 3.15**). Pour avoir un indicateur sur les dispersions des différents résultats, les mesures sont répétées trois fois. Le profilomètre tactile 3D SURFSCAN est utilisé juste pour caractériser la morphologie et détecter les éventuels défauts.

Ces deux appareils utilisent un filtre Gaussien et une longueur d'onde de coupure de 0.8 mm. La vitesse de mesure est de 0.3 mm/s. Le rayon du palpeur est de 2 μm .

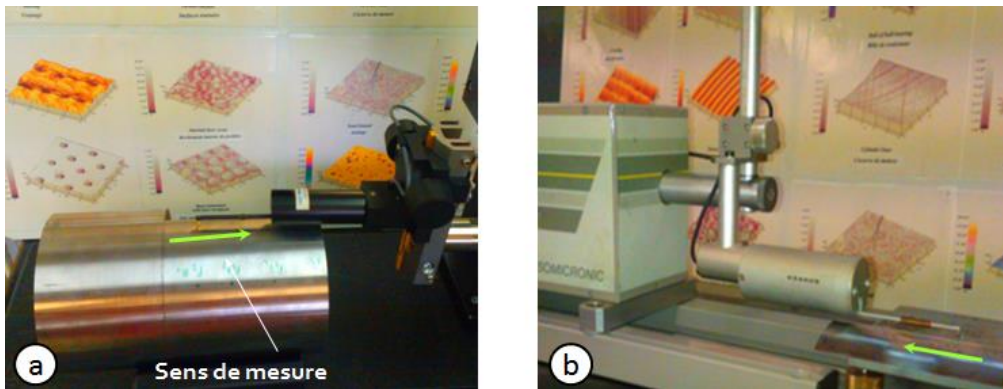


Figure 3.15 Mesure de la topographie de surface avec : (a) profilomètre unidirectionnel (b) profilomètre 3D

3.4 Résultats et analyses de la topographie de surface rectifiée

3.4.1 Détection des défauts macroscopiques

Les défauts de surface détectés après rectification sont essentiellement les facettes et les lignes d'avance (**Figure 3.16**). Parmi ces défauts, il y a ceux qui sont à la fois visuels et au touché conduisant ainsi à des défauts de forme et d'autres qui sont seulement visuels. Pour caractériser au mieux ces défauts, on a eu recours au profilomètre tactile 3D.

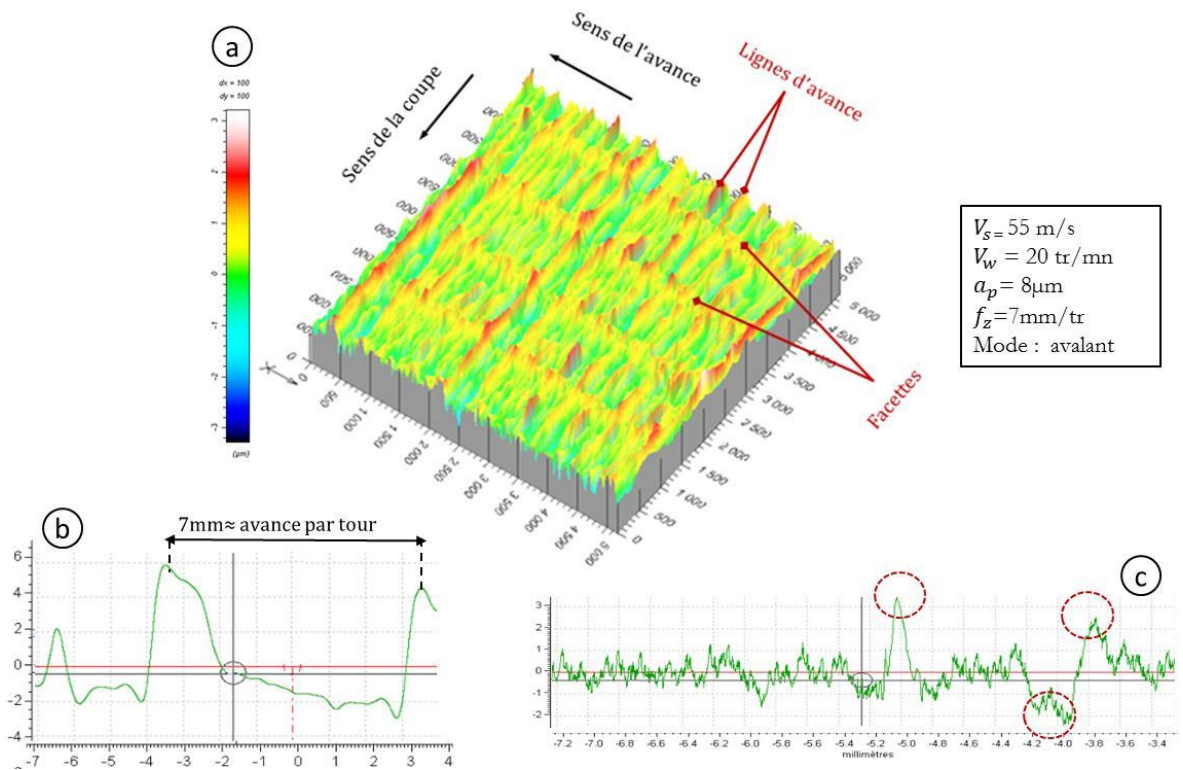


Figure 3.16 Illustration des défauts d'une surface rectifiée : (a) topographie 3D (b) profil d'ondulation (c) profil de rugosité

Le profil d'ondulation montre que les lignes d'avance sont liées essentiellement à l'avance par tour. Le profil de rugosité n'est pas homogène ; on remarque qu'il présente quelques pics et vallées importants et assez éloignés. L'apparition de ces différents types défauts est fortement influencée par la combinaison de réglage des différents paramètres de coupe (*Sugihara et al 1980*) et c'est encore plus compliqué dans le cas de la rectification cylindrique longitudinale car il faut suivre le contact meule-pièce tout le long de la pièce (*Tanguy 1985*).

On a constaté par ailleurs que les vibrations sont l'origine principale de l'apparition des défauts de surface ; quelques revues de littérature se sont focalisées sur cet aspect dans le cas de la rectification cylindrique (*Inasaki et al 2001; Oliveira et al 2008*). Deux catégories de vibrations sont citées : les *vibrations forcées* qui sont généralement dues au montage, à la machine, au système hydraulique et qui sont difficiles à localiser et quelques fois impossible à éviter et les *vibrations auto générées* qui sont définies par les vagues générées sur la surface de la pièce créés par les vibrations relatives entre la meule et la pièce et résultant d'un changement de profondeur de coupe après chaque révolution de la pièce (*Inasaki et al 2001*). Dans cette étude, l'aspect vibratoire de la rectification ne sera pas développé. Cependant, on a pu tracer qualitativement des cartes qui

montrent le domaine d'apparition des facettes et des lignes d'avance en fonction des paramètres cinématiques du processus (**Figure 3.17**).

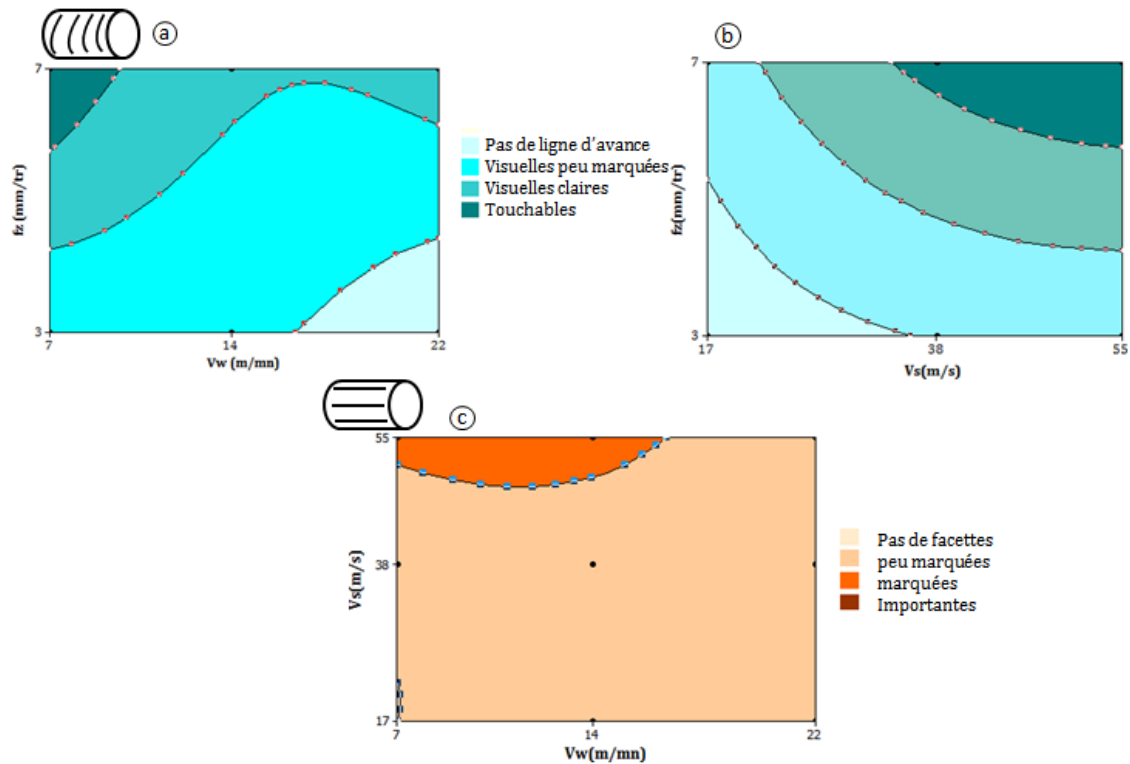


Figure 3.17 Evaluation visuelle des surfaces rectifiées : (a) et (b) lignes d'avances ; (c) facettes

Sur la **Figure 3.17 (a)**, les lignes d'avance apparaissent plus dans la zone où l'avance par tour f_z est importante. Or l'avance par tour présente la partie active de la meule, et le reste de la meule participe au planage, appelé aussi lissage, lors de son passage. Ainsi, la portion de la surface rectifiée est soumise aux actions successives de plusieurs tranches de la meule. Plus l'avance est fine plus le nombre de passages est important sur la même zone rectifiée et moins sont apparentes les lignes d'avances. D'un autre côté on constate sur l'abaque de la **Figure 3.17 (b)** que les lignes d'avance sont plus apparentes dans la région où la vitesse de la meule est importante, ceci est en relation avec les vibrations. Sur la **Figure 3.17 (c)**, on remarque que les facettes sont plutôt localisées dans le domaine où le rapport entre la vitesse de la pièce et la vitesse de la meule est minimum. Ceci correspond à une épaisseur équivalente de coupe minimale pour une profondeur de passe donnée. En effet, une épaisseur de coupe minimale peut conduire à un glissement de la meule sur la surface de la pièce sans enlever une quantité suffisante de matière. Ce phénomène est non

souhaitable car il conduit à l'affrontement de la meule contre la pièce et affecte la durée de vie de la meule.

Au final on remarque que l'intervalle de bon fonctionnement du processus, où on obtient des surfaces fonctionnelles, est restreint. Dans ce qui suit on va examiner les effets des variables du processus sur les paramètres liés à l'ondulation puisqu'ils permettent de connaître la signature d'un procédé de finition sur le profil macroscopique de la surface. Ensuite sur les paramètres microscopiques liés à l'amplitude du profil : R_a et R_t et celles liées à la distribution de l'amplitude du profil et à la portance : R_k , R_{sk} et les paramètres d'espacement tel que RS_m .

3.4.2 Etude de l'influence des paramètres de coupe et de leurs interactions

a. Etude des effets purs

Les effets moyens de chaque paramètre de rectification sont calculés suivant la méthode détaillée par (Alexis 1995; Sabre 2007).

La **Figure 3.18**, **Figure 3.19**, **Figure 3.20** et **Figure 3.21** représentent de manière graphique les effets des facteurs V_s, V_w, a_p, f_z et le mode de travail sur les caractéristiques topographiques de la surface rectifiée ($W_a, WS_m, R_a, R_t, R_k, R_{sk}, RS_m$).

L'importance de la pente relative à chaque paramètre donne une information sur l'importance de l'influence de ce paramètre i.e. plus la pente est grande, plus le paramètre est influent.

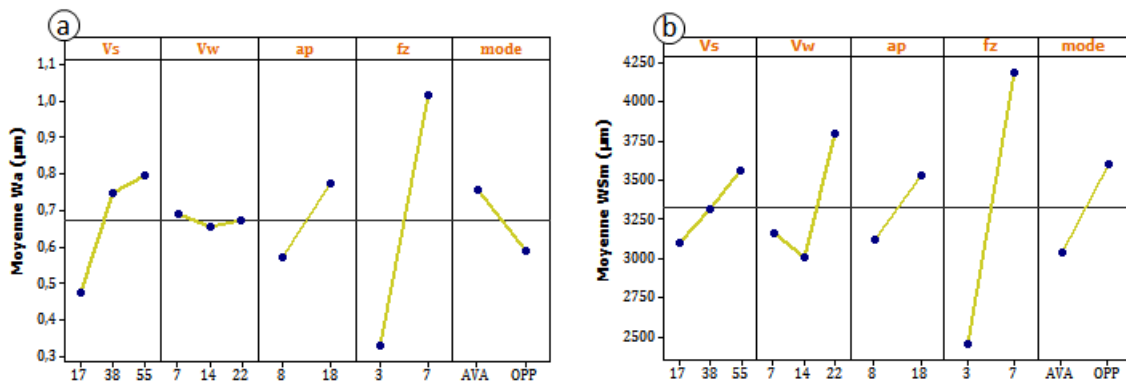


Figure 3.18 Diagrammes des effets moyens correspondant aux paramètres liés à l'ondulation : (a) W_a , (b) WS_m

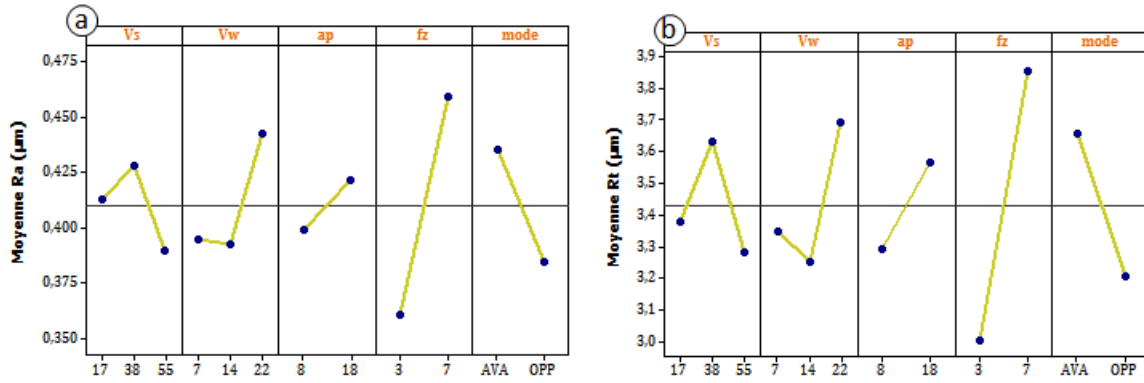


Figure 3.19 Diagrammes des effets moyens correspondant aux paramètres d'amplitude : (a) R_a ; (b) R_t

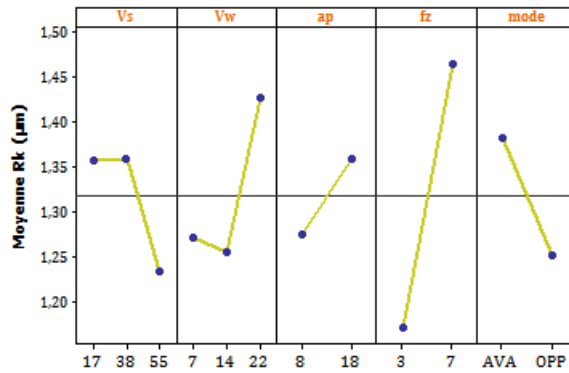


Figure 3.20 Diagrammes des effets moyens correspondant aux paramètres liés à la portance (R_k)

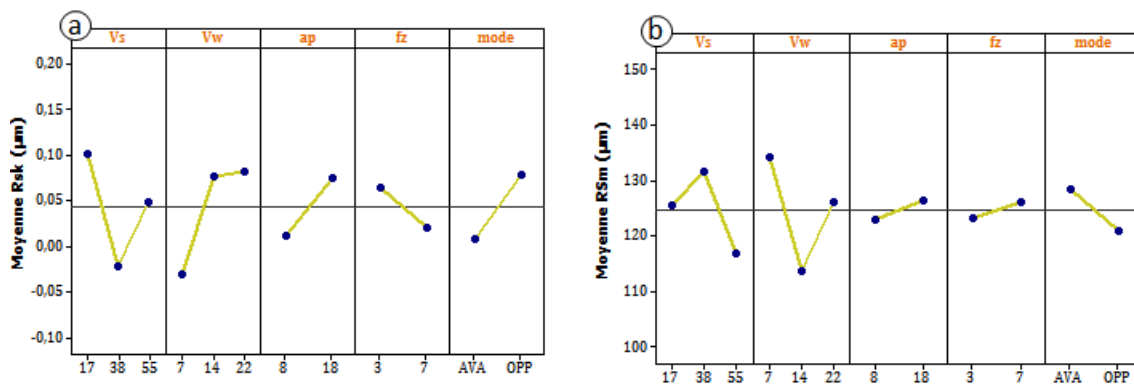


Figure 3.21 Diagrammes des effets moyens correspondant aux paramètres d'espacement : (a) R_{sk} ; (b) RS_m

Ces résultats permettent de faire une classification des effets les plus significatifs sur les paramètres de topographie :

- Pour les paramètres d'ondulation (W_a, WS_m), les effets significatifs sont liés à la cinématique du procédé, principalement l'avance par tour puisque la mesure topographique est faite parallèlement à la direction de l'avance axiale de la meule **Figure 3.15 (a)**.
- Les amplitudes d'ondulation ne sont pas très importantes (Max $1.2 \mu\text{m}$). Ces ondulations représentent les différences de niveau de hauteur des grains actifs de la portion de meule en contact avec la pièce lors de son passage dans le plan de coupe choisi. Plus le nombre de passages est grand (avance par tour faible) plus les ondulations de la ligne moyenne de la pièce réalisée tend vers une droite.

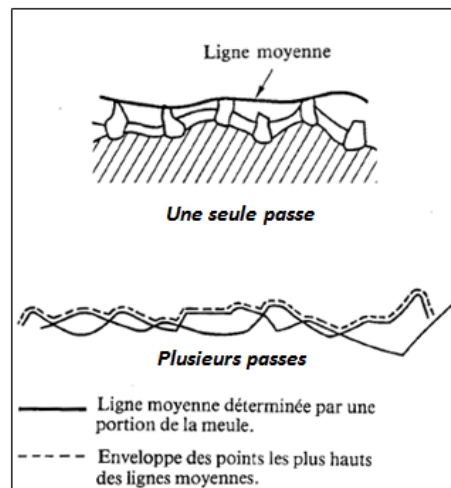


Figure 3.22 Evolution de l'enveloppe de la pièce rectifiée en fonction des nombres de passes
(Tanguy 1985)

- La **Figure 3.21** montre que les variables opératoires de rectification cylindrique n'ont aucun effet sur les paramètres d'espacement (RS_m) et le paramètre de distribution d'amplitude R_{sk} . En effet, ce dernier est presque nul indiquant ainsi que le profil de rugosité est symétrique. Ce qui prouve que la structure de la meule n'a pas changé tout le long des essais.
- Pour les paramètres d'amplitude du profil (R_a, R_t) et la rugosité de base R_k , l'avance par tour f_z est en tête des variables influentes (**Figure 3.19** et **Figure 3.20**). En effet, en utilisant la présente meule, une avance par tour importante donne une moyenne de rugosité R_a souhaitée par l'industriel (0.4 à $0.5 \mu\text{m}$). Ce résultat est intéressant car il satisfait à la fois

le critère de rugosité souhaité et permet pour des cylindres de laminoir gigantesques (longueur ≈ 2 m) de minimiser le temps de rectification en augmentant la vitesse d'avance axiale.

En parallèle, il faut examiner aussi les paramètres d'amplitude maximale et de la portance R_t et R_k qui augmentent avec l'avance par tour mais qui devraient être minimales pour donner à la pièce une bonne résistance à la fatigue.

- L'influence de la vitesse de la pièce V_w devient significative à partir d'un certain seuil (14 m/mn). Le schéma explicatif de la **Figure 3.23** montre qu'elle est en relation avec l'épaisseur maximale de copeau e_M qui augmente avec la vitesse de la pièce. A l'échelle locale, cette augmentation est traduite par la croissance des hauteurs des bourrelets provenant de la déformation plastique sous l'action des grains.
- D'autre part le mode de travail a une influence non négligeable sur l'état de surface en termes de paramètres d'amplitude. La rugosité de surface est plus élevée avec le mode en avalant. Cependant, celui-ci favorise l'obtention d'un R_a désirée $\approx [0.4 \mu\text{m} ; 045 \mu\text{m}]$.

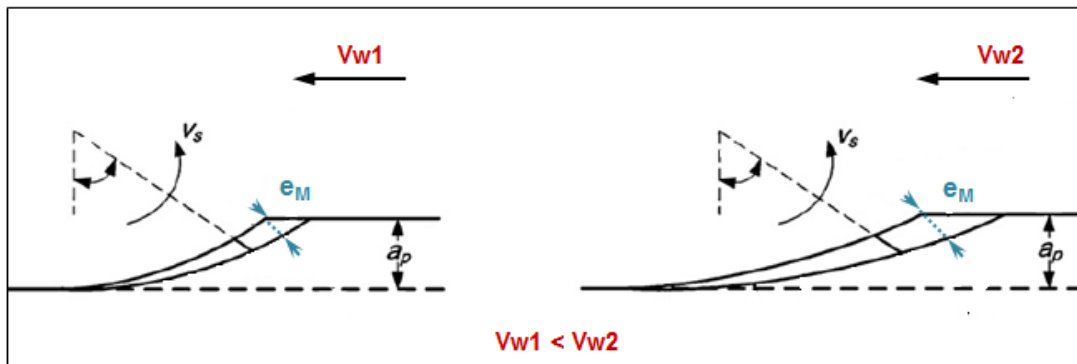


Figure 3.23 Schématisation de la variation de l'épaisseur maximale du copeau en fonction de la vitesse de la pièce

b. Etude de l'influence des interactions entre les paramètres de coupe

On a présenté jusqu'ici les effets purs de chaque facteur, mais souvent il existe des facteurs qui n'agissent pas d'une façon indépendante mais leurs action est plutôt associée à un ou plusieurs autres facteurs et c'est le cas du procédé de rectification cylindrique (Kwak et al 2006; Thiagarajan et al 2011).

Les interactions entre les variables V_s , V_w , a_p et f_z , qui ont été mentionnées dans le paragraphe 3.3.4 -b sont prises en compte. Leurs effets sur les paramètres topographiques suivants R_a , R_t , R_k sont calculés et représentés sur la **Figure 3.24**.

Notons qu'entre deux variables, la position de leurs droites de variations l'une par rapport à l'autre donne une information sur le niveau d'influence de l'interaction, i.e. l'intersection entre les droites indique une forte interaction, alors que si les droites sont parallèles les facteurs n'interagissent pas (Alexis 1995).

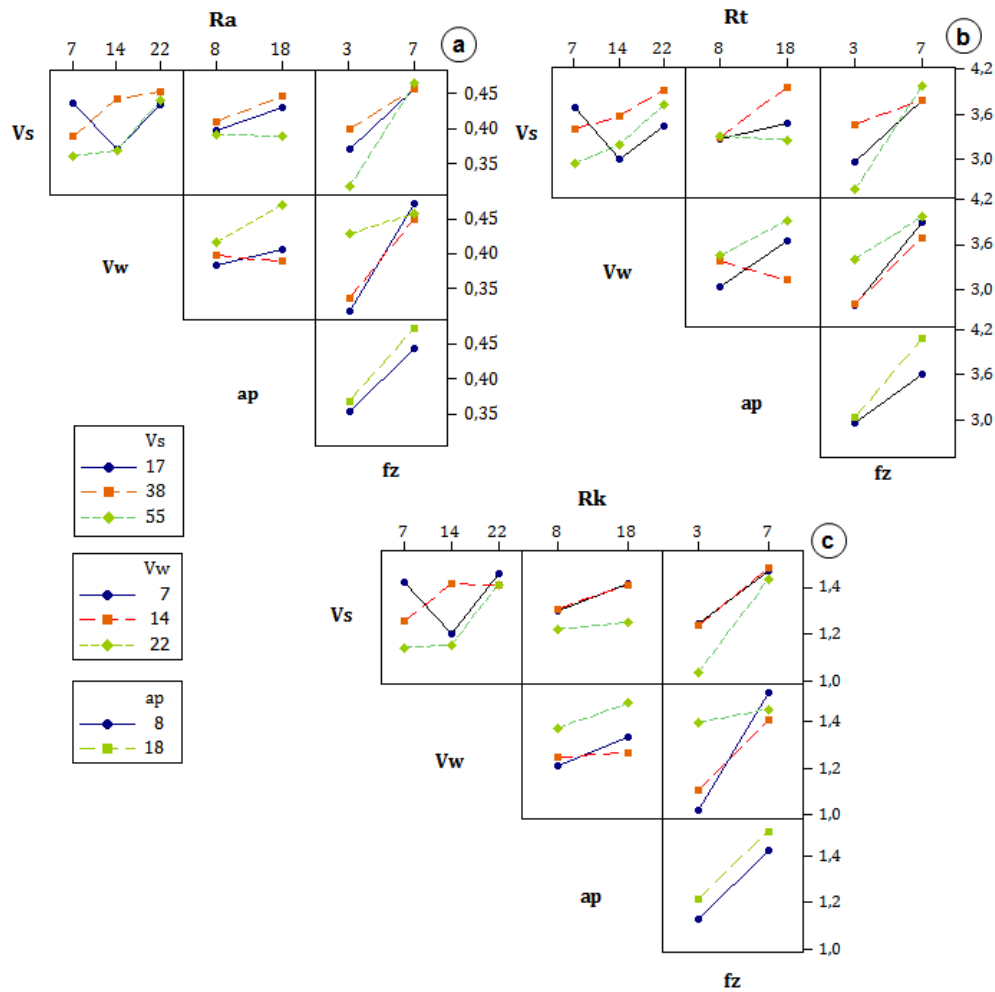


Figure 3.24 Diagrammes d'interactions correspondants aux : (a) R_a ; (b) R_t ; (c) R_k

D'après ces diagrammes on constate une forte interaction entre :

- vitesse de la meule V_s / vitesse de la pièce V_w
- vitesse de la pièce V_w / profondeur de passe a_p

Et une interaction moindre entre :

- avance par tour f_z / vitesse de la pièce V_s
- avance par tour f_z / vitesse de la pièce V_w

On a remarqué dans le paragraphe précédent qu’une augmentation de l’avance par tour a un effet bénéfique sur R_a mais pas sur R_k et R_t , le diagramme d’interaction (V_w, f_z) relatif à R_a (**Figure 3.24 (a)**) montre qu’on peut appliquer une avance faible et avoir la rugosité souhaitée R_a (0.4 à 0.5 μm) mais tout en choisissant la bonne vitesse de pièce V_w .

D’un autre coté le choix d’une faible profondeur de passe a_p ne satisfait pas souvent le critère de rugosité imposé pour les cylindres de laminage à froid de l’aluminium. Mais sur le diagramme d’interaction (a_p, V_w) relatif à R_a (**Figure 3.24 (a)**), on constate qu’avec une vitesse $V_w = 22\text{m/mn}$ la rugosité monte au-dessus de la moyenne (0.4 μm) et ce quelle que soit la valeur de a_p .

Ces constatations montrent que le taux d’enlèvement de matière qui relie ces variables, conditionne et contrôle la qualité de surface rectifiée avec les critères imposés.

L’interaction entre les variables de coupe sera traitée dans le paragraphe suivant à travers des indicateurs plus connus tel que l’épaisseur équivalente du copeau h_{eq} et le taux d’enlèvement de matière Z_w .

Bilan

Ce plan d’expériences a mis en évidence les tendances des paramètres caractérisant la topographie d’une surface rectifiée d’un acier rapide avec un superabrasif en fonction des paramètres opératoires du processus. Ces résultats ont permis de dresser un plan d’optimisation de l’état de surface pour une bonne maîtrise du processus **Tableau 3.7**. Ceci étant valable dans les conditions des essais indiquées au début de ce chapitre.

	Vitesse de la meule	Vitesse de la pièce	Profondeur de passe	avance par tour	Mode de travail
Optimisation des paramètres de l’ondulation, d’amplitude et de distribution d’amplitude	Moyenne ou faible	Importante	faible	faible	Avalant

Tableau 3.7 Paramètres d’optimisation de la topographie de surface d’un cylindre rectifiée

A la lumière de ces résultats, des essais supplémentaires sont menés pour analyser l'interaction entre les variables de rectification cylindrique et trouver les paramètres corrélatifs des lois quantitatives empiriques reliant la topographie de surface aux variables du processus.

c. Effet de l'épaisseur équivalente de coupe : h_{eq}

D'après ce qui a été évoqué précédemment, on a constaté qu'il existe une interaction entre les vitesses de coupe et la profondeur de passe. L'épaisseur équivalente de coupe h_{eq} est un paramètre de base qui permet d'analyser cette interaction et son influence sur les critères microgéométriques de la surface rectifiée. Dans la littérature, il existe plusieurs relations faisant intervenir ce paramètre (Choi et al. 2008; Malkin 1989; Snoyes et al. 1974). La relation la plus simple et la plus utilisée dans l'industrie (Tanguy 1985) est exprimée par l'équation (3.11) :

$$R_a = R_{a0}(h_{eq})^n \quad (3.11)$$

Avec R_{a0} et n sont deux constantes empiriques qui dépendent des conditions d'usinage non exprimées explicitement dans l'expression (meule, matériau, lubrifiant, ...).

Dans le cas présent, cette loi représente la variation expérimentale de la rugosité arithmétique et la rugosité totale en fonction de l'épaisseur équivalente de coupe avec une bonne corrélation (Figure 3.25).

Pour avoir un bon compromis entre le critère imposé par l'industriel (R_a) et un R_t faible, il faut que h_{eq} soit autour de $0.1 \mu\text{m}$.

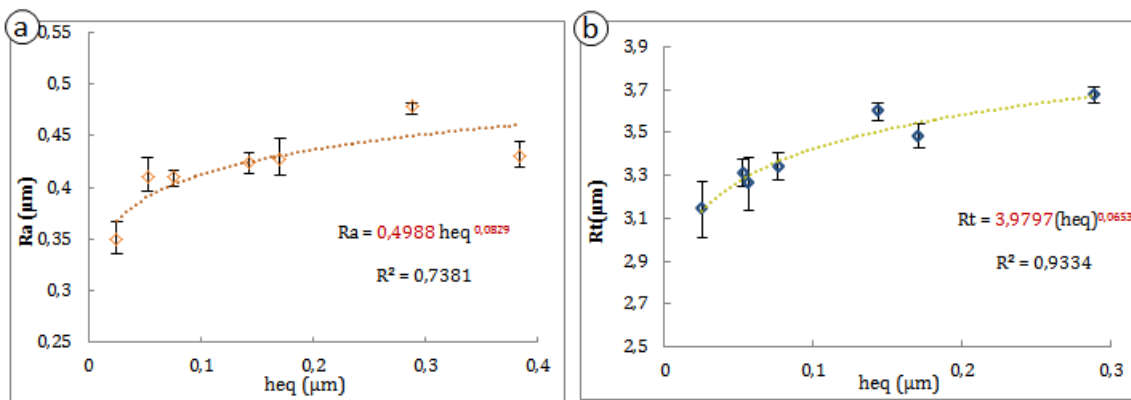


Figure 3.25 Evolution des paramètres de rugosité de surface en fonction de l'épaisseur de coupe équivalente : (a) Rugosité arithmétique ;(b) Rugosité totale

d. Effet du taux d'enlèvement de matière

Le taux d'enlèvement de matière Z_w quant à lui représente l'interaction entre la vitesse de la pièce, l'avance par tour et la profondeur de passe.

On a représenté sur la **Figure 3.26** la variation des paramètres de rugosité R_a , R_t et R_k en fonction de Z_w pour deux vitesses de meule différentes. On constate que la rugosité de surface a tendance à augmenter dans le même sens que le taux d'enlèvement de matière jusqu'à atteindre un état stable pour R_a et R_k et commence à régresser pour R_t .

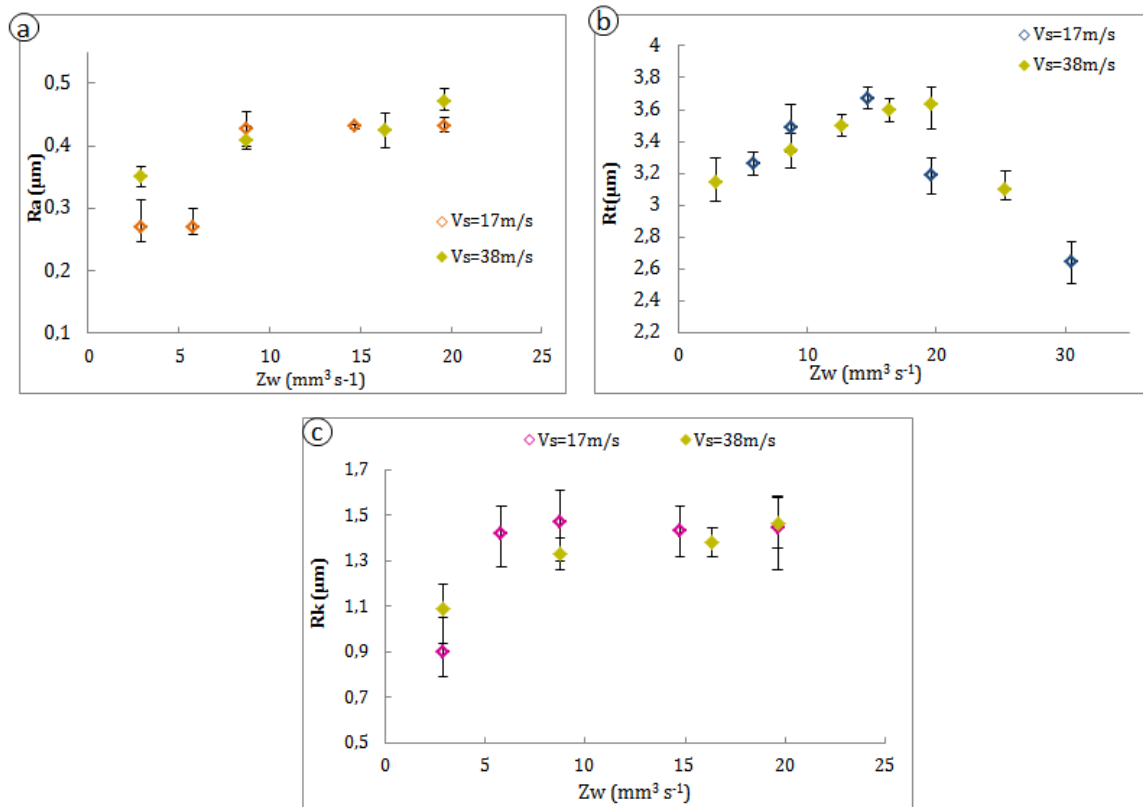


Figure 3.26 Evolution des paramètres de rugosité de surface en fonction de taux d'enlèvement de matière : (a) R_a ; (b) R_t ; (c) R_k

Cet aspect est relevé aussi sur les courbes d'Abott présentées sur la **Figure 3.27**.

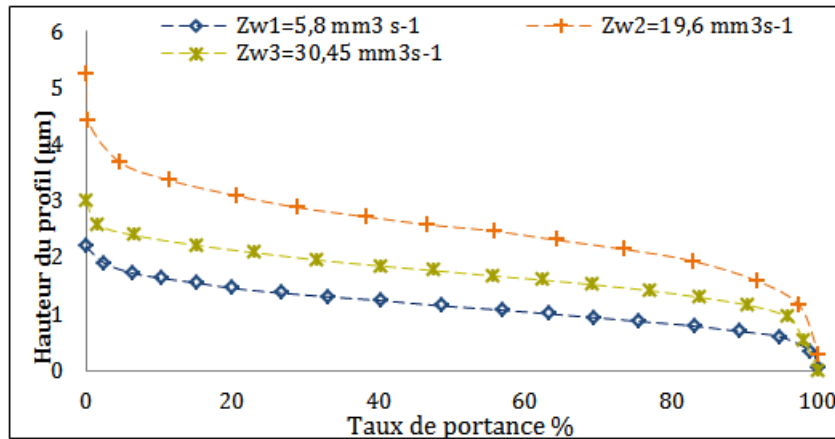


Figure 3.27 Evolution de la courbe de portance en fonction du taux d'enlèvement de matière ($V_s = 17\text{m/s}$)

On remarque qu'à partir d'une certaine limite, l'augmentation du débit de coupeau réduit la pente de la courbe de portance et diminue les saillies. D'autres auteurs (*Choi et al 2008; Puerto et al 2013*) ont constaté les mêmes tendances dans le cas de la rectification cylindrique en plongée avec une meule en alumine. Ils attribuent ça au changement de la topographie de la meule au cours de l'usinage. On pourrait penser aussi que cet état de stabilisation est lié à la dominance du mécanisme d'enlèvement de matière par labourage. En effet, la capacité des grains abrasifs à usiner la matière et créer des sillons est fonction de leur taille et leur forme i.e. leur état d'usure.

La caractérisation topographique 3D des surfaces rectifiées ainsi que les profils de rugosité extraits et présentés sur la **Figure 3.28** confirment cette analyse. En effet, le profil de rugosité de la surface rectifiée avec le débit de matière le plus important Z_{w3} présente de larges pics et des creux non profonds alors que celui relatif à l'essai avec Z_{w2} présente un profil typique de rectification avec des pics anguleux et des creux.

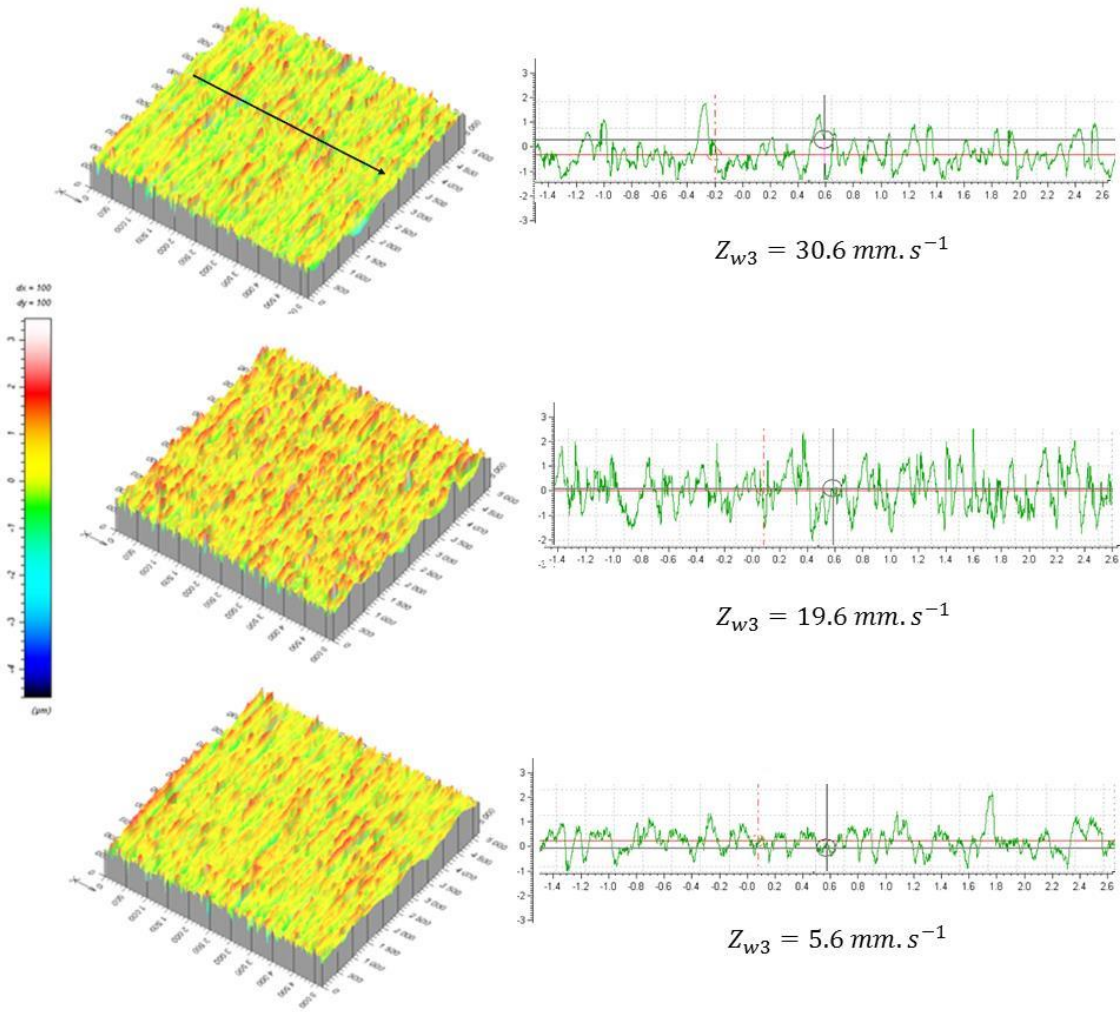


Figure 3.28 Topographies 3D et profils de rugosité des surfaces e fonction du taux d'enlèvement de matière $Z_{w1} < Z_{w2} < Z_{w3}$ ($V_s = 17\text{m/s}$)

Dans ce même contexte, une meule de même spécification que la précédente mais de taille de grains plus grossière ($126\ \mu\text{m}$), est testée pour voir l'effet de la taille de grains sur la rugosité. La **Figure 3.29** montre que pour différents taux d'enlèvement de matière et à une vitesse de meule constante ($V_s = 38\ \text{m/s}$), la rugosité arithmétique a presque augmenté de 1,5 fois et elle a dépassé $0.55\ \mu\text{m}$ même pour le plus petit taux d'enlèvement de matière. Pour ce qui est l'évolution du R_a avec le taux d'enlèvement de matière, l'étape de stagnation n'intervient pas aussi rapidement avec la meule au grain $126\ \mu\text{m}$ qu'avec celle à $54\ \mu\text{m}$. Ce résultat semble en accord avec l'hypothèse que la taille de grain influence la stagnation évoquée.

On relève que la rugosité engendrée avec cette deuxième meule sort de la gamme de rugosité exigée par l'industriel, elle ne sera, par conséquent, pas utilisée pour d'autres essais.

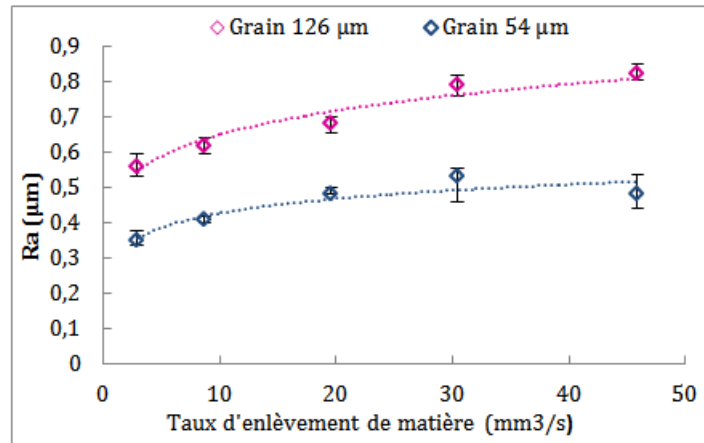


Figure 3.29 Effet de la taille des grains abrasifs sur le profil de rugosité ($V_s = 38\text{m/s}$)

3.5 Etude des contraintes résiduelles de l'HSS rectifié

3.5.1 Méthodologie de caractérisation des contraintes résiduelles par diffraction de rayons X

Plusieurs méthodes existent pour la détermination des contraintes résiduelles. On trouve les méthodes destructives comme la technique du trou incrémental et les méthodes non destructives telles que la diffraction des rayons X, diffraction des neutrons, les ultrasons, ... A ce jour, la mesure par diffraction de rayons X est la plus utilisée pour déterminer les contraintes résiduelles de surface et obtenir des gradients de contraintes résiduelles.

a. Principe

La méthode de diffraction des rayons X ne s'applique que sur des matériaux possédant une structure cristalline qui diffracte les RX. La technique de diffraction des rayons X utilise la distance entre les plans cristallographique (hkl) à savoir la distance inter réticulaire d , comme une jauge de contrainte. Lorsque le matériau est en traction, la distance d augmente et lorsque le matériau est en compression elle diminue. L'angle du pic de diffraction θ est mesuré expérimentalement et la distance d est alors calculée en utilisant la loi de Bragg (3.13).

$$2.d .\sin \theta = n.\lambda \tag{3.12}$$

Avec λ est la longueur d'onde des rayons X et n est l'ordre de diffraction.

Les déformations correspondantes aux variations des distances inter-réticulaires produisent un déplacement de la position angulaire du pic de diffraction des rayons X d'une quantité $\Delta 2\theta$ qui est directement mesuré par le détecteur (Noyan and Cohen 1987; Hauk 1997) (Figure 3.30)

La déformation conventionnelle est alors calculée en utilisant la relation suivante (3.13).

$$\varepsilon = \frac{d - d_0}{d_0} = -\frac{1}{2} \cot \theta \Delta 2\theta \tag{3.13}$$

d_0 et d sont respectivement la distance inter-réticulaire sans contraintes et la distance inter-réticulaire sous contraintes.

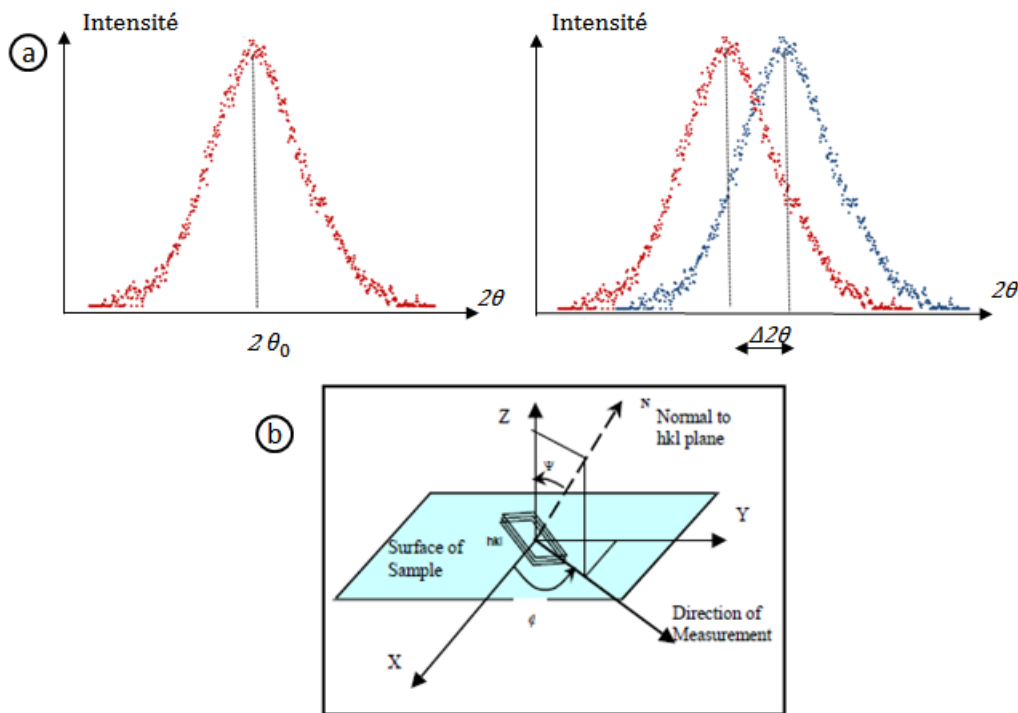


Figure 3.30 Principes de mesure : (a) mesure sur pic de diffraction (b) définition des axes et des directions de mesure

La déformation mesurée par la variation de position de l'angle de diffraction θ est une déformation élastique, elle est ensuite exprimée suivant la direction de la normale aux plans diffractant décrite par deux angles φ et ψ par l'équation (3.14).

$$\varepsilon_{\Phi\Psi} = \varepsilon_{ij} n_i n_j \quad (3.14)$$

Avec n_{ij} les composantes du vecteur normal au plan hkl et ε_{ij} les composantes du tenseur des déformations.

En mettant en rapport le tenseur des contraintes et le tenseur des déformations à travers la loi de Hooke, on obtient l'équation générale pour le calcul des contraintes résiduelles (Belassel et al 2006)

$$\begin{aligned} \varepsilon_{\Phi\Psi} = & \frac{1+\nu}{E} (\sigma_{11} \cos^2 \Phi + \sigma_{12} \sin 2\Phi + \sigma_{22} \sin^2 \Phi - \sigma_{33}) \sin^2 \Psi \\ & + \frac{1+\nu}{E} \sigma_{33} - \frac{\nu}{E} (\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33}) + \frac{1+\nu}{E} (\sigma_{13} \cos \Phi + \sigma_{23} \sin \Phi) \sin 2\Psi \end{aligned} \quad (3.15)$$

$$\begin{aligned} \sigma_{\Phi} &= (\sigma_{11} \cos^2 \Phi + \sigma_{12} \sin 2\Phi + \sigma_{22} \sin^2 \Phi) \\ \tau_{\Phi} &= (\sigma_{13} \cos \Phi + \sigma_{23} \sin \Phi) \end{aligned} \quad (3.16)$$

Avec E le module d'élasticité, ν le coefficient de Poisson du matériau, σ_{ij} les composantes du tenseur des contraintes. Enfin, en appliquant la méthode de $\sin^2\psi$, on détermine ainsi les contraintes résiduelles.

b. La largeur à mi-hauteur : FWHM

La position en 2θ d'un pic est imposée par la structure cristallographique. Pour une surface donnée, un pic peut être plus ou moins large (étalé). On caractérise la largeur d'un pic par sa largeur à mi-hauteur H (en anglais *full width at half maximum* FWHM) mesuré en degré °. Ce paramètre est caractéristique de l'état de déformation plastique du volume irradié par les rayons X. Il permet de caractériser, de manière qualitative, l'état d'écrouissage du matériau lorsque celui-ci a été déformé mécaniquement (usinage, polissage mécanique, laminage, ...) et/ou l'état microstructural du matériau à la suite de traitements thermiques (il évolue dans ce cas de manière similaire à la microdureté). Notons que les valeurs absolues des largeurs dépendant de l'appareillage utilisé, n'ont pas de sens physique et ne peuvent être comparées qu'entre des séries de mesure réalisées dans les mêmes conditions.

Enfin Il est important de souligner que la méthode de mesure de contrainte par diffraction de rayon X présente son lot d'incertitude et d'erreurs de mesure. Les erreurs sont liées essentiellement aux erreurs de mesures (mauvais réglage de l'appareil) et aux erreurs théoriques (les hypothèses de la diffractométrie, algorithmes de calcul). Finalement les contraintes résiduelles sont très difficiles à mesurer de façon précise. Et on parle généralement d'« estimation des contraintes résiduelles ».

3.5.2 Mesure et analyses

Le LTDS dispose d'un appareil PROTO LtD[©] qui permet l'analyse de diffraction des rayons X. Une tête de mesure composée d'un tube à rayon X de longueur d'onde λ et de deux détecteurs $D1$ et $D2$ positionnés à l'angle θ qui vont récolter le signal diffracté et l'analyser.

La profondeur de pénétration des rayons X étant très faible (de l'ordre de 10 μm), les contraintes calculées sont représentatives des contraintes moyennes sur l'épaisseur d'une couche superficielle de faible épaisseur. Pour déterminer les contraintes plus en profondeur (profil), il faut effectuer des polissages électrolytiques (**Figure 3.31**) pour retirer une couche de matériau donnée, entre chaque mesure. Dans ce cas, une ablation de matière est réalisée sur la pièce. Le polissage électrolytique n'introduit ni de nouvelles contraintes résiduelles, ni de relaxation des contraintes du faite de la finesse de la couche enlevée (Valiorgue et al 2012). Afin d'assurer des valeurs mesurées correctes, des échantillons de référence sont utilisés pour étalonner la machine. La **Figure 3.31** présente le dispositif de mesure par diffraction de RX.

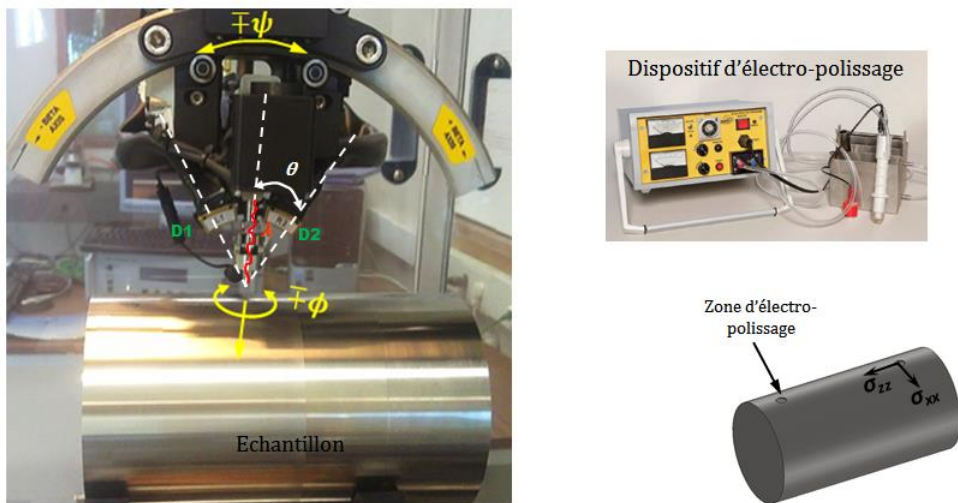


Figure 3.31 Principe et dispositif de détermination des contraintes résiduelles par diffraction RX du LTDS

3.5.3 Résultats des mesures de contraintes en surface

La détermination des contraintes résiduelles est un des principaux points de cette étude. Celles-ci sont réalisées pour tous les essais de rectification effectués suivant le plan d'expérience étudié précédemment. La mesure en surface a été faite suivant les deux directions de coupe et de l'avance comme indiqué sur la **Figure 3.32**.

En profondeur, un gradient par essai a été fait vue que cette opération est destructive et prend beaucoup du temps.

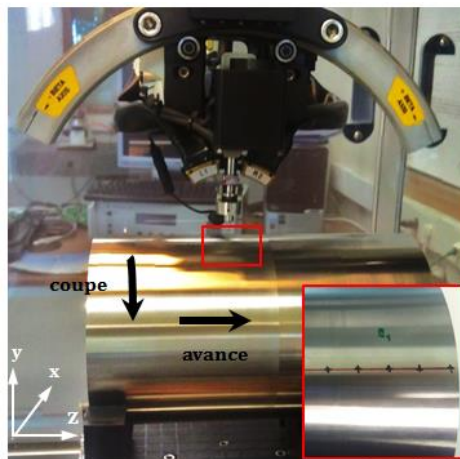


Figure 3.32 Configuration de la mesure des contraintes résiduelles

Les paramètres expérimentaux d'estimation des contraintes par diffraction de rayon X sont les suivants :

Conditions de diffraction :

- Radiation Cr K α avec 13 kV, 4mA
- $\lambda = 2.29 \text{ \AA}$, plan {211}
- Angle de Bragg: $2\theta = 156.1^\circ$

Conditions d'acquisition :

- 6 angles ψ (de -30° à $+30^\circ$) dans les directions x et z
- Oscillations $\psi : \pm 3^\circ$

a. Validation

Vu l'hétérogénéité de la microstructure du matériau, on a pris au hasard trois essais du plan d'expériences avec des niveaux de contraintes différents. Chaque mesure a été effectuée sur quatre points décalés de 90° degré. L'histogramme de comparaison présenté sur la **Figure 3.33** ne montre pas de dispersion remarquable au niveau des contraintes de surface dans les deux directions de mesure (autour de 8% sur une gamme de contrainte de -500 à 1100). Ce qui signifie que l'état de contraintes résiduelles dans le matériau est insensible à l'hétérogénéité de la microstructure du matériau et la présence des carbures primaires et secondaires (taille du collimateur 4 mm).

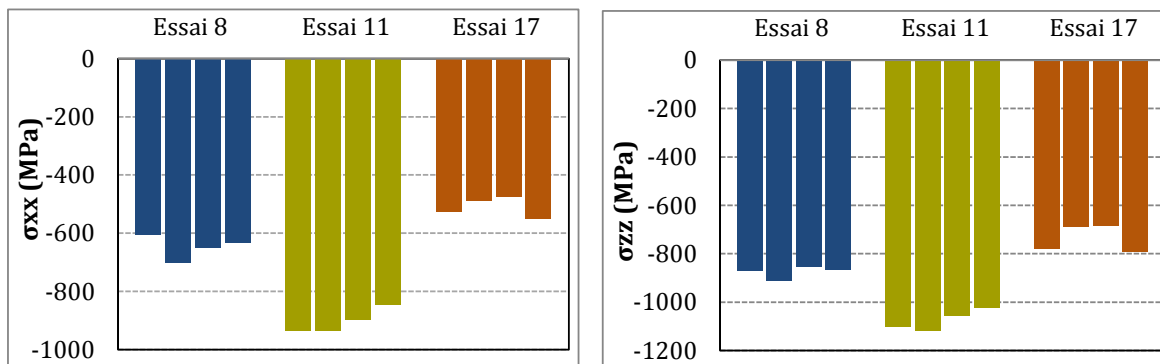


Figure 3.33 Répétabilité des mesures des contraintes résiduelles de surface (Essais 8, 11 et 17 du plan d'expérience de l'annexe I)

b. Impact de la rectification sur les contraintes résiduelles pour l'acier HSS

On rappelle que les pièces ont subi une opération de tournage (état brut) avant de les rectifier. L'état des contraintes résiduelles de surface des cylindres à l'état de réception est caractérisé. Les résultats sont comparés à ceux obtenus sur le même échantillon après rectification avec les conditions de coupe suivantes : ($V_s=38\text{m/s}$, $V_w=14\text{m/mn}$, $a_p=8\mu\text{m}$, $f_z=3\text{mm/tr}$). (**Figure 3.34**).

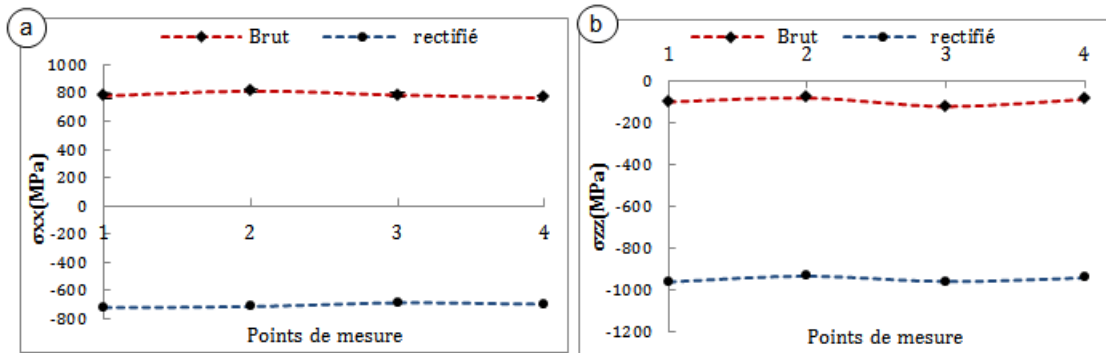


Figure 3.34 Comparaison de l'état des contraintes résiduelles de surface entre le brut et l'état après rectification ($V_s=38\text{m/s}$, $V_w=14\text{m/mn}$, $a_p=8\mu\text{m}$, $f_z=3\text{mm/tr}$): **(a)** direction de coupe **(b)** direction de l'avance

On remarque que dans le sens de la coupe les contraintes σ_{xx} (figure 1.32) sont passées de la traction (+800 MPa) à la compression (-800 MPa). Dans le sens de l'avance la rectification, la valeur absolue de la contrainte σ_{zz} (**Figure 3.31**) en compression est plus importante. En effet, elle passe de -100 MPa après tournage à -1000 MPa suite à l'opération de rectification.

c. Influence des conditions opératoires

On propose dans ce paragraphe d'étudier l'évolution des contraintes en fonctions des conditions opératoires, à partir du diagramme des effets, déterminé précédemment pour les paramètres de rugosité (**Figure 3.35**). Les valeurs de contraintes sont de compression en surface dans les deux directions d'usinage. On note un niveau de compression plus élevé dans le sens de l'avance. Ce type de contraintes est caractéristique de la rectification lors d'une opération de finition ou superfinition. Les paramètres les plus influents sont la vitesse de la pièce et l'avance par tour. Plus ces deux facteurs augmentent moins il y a de compression. En recoupant ces diagrammes avec ceux des paramètres d'amplitude de rugosité R_a , R_t et R_k obtenus précédemment, on trouve la relation suivante : une rugosité de surface plus prononcée correspond à des niveaux de contraintes plus élevés en compression.

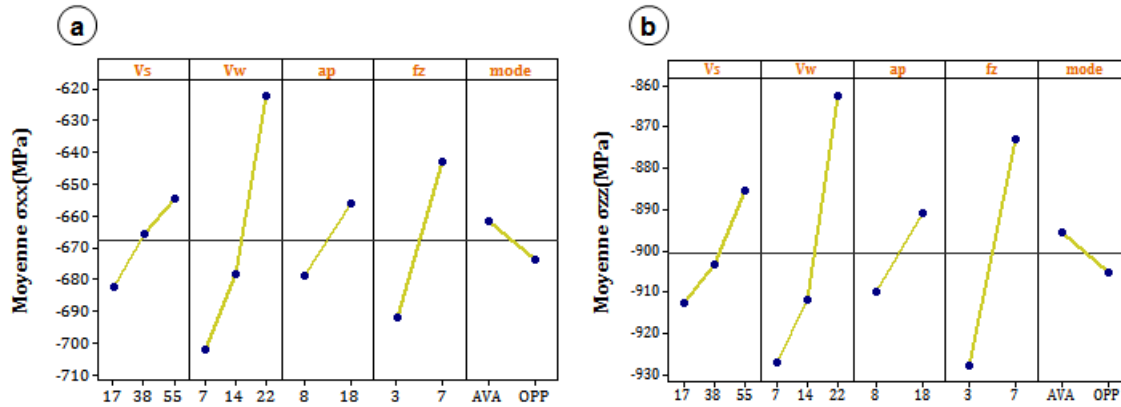


Figure 3.35 Diagramme des effets pour les contraintes résiduelles de surface (a) direction de coupe (b) direction d'avance

d. Influence du taux d'enlèvement de matière sur la génération des contraintes en surface

Etant donné que les paramètres les plus influents V_w et f_z sont liés directement au taux d'enlèvement de matière Z_w , l'évolution des contraintes résiduelles de surface en fonction de ce paramètre dans les deux directions d'usinage pour une vitesse de la meule $V_s = 17\text{m/s}$, a été tracée sur la **Figure 3.36**. On constate que dans les deux directions les contraintes résiduelles diminuent en valeur absolue avec l'augmentation du débit d'enlèvement de matière tout en restant en compression.

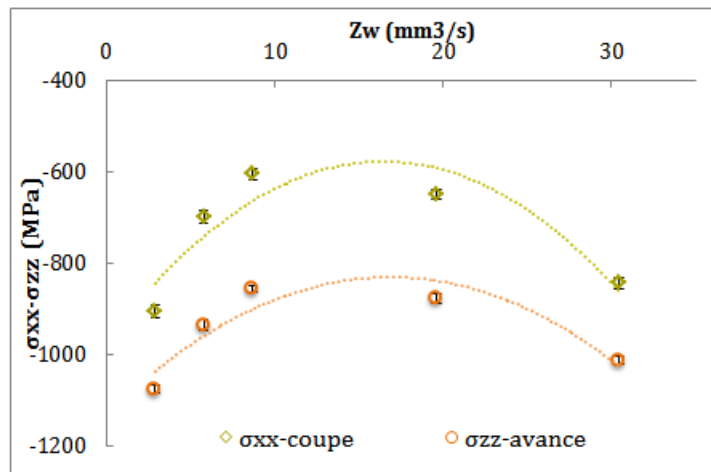


Figure 3.36 Evolution des contraintes résiduelles de surface en fonction du taux d'enlèvement de matière

Cette évolution s'inverse dès lors que l'on atteint une valeur critique de Z_w . La même tendance a été observée pour les paramètres de rugosité de surface dans le paragraphe (3.4.2d). Pour la topographie de surface, les profils de rugosité ont montré qu'il y avait une transition de coupe vers le labourage à partir d'une Z_w entre 10 et 20 mm^3/s .

Pour mieux comprendre l'origine de ce phénomène, on a tracé pour les mêmes essais la variation de la puissance totale active acquise au cours de l'usinage en fonction du taux d'enlèvement de matière (**Figure 3.37**).

On constate que la puissance suit la même évolution que les paramètres de rugosités et les contraintes résiduelles.

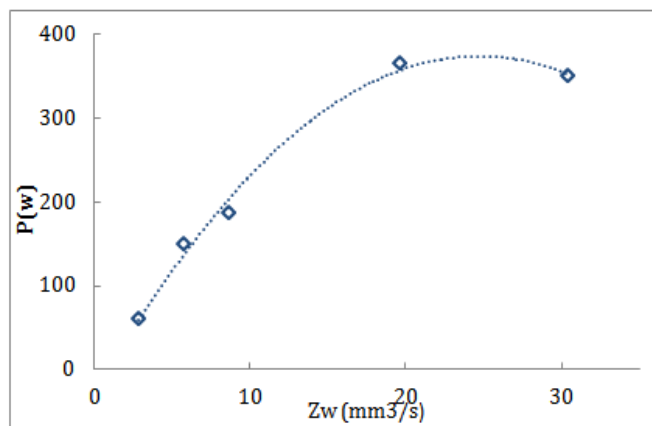


Figure 3.37 Variation de la puissance totale mesurée expérimentalement en fonction du taux d'enlèvement de matière

La puissance suit la même évolution que les paramètres de rugosités et les contraintes résiduelles. À partir d'un certain moment, elle se stabilise et commence à régresser. On peut raisonner ainsi de la façon suivante : à partir d'une certaine limite Z_{wlim} la rugosité se stabilise et le profil de rugosité ne présente plus de pics et de creux aigus mais plutôt des pics larges et des vallées peu profondes. On passe d'un régime de coupe à un régime de labourage, ce qui induit l'absence de la part adhésive des efforts, liée à la formation du copeau et qui conduit à une baisse de la puissance totale requise. Ainsi, c'est l'action mécanique due à l'enlèvement de matière par labourage qui prend le dessus d'où l'augmentation des contraintes résiduelles de compression en surface.

3.5.4 Gradient de contrainte en profondeur

Afin de comprendre plus en détail l'apparition des contraintes résiduelle dans les pièces rectifiées, des profils sont réalisés dans la profondeur des pièces. L'enlèvement de matière est réalisé par polissage électrolytique.

a. Profil des contraintes avant et après rectification

La **Figure 3.38** montre les profils des contraintes réalisés sur une pièce brut (tournée) et sur la même pièce après rectification avec les conditions de coupe suivantes : $V_s=38\text{m.s}^{-1}$; $V_w=22\text{m.mn}^{-1}$; $a_p=18\mu\text{m}$; $f_z=3\text{tr. mn}^{-1}$ en mode avalant. La pièce brut avant rectification présente un profil de contrainte typique du tournage (Mondelin 2012; Valiorgue 2008). Les contraintes dans la direction circonférentielle sont de traction en surface puis elles commencent à diminuer jusqu'à atteindre un pic de compression de $\sigma_{xx}=-580$ MPa. La même évolution est observée dans le sens de l'avance mais en partant d'une contrainte de compression en surface, le pic de compression atteint est de $\sigma_{zz}=-700$ MPa. La couche affectée avant que les contraintes remontent et se stabilisent à ≈ 0 MPa est estimée à $150 \mu\text{m}$.

On note que la pièce avant finition est passée par une phase de rectification d'ébauche ou on enlève plus que $300 \mu\text{m}$ jusqu'à que la pièce soit bien centrée et prête pour passer à la rectification de finition. On peut donc supposer que la couche affectée par le tournage de toutes les pièces a été éliminée et que les contraintes mesurées sont seulement issues de l'opération de rectification.

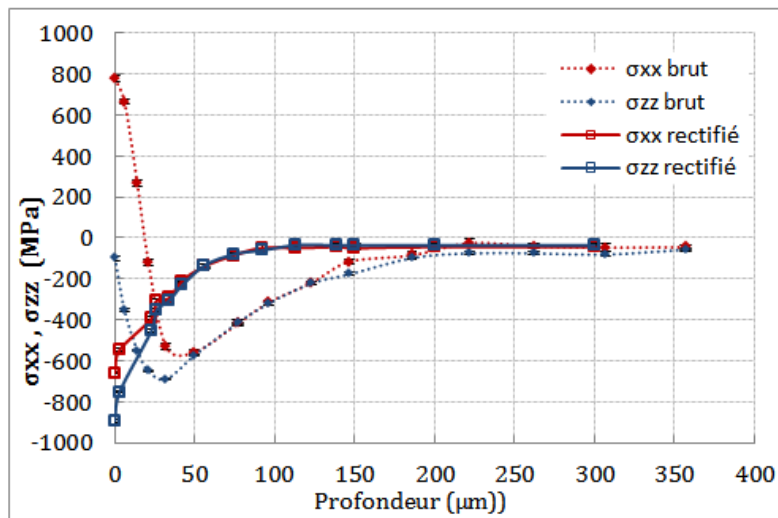


Figure 3.38 Profil des contraintes résiduelles avant et après rectification

b. Influence des conditions opératoire

- **Cas1** : On s'intéresse à l'influence de l'avance sur les profils de contraintes pour des épaisseurs de coupe équivalentes h_{eq} constantes. On prend le cas d'un $h_{eq}=0.255 \mu\text{m}$ (**Figure 3.39 (a)**) et d'un $h_{eq}=0.057 \mu\text{m}$ (**Figure 3.39(b)**).

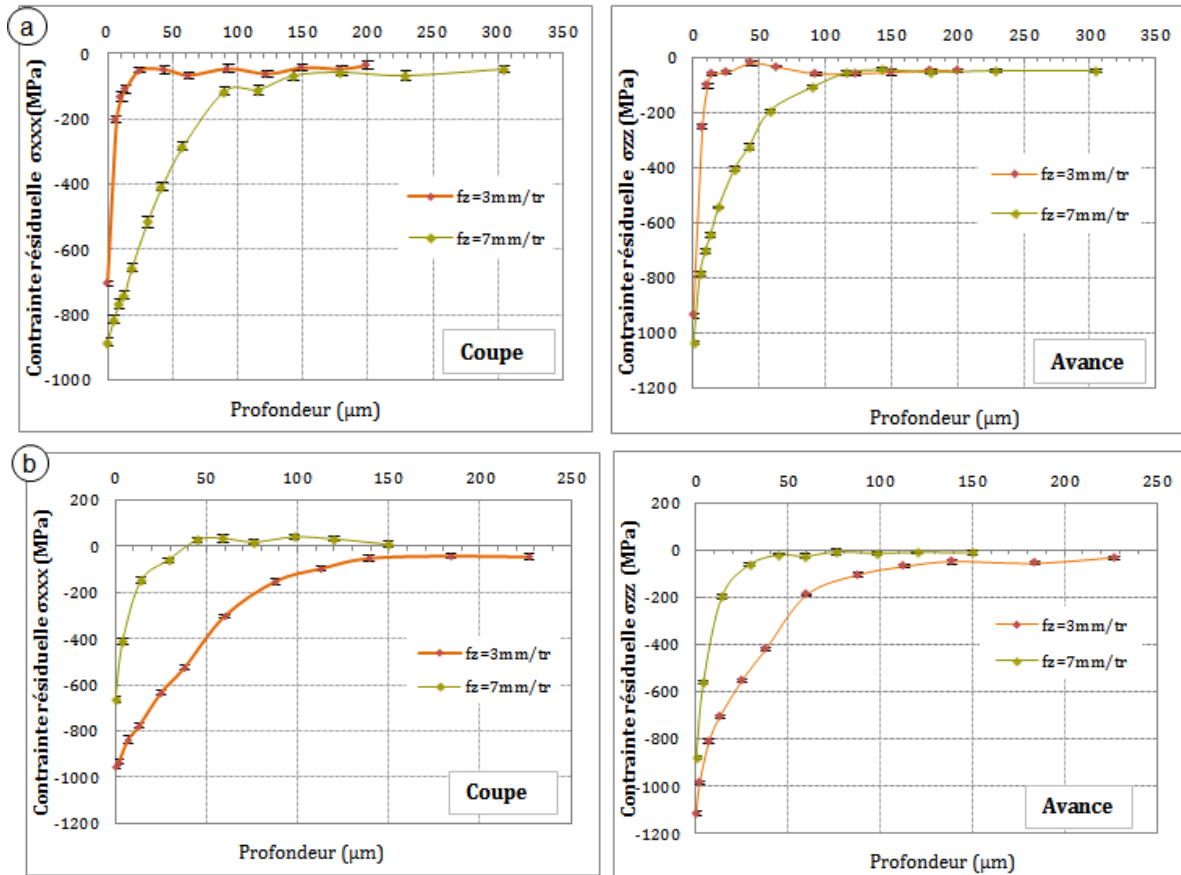


Figure 3.39 Influence de l'avance pour (a) $h_{eq}=0.2558$; (b) $h_{eq}=0.057$

L'avance a un effet majeur sur la distribution des contraintes en profondeur. Dans le cas d'une épaisseur de coupe équivalente importante (**Figure 3.39 (a)**), on constate que la baisse de l'avance induit une baisse du niveau de compression surtout dans le sens de coupe. En profondeur l'influence est plus remarquable, on note une diminution considérable de l'épaisseur de la couche affectée par les contraintes de compression quand l'avance diminue. Pour une épaisseur de coupe équivalente faible, on remarque l'effet contraire de la vitesse d'avance.

- **Cas 2 :** Variation de la vitesse de la pièce. On fait varier la vitesse de la pièce de 7 à 22 m.mn⁻¹ pour $V_s = 17 \text{ m.s}^{-1}$, $a_p = 8 \text{ }\mu\text{m}$, $f_z = 3 \text{ mm.tr}^{-1}$.

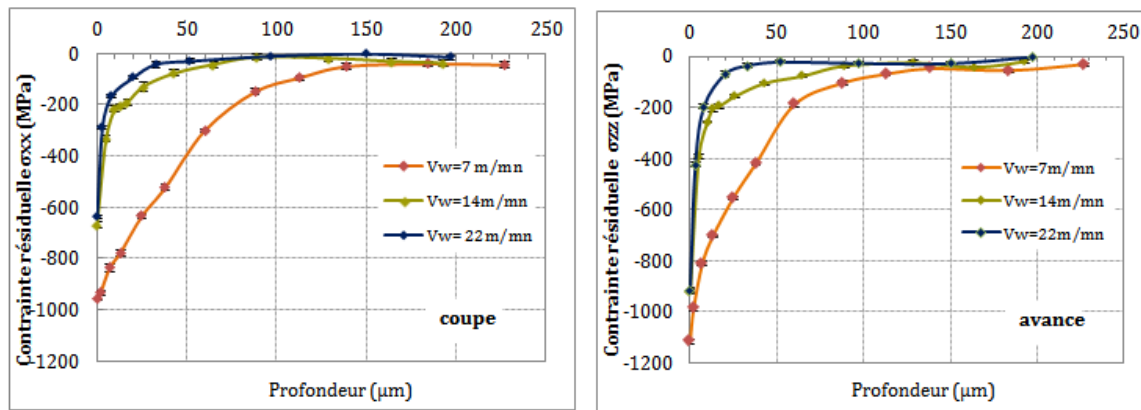


Figure 3.40 Influence de la vitesse de la pièce sur les profils de contrainte en rectification

On remarque que la valeur des contraintes en surface baisse avec la vitesse de la pièce surtout dans le sens de coupe. Les écarts sont toutefois relativement faibles pour les deux vitesses 14 et 22 (m.mn⁻¹). En profondeur l'écart est plus remarquable entre la vitesse minimale et maximale, l'épaisseur affectée est plus importante dans le cas de la vitesse 7m/mn.

- **Cas 3** Variation de la vitesse de la meule : On fait varier la vitesse de la meule de 17 à 55 m/s pour un débit de copeau constant $Z_w = 19,62 \text{ mm}^3\text{s}^{-1}$.

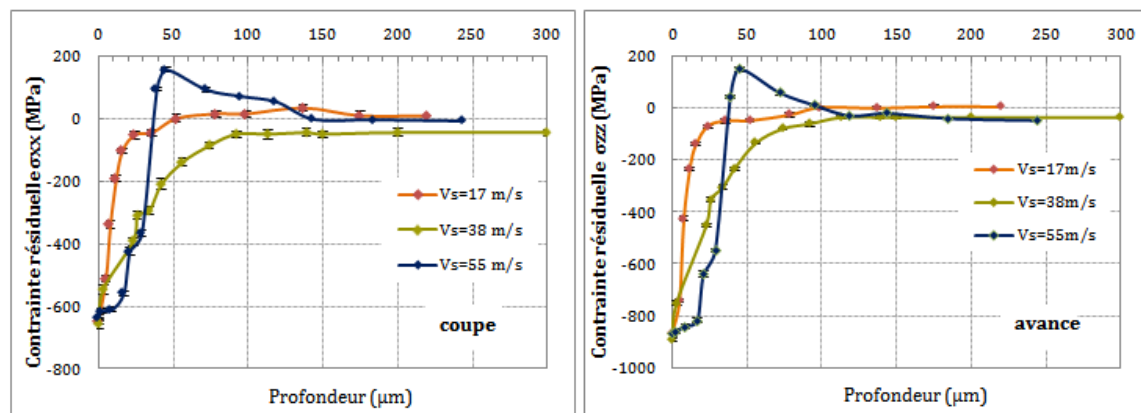


Figure 3.41 Influence de la vitesse de la meule

On remarque que la valeur des contraintes en surface ne change pas avec la vitesse de la meule. En sous couche les écarts sont plus remarquables. La largeur de la couche en compression est de plus en plus large quand la vitesse augmente et ce visiblement jusqu'à une valeur critique. En effet, pour une vitesse de meule de 55 m.s^{-1} , le profil de contrainte présente un pic de traction à une profondeur de $50 \mu\text{m}$. Ceci peut être attribué à la puissance thermique générée importante à cette vitesse.

D'après ces résultats, il est possible de réaliser un premier bilan relatif aux contraintes résiduelles générées lors de la rectification cylindrique de finition avec un super abrasif :

- Les valeurs de contraintes montrent de la compression en surface et ce quels que soient les paramètres appliqués. Ce type de contraintes est souvent trouvé après une opération de finition ou super finition (*Hamdi et al 2005; Rech et al 2008; Kenda et al 2011*) mais sur des épaisseurs beaucoup plus importantes.

- La rectification de finition transforme les contraintes de traction en contraintes, plus favorables, de compression dans les deux directions avec un maximum de compression en surface. La couche affectée par la compression ($\leq -100 \text{ MPa}$) varie de $10 \mu\text{m}$ à $100 \mu\text{m}$ selon les conditions de rectification. Celle-ci indique que la mécanique prend le dessus par rapport à la thermique ou bien qu'il y aurait place à des transformations métallurgiques. Notons aussi que dans la littérature, la dureté du matériau (*Herzog et al 1989*) joue un rôle primordial dans la définition du signe des contraintes résiduelles, la nature de l'abrasif ainsi que le type du lubrifiant utilisé (*Ben Fathallah et al 2009*).

3.5.5 La largeur à mi –hauteur : FWHM et microdureté

La largeur d'un pic de diffraction est liée à la densité de défauts (tels que les dislocations provenant des déformations plastiques) dans le matériau.

Afin de vérifier d'éventuel écrouissage de la couche superficielle des échantillons rectifiée, les profils de la largeur à mi- hauteur FWHM sont tracés sur la **Figure 3.42** pour un échantillon peu affectée en sous couche par les contraintes de compressions avec une profondeur de $5 \mu\text{m}$ (**Figure 3.42 (a)**) et un deuxième qui présente une couche de $100 \mu\text{m}$ en compression (**Figure 3.42 (b)**). Les deux profils sont comparés à celui du brut (**Figure 3.42 (a)**). Ces choix sont basés sur l'allure des profils de contraintes résiduelles tracés pour tous les échantillons rectifiés.

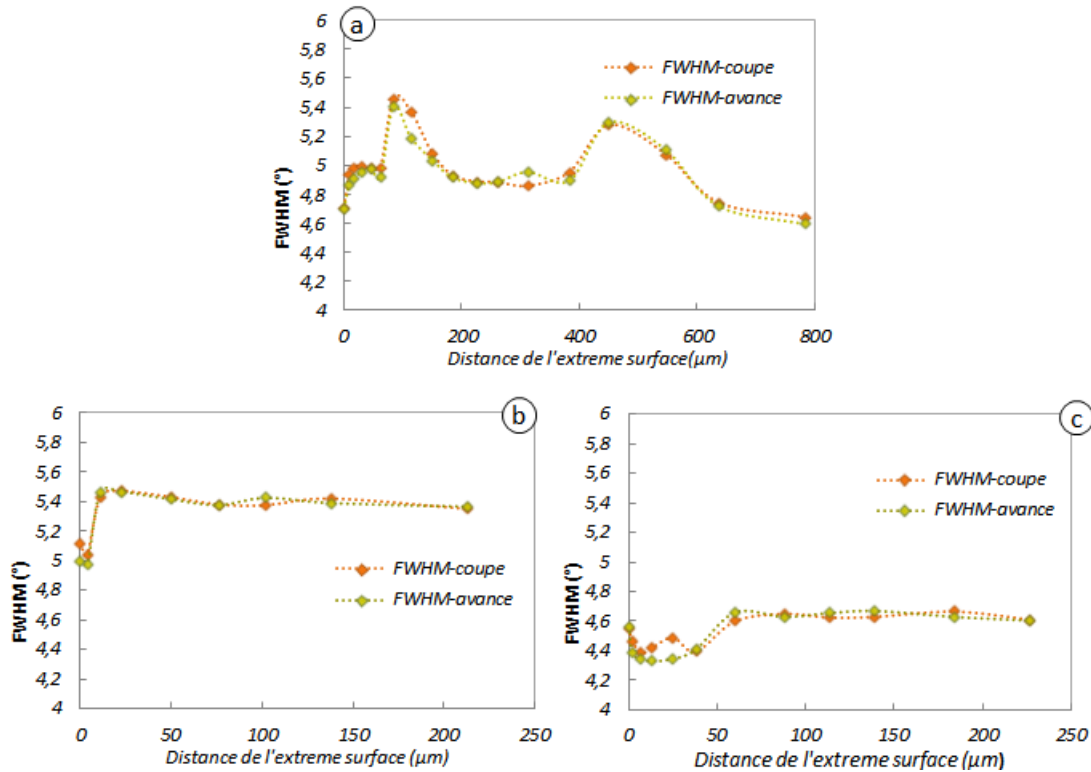


Figure 3.42 Profils de la largeur à mi-hauteur FWHM pour : **(a)** échantillon brut ; **(b)** échantillon affecté à 5µm ; **(c)** échantillon affecté à 100µm

On constate une diminution de la valeur de FWHM sur l'épaisseur correspondante à la couche en compression. Cette évolution peut s'expliquer par des effets de revenu qu'a subi la matière au cours de la rectification. Cette évolution de FWHM a été observée par Balart et al. (2004) lors de la rectification des aciers durs traités thermiquement (En9, M2) (revenus à haute température).

De manière complémentaire aux profils de FWHM des profils de microdureté sont réalisés sur les mêmes échantillons, les filiations ont débuté à 10 µm de l'extrême surface avec un espacement de 20 µm entre chaque indentation sous une charge de 25 g. Les résultats pour les deux essais sont présentés sur le graphe **Figure 3.43**.

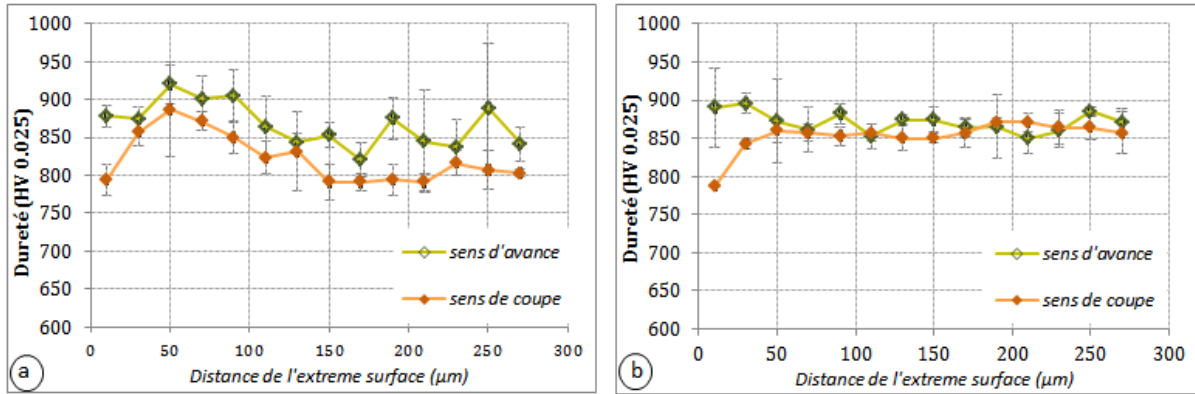


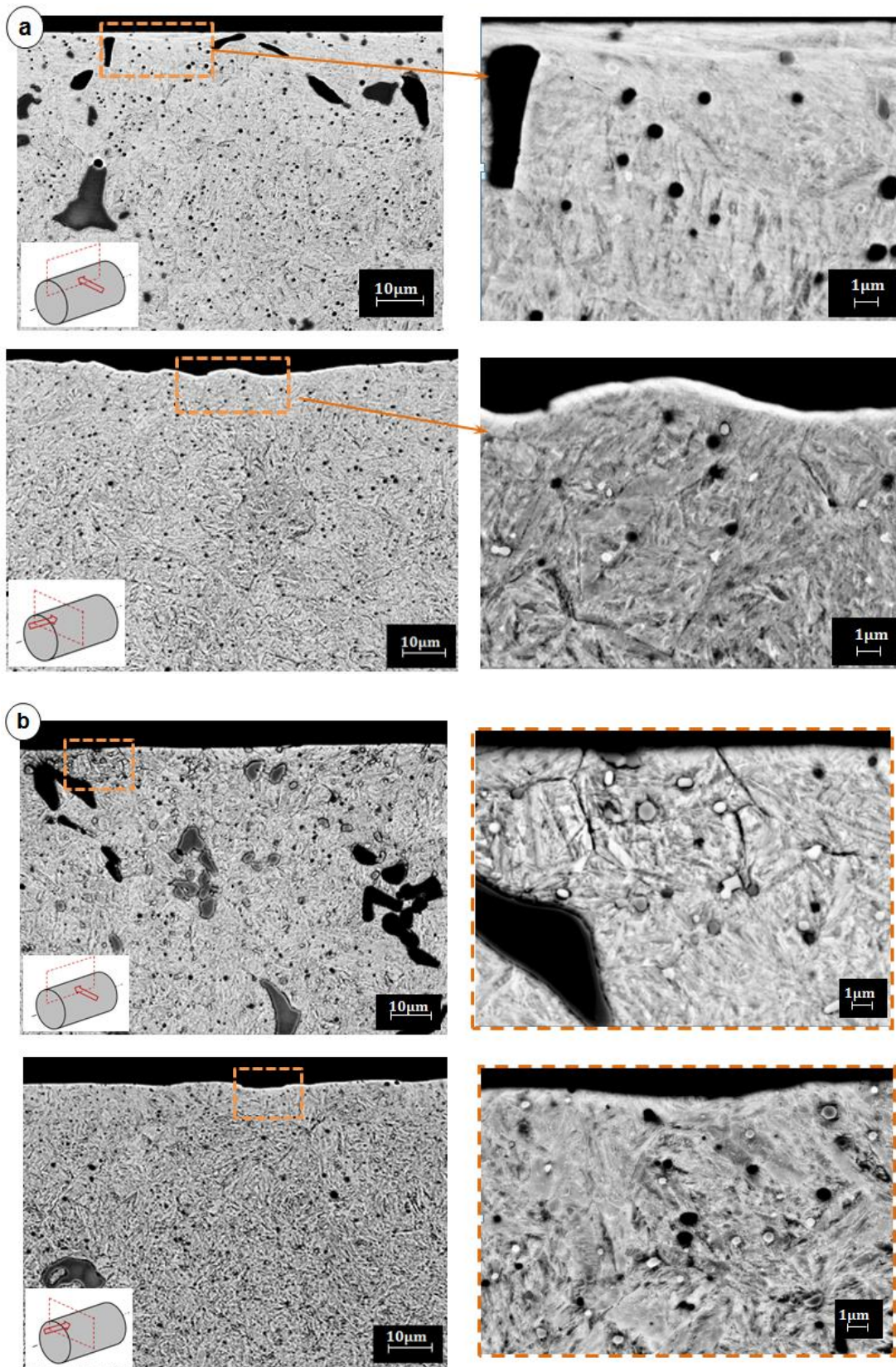
Figure 3.43 Profils de microdureté : (a) échantillon affecté à 5µm, (b) échantillon affecté à 100µm

Sur les profils on n’observe pas un gradient clair de dureté entre la sous couche et la matrice permettant de conclure sur un éventuel changement des propriétés mécaniques de la sous couche rectifiée. Toutefois dans le sens de coupe on constate une légère baisse de la dureté sur les 20 premiers microns par rapport au reste de la pièce.

3.6 Etude de la micrographie de surface

L’étude de l’intégrité des surfaces usinées passe nécessairement par l’étude de leurs microstructures. Des micrographies ont donc été réalisées à partir des surfaces rectifiées. Une partie de la caractérisation est réalisée au centre de recherche Åkers à Liège. Les échantillons sont découpés au disque à tronçonner sous lubrification très abondante afin de limiter les échauffements. La préparation des surfaces consiste en un polissage volontairement prolongé afin de supprimer toute couche de matière potentiellement affectée par la découpe (suppression d’une épaisseur supérieure à 1 mm). Le polissage s’est ensuite prolongé jusqu’au « poli miroir » (alumine de 0.1 µm). L’attaque chimique a été réalisée selon le cas, à l’acide nitrique dilué à 10% ou au réactif Villela spécial pour les structures martensitique. Les images ont été faites au microscope électronique à balayage.

Sur la **Figure 3.44** on a choisi de présenter un échantillon peu affecté avec une profondeur de contraintes de compression de 5 µm (**Figure 3.44(b)**) et un autre avec une profondeur de 100 µm (**Figure 3.44(c)**). Les clichés des échantillons rectifiés sont comparés à celui du non rectifié (**Figure 3.44(a)**). La visualisation est faite dans le plan normal à la vitesse de coupe et le plan normal à la vitesse d’avance.



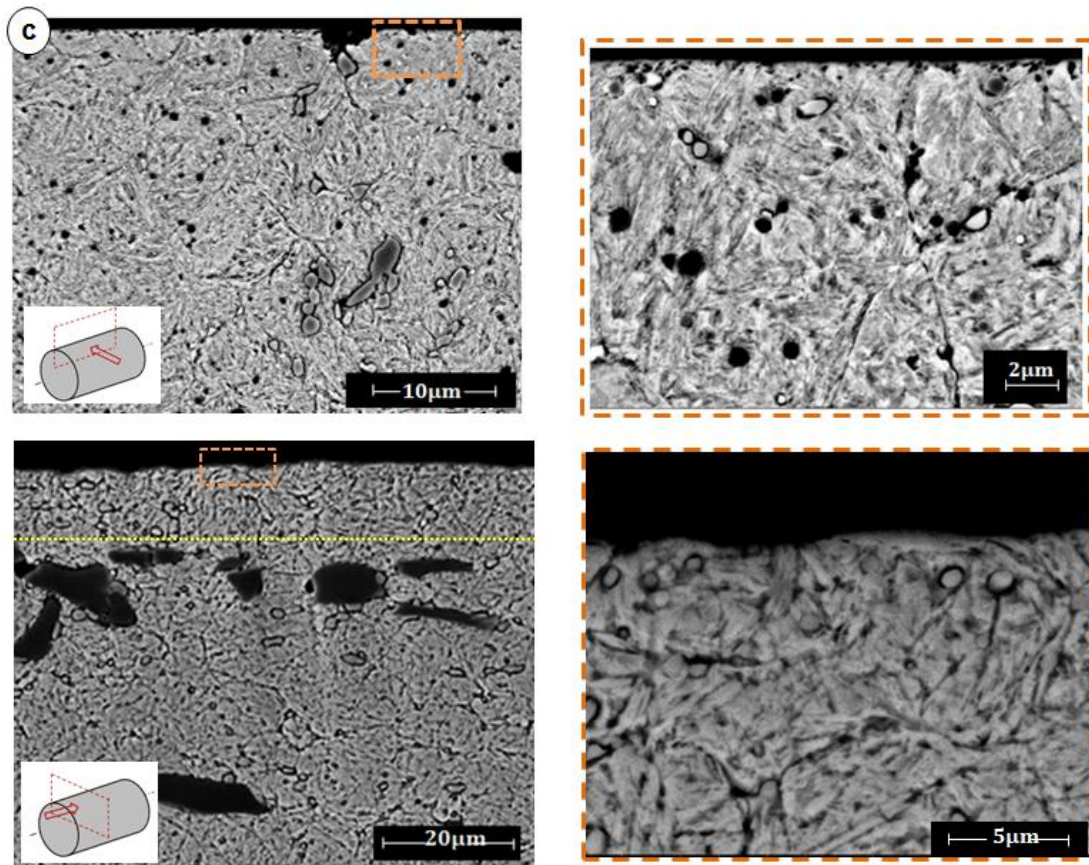


Figure 3.44 Visualisation de la proche surface :**(a)** échantillon brut ; **(b)** échantillon rectifié ($V_s=55\text{m/s}$, $V_w=7\text{m/mn}$, $a_p=8\mu\text{m}$, $f_z=7\text{mm/tr}$),
(c) échantillon rectifié ($V_s=17\text{m/s}$, $V_w=7\text{m/mn}$, $a_p=8\mu\text{m}$, $f_z=3\text{mm/tr}$)

Sur les micrographies obtenues, on constate que l'échantillon non rectifié ou brut (**Figure 3.44(a)**) montre une topographie dans le sens de coupe plus tourmentée que pour les échantillons rectifiés et un écrouissage intense sur quelques micromètres en extrême surface non visible sur les échantillons rectifiés. On note aussi que dans le sens de l'avance sur l'échantillon rectifié qui présente une couche large affectée en compression (**Figure 3.44 (c)**) la présence d'une zone contenant une microstructure plus fine avec des lattes plus fines dans lesquelles sont dispersés les carbures.

Ces constatations ne sont pas systématiquement remarquables. En effet, l'observation d'une couche modifiée n'est pas aussi évidente comme ont pu constater certains auteurs dans la plupart des cas de rectification (*Brinksmeier et al 1982; Brosse 2009*).

3.7 Etude des efforts de rectification cylindrique et analyse énergétique

Ce paragraphe vise à déterminer les efforts de coupe en rectification afin de compléter l'étude de l'intégrité de surface et apporter des éléments pour comprendre leurs évolutions et leurs relations avec les contraintes générées. La prédiction des efforts de coupe va servir aussi à comprendre l'apport énergétique de l'opération de rectification et aider à analyser et modéliser son effet thermique.

3.7.1 Montage expérimental

Dans cette partie on commence tout d'abord par présenter le montage développé pour l'essai de rectification cylindrique extérieur destiné pour mesurer les efforts de coupe. Les contraintes sont liées à la difficulté de mesurer les efforts à l'aide d'un dynamomètre classique de Type Kistler pendant l'essai où la cinématique de l'ensemble meule-pièce ne le permet, a priori, pas. En effet, le dynamomètre est placé sous la pièce à usiner qui, dans le cas de la rectification cylindrique longitudinale extérieure, tourne autour de son axe longitudinal.

Pour cela, une technique originale a été introduite. Elle consiste à fixer la pièce à rectifier sur un support qu'on a fabriqué, et qui est adapté pour être monté sur le dynamomètre piézoélectrique. Le système se doit d'être démontable rapidement et de s'adapter aux équipements du laboratoire. De plus, des modifications sur la cinématique de l'ensemble meule-pièce ainsi que sur le système d'arrosage ont été nécessaires.

Une vue de l'ensemble du montage réalisé sur la machine à commande numérique 5 axes Hermle[®] est présentée sur la **Figure 3.45**. Dans la nouvelle configuration (**Figure 3.45 (b)**) la meule tourne autour de son axe avec la vitesse V_s et autour de la pièce avec la vitesse de la pièce V_w ainsi que d'avance f_z . Les conditions expérimentales seront les mêmes (meule, lubrification, pièces).

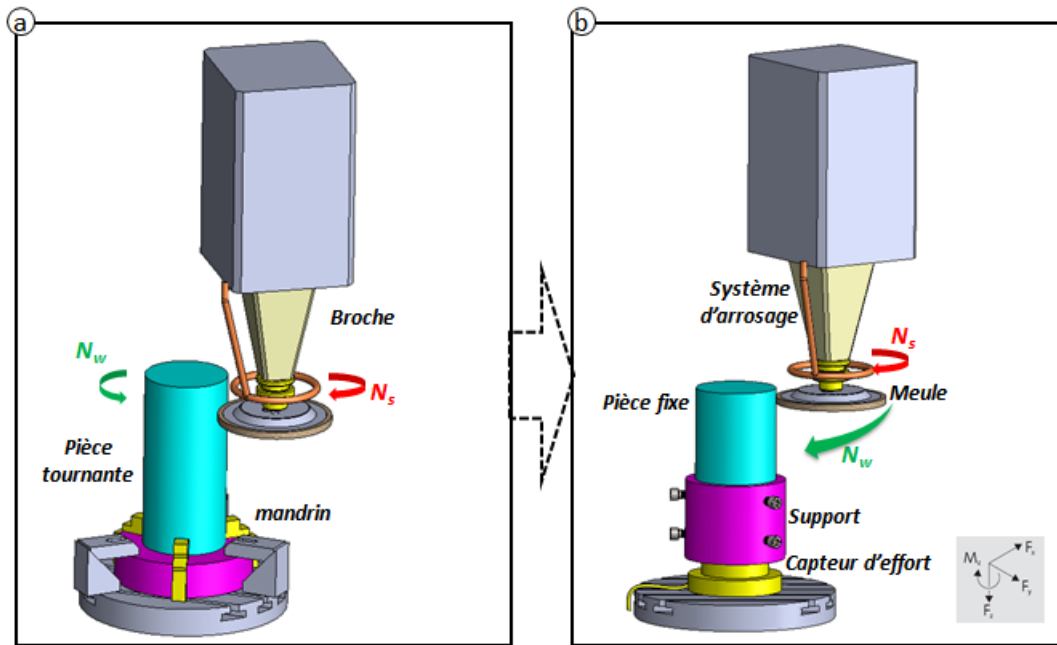


Figure 3.45 Vue d'ensemble de: (a) montage original ; (b) montage modifié pour la mesure des efforts

3.7.2 Principe de mesures et traitement des résultats

Afin de pouvoir déterminer les efforts appliqués par la meule sur la pièce au cours de l'opération de rectification, un dynamomètre piézoélectrique de type Kistler © 9272 est positionné sous la pièce à rectifier. L'avantage de ce type de capteur est d'avoir une fréquence propre élevée qui dépasse 4 KHz ce qui permet de capturer la réponse du procédé à la vitesse avec laquelle on travaille. Les trois composantes cartésiennes de l'effort sont mesurées directement par le capteur dans les trois directions de l'espace : F_x , F_y et F_z . Pour convertir ces forces aux forces typiques de rectification ; tangentielle F_T et normale F_N , un changement de base est nécessaire. Ainsi, les efforts acquis nécessitent la transformation donnée par les équations (3.17) et (3.18).

$$F_N = -F_x \sin \gamma(t) + F_y \cos \gamma(t) \quad (3.17)$$

$$F_T = F_x \cos \gamma(t) + F_y \sin \gamma(t) \quad (3.18)$$

où γ est l'angle permettant d'orienter la base cylindrique dans laquelle on cherche à exprimer les composantes de la force résultante de rectification par rapport à la base cartésienne dans laquelle les composantes de la force sont acquises (**Figure 3.46**).

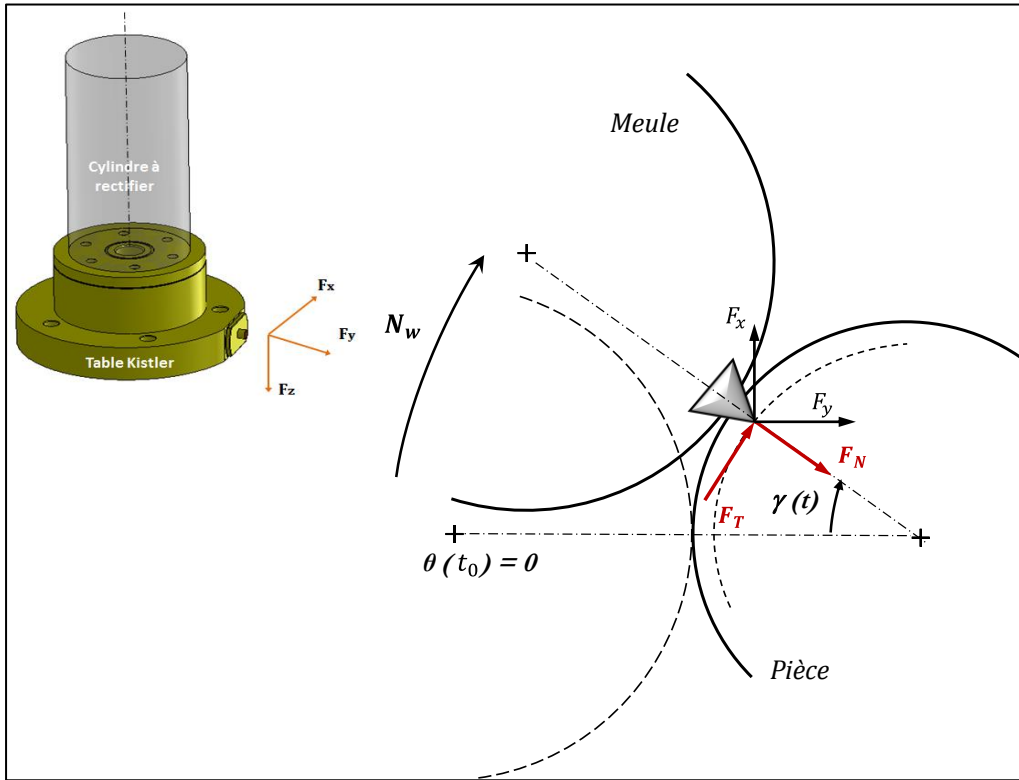


Figure 3.46 Illustration des efforts de coupe en rectification cylindrique extérieure

Un relevé typique des efforts correspondant à une opération de rectification cylindrique est donné sur la **Figure 3.47**. Dans les procédés de rectification, les signaux d'efforts acquis sont, en général, très bruités (*Hamdi 2000*). En effet, ceux-ci englobent les informations liées au signal utile, aux vibrations du système et à l'arrosage. Dans le cas présent, s'ajoute la cinématique complexe adoptée lors des essais destinés pour mesurer les efforts de coupe (rotation de la broche autour de l'axe du plateau). Cette combinaison a créé des défauts de suivi de trajectoire surtout à des vitesses de rotation importantes d'où l'oscillation de l'effort tangentiel axial F_z en régime stationnaire (**Figure 3.47**). L'analyse spectrale montre de fortes variations sur des fréquences élevées avec des pics de fréquence aux alentours des fréquences de rotation de la meule (**Figure 3.48**). Les conditions d'essai sont les suivantes :

$$V_s = 25 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}; N_w = 50 \text{ tr} \cdot \text{mn}^{-1}; a_p = 18 \text{ } \mu\text{m}; f_z = 7 \text{ mm} \cdot \text{tr}^{-1}$$

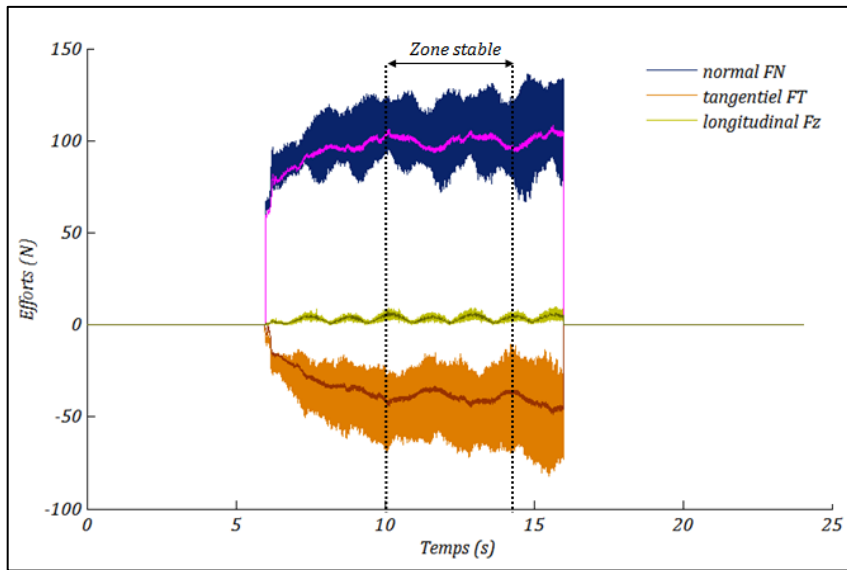


Figure 3.47 Tracés des efforts de rectification cylindrique dans le domaine temporel

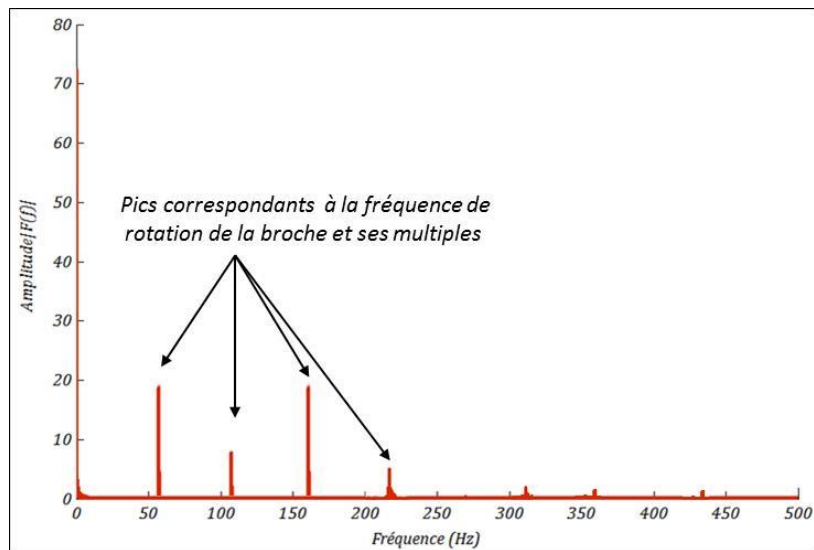


Figure 3.48 Analyse spectrale du signal de l'effort

Or pour modéliser un essai de rectification, il est intéressant de connaître les valeurs maximales atteintes des efforts appliqués sur la pièce en contact avec la meule. Pour cela le signal des efforts est filtré par l'intermédiaire d'un filtre passe bas et la valeur moyenne de la zone stabilisée est prise en compte (palier de quelques secondes) (**Figure 3.47**).

On remarque que l'effort axial oscille même dans la zone stable, la fréquence d'oscillation correspond à la fréquence de rotation de la broche. C'est la force d'inertie associée au mouvement de rotation de la meule qui est responsable sur cette oscillation.

D'autre part on constate que l'intensité de l'effort tangentiel axial dans la direction axiale est très faible par rapport aux autres composantes. Une telle observation a été notée dans la littérature dans le cas de la finition et de la superfinition cylindrique extérieure d'un acier traité (*Puthanangady and Malkin 1995*). Dans la suite l'effort tangentiel axial sera négligé.

3.7.3 Planification des essais : choix du plan d'expérience

Comme on a déjà vu les paramètres du procédé de rectification cylindrique extérieure sont nombreux, pour pouvoir étudier leurs influences sur les efforts de coupe, la méthodologie de plan d'expérience est à nouveau adoptée. Les mêmes paramètres (5 paramètres) et les mêmes interactions fixées précédemment sont retenus pour le choix du plan d'expérience.

Lors de la réalisation de cette deuxième campagne d'essais, la nouvelle cinématique du procédé a limité l'intervalle de choix des vitesses à cause des limites opérationnelles de la machine (fréquence de rotation de la broche autour de l'axe du plateau).

En tenant en compte tous ces éléments, il a été choisi une approximation linéaire donc à deux niveaux pour chaque paramètre. Par conséquent, un plan d'expérience factoriel fractionnaire de type 2^{k-p} à cinq facteurs et à deux niveaux soit $2^4 = 16$ essais est sélectionné (*Minitab 2010*)(ANNEXE). Il permet à la fois d'étudier l'influence des paramètres et de leurs interactions choisies tout en optimisant le nombre d'essais. Les valeurs des niveaux sont regroupées dans le **Tableau 3.8**.

Pour tous ces essais le diamètre de la pièce est fixé initialement à 115 mm, la lubrification à l'huile entière sous une pression de 60 bars et la meule CBN décrite au début de ce chapitre.

	Niveaux	Valeurs
Vitesse de la meule V_S (m/s)	-1	25
	1	55
Vitesse de la pièce V_w (m/mn)	-1	7
	1	22
Profondeur de passe a_p (μm)	-1	8
	1	18
Avance par tour f_z (mm/tr)	-1	3
	1	7
Mode de travail	-1	Opposition
	1	Avalant

Tableau 3.8 Niveaux des facteurs

3.7.4 Détermination des facteurs influents

Les effets moyens de chaque paramètre de rectification cylindrique ont été calculés suivant la méthode détaillée par (Alexis 1995).

Les graphes des réponses relatifs à l'effort tangentiel et l'effort normal sont respectivement présentés sur la **Figure 3.49 (a) et (b)**.

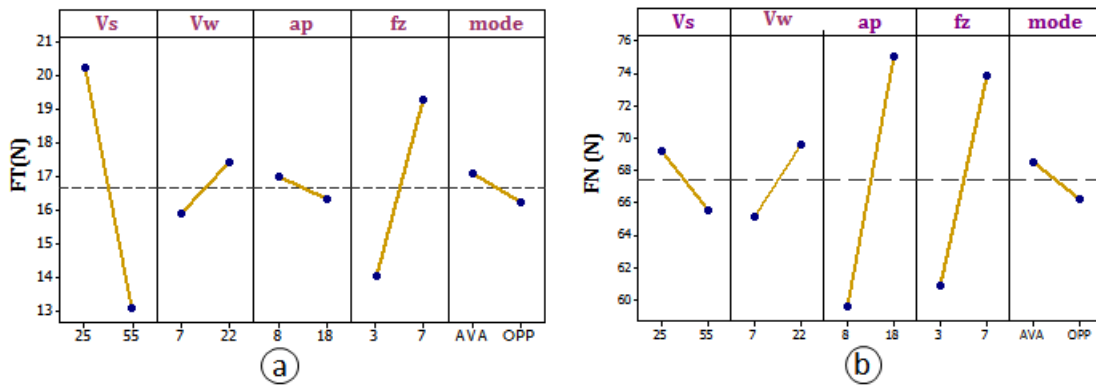


Figure 3.49 Diagrammes des effets purs correspondant aux efforts :
(a) tangentiel, (b) normal

Ces graphes permettent de faire une classification des effets les plus significatifs sur les efforts de coupe en rectification cylindrique longitudinale. Pour l'effort tangentiel F_T , les effets significatifs sont dans l'ordre : la vitesse de la meule et l'avance par tour. Et pour l'effort normal, la profondeur de passe et l'avance par tour sont les paramètres les plus influents.

Ces résultats peuvent être interprétés comme suit :

On constate sur le graphe que F_T mesuré diminue avec l'augmentation de la vitesse périphérique de la meule V_s , cette diminution peut être attribuée à la réduction de l'épaisseur maximale de copeau, conduisant à l'affaiblissement de la zone de cisaillement qui entraîne une diminution des contraintes des cisaillements locale. Ce résultat était constaté par (*Tönshoff and Falkenberg 1996*).

L'avance par tour f_z semble être un facteur significatif. En effet, le frottement augmente en passant de 3 mm.s^{-1} à 7 mm.s^{-1} , ceci étant en relation directe avec la surface de contact meule pièce ; plus la surface de contact est grande, plus il y a des grains actifs et par conséquent le frottement devient plus important.

Pour les facteurs non influents, on remarque que l'effort tangentiel diminue légèrement avec l'augmentation de la profondeur de passe, malgré que l'évolution ne soit pas significative, ceci peut s'expliquer par la régression de la composante de glissement lors de l'augmentation de la profondeur de passe.

Le diagramme des effets correspondant à l'effort normal F_N montre que la profondeur de passe est le facteur le plus significatif suivi par l'avance par tour et la vitesse de rotation de la pièce. Ces trois variables sont en relation directe avec le taux d'enlèvement de matière, ce qui paraît logique.

L'évolution de l'effort tangentiel F_T en fonction du mode de travail n'étant pas significative mais la prise de passe progressive lors de l'usinage en avalant peut expliquer la diminution de l'effort tangentiel en passant du mode en opposition au mode en avalant.

Les évolutions des efforts suivent des tendances logiques et classiques en rectification ceci valide le montage utilisé.

3.7.5 Etude des interactions

Les résultats des effets des interactions des variables opératoires sur l'effort tangentiel sont représentés sur la **Figure 3.50**

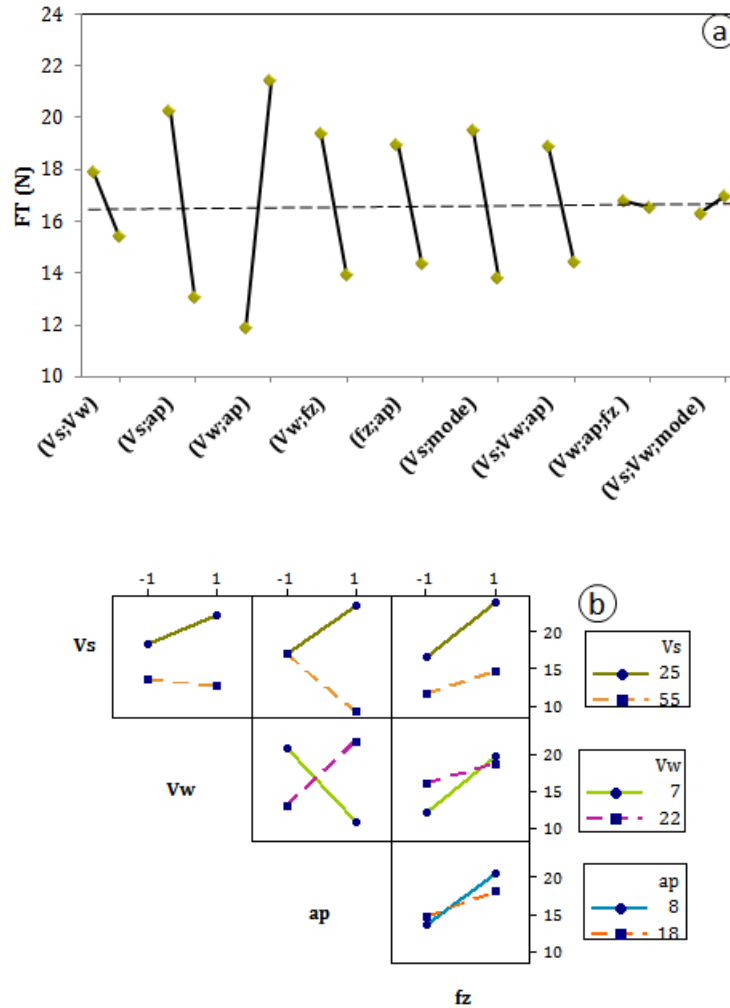


Figure 3.50 Graphe des effets et des interactions (a_p, V_s, V_w, f_z) sur l'effort tangentiel F_N

Le diagramme des interactions de premier ordre sur la **Figure 3.50 (a)** montre que la profondeur de passe associée à V_s, V_w et f_z devient un paramètre influent contrairement à son effet pur négligeable sur le frottement (**Figure 3.49 (a)**).

Le graphe d'interaction sur **Figure 3.50(b)** illustre bien la forte interaction entre a_p et V_s (intersection de deux droites). En effet, l'effort tangentiel augmente en fonction de la profondeur de passe pour $V_s = 25\text{m/s}$ alors que cette évolution s'inverse quand la vitesse de la meule passe à 50 m/s . Cette constatation est contraire à ce que l'on observe classiquement. Quand la vitesse périphérique de la meule augmente, la puissance thermique générée à l'interface augmente également malgré la chute de l'effort tangentiel. Cette augmentation est d'autant plus vraie lorsque, de plus, la profondeur de passe croît. Ainsi, dans ce cas, les températures dans l'extrême surface

sont plus importantes diminuant localement les caractéristiques du matériau et, de ce fait les efforts nécessaires à l'abrasion.

Les mêmes constatations sont relevées pour l'interaction (a_p, V_w) . En effet, le frottement augmente dans le même sens que la prise de passe, quand la vitesse de la pièce est importante (enlèvement de matière) alors que cette tendance prend une direction opposée quand il s'agit de faible vitesse de pièce.

Ces résultats sont attribués aux phénomènes physiques locaux liés à l'action des différents grains abrasifs de la meule en contact avec l'acier où on trouve une compétition entre les différents modes d'enlèvement de matière ; la coupe et le labourage ou encore le glissement sans enlèvement de matière. En effet, une augmentation excessive de l'épaisseur équivalente de copeau (Z_w/V_s) provoque le frottement adhésif et limite les effets de coupe. L'effet de l'interaction de deuxième ordre (a_p, V_s, V_w) sur la **Figure 3.50 (a)** confirme ce qui est évoqué.

De même que F_T , le diagramme des effets des interactions sur l'effort normal F_N de la **Figure 3.51**, illustre une forte interaction entre la profondeur de passe et les deux vitesses de la meule. Les détails de ces interactions sont illustrés sur le graphe **Figure 3.51 (b)**. On constate que l'effort normal n'est sensible à la profondeur de passe que dans la gamme des faibles vitesses de la meule V_s et des grandes vitesses de la pièce V_w . Ceci est en relation étroite avec l'influence du taux d'enlèvement de matière et de l'épaisseur équivalente de copeau.

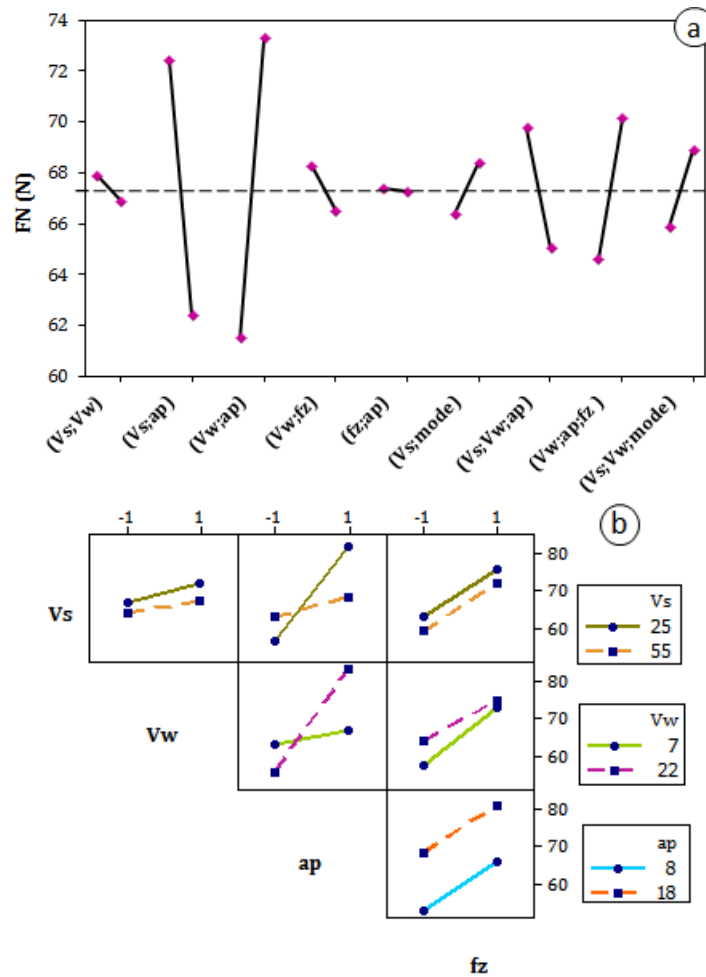


Figure 3.51 Graphe des effets interactions (a_p, V_s, V_w, f_z) sur l'effort tangentiel F_T

En ce qui concerne le mode de travail les résultats montrent qu'il n'y a pas de fortes interactions entre le mode de travail et les vitesses de la pièce et de la meule. En plus, cette interaction a un effet faible sur les efforts de coupe comme le montre les diagrammes des effets (**Figure 3.50** et **Figure 3.51**). En effet, le mode de travail en avalant ou en opposition est important dans la physique de l'abrasion car il influe sur l'éjection du copeau, mais dans le cas de la rectification de finition ce facteur paraît peu influant sur les efforts de coupe.

Evaluation prédictive des efforts de coupe

Les objectifs d'un plan d'expérience est de renvoyer à une forme spécifique de modélisation représentant le phénomène afin d'explorer au mieux les données du domaine d'étude sans être obligé de faire les expériences. Dans le cas présent, la modélisation de l'effort tangentiel sera utile pour déterminer le flux de chaleur et étudier l'aspect thermique du processus dans le chapitre suivant. On a adopté un modèle linéaire additif qui relie la réponse aux facteurs en faisant l'hypothèse simplificatrice de variations linéaires car les mesures sont réalisées sur deux niveaux. Il est exprimé de la manière suivante :

$$\tilde{y} = b_0 + \sum_{i=1}^n b_i x_i + \sum_{i,j=1}^n b_{ij} x_i x_j + \sum_{i,j,k=1}^n b_{ijk} x_i x_j x_k \quad (3.19)$$

avec \tilde{y} la réponse estimée, x_i les valeurs codées du $i^{\text{ème}}$ facteur, n le nombre de facteurs et $b_0, b_i, b_{ij}, b_{ijk}$ les coefficients de régression.

Les coefficients de régression ont été calculés par la méthode des moindres carrés en minimisant la somme des carrés des écarts entre les valeurs réelles et estimées. Afin de déterminer leur validité ainsi que celle du modèle proposé, l'analyse de la variance (ANOVA) a été employée avec un niveau de confiance à 95%. L'ajustement du modèle est calculée à l'aide du coefficient de détermination multiple R^2 , et le coefficient ajusté au nombre de termes du modèle $adj - R^2$ (2010).

Le modèle retenu est le suivant avec $R^2 = 92,89 \%$ et $adj - R^2 = 86,90 \%$:

Pour le mode en avalant :

$$\begin{aligned} \tilde{F}_T = & 16,67196 - 6,42188.V_s + 2,60937.f_z - 3,57812.(V_s.a_p) \\ & - 2,71875.(f_z.V_w) - 2,3125.(a_p.f_z) + 4,76563.(V_w.a_p) \\ & - 2,23438.(V_s.V_w.a_p) \end{aligned} \quad (3.20)$$

Pour le mode en opposition :

$$\begin{aligned} \tilde{F}_T = & 16,67196 - 0,734375.V_s + 2,60937.f_z - 3,57812.(V_s.a_p) \\ & - 2,71875.(f_z.V_w) - 2,3125.(a_p.f_z) + 4,76563.(V_w.a_p) \\ & - 2,23438.(V_s.V_w.a_p) \end{aligned} \quad (3.21)$$

La validité de ces équations sur le domaine d'expérience est correcte mais son extrapolation apparaît discutable. Des essais supplémentaires permettraient d'évaluer l'erreur commise.

3.7.6 Analyse énergétique du procédé de la rectification cylindrique de finition

Même si l'enlèvement de métal se fait principalement par la formation de copeaux, il semblerait qu'une grande partie de l'énergie de rectification doit être dépensés par des mécanismes autres que la formation des copeaux (*Malkin and Guo 2008*).

Pour approfondir ce point, des essais supplémentaires à débits de copeaux variables et à vitesses de meule constante sont menés afin d'étudier l'aspect énergétique du procédés de rectification cylindrique.

a. Etude de l'évolution de l'énergie spécifique de rectification

Comme on a pu le constater, les efforts exercés en rectification sont faibles en comparaison avec les autres opérations classiques de coupe. Mais si on se reporte à la quantité de métal enlevée, l'énergie nécessaire à l'enlèvement d'une unité de volume de matière usinée est élevée. Ainsi, l'étude de l'énergie spécifique E_s donnée par l'équation (3.10) pour analyser une opération de rectification d'une nouvelle nuance d'acier peut aider à comprendre les mécanismes d'enlèvement de matière et la confrontation entre adhésion, coupe et labourage.

La contribution de la vitesse de la pièce et de la vitesse d'avance a été négligée dans le calcul de l'énergie spécifique de rectification vue leurs faibles valeurs en comparaison avec la vitesse de rotation de la meule.

La **Figure 3.52** montre l'évolution de l'énergie spécifique totale de rectification en fonction de la vitesse de la pièce. Les valeurs de l'énergie spécifique de rectification atteintes dans notre cas s'approchent de celles trouvées par (*Rome et al 1996b*) dans le cas de la rectification de l'acier traité 100Cr6 (60 – 65 HRc) avec une meule CBN.

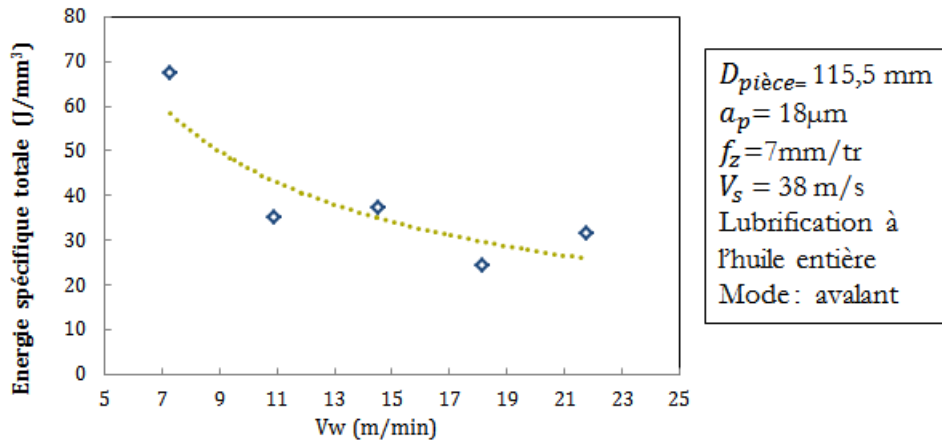


Figure 3.52 L'énergie spécifique en fonction de la vitesse de la pièce

On constate une diminution claire de l'énergie spécifique en fonction de la vitesse de la pièce qui semble vouloir se stabiliser à partir de 17m/mn (**Figure 3.52**). Ceci pourrait être attribué à la transition des mécanismes d'enlèvement de matière avec l'augmentation de taux d'enlèvement de matière comme on l'a déjà constaté sur les profils de rugosité et les profils de contraintes résiduelles. En faisant un bilan énergétique quantitatif, Malkin (1974) a montré que l'énergie totale dans un essai de rectification pourrait être considérée comme la somme des énergies de la formation des copeaux, de labourage et l'énergie d'adhésion. Le labourage se réfère à la déformation de la matière sans enlèvement et l'énergie de glissement est associée au frottement entre la meule et la pièce. A des taux d'enlèvement de matière plus rapide, la contribution de ces deux composantes d'énergie devient de plus en plus faible de sorte que le minimum de l'énergie spécifique de rectification totale s'approche de l'énergie spécifique de coupe. Mais quand le volume de matière dépasse une certaine limite, le pouvoir abrasif des grains diminue vu leurs tailles fines et la coupe se transforme en adhésion et frottement par labourage et on n'a plus la même évolution de l'énergie spécifique.

On a tracé la variation de l'énergie spécifique de rectification en fonction de la vitesse de la meule (**Figure 3.53**).

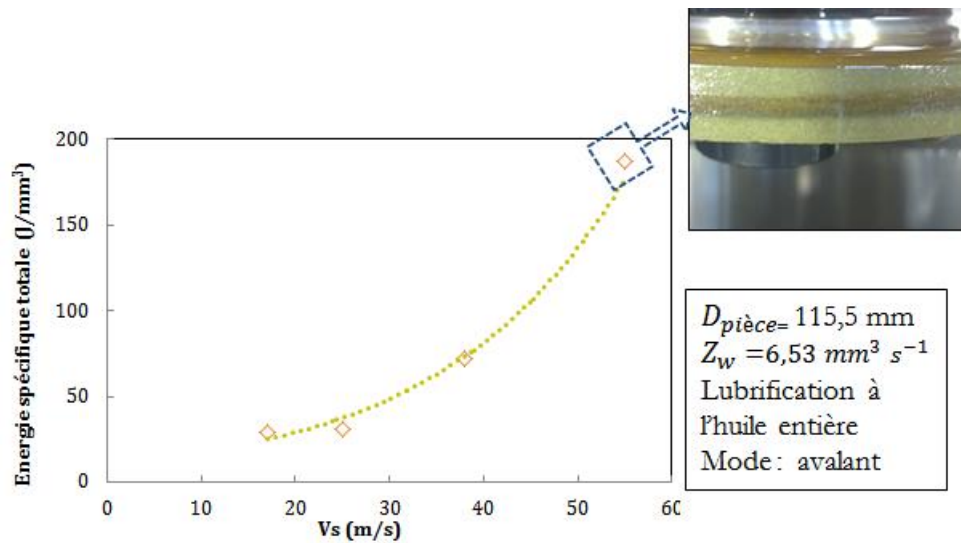


Figure 3.53 L'énergie spécifique en fonction de la vitesse de la meule

Le graphe montre que pour un taux d'enlèvement de matière constant l'énergie augmente considérablement avec la vitesse de la meule et atteint une valeur élevée pour V_s égal à 55 m/s qui est la vitesse opérationnelle maximale limite de la meule. Cette plage de vitesse est à éviter car elle conduit à l'échauffement de la meule et par la suite à l'endommagement thermique de la pièce. Ceci est d'autant plus risqué que le débit de matière est faible.

b. Estimation de la composante d'adhésion

Pour estimer la proportion de travail liée à la déformation plastique et celle liée à l'adhésion lors de l'opération de rectification cylindrique de l'HSS, on a recours aux travaux de Hahn et Lindsay (Hahn 1966; Hahn and Lindsay 1971; Hahn 1986) (Lindsay and Hahn 1971; Lindsay 1986). Leurs recherches montrent que les efforts en rectification comportent trois composantes : la composante de labourage, la composante d'adhésion et l'effort de coupe. Lindsay (1986) a démontré expérimentalement en traçant le taux d'enlèvement de matière en fonction de l'effort normal (**Figure 3.54**) qu'il existe un seuil qui définit la composante adhésion de l'effort. Ce seuil se produit lorsqu'aucun enlèvement de matière n'a lieu. La coupe prend place quand le volume de matière devient de plus en plus important. Entre les deux, il existe une zone de transition qu'on appelle zone de labourage.

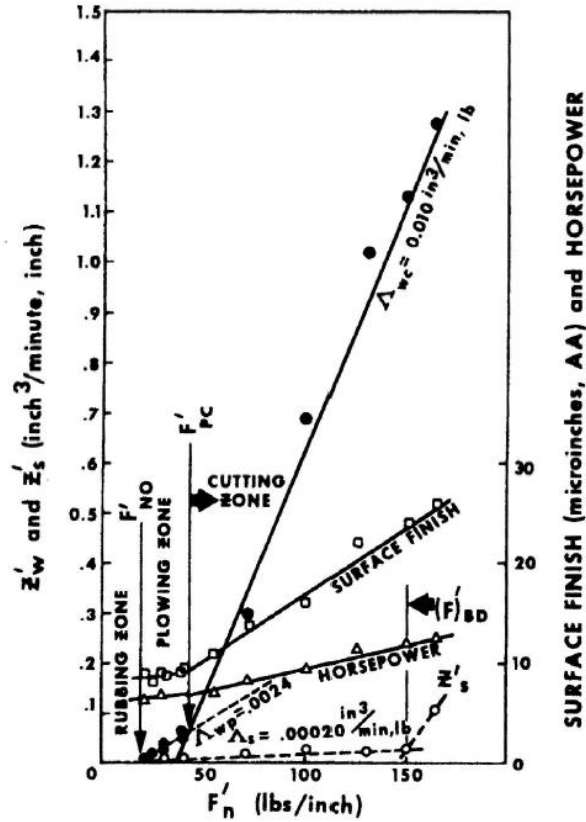


Figure 3.54 Carte caractéristique des mécanismes de coupe en rectification (Lindsay 1986)

Dans la zone de coupe l'auteur a trouvé que la relation entre l'effort normal et la quantité de matière enlevée est linéaire, elle est décrite par l'expression suivante :

$$Z_w = k_1 \cdot F_{N,C} \tag{3.22}$$

où k_1 est le taux d'enlèvement de matière par unité d'effort ($m^3 s^{-1} N^{-1}$)

Dans notre cas, on adopte l'hypothèse qui considère que l'effort tangentiel est la somme de deux composantes : plastique ou déformation (labourage + coupe) et adhésive, notées respectivement $F_{T,p}$ et $F_{T,a}$ et pareil pour l'effort normal $F_{N,p}$ et $F_{N,a}$:

$$F_T = F_{T,p} + F_{T,a} \tag{3.23}$$

$$F_N = F_{N,p} + F_{N,a} \tag{3.24}$$

Pour une vitesse de meule constatne $V_s=38\text{m/s}$, on a tracé l'évolution du taux d'enlèvement de matière en fonction de l'effort F_N (Figure 3.55).

En se basant sur la quantité de matière enlevée, on a dissocié la courbe en trois zones d'adhésion, de labourage et de coupe.

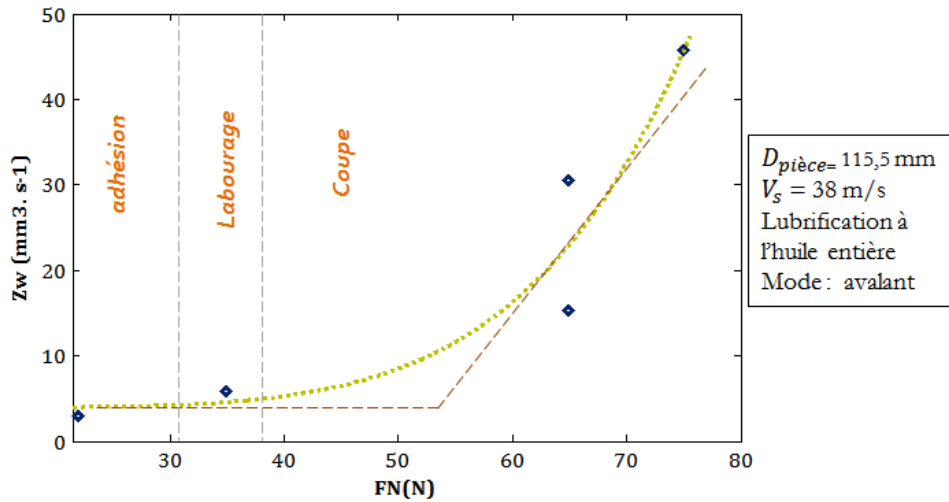


Figure 3.55 La partie stationnaire présente la composante adhésive qui correspond à un enlèvement de matière nul.

Et la partie parabolique correspond à la composante de déformation et elle prend la forme suivante :

$$F_{N,p} = C_1 \cdot Z_w^{C_2} \quad (3.25)$$

C_1 et C_2 sont deux constantes.

Ainsi le coefficient de frottement apparent peut s'écrire :

$$\mu_{app} = \frac{F_T}{F_N} = \frac{F_{T,p} + F_{T,a}}{F_{N,p} + F_{N,a}} = \frac{\eta_{pl} \cdot C_1 Z_w^{C_2} + F_{T,a}}{C_1 Z_w^{C_2} + F_{N,a}} \quad (3.26)$$

avec η_{pl} le coefficient de frottement plastique.

Le développement limité au voisinage de 0 de la fonction $\mu_{app}(Z_w)$ (3.26), qui correspond physiquement à un enlèvement de matière très faible, permet de déterminer le coefficient de frottement adhésif η_{adh} tel que :

$$\mu_{app} = \frac{F_{T,a}}{F_{N,a}} = \eta_{adh} \quad (3.27)$$

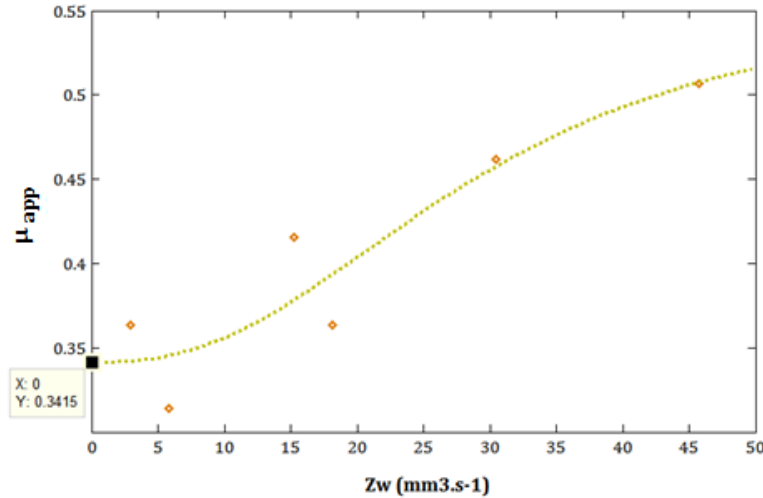


Figure 3.56 Le coefficient de frottement apparent en fonction du taux d'enlèvement de matière

Ainsi le coefficient d'adhésion η_{adh} est déterminé en traçant le coefficient de frottement apparent Mu_{app} en fonction du taux d'enlèvement de matière Z_w (**Figure 3.56**). Les points expérimentaux sont lissés grâce à l'équation (3.27) avec la méthode des moindres carrés non linéaire et l'intersection de la courbe lissée avec l'axe des ordonnées permet de relever la valeur qui correspond au frottement d'adhésion : $\eta_{adh} \approx 0,34$.

Un résultat du même ordre de grandeur : $\eta_{adh} \approx 0,4$ a été reporté par (Malkin 1984; Malkin and Guo 2008) sur l'acier 100Cr6 rectifié avec une meule en alumine de diamètre 200 mm dans les conditions suivantes : $V_s = 30$ m/s, $V_w = 7$ m/mn.

On rappelle que le résultat qu'on a obtenu est relatif à une vitesse de meule constante ($V_s = 38$ m/s). La même démarche a été faite pour la vitesse $V_s = 55$ m/s et on a trouvé une valeur de $\eta_{adh} \approx 0,13$ sachant que la valeur maximale du coefficient de frottement apparent à cette vitesse meule est $u_{app} \approx 0,35$.

On constate que la composante adhésive est importante dans la rectification cylindrique de finition de l'HSS. Ce phénomène d'adhésion assez dominant est peut être lié à la taille très fine des grains abrasifs de la meule (54 μ m) et qui est d'ailleurs nécessaire pour obtenir la rugosité souhaitée.

La nature du lubrifiant peut jouer à son tour un rôle très important pour limiter le frottement adhésif lors du processus.

L'énergie spécifique d'adhésion

À partir de l'équation (3.10) et (3.23) l'énergie spécifique totale peut être dissociée en deux termes : l'énergie spécifique d'adhésion $E_{s,a}$ et l'énergie spécifique de déformation plastique $E_{s,p}$:

$$E_s = \frac{F_{T,a} V_s}{Z_w} + \frac{F_{T,p} V_s}{Z_w} = E_{s,a} + E_{s,p} \quad (3.28)$$

Ces deux grandeurs sont faciles à estimer une fois que les efforts adhésifs et plastiques sont calculés. La **Figure 3.57** présente l'énergie spécifique totale, celle correspondant à la déformation plastique et celle d'adhésion en fonction du taux d'enlèvement de matière.

Pour une vitesse de meule moyenne, la proportion de travail liée à la déformation plastique, lors de la rectification cylindrique de l'HSS avec la meule CBN à grains fins varie selon la quantité de matière enlevée. La **Figure 3.58** représente le rapport entre l'énergie spécifique de déformation plastique et l'énergie spécifique totale. La proportion de travail lié à l'enlèvement de matière est prédominante pour des débits de copeaux élevés, elle atteint jusqu'à 80%. L'effet de l'adhésion est plus apparent quand il s'agit de faible enlèvement de matière et l'énergie spécifique de déformation dans cette zone plastique semble être négligeable (autour de 5 %). Là où les deux courbes s'approchent ($10 < Z_w < 25$), il y a coexistence de l'adhésion et de la déformation plastique : il s'agit de mécanisme de coupe par abrasion. Les résultats de la topographie de surface trouvés précédemment confirment ce constat.

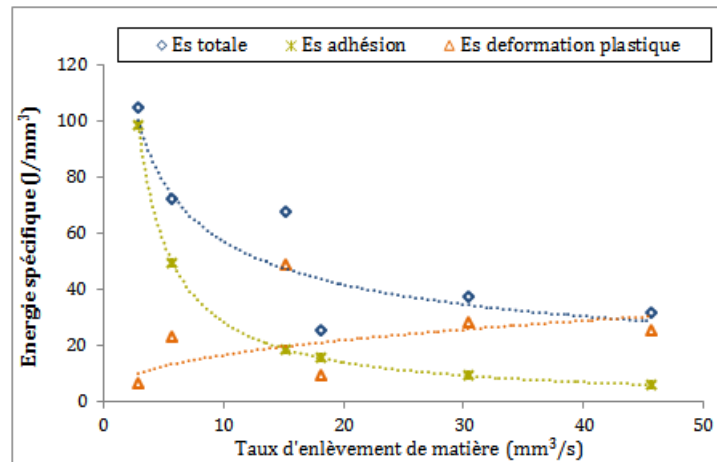


Figure 3.57 L'énergie spécifique totale, l'énergie spécifique de déformation plastique et l'énergie spécifique d'adhésion en fonction du taux d'enlèvement de matière ($V_s=38\text{m/s}$)

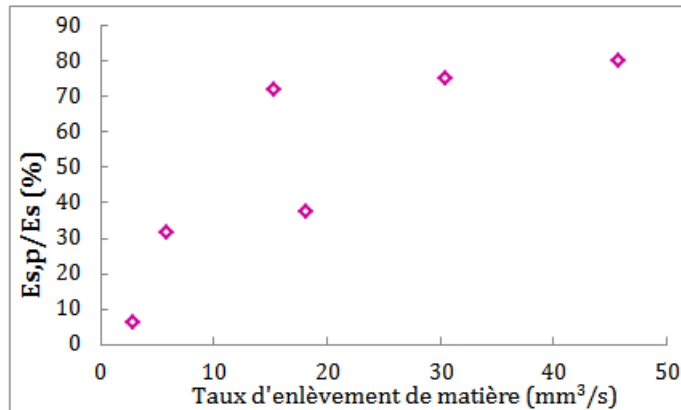


Figure 3.58 Proportion de l'énergie spécifique de déformation plastique en fonction du taux d'enlèvement de matière

3.8 Synthèse

L'étude des effets induits par rectification cylindrique avec un super abrasif qui est le CBN sur une nuance d'acier rapide supérieur HSS a conduit dans un premier temps à la mise en place d'un plan factoriel fractionnaire mixte de 36 expériences. Il permet d'obtenir un aperçu sur les impacts des cinq paramètres opératoires de rectification cylindrique sur l'intégrité de la surface rectifiée. L'influence des facteurs et de leurs interactions est quantifiée sur chacune des réponses choisies, à savoir les paramètres de rugosité, les contraintes résiduelles en surface et en profondeur.

Pour l'état de surfaces, il s'avère qu'en rectification cylindrique le problème de vibration est inévitable. Il est lié principalement à la cinématique mise en jeu (vitesses de la meule et de la pièce). Les résultats montrent aussi qu'avec la présente meule CBN on arrive à respecter les exigences de l'industriel en termes de rugosité Ra. Par ailleurs une forte interaction est constatée entre les paramètres du procédé de rectification cylindrique. L'étude des interactions à travers le débit de matière montre que pour une meule donnée, les mécanismes de coupe dépendent de la quantité de matière enlevée. Ceci est visible sur les profils de rugosité extraits et les topographies 3D des surfaces rectifiées.

L'étude des contraintes résiduelles montrent que la combinaison HSS-CBN-huile en rectification de finition mène à la génération des contraintes résiduelles de compression. Les contraintes sont plus importantes dans le sens de l'avance et sa variation en fonction des conditions opératoires n'est pas très significative.

La dernière partie de ce chapitre est consacrée à l'étude des efforts de coupe. L'analyse du plan d'expérience factoriel à 16 essais réalisés sur un montage spécifique pour mesurer les efforts en rectification cylindrique, a mis en évidence des résultats correspondants à ce que l'on pouvait attendre d'après la littérature. Il s'avère que la vitesse de la meule a une influence significative sur le frottement et par conséquent sur l'énergie dissipée lors du processus. L'étude des interactions montrent que les efforts de coupe en rectification cylindrique de l'HSS sont étroitement liés au taux d'enlèvement de matière.

4

Approche numérique : modélisation et simulation de la rectification cylindrique

Dans ce chapitre, un intérêt est porté à la compréhension de l'impact du procédé de rectification cylindrique sur l'intégrité de la surface rectifiée en termes de contraintes résiduelles. La modélisation de cette opération et les calculs par éléments finis sont présentés. Une étude thermique sera tout d'abord abordée, elle permet d'estimer les niveaux de température atteints au cours du processus. A cet effet, un modèle théorique basé sur la cinématique du procédé et des efforts mesurés expérimentalement a été développé, il a pour but de déterminer le flux de chaleur entrant dans la pièce. Les modèles et les simulations numériques thermomécaniques sont ensuite présentés. Les calculs sont effectués sur le code de calcul éléments finis SYSWELD®. Enfin une discussion à la fin du chapitre est menée.

Sommaire

4.1	Etat de l'art.....	150
4.1.1	Modélisation du procédé de rectification	150
4.1.2	Les phénomènes couplés thermo-mécano-métallurgiques	151
4.1.3	Modélisation de l'aspect thermique.....	153
4.1.4	Modèles éléments finis FEM employés dans la littérature pour modéliser la rectification	162
4.1.5	Bilan	164
4.2	Modèle de calcul par élément finis	164
4.2.1	Géométrie et maillage.....	164
4.2.2	Caractéristiques du matériau de l'étude	165
4.2.3	Conditions initiales, conditions aux limites initiales	167

4.2.4	Chargement thermique à l'interface meule-pièce	167
4.2.5	Coefficient de partage.....	170
4.3	Calcul thermique	171
4.3.1	Etude de sensibilité	172
4.3.2	Température de rectification	176
4.3.3	Comparaison avec le modèle analytique de Jaeger	177
4.3.4	Influence des paramètres de la source de chaleur	178
4.4	Calcul mécanique	182
4.4.1	Modèle	182
4.4.2	Résultats.....	183
4.5	Discussion et synthèse.....	187

4.1 Etat de l'art

4.1.1 Modélisation du procédé de rectification

La simulation est un excellent outil pour l'évaluation et l'optimisation des procédés d'usinage. En particulier, dans le cas de la rectification où les relations entre les paramètres d'entrée du procédé et les divers résultats obtenus en termes d'intégrité de surface sont complexes. Mais quoiqu'il en soit, ces quantités sont dérivées principalement de la température maximale atteinte au cours de l'usinage. Tous ces aspects ont favorisé la modélisation et la simulation de l'opération de la rectification dans le milieu académique et industriel. Le nombre croissant de publications dans la dernière décennie en est témoins. En effet, différentes approches scientifiques à la recherche de la solution de ce problème ont été développées. Un compte rendu détaillé de ces approches est présenté par Brinksmeier et al. (2006) sur la **Figure 4.1**. Ces approches comprennent:

- Les modèles heuristiques
- Les modèles empiriques (régression, réseau de neurone)
- Les modèles physiques (analytique, élément finis, dynamique moléculaire,...).

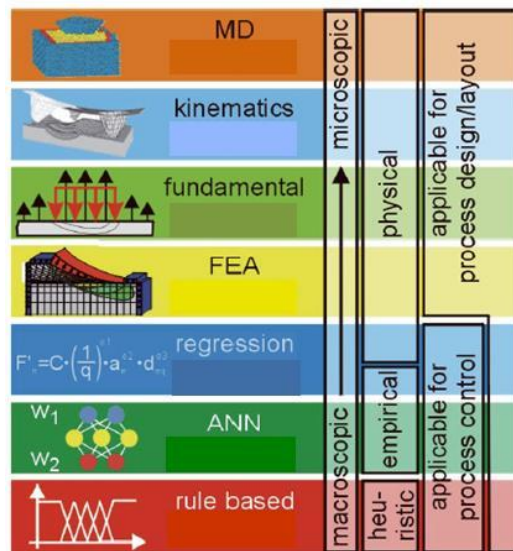


Figure 4.1 Différentes catégories de modèle et leurs applications (Brinksmeier et al 2006)

Avant 1980, les modèles physiques-empiriques basés sur les régressions linéaires multiples et les modèles physiques-analytiques ont essentiellement été employés. Ensuite, avec les progrès des

machines de calcul, de nouveaux types de modèles et de méthodes de simulation telle que la méthode des éléments finis (FEM), dynamique moléculaire (MD), etc.

Parmi les nombreux modèles existants, on peut distinguer deux catégories : les modèles empiriques et les modèles analytiques. Les modèles empiriques sont établis à partir d'essais et ont pour but de trouver un lien direct entre les conditions de rectification et la grandeur mesurée tel que la température, le flux de chaleur, les contraintes résiduelles,...(*Zhejun et al 1989; Vashista et al 2010*). Par exemple, pour la température plusieurs techniques expérimentales sont employées tel que la mesure par thermocouples (*Hahn 1956; Guo and Malkin 1994; Rowe et al 1995; Anderson et al 2008*) ou par thermographie infrarouge (*Thomas et al 2006; Brosse et al 2008; Yang et al 2011*). En fonction du paramètre à modéliser, une campagne d'essais est généralement menée sous forme de plans d'expériences. L'enregistrement des paramètres d'entrée et de sortie vont alors permettre de déterminer ce lien. Cette méthode simple présente des inconvénients comme la difficulté d'extrapolation des résultats expérimentaux pour des méthodes et des conditions de rectification différentes.

Les modèles analytiques sont basés sur une description mathématique de la physique de l'abrasion pour l'approximation des champs de températures générées. Ensuite, par le calcul, il est possible d'estimer les changements d'état de surface comme la microstructure, les contraintes résiduelles, ... (*Vansevenant et al 1987*). Cette modélisation prend en compte les connaissances de la physique du matériau : propriétés thermiques et mécaniques.

Le modèle de Jaeger (*1942*), qui sera détaillé par la suite, reste le modèle de base le plus utilisé pour déterminer analytiquement le champ de température en rectification. Une telle approche est très prometteuse pour prédire l'intégrité de surface, mais elle reste limitée à des hypothèses simplificatrices qui ne cernent pas toute la complexité du problème tel que le comportement du matériau dans les conditions extrêmes de rectification.

Ainsi, la modélisation des données physiques de l'opération de rectification est certainement mieux gérée par la méthode des éléments finis (FEM).

4.1.2 Les phénomènes couplés thermo-mécano-métallurgiques

En rectification, il est souvent admis que l'effet thermique généré est très important avec des cinétiques importantes de chauffage et de refroidissement. Cela conduit à l'apparition de forts gradients de température et crée dans certain cas une zone affectée thermiquement avec des

contraintes résiduelles, et qui aura une microstructure, une dureté et des propriétés mécaniques différentes du reste de la pièce (Tonshoff et al 2002; Brosse 2009; Nguyen and Zhang 2011).

Ainsi, il est indispensable de comprendre le couplage entre ces différents aspects thermiques, mécaniques et métallurgiques et leurs variations simultanées au cours de l'usinage et de les intégrer, selon le cas d'étude, dans la modélisation du procédé de rectification. La **Figure 4.2** montre une représentation schématique des couplages thermo-mécano-métallurgique avec les phénomènes induits (Inoue 2001; Bergbean and Fortunier 2010).

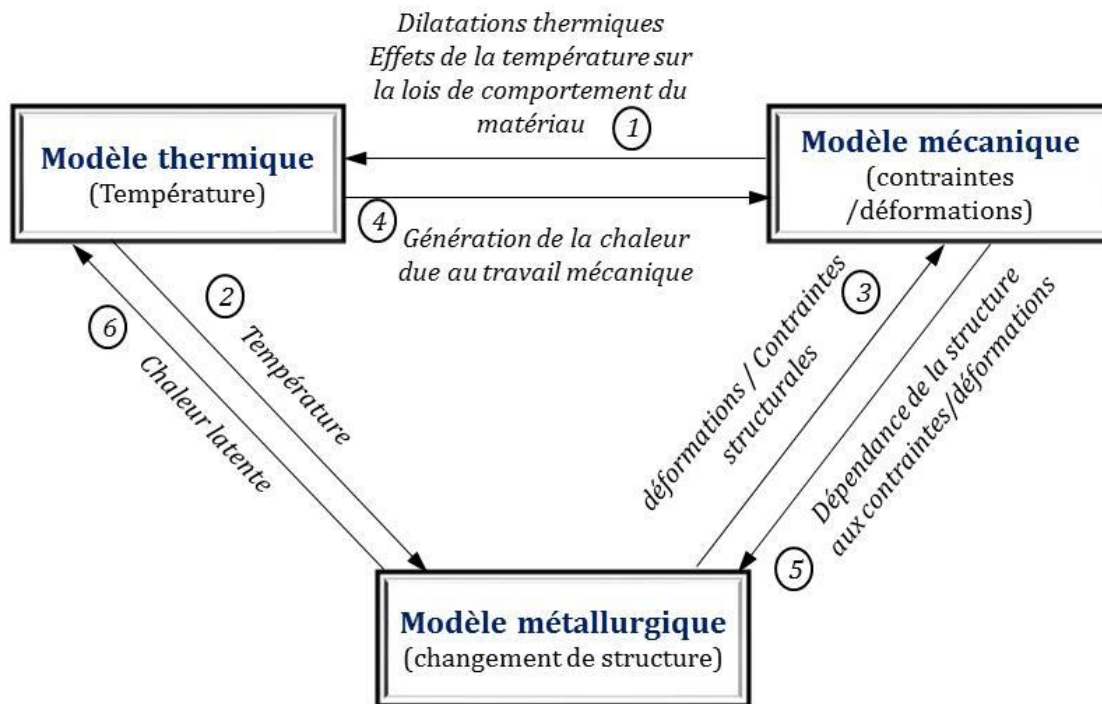


Figure 4.2 Le couplage entre les différents phénomènes physiques en rectification

La non homogénéité de la distribution de température dans le matériau après rectification conduit à l'apparition des contraintes et des déformations thermiques (1) et quand les niveaux de températures sont assez élevés, des changements de phases éventuels se manifestent (2) pour les aciers austénitiques. La structure obtenue dépend de la cinétique de refroidissement et de la nature métallurgique de base du matériau. Ces transformations provoquent des contraintes et des déformations (3) suite aux masses volumiques inégales des phases générées. Par ailleurs, l'énergie dissipée par les déformations plastiques au cours de l'usinage constitue une source de chaleur (4) pour le calcul thermique. L'état de contrainte et de déformation influence le début et la

cinétique de transformation de phase(5). Et finalement, la chaleur latente échangée accompagne la transformation de phases si elle a eu lieu (6).

Dans le cadre de cette étude la caractérisation micrographique et la dureté de l'extrême surface faites dans le chapitre précédent n'ont pas manifesté des signes de transformations métallurgiques. En outre, les températures atteintes n'ont pas été mesurées faute de temps. On s'est intéressé alors qu'à la modélisation thermomécanique du procédé en vue de simuler les conséquences induites en termes de contraintes résiduelles.

4.1.3 Modélisation de l'aspect thermique

a. Modèle de Jaeger

Du faite de l'importance de l'aspect thermique dans le procédé de rectification, de nombreux travaux se sont focalisés depuis longtemps sur ce sujet (*Sauer 1972; Lavine et al 1989; Baliga et al 1998; Hamdi 2000; Hou and Komanduri 2004; Thomas et al 2006; Brosse et al 2008*). La majorité des modèles thermiques développés à ce jour pour déterminer les champs de température sont basés sur les travaux pionniers de Jaeger et Carslaw ((1959),(1942)) connus sous le nom « modèle de la source mobile ». Le modèle consiste à assimiler l'action de la meule de rectification sur la pièce par un flux thermique mobile sur la surface finie. Ainsi on modélise seulement les effets induits par la meule s'affranchissant ainsi des problèmes liés à la complexité du contact, de l'enlèvement de matière par chaque grain, etc. L'avantage de cette méthode est qu'elle simplifie grandement la simulation du procédé tout en offrant l'avantage de pouvoir être utilisée pour d'autres procédés (*Brosse et al 2007; Valiorgue 2008*). La **Figure 4.3** présente le modèle global appliqué à la rectification. La source de chaleur répartie sur une longueur se déplace avec une vitesse constante le long de la surface d'un solide semi-infini (pièce).

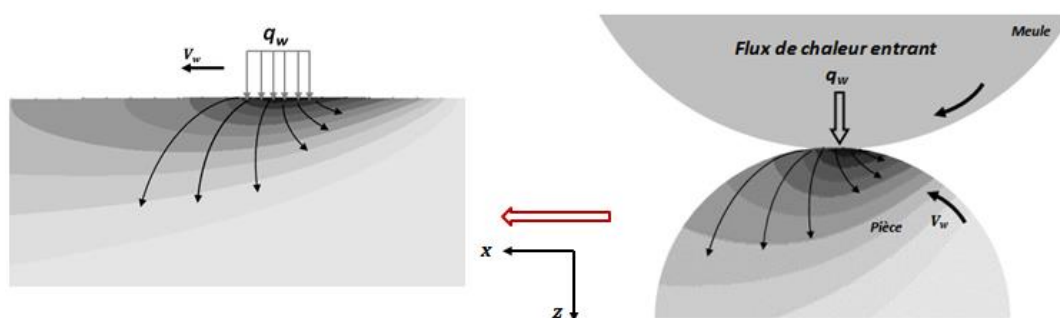


Figure 4.3 Modèle de la source mobile en rectification

Notons que le modèle de Jaeger est applicable dans le cas de la rectification cylindrique à condition que la longueur de contact soit petite par rapport à la circonférence de la pièce (*Malkin 1974*) ce qui est valable dans la plupart des cas de rectification cylindrique (*Snoeys et al 1978*).

Ainsi pour un flux de chaleur constant, l'expression analytique du champ de température dans le cas bidimensionnel $T(x, z)$ qui découle du modèle de Jaeger, s'écrit comme suit (*Marinescu et al 2004; Brinksmeier et al 2006*)

$$T(x, z) = \frac{q_w}{\pi \lambda_w} \int_{-\frac{L_c}{2}}^{\frac{L_c}{2}} \left(e^{\left(-\frac{V_w}{2\alpha_w} \cdot (x-\zeta)\right)} \cdot K_0 \left(\frac{V_w}{2\alpha_w} \cdot \sqrt{(x-\zeta)^2 + z^2} \right) f(\zeta) \right) d\zeta \quad (4.1)$$

Avec q_w est la densité de flux thermique entant à la pièce, L_c longueur de contact meule-pièce, K_0 est la fonction modifiée de Bessel de seconde espèce d'ordre 0, α_w est la diffusivité thermique du matériau, λ_w la conductivité thermique de la pièce, $f(\xi)$ est la fonction de distribution de flux. Notons que pour ce modèle, les propriétés physicochimiques du matériau ne dépendent pas de la température et le flux de chaleur est perpendiculaire à la vitesse d'avance de la source.

Dans beaucoup de cas pratiques la température maximale atteinte est la plus recherchée. Certains auteurs (*Blok 1955; Rowe and Jin 2001; Marinescu et al 2004*) ont introduit d'autres solutions approchées exprimées par l'équation (2.14).

$$T_{\max,i} = \frac{\kappa q_w}{\sqrt{\lambda_w \rho_w c_w}} \sqrt{\frac{L_c}{V_w}} \quad (4.2)$$

Avec c_w est la capacité calorifique du matériau, ρ_w est sa masse volumique et κ est une constante qui dépend de la forme du flux. Selon Block (*1955*) cette valeur vaut $2/\sqrt{\pi}$ pour un flux rectangulaire.

Comme on l'a remarqué le calcul de la température par le modèle de la source mobile nécessite la connaissance de la répartition de l'énergie entre les différents éléments du procédé, la valeur de la quantité de chaleur entrante à la pièce et sa distribution dans la zone de contact. Tous ces éléments seront présentés dans la section suivante.

b. Répartition de l'énergie en rectification

La transformation de l'énergie en rectification a fait l'objet de plusieurs études car elle représente un point clé pour la modélisation du procédé. Les travaux initiaux conduits par Shaw et Outwater (*1952*) considèrent que la totalité de l'énergie en rectification passe dans le copeau. Les auteurs ont estimé que les déformations par cisaillement responsables de la formation de copeau en

rectification sont plus importantes que dans les autres procédés d'usinage et négligent les autres forces de frottement. Quant à d'autres travaux (Desruisseaux and Zerkle 1970; Rowe et al 1988) considèrent que la puissance totale absorbée en rectification est majoritairement transformée en puissance thermique. Malkin (Malkin 1989) rejoint cette approche en considérant que la quasi-totalité de l'énergie générée par la formation de copeau, par labourage et glissement est convertie en chaleur. Ceci diffère de son travail antérieur en 1974 où il estime que juste 75% de l'énergie de labourage est convertie en chaleur.

Les études précédentes montrent qu'il y a des points de vue différents sur la provenance de l'énergie thermique en rectification. Néanmoins, la majorité se rejoint sur le fait qu'une grande part de l'énergie voir même la totalité est convertie en chaleur.

c. La quantité de chaleur entrante dans la pièce : coefficient de partage

En rectification, la chaleur générées dans la zone de contact est supposée répartie entre la meule, la pièce, le fluide de refroidissement et le copeau. La **Figure 4.4** illustre une vue globale de cette partition de chaleur avec un aperçu sur les pourcentages de chaque partie évoqués dans la littérature (Brinksmeier et al 2004). La portion de l'énergie absorbée par la pièce est quantifiée par le coefficient de partition ε_w qui est le rapport entre l'énergie transmise à la pièce et l'énergie totale suivant la relation (4.3)

$$\varepsilon_w = \frac{E_{\text{pièce}}}{E_{\text{totale-de-rectification}}} \quad (4.3)$$

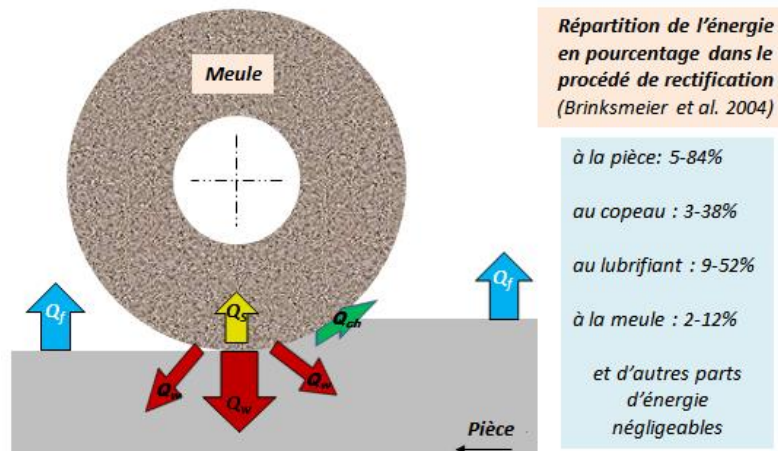


Figure 4.4 Illustration de la répartition de l'énergie à l'interface meule-pièce

Dans le cas général, il a été montré que la partition du flux de chaleur total générée pendant l'opération d'usinage dans la zone de rectification dépend de nombreux paramètres tels que la nature du matériau, la nature de l'abrasif, la spécification de la meule, les paramètres du procédé ainsi que l'efficacité du refroidissement, etc. Pour la rectification conventionnelle avec des meules classiques en oxyde d'aluminium, la quantité de chaleur entrante dans la pièce est généralement comprise entre 60% et 85% (*Malkin and Guo 2007; Sato 1961*). Cependant, pour la rectification à passe profonde avec des vitesses de travail lentes et des prises de passe élevées, est inférieur à 5% (*Malkin 1974*). En utilisant des meules CBN, le coefficient de partage est d'environ 20% en raison de la haute conductivité thermique de nitrure de bore cubique (*Guo and Malkin 1993b; Kohli et al 1995; Guo et al 1999*) et autour de 5% pour les meules CBN vitrifiées poreuses.

Comme on a pu le constater, la problématique de la partition et de transfert de chaleur en rectification n'est pas récente et elle a suscité l'intérêt de plusieurs auteurs. Par conséquent, on trouve différentes approches pour déterminer la valeur de coefficient de partage.

i Approche expérimentale

Les premiers travaux sur le coefficient de partition ϵ_w sont purement empiriques et permettent d'estimer une fourchette de valeurs pour des meules et des vitesses conventionnelles. D'autres études (*Malkin 1989; Rowe et al 1997*) ont tenté une modélisation plus globale de ce coefficient. Dans ses travaux, Malkin (*1989*) présente le coefficient ϵ_w comme étant une proportion d'énergie liée aux phénomènes d'abrasion. Il estime sur une base de mesure calorimétrique que 55 % de l'énergie liée à la coupe est transmise à la pièce et les 45 % restant s'évacuent par le copeau. Au final, le ratio est exprimé par la relation (4.4).

$$\epsilon_w = \frac{E_{\text{labourage}} + E_{\text{adhesion}} + 0.55E_{\text{copeau}}}{E_{\text{totale-de-rectification}}} = \frac{E_{\text{totale de-rectification}} - 0.45E_{\text{copeau}}}{E_{\text{totale de rectification}}} \quad (4.4)$$

Il convient de noter que le modèle de partition de l'énergie dans l'équation (4.4) ne comprend pas l'effet de la lubrification ni le transfert de chaleur par conduction à la meule. Mais bien que simplifié il présente l'avantage de donner de bonnes approximations validées par plusieurs études. Ce modèle est complété récemment par des techniques de mesure plus précises par des thermocouples (*Guo and Malkin 2000; Kim et al. 2006*) ou par mesure de rayonnement infrarouge (*Hwang et al 2003; Zarudi and Zhang 2006; Brosse et al 2008*). Des méthodes directes (*Kohli et al 1995; Rowe et al 1995*) et des méthodes inverses couplées avec des modèles analytiques (*Guo and Malkin 1993a; Guo and*

Malkin 1993b; Jen and Lavine 1995; Niliot and Callet 1998) ou avec des méthodes numériques (*Lefebvre et al 2006; Brosse et al 2008*) sont employées pour la détermination de la part de chaleur qui passe dans la pièce.

ii Approches analytiques

Des modèles théoriques sont proposés pour prédire le ratio de la partition de la chaleur. Les approches se focalisent, soit sur la totalité de la zone de contact, soit sur le contact élémentaire au niveau d'un grain.

Totalité de la zone de contact

Le modèle développé par Rowe et al. (1988) considère que la partition de l'énergie se fait sur toute la zone de contact meule-pièce. En se basant sur la théorie de la source mobile, la partie de la chaleur qui passe dans la pièce peut alors être obtenue en divisant l'expression de la température maximale calculée T_{max} de la pièce par celle de la meule en utilisant la relation (2.14). Ainsi on obtient :

$$\varepsilon_w = \frac{T_{max,w}}{T_{max,s}} = \frac{1}{1 + \left(\frac{\lambda_s \rho_s c_s}{\lambda_w \rho_w c_w} \cdot \frac{V_s}{V_w} \right)^{\frac{1}{2}}} \quad (4.5)$$

Où l'indice « s » et « w » désignent respectivement les grandeurs respectivement relatives à la meule et à la pièce.

En suivant la même démarche, Shaw (1990) a ajouté un facteur d'aire de contact pour retrouver les propriétés physicochimiques des grains abrasifs mises en jeu. Guo and Malkin (1992) ont fait de même mais en intégrant la porosité de la meule. Et, pour faire intervenir le rôle du lubrifiant dans le procédé de rectification, Guo and Malkin (2000) ont considéré que la meule et le fluide constituent un seul ensemble composite (**Figure 4.5**). L'évacuation de la chaleur générée à l'interface se fait par conduction entre les deux surfaces.

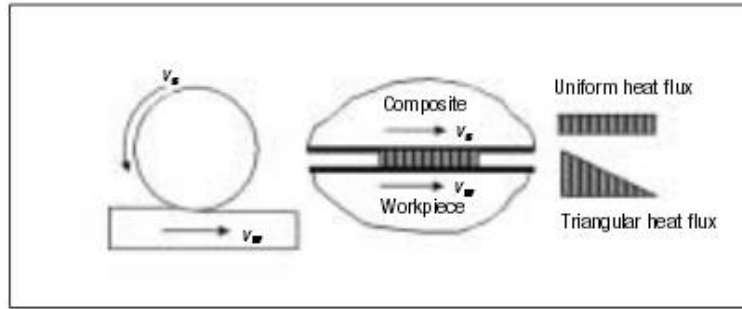


Figure 4.5 Modèle de la surface composite (meule-fluide de refroidissement)
(Guo and Malkin 2000)

L'enjeu reste de retrouver les caractéristiques $\lambda_{com}, \rho_{com}, c_{com}$ de l'ensemble composite (fluide-meule). Dans le cas d'une meule CBN à liant résinoïde, l'auteur a montré que le fluide n'a aucun effet sur le coefficient de partage car les meules résinoïdes ne sont pas poreuses. Dans ce cas le coefficient de partage estimé est de 20%. L'application de ce modèle nécessite une étude supplémentaire pour déterminer les grandeurs $\lambda_{com}, \rho_{com}, c_{com}$ qui sont difficiles à quantifier.

Contact élémentaire à grain unique

Vu la conduction élevée du nitrure de bore cubique, une analyse à l'échelle du grain a été proposée par quelques auteurs (Howes et al 1987; Rowe 1991; Guo and Malkin 1992) et l'énergie de rectification est considérée comme étant générée au niveau de l'interface du contact grain abrasif-pièce. Une partie de cette énergie de rectification est transférée par conduction sous forme de chaleur au grain, et le reste à la pièce à usiner. La **Figure 4.6** illustre le modèle considéré qui permet d'analyser la conduction de chaleur vers le grain abrasif CBN. Selon cette approche le grain est modélisé par un cône en mouvement le long de la surface de la pièce à la vitesse de la meule. On note l'absence de la lubrification dans ce modèle.

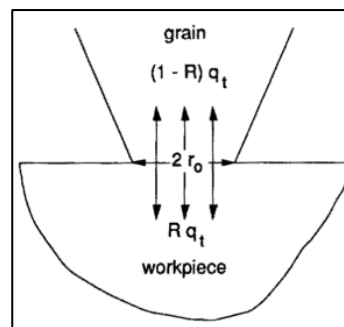


Figure 4.6 Illustration du modèle de grain unique (Rowe 1991)

L'expression du coefficient de partage (grain-pièce) est donnée par l'équation (4.6).

$$\frac{1}{\varepsilon_w} = 1 + \frac{\lambda_g}{(r_0 V_s)^2 \cdot ((\lambda_w \rho_w c_w)^{\frac{1}{2}})} \quad (4.6)$$

Où r_0 est le rayon de contact du grain avec la pièce, en tenant compte d'une éventuelle usure du grain.

D'autres modèles à l'échelle d'un grain ont été formulés (*Lavine et al 1989; Guo and Malkin 1994; Rowe et al 1996a*), ils prennent en compte l'usure du grain et la présence d'un fluide de refroidissement dans l'interface grain abrasif-pièce. L'expression du coefficient de partage est obtenue en divisant la température maximale atteinte par le grain par celle atteinte dans la pièce dans la zone de contact. Pour une distribution rectangulaire de la source de chaleur on aboutit à l'équation (4.7)

$$\varepsilon_w = \frac{1}{1 + \Omega \left(\frac{V_s}{V_w} \right)^{\frac{1}{2}}} \quad (4.7)$$

avec

$$\Omega = 0.94 \frac{\sqrt{(\lambda \rho c)_g}}{\sqrt{(\lambda \rho c)_w}} A f(\zeta) + \frac{\sqrt{(\lambda \rho c)_f}}{\sqrt{(\lambda \rho c)_w}} (1 - A) \quad (4.8)$$

et

$$f(\zeta) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} + \frac{\zeta}{1 - \exp(\zeta^2) \operatorname{erfc}(\zeta)} \quad ; \quad \zeta = \left(\frac{\gamma^2 \pi \alpha_g L_c}{2 A_0 V_s} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (4.9)$$

Les indices g , f , w désignent respectivement le grain, le fluide et la pièce, la fonction f prend en compte le fait que la section du grain est sensiblement plus large que la zone de contact grain-pièce, A est le nombre de grains actifs/mm², γ est le facteur géométrique du grain abrasif, il est généralement pris égal à 1, $A_0 = \pi r_0^2$ est la surface de contact du grain qui a subi l'usure, pour une meule CBN à liant résinoïde A_0 présente 4% de la taille globale d'un grain (*Kobli et al 1995*).

En appliquant ce modèle sur le cas de la rectification à l'huile soluble d'un acier AISI 52100 avec une meule CBN à liant résinoïde composée de grains de taille 91, (*Guo and Malkin 2000*) ont trouvé un coefficient de partage qui varie de 10 à 20 %.

Le **tableau 1.1** synthétise les travaux expérimentaux avec des meules CBN ayant abouti à des valeurs de coefficient de partage.

Référence	V_s (m/s)	V_w (mm/s)	a_p (μm)	Meule	Matériau	Lubrifiant	(%)
<i>(Rowe et al 1995; Rowe et al 1996b)</i>	30	-	10	CBN vitrifié	AISI52100	synthétique 2%	40
<i>(Guo et al 1999)</i>	-	200	5-50	CBN vitrifié	AISI52100	huile soluble	4-8.5
<i>(Kobli et al 1995)</i>	30	516	25	CBN CBN électrodéposé	AISI52100	huile soluble 5%	20
<i>(Guo and Malkin 2000)</i>	60	100	25	CBN résinoïde	AISI01	huile soluble	20
	30	125	25	CBN vitrifié	AISI52100	huile soluble	20-25
	60	100	25	CBN vitrifié	AISI52100	à sec	60
<i>(Pavel and Srinastava 2006)</i>	35.5	211	10	CBN	AISI52100	à sec	40.6

Tableau 4.1 Synthèse des travaux expérimentaux sur l'identification du coefficient de partage

d. Forme de la source

La distribution du flux de chaleur entrant dans la pièce au niveau de la zone de contact reflète la variation de l'épaisseur de copeau au cours de l'enlèvement de matière (*Rowe et al 1995*). Ce flux peut se présenter sous plusieurs formes : rectangulaire, triangulaire, parabolique, etc. Différents points de vue sont relatés à propos de ce sujet. Certains utilisent la forme rectangulaire (flux uniforme) surtout en rectification cylindrique pour les faibles profondeurs de passe afin de simplifier les calculs (*Alagumurthi et al. 2006; Malkin 1974, 1978*). D'autres auteurs l'ont modélisé triangulaire (variation linéaire dans la zone de contact) par une analyse géométrique locale (*Turbat 82, Guo 92; Malkin 1989*). Hamdi et al. (2004) aboutit à une formulation analytique montrant cette linéarité dans l'interface en considérant que le flux entrant dans la pièce est proportionnel au volume de matière enlevée par unité de temps. On trouve aussi des modélisations avec une forme

bitriangulaire (Zhang and Mahdi 1995) ou exponentielle (Jin and Stephenson 2006) dans le cas de rectification à passe profonde. Dans des études récentes (Brosse et al 2008; Li et al 2010) la forme quadratique est proposée, elle permet de généraliser les formes principales existantes : rectangulaire, triangulaire et parabolique.

La **Figure 4.7** illustre des courbes de température en surface issues de calculs analytiques (**équation (4.1)**) utilisant des flux de forme parabolique, triangulaire et rectangulaire.

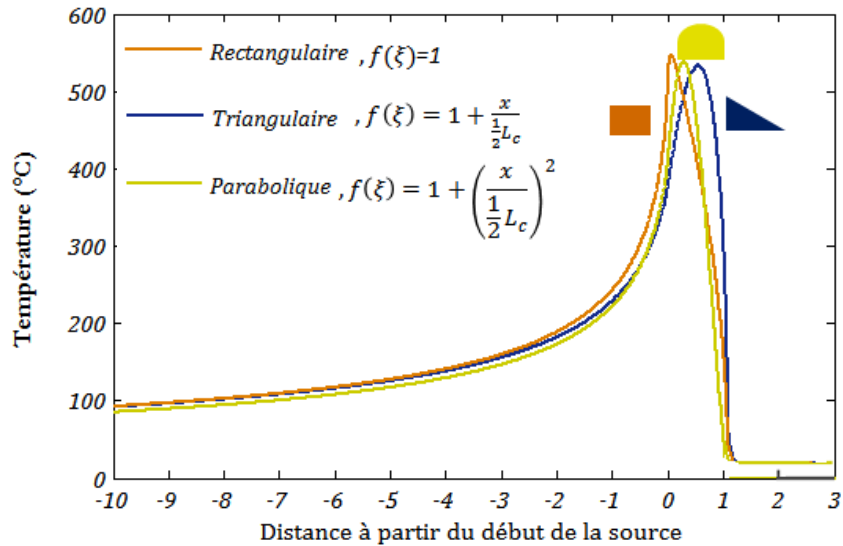


Figure 4.7 Comparaison analytique entre les profils de température issus des différentes formes de sources de chaleur

Pour chacune des courbes présentées la densité de flux thermique fournie à la pièce, la longueur de contact ainsi que la vitesse d'avance de la pièce, sont identiques et choisies respectivement à 45 W/mm², 1.08 mm et 7.27 m/mn. On constate que le pic de température est quasi inchangé entre les trois formes, la différence réside par contre dans la répartition de la température sous la source.

4.1.4 Modèles éléments finis FEM employés dans la littérature pour modéliser la rectification

Dans la littérature différents modèles EF ont été proposés, pour modéliser l'opération de rectification. On distingue la présence de deux grandes familles de modèles à deux échelles différentes : les modèles macroscopiques et les modèles microscopiques.

a. Modèles macroscopiques

A l'échelle macroscopique, les modèles considèrent les effets globaux de la meule sur la pièce sans intégrer les mécanismes d'enlèvement de matière. Selon les objectifs de la modélisation, l'action de la meule est présentée par différentes méthodes. Pour déterminer la distribution de la température dans la pièce rectifiée, le modèle le plus utilisé est celui de la source mobile basée sur la théorie de Jaeger (1942) (**Figure 4.8-(a)**) (Aguilar et al. 2005; Anderson et al. 2008; Linke et al. 2011; Zhang and Mahdi 1995,...). D'autres approches EF existent dans la littérature pour modéliser l'action purement mécanique de la meule sur la pièce. On cite, par exemple, celle de Warnecke et al. (1999) où le corps de la meule est modélisé comme un solide déformable afin de déterminer la zone de chargement et les effets des vibrations sur l'intégrité de surface (**Figure 4.8-(b)**). Dans d'autres travaux la meule est considérée comme un solide rigide (Kim et al 2000) ou modélisée par des forces concentrées aux nœuds de la surface de la pièce à rectifier (Liu et al 2002) (**Figure 4.8-(c)**). L'accès aux contraintes résiduelles générées par les déformations thermiques et/ou le chargement mécanique de la meule, les modèles EF avec couplage sont proposés. Dans ce cas de figure, il y a des travaux qui se limitent aux conséquences structurales d'origine thermique en négligeant l'action mécanique de coupe (Moulik et al 2001; Hamdi et al 2004). D'autres la prennent en compte en appliquant une pression normale et une contrainte de cisaillement constante (Yu and Lau 1999) ou variable (Mahdi and Zhang 2000) sur la longueur de contact.

La synthèse bibliographique précédente montre que les modélisations 2D sont les plus employées dans la littérature, même dans les études les plus récentes, ceci montre que les chercheurs sont encore en phase de compréhension des phénomènes complexes responsables de l'intégrité de surface en rectification avant d'envisager la modélisation 3D. Notons que la validation expérimentale des modèles n'est pas toujours confirmée (Doman et al 2009).

Par ailleurs, la modélisation par EF de la rectification cylindrique n'était pas très présente dans la littérature, on cite les travaux récents de Nguyen et al. (2011) sur la rectification en plongée pour prédire l'épaisseur de la couche écrouie. Son modèle 3D intègre la géométrie cylindrique de la pièce ainsi que les passages multiples de la meule **Figure 4.8(d)**.

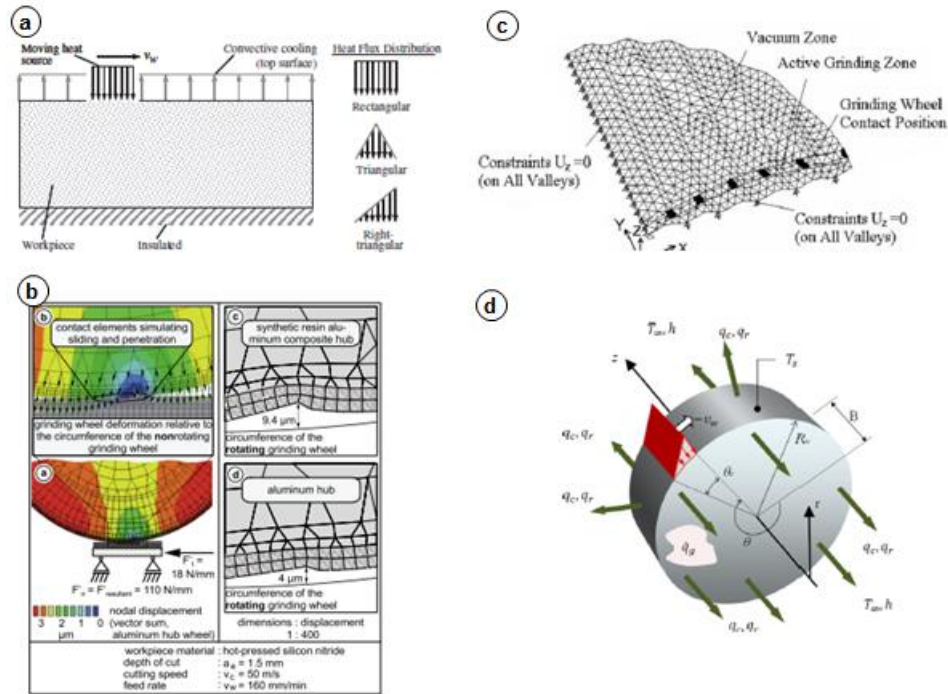


Figure 4.8 Modélisation EF macroscopiques de la rectification selon : (a) *Doman et al.* (2009), (b) *Warnecke et al.* (1999), (c) *Kim et al.* (2000), (d) *Nguyen et al.* (2011)

b. Modèles microscopiques

Contrairement aux modèles macroscopiques, dans cette approche l'interaction grain-matière est considérée. La pièce est souvent modélisée en contact avec un seul grain (*Barge 2005; Kermouche 2005*). L'action d'un grain peut aussi être modélisée par une pression locale et une contrainte de cisaillement (*Ram B et al 2003*). La simulation microscopique est l'approche la plus détaillée du procédé réel de rectification en considérant le déplacement de la matière et la formation du copeau. Mais pour obtenir une simulation réaliste, le comportement du matériau à des grandes vitesses de déformation et à haute température doit être modélisé. Notons que ce type de modèle est difficile à mettre en œuvre vu la complexité de trouver, le critère d'endommagement pour la séparation du

copeau, les lois de contacts. Ajoutons à ceci les problèmes numériques de distorsion de maillage et de temps de calcul important.

4.1.5 Bilan

De nombreux modèles EF existent dans la littérature, néanmoins chaque modèle est appliqué à un cas de rectification particulier dans des conditions de travail spécifique. L'approche globale est la plus utilisée par les chercheurs, ce choix est compréhensible au vu de la nature complexe et très chaotique de l'enlèvement de matière par abrasion à grains multiples. La majorité des modèles macroscopiques s'inspirent de la théorie de la source mobile qui nécessite plusieurs paramètres d'entrée à identifier, tous liés à la quantité d'énergie et sa distribution dans la zone de contact. Cette approche sera retenue pour notre cas d'étude et sera testée dans le cadre de ce chapitre pour prédire l'intégrité de surface de l'HSS rectifié.

4.2 Modèle de calcul par élément finis

Dans ce paragraphe la démarche de modélisation sera décrite. Dans un premier temps, les choix de la géométrie, du maillage et des conditions aux limites seront justifiés. Puis le chargement thermique sera quantifié en se basant sur des modèles de la littérature. Une formulation analytique fonction des efforts résultant de l'action de la meule sur la pièce et des paramètres du procédé de rectification cylindrique est proposée. Enfin, la rectification cylindrique est simulée par EF en déplaçant ce chargement sur la surface d'un massif représentatif du matériau rectifié.

4.2.1 Géométrie et maillage

Le modèle a pour objectif la prédiction de l'intégrité de surface en termes de température et contraintes résiduelles résultantes d'une opération de rectification extérieure longitudinale de finition (**Figure 4.9**).

Tel qu'indiqué précédemment, la méthode choisie ne tient pas compte des mécanismes d'enlèvement de matière et ne modélise pas l'outil de coupe. La répartition du flux est supposée uniforme sur la largeur active de la meule (direction de l'avance), de plus les efforts dans la direction axiale sont faibles (Chapitre 3) d'où le choix d'un modèle bidimensionnel développé en déformation plane. La pièce usinée considérée est un cylindre et les conditions de coupe restent

constantes au cours du procédé. Pour diminuer le temps de calcul, les simulations seront faites sur un morceau du cylindre car le régime stationnaire est très vite atteint (**Figure 4.9**).

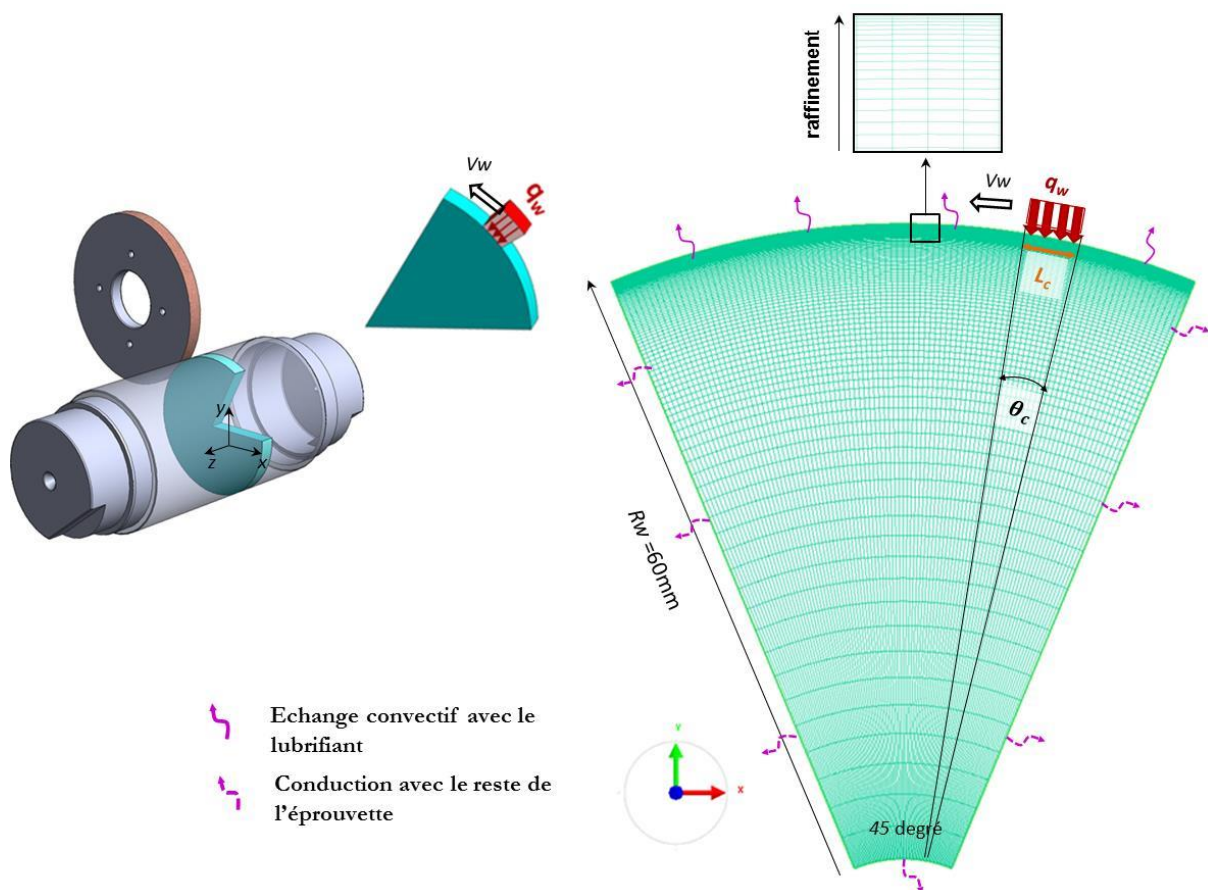


Figure 4.9 Modèle éléments finis : paramètres géométriques, maillage et conditions aux limites

Ainsi, le modèle géométrique développé, représente le huitième d'un anneau de diamètre 120 mm avec un maillage quadrilatéral régulier. La taille des mailles est constante dans la direction de l'avance de la source et un raffinement sous la surface rectifiée est fait afin de modéliser au mieux les phénomènes en sous couche. Les plus petits éléments proches de la surface rectifiée font $50 \times 3 \mu\text{m}$ et les plus grands à cœur du matériau font $50 \times 500 \mu\text{m}$.

4.2.2 Caractéristiques du matériau de l'étude

Pour un calcul thermomécanique, la définition des caractéristiques physico-chimiques et des caractéristiques mécaniques thermo-dépendantes sont indispensables.

Les paramètres nécessaires pour le calcul thermique sont reportés sur le **Tableau 4.2**.

Masse volumique ρ_w (Kg/mm ³)		Capacité calorifique c_w (J/kg.K)	
100°C	7700	25°C	447
300°C	7620	300°C	546

Conductivité thermique λ_w (W/m.K)		Dilatation thermique γ_w (10 ⁻⁶ m/m.K)	
25°C	15.8	100°C	11.2
700°C	29.1	700°C	13.1

Tableau 4.2 Propriétés physico-chimiques thermo-dépendantes du matériau HSS

D'un point de vue mécanique, l'HSS est un matériau récent, il n'existe pas de lois de comportement mécanique qui le caractérise. Cependant le centre de recherche ÅKERS de Liège a fourni quelques données permettant d'attribuer à ce matériau une loi thermo-élasto-plastique avec écrouissage isotrope où la pente d'écrouissage dépend de la température comme le montre la **Figure 4.10**.

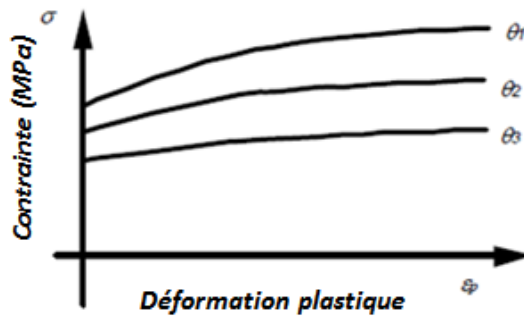


Figure 4.10 Variation de la pente d'écrouissage en fonction de la température (*Systus 2011*)

Les principales caractéristiques mécaniques thermo-dépendantes sont résumées dans le **Tableau 4.3**.

Module de Young E (GPa)		Limite élastique σ_e (MPa)	
200°C	186	200°C	1500
600°C	127	600°C	485

Allongement A %		Charge à la rupture R_m (MPa)	
200°C	0.74	200°C	1666
600°C	2.1	600°C	648

Tableau 4.3 Propriétés mécaniques du matériau HSS en fonction de la température

4.2.3 Conditions initiales, conditions aux limites initiales

Tous les problèmes d'analyse par EF sont définis en termes de condition initiale et de condition aux limites. La température initiale est la température ambiante soit $T(t = 0s) = 20^\circ\text{C}$ pour tous les nœuds du modèle géométrique (**Figure 4.9**).

Les conditions aux limites se résument aux échanges thermiques par convection du massif avec le milieu extérieur. L'échange de chaleur par convection avec le lubrifiant est pris en compte par le coefficient de convection appliqué sur la surface supérieure (**Figure 4.9**). Le choix de ce coefficient sera évoqué dans la suite. Par ailleurs, les deux côtés du massif doivent être considérés en contact avec le reste de la pièce. Les échanges thermiques par conduction avec la pièce sont pris en compte en appliquant un coefficient de convection équivalent réglé à $25 \cdot 10^3 \text{ W} \cdot \text{mm}^{-2}$, supposé similaire à la conduction qu'il y aurait eu si toute la pièce avait été modélisée.

4.2.4 Chargement thermique à l'interface meule-pièce

Dans le cadre de l'approche macroscopique adoptée, le chargement se résume à l'action de la meule sur la pièce. Il a été démontré (*Taylor and Quinney 1934*) que jusqu'à 10% de l'énergie dépensée par la déformation plastique n'est pas convertie en chaleur. Cette part est considérée faible dans le cas de la rectification et elle est encore plus faible dans le cas de l'usinage à fortes déformations (1 à 3 %). Ainsi, dans ce modèle, l'hypothèse soutenue dans la littérature par la majorité des chercheurs à savoir que la puissance totale absorbée en rectification est supposée transformée en chaleur (*Malkin 1974; Kobli et al 1995; Hamdi 2000; Brosse et al 2009*).

La puissance totale générée au cours du procédé de rectification est déterminée par le produit scalaire des efforts par la vitesse de coupe. Le produit de l'effort axial par la vitesse d'avance axiale, est négligeable dans l'expression de la puissance totale de rectification puisque est de 10^3 à 10^5 fois plus faible que la vitesse de la meule. De plus, on a montré, dans le cadre de cette étude, que l'effort tangentiel axial est négligeable. Ainsi, il convient d'écrire que la puissance générée en rectification est le produit de l'effort tangentiel par la vitesse de coupe \vec{V}_c , qui est la vitesse de glissement de la meule par rapport à la pièce $V_{gl}(S/W)$ (4.10). Ainsi, le flux de chaleur est directement lié à cette vitesse.

$$P_T = \vec{F}_T \cdot \vec{V}_c = P_{ther} \quad (4.10)$$

$$P_{ther} = \iint_{S_c} q_T ds \quad (4.11)$$

Par conséquent, le flux de chaleur produit dans la zone de contact meule pièce s'écrit :

$$dP_{ther}(M) = q_T ds = \vec{f}_T \cdot \vec{V}_c \quad (4.12)$$

où q_T est la densité de flux thermique totale générée par l'action de la meule sur la pièce, f_T est la densité surfacique de l'effort tangentiel en tout point de la surface de contact meule-pièce et ds est la surface élémentaire de contact autour du point M, elle est donnée d'après la **Figure 4.11** par la relation (4.13)

$$ds = \frac{1}{2} D_s d\beta_s dz \quad , \quad \beta_s = \pi - \theta_s \quad (4.13)$$

Ce qui donne une surface de contact :

$$S_c = \frac{1}{2} D_s \cdot \beta_s \cdot b = L_c \cdot b \quad (4.14)$$

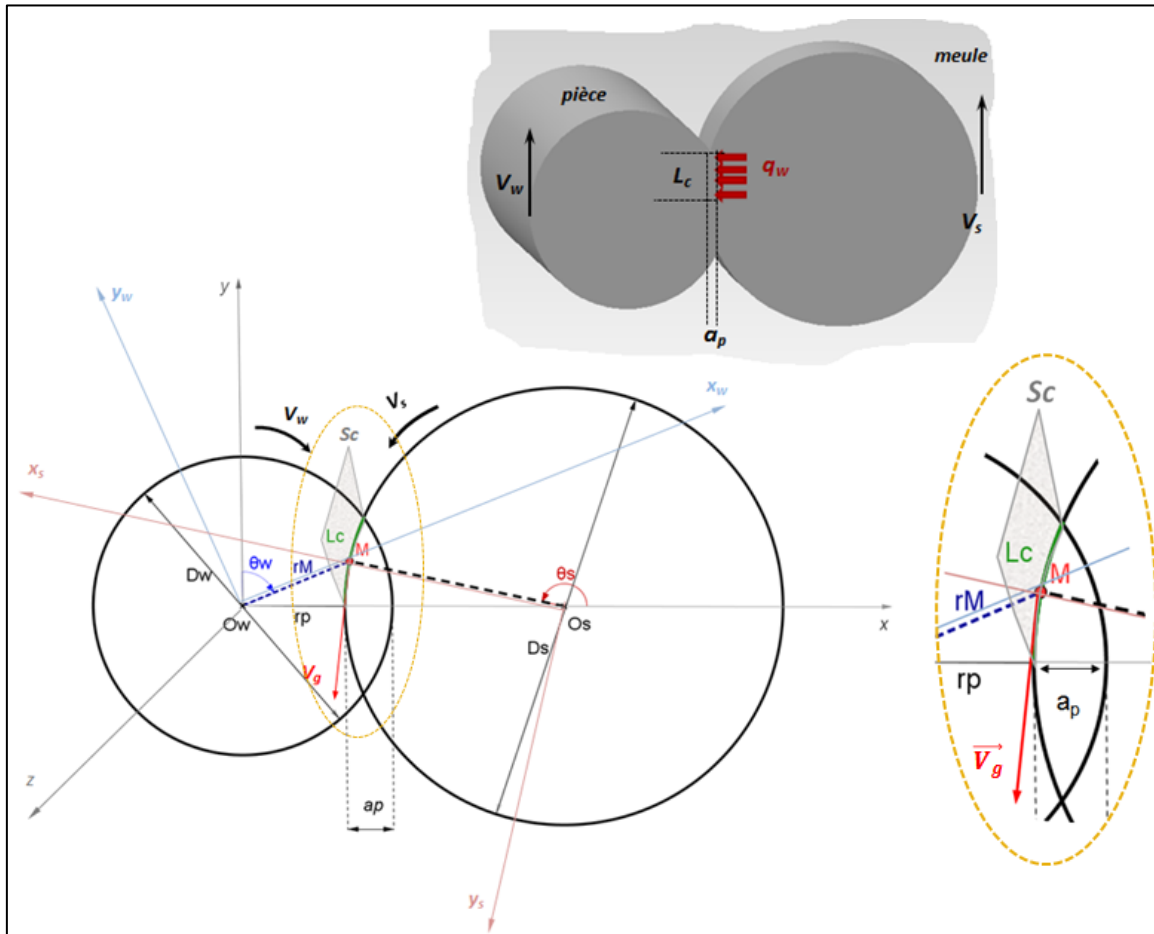


Figure 4.11 Paramétrage géométrique nécessaire pour le calcul du chargement équivalent

La vitesse de la meule par rapport à la pièce, $V_{gl}(S/W)$ peut être exprimée en fonction des paramètres cinématiques et géométriques.

$R = (O_w, \vec{x}, \vec{y}, \vec{z})$ le référentiel d'observation supposé fixe et soient $R_s = (O_s, \vec{x}_s, \vec{y}_s, \vec{z}_s)$ et $R_w = (O_w, \vec{x}_w, \vec{y}_w, \vec{z}_w)$ les repères liés respectivement à la meule et à la pièce. La **Figure 4.11** représente le paramétrage de tout point M appartenant à la surface de contact meule-pièce S_c . Celle-ci est définie par la largeur active de la meule b et la longueur de contact L_c entre la meule et la pièce.

En se référant à la théorie de la mécanique des solides indéformables, il existe entre ces deux solides en contact au moins un point M_s de la meule en coïncidence avec un point M_w de la pièce. On appelle alors par définition vitesse de glissement de la meule sur la pièce en M à l'instant t la vitesse définie par l'expression (4.15)

$$\vec{V}_{gl}(S/W) = \vec{V}(M_s \in S/R) - \vec{V}(M_w \in W/R) \quad (4.15)$$

Si on suppose que l'on peut toujours définir un plan tangent commun à la meule et à la pièce alors la vitesse de glissement appartient forcément à ce plan définie par la surface de contact S_c , puisque la meule ne s'enfonce pas dans la pièce et que l'on fait l'hypothèse que le contact entre les deux solides est maintenu.

Finalement la vitesse de glissement en fonction de la position angulaire du point M dans la surface de contact est :

$$\begin{aligned} \vec{V}_{gl}(S/W) = & \left[-\frac{D_s}{2} \sin \theta_s \left(\frac{\pi N_s}{30} + \frac{\pi N_w}{30} \right) \right] \vec{x} \\ & + \frac{D_s}{2} \left[\frac{\pi N_s}{30} \cos \theta_s + \frac{\pi N_w}{30} \sin \theta_s \operatorname{tg} \theta_w \right] \vec{y} + \underset{\approx 0}{V_z} \vec{z} \end{aligned} \quad (4.16)$$

En supposant que l'effort tangentiel est uniformément réparti sur la surface de contact S_c , on obtient au final l'expression (4.18) de la densité de flux thermique entrant dans la pièce.

$$\mathbf{q}_w = \varepsilon_w \mathbf{q}_t \quad (4.17)$$

Avec q_T est la densité de flux thermique total et ε_w est le coefficient de partage.

$$q_w = \varepsilon_w \frac{F_T}{L_c f_z} \left(\left[\frac{D_s}{2} \sin \theta_s \left(\frac{\pi N_s}{30} + \frac{\pi N_w}{30} \right) \right]^2 + \frac{D_s^2}{2} \left[\frac{\pi N_s}{30} \cos \theta_s + \frac{\pi N_w}{30} \sin \theta_s \operatorname{tg} \theta_w \right]^2 \right)^{\frac{1}{2}} \quad (4.18)$$

4.2.5 Coefficient de partage

Les coefficients de partage selon différents modèles analytiques appliqués au présent cas d'étude sont représentés sur la **Figure 4.12** pour différentes vitesses de la meule ($L_c=0.72\text{mm}$, $r_0=9\mu\text{m}$).

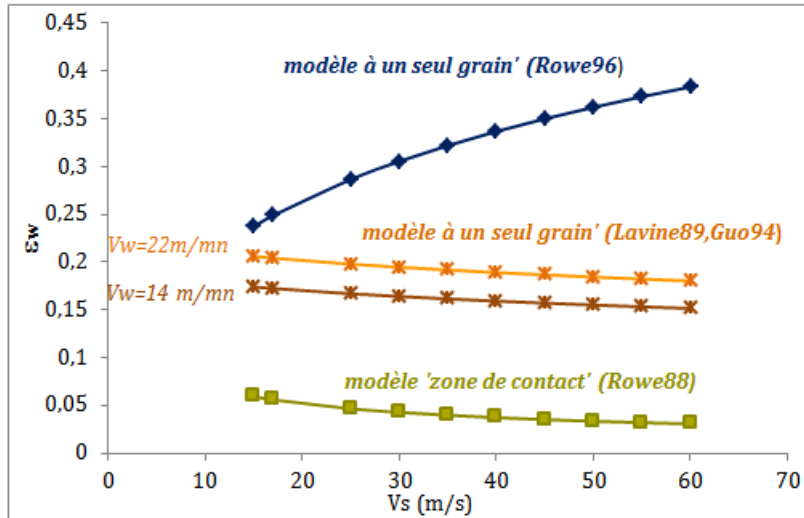


Figure 4.12 Coefficient de partage calculé selon les modèles analytiques de la littérature

On remarque que les valeurs données par les modèles à un seul grain sont plus proches de celles trouvées expérimentalement dans la littérature car ils mettent en avant la description phénoménologique du procédé de rectification. Le modèle de Rowe et al. (1996) donne des valeurs assez élevées car il décrit la rectification à sec.

En se basant sur ces travaux le coefficient de partage ϵ_w sera supposé égal à 20 % dans ce qui va suivre.

4.3 Calcul thermique

La **Figure 4.4** illustre le diagramme schématique du transfert de chaleur durant la rectification. Celui-ci peut être résolu de façon générale à partir de l'équation de la chaleur donnée par l'expression (4.19)

$$\rho_w \cdot c_w \frac{\partial T}{\partial t}(x, t) = \lambda_w \Delta T(x, t) + Q_i \quad (4.19)$$

Où ρ_w est la masse volumique du matériau, λ_w sa conductivité thermique, c_w sa chaleur spécifique, Q_i une éventuelle production volumique de chaleur (W/m^3) et T le champ de température recherché. Pour nos calculs, on prend en compte la variation de la température en fonction du temps. Pour cela, il faut résoudre l'équation en régime transitoire. Par ailleurs, pour appliquer cette relation à notre cas de rectification, il convient de se placer dans le plan (x, y) .

On suppose l'absence de source de chaleur interne soit $Q_i = 0$, on obtient ainsi la relation (4.20).

$$\rho_w \cdot c_w \frac{\partial T}{\partial t} = \lambda_w \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} \right) \quad (4.20)$$

En plus dans notre cas, les caractéristiques thermo-physiques du matériau (λ_w, ρ_w, c_w) dépendent de la température. On est alors en face d'un problème transitoire non linéaire, l'équation (4.20) doit être résolue à chaque instant par une méthode itérative.

4.3.1 Etude de sensibilité

Des simulations avec des cas test ont permis en premier lieu de tester la sensibilité de la solution au maillage ainsi qu'au coefficient de transfert de chaleur par convection h_{eq} .

Une fois ces deux paramètres étudiés, l'influence des différents paramètres du procédé sur la distribution de la température dans la zone de rectification est investie et comparée à la température maximale déterminée à partir du modèle de Jaeger.

Le **Tableau 4.4** récapitule les paramètres de simulations, réalisées pour étudier les sensibilités aux maillages.

Densité de flux q_w	129 W/mm ²
Vitesse de la source V_w	22 m/mn
Longueur de contact L_c	1.08 mm
Procédure de résolution	transitoire thermique non linéaire

Tableau 4.4 Paramètres d'entrée du calcul thermique pour l'étude de la sensibilité du maillage

Le pas de temps est choisi pour assurer un chargement continu lors de déplacement de la source sur la surface. Cet intervalle de temps est équivalent au pas du temps transitoire et évalué tel que :

$$\text{Pas du temps de calcul} = \frac{\text{taille element}}{V_w} \quad (4.21)$$

a. Sensibilité au maillage

Trois maillages différents ont été testés. Comme le montre la **Figure 4.13**, la taille de la maille a une influence remarquable sur la répartition de la température au niveau de la surface rectifiée surtout au voisinage de la source de chaleur. L'étude de sensibilité montre une stabilisation de la répartition de la température à partir de la taille de 100 μm . Cette taille est prise en compte en vue de diminuer les temps de calcul.

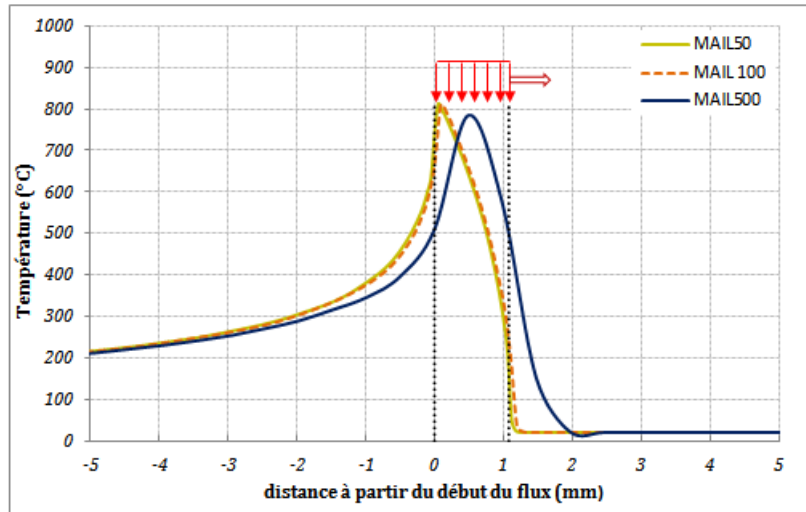


Figure 4.13 Sensibilité de la distribution de la température au maillage

b. Sensibilité de la température au coefficient de convection h_{eq}

Le coefficient de convection est très lié aux conditions d'usinage, au type de meule et à la nature du lubrifiant (*Jin and Stephenson 2008*). Pour l'huile entière, il est acquis que les valeurs typiques du coefficient de convection en régime forcé varient sur une gamme de 60 à 2000 $\text{W}/\text{m}^2\cdot\text{K}$. En rectification avec lubrification, des valeurs de coefficient de transfert par convection sont communément utilisées. Lorsque le liquide de refroidissement est l'huile entière, le coefficient de convection assumé est de l'ordre de $2.7 \cdot 10^3 \text{ W}/\text{m}^2\cdot\text{K}$ et s'il s'agit d'un fluide de coupe aqueux le coefficient assumé est $6.7 \cdot 10^3 \text{ W}/\text{m}^2\cdot\text{K}$ (*Lin et al 2008*). Toutefois les auteurs notent qu'il existe une incertitude évidente dans les estimations de ce coefficient.

Dans la littérature plusieurs travaux se sont intéressés à déterminer ce coefficient dans le cas de la rectification avec des super abrasifs à sec et avec lubrification. En se basant sur une étude thermo-hydrodynamique, *Jin and Stephenson (2008)* ont déterminé le coefficient de convection dans le cas

de la rectification avec lubrification à l'huile entière d'un acier avec des meules CBN pour différentes vitesses de la meule. On note que pour une vitesse $V_s = 50\text{m/s}$, la valeur déterminée par une méthode mixte thermique et hydrodynamique est de l'ordre de $7.14 \times 10^4 \pm 20\% \text{ W}\cdot\text{m}^{-2}\cdot\text{K}^{-1}$. Les auteurs Kholi et al. (1995) ont mené une étude expérimentale où ils ont fait une série des mesures de températures par thermocouples lors des essais de rectification d'un acier traité AISI 52100 en utilisant une meule vitrifiée à vitesse $V_s=38\text{m/s}$ la prise de passe est de $25\mu\text{m}$, le mode de lubrification n'était pas précisé. Les résultats expérimentaux ont été confrontés au modèle analytique de calcul de la température de rectification (modèle de Jaeger (1942)). Le coefficient de convection déterminé par calage est de l'ordre de $10^4 \text{ W}/\text{m}^2\cdot\text{K}$.

Des travaux récents de Schen et al. (2011) basés sur la méthode de différences finis et la détermination expérimentale des profils de température, ont évoqué le transfert de chaleur par convection au niveau de la surface d'un acier ductile rectifiée ($a_p=10\mu\text{m}$) par une meule CBN vitrifiée ($V_s=30\text{m/s}$). La densité de flux de chaleur est estimée à $40 \text{ W}/\text{mm}^2$. Deux modes de lubrification ont été explorés à l'huile entière en lubrification MQL et avec une solution synthétique en mode arrosé. L'hypothèse d'une variation linéaire du coefficient de transfert de chaleur par convection est prise en compte dans la zone de contact meule-pièce. h_{eq} est estimée à $4.2 \times 10^5 \text{ W}/\text{m}^2\cdot\text{K}$ pour la rectification bien arrosée et $2.5 \times 10^4 \text{ W}/\text{m}^2\cdot\text{K}$ pour la lubrification MQL.

En résumé, ces différents travaux montrent qu'ils existent différentes méthodes de détermination du coefficient de convection en rectification sous lubrification. Pour une meule en super abrasif CBN menée à une vitesse moyenne de l'ordre de 30 m/s à 50 m/s lubrifiée à l'huile entière, le coefficient de transfert par convection varie entre 10^3 et $7 \times 10^4 \text{ W}/\text{m}^2\cdot\text{K}$.

Cette gamme de variation a été prise en compte pour étudier la sensibilité du profil de température vis-à-vis de ce coefficient. Les résultats sont reportés sur la **Figure 4.14**.

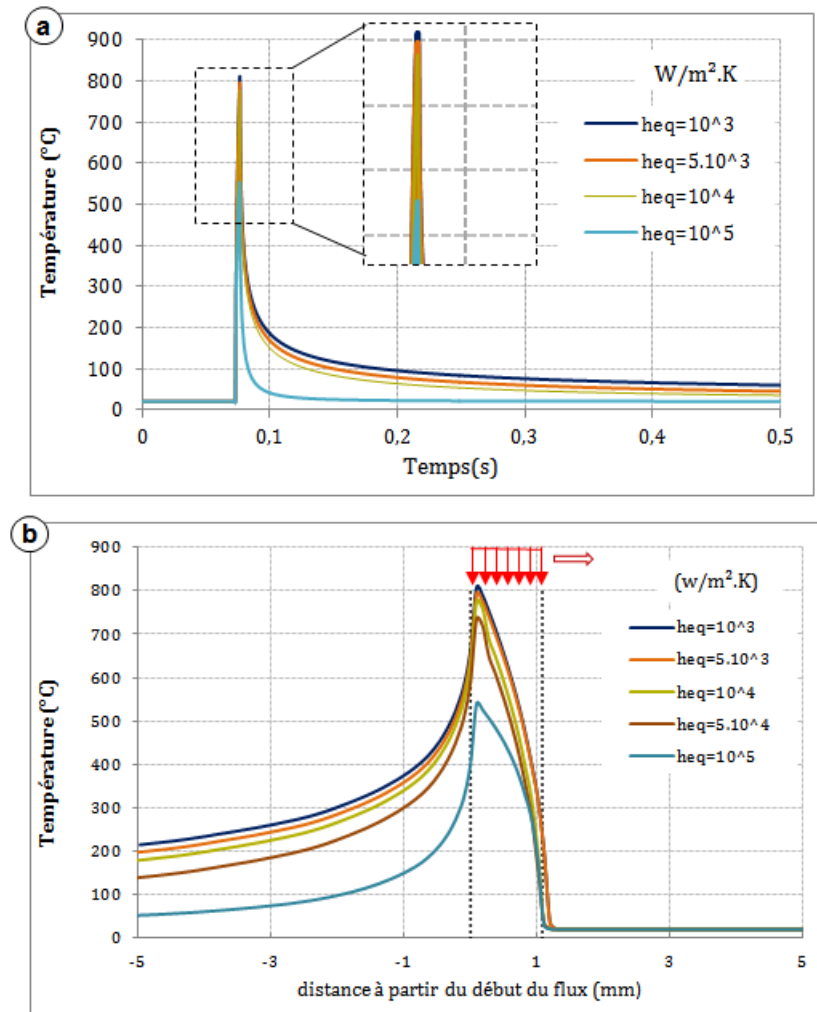


Figure 4.14 Sensibilité de la distribution de la température de surface au coefficient de transfert par convection h_{eq} : (a) histoire thermique en un nœud de la surface, (b) distribution de la température à la surface rectifiée

On remarque que dans la gamme de 10^3 à $5 \cdot 10^4$ le niveau de température maximal atteint en surface ainsi que la cinétique de refroidissement sont peu sensibles au coefficient de convection. Ceci est valable avant la source et sous la source c'est-à-dire dans la zone de contact. Mais l'écart devient très important à partir de la valeur de 10^5 $W/m^2.K$.

On a choisi de travailler avec une gamme qui est relatée dans la littérature et à laquelle on a une sensibilité faible. La valeur choisie pour cette étude est 10^4 $W/m^2.K$.

4.3.2 Température de rectification

L'apport de chaleur à l'intérieur de la zone de contact abrasifs-pièce (zone de rectification) se traduira par une élévation locale de la température (**Figure 4.15**). Une telle élévation excessive de la température peut être à l'origine des dommages thermiques de la surface rectifiée (Snoeys et al 1978). Pour étudier les contraintes résiduelles d'origine thermique, le champ de température induit par rectification doit être étudié soigneusement par rapport aux conditions de rectification.

Un historique de la température de surface dans des conditions spécifiées et sa variation selon la profondeur sont présentés sur la **Figure 4.15**. Les champs de température calculés pendant la rectification (i.e. chauffage) à un instant de temps donné ($t=0.19$ s) en fonction de la profondeur z (mm) sont représentés pour les paramètres q_w , L_c et V_w indiquées sur la **Figure 4.15**. On a choisi de présenter un test dans les conditions les plus sévères en termes de génération de chaleurs.

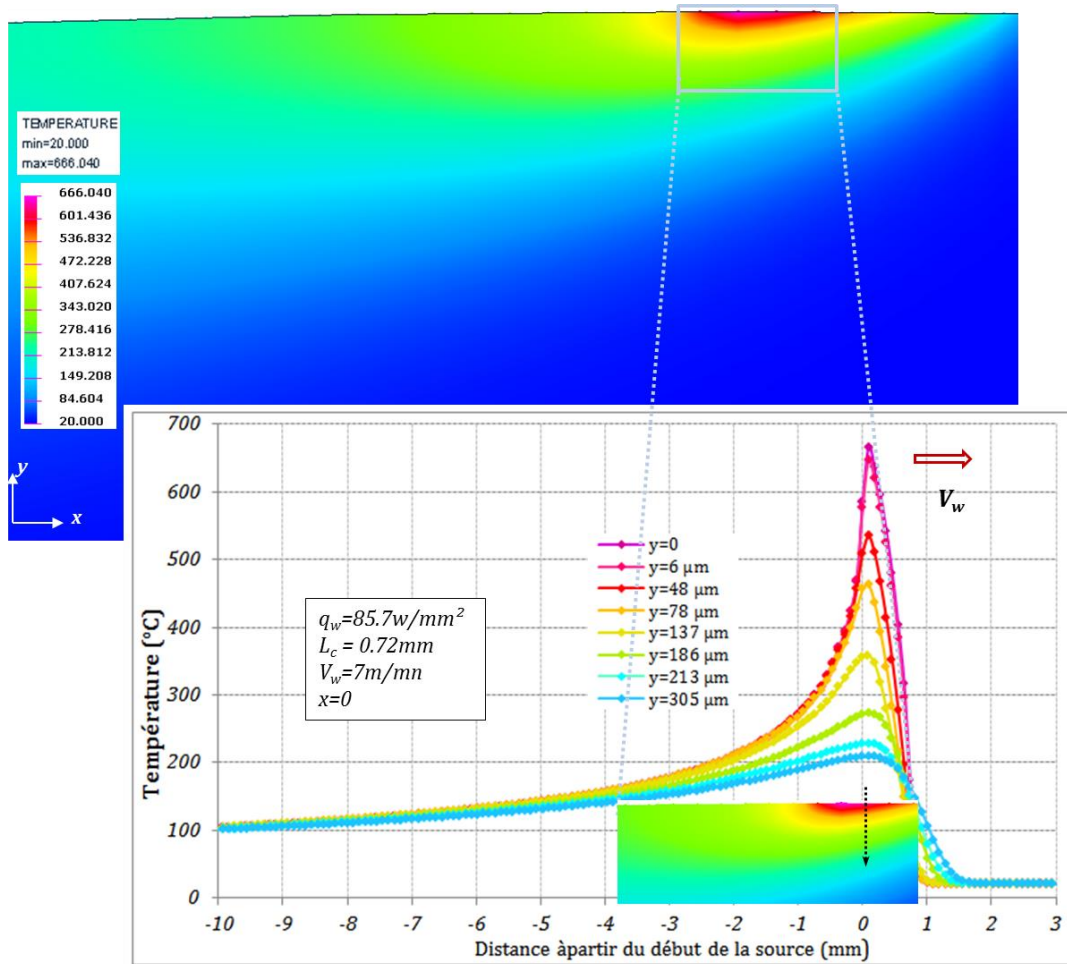


Figure 4.15 Distribution de température à différentes profondeurs de la source de chaleur

A partir des valeurs des pics de température, il est constaté que la température est loin d'atteindre ou de dépasser A_{c1} (750°C) pour le matériau HSS. En revanche, elle est dans la plage des températures de revenu secondaire subi par le matériau pendant la phase de traitements thermiques (Gaspard *et al* 2004). Cependant, on note une vitesse de refroidissement élevée se traduit par la présence d'un fort gradient de température accumulé sur une faible profondeur ($\approx 250\ \mu\text{m}$).

4.3.3 Comparaison avec le modèle analytique de Jaeger

A l'aide d'une intégration numérique basée sur la méthode récurrente de Simpson sous le logiciel Matlab[®], on a pu évaluer une valeur approchée de l'intégrale donnée par l'équation (4.1). Ainsi le champ de température est calculé à différentes profondeurs dans les mêmes conditions de rectifications simulées précédemment ($q_w=85.7\text{w}/\text{mm}^2$, $L_c=0.72\text{mm}$, $V_w=7\text{m}/\text{mn}$). La **Figure 4.16** présente la distribution du champ de température calculée à différentes profondeurs z de la surface rectifiée.

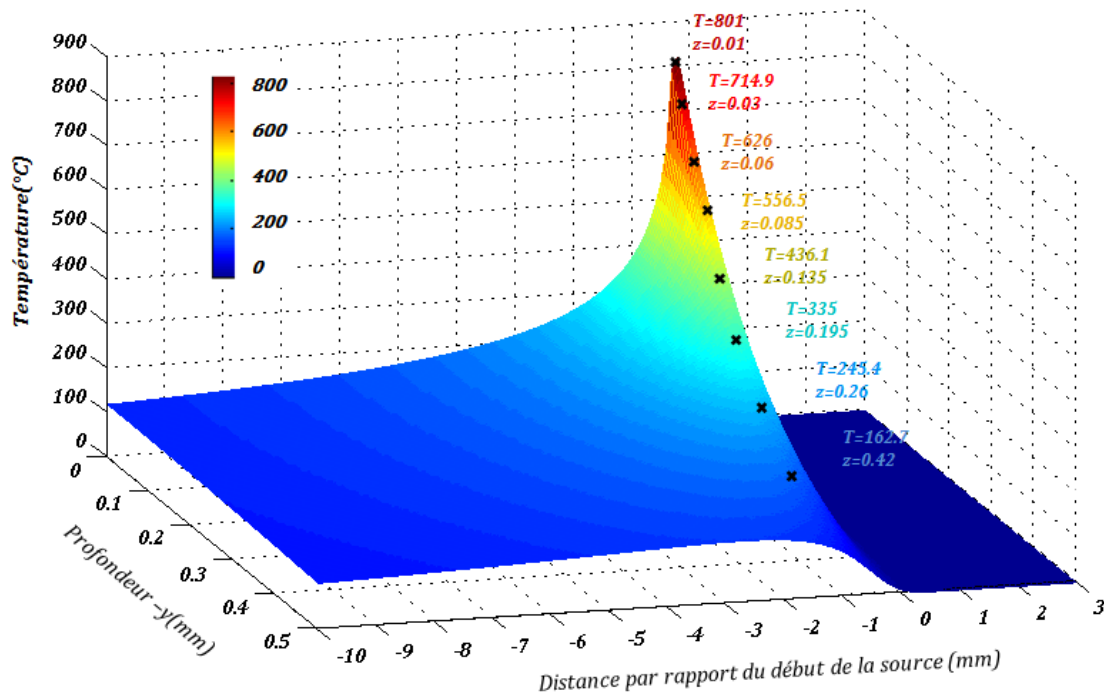


Figure 4.16 Distribution de la température calculée analytiquement sur la longueur de contact et en profondeur

Pour comparer les résultats numériques et analytiques, on confronte les courbes de température pour deux profondeurs différentes (**Figure 4.17**). On constate une différence essentiellement aux niveaux des valeurs maximales atteintes. En effet, le modèle analytique surestime la température maximale atteinte en surface. Ceci peut s'expliquer par les hypothèses simplificatrices de non prise en compte de l'échange par convection et de l'usage des caractéristiques physicochimiques non dépendantes de la température.

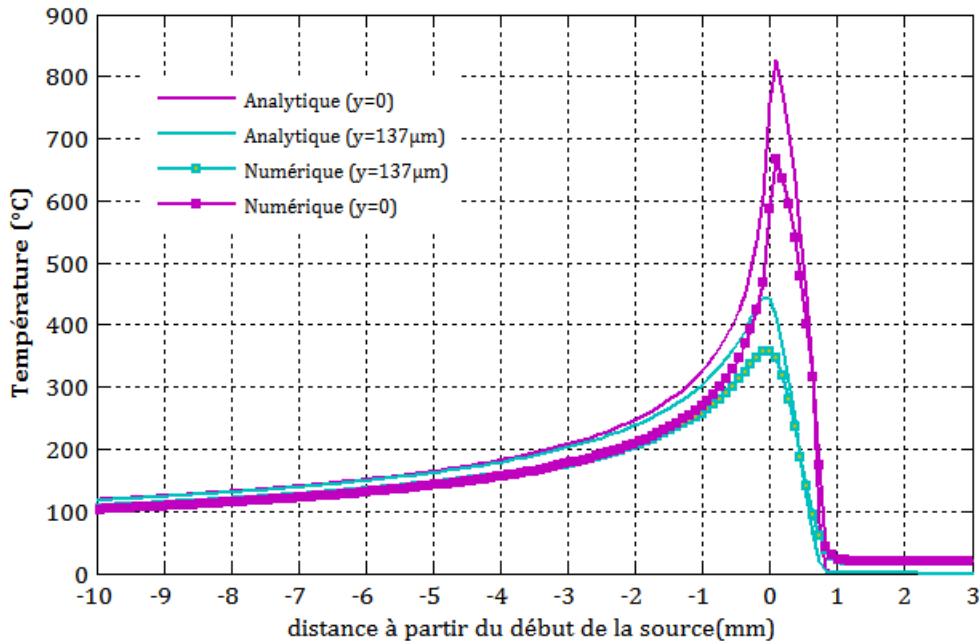


Figure 4.17 Comparaison entre le profil de température analytique et numérique

4.3.4 Influence des paramètres de la source de chaleur

a. Effet de la vitesse de la pièce

La figure décrit la distribution de la température en profondeur de la pièce pour différentes vitesses de la source. A densité de flux égale $q_w=85.7 \text{ W/mm}^2$, et une longueur de contact constante $L_c=0.72 \text{ mm}$ la température maximale de rectification T_{max} est d'autant plus élevée que la vitesse de déplacement de la source est faible. On note aussi que le gradient de température en sous surface est d'autant plus important que la vitesse est grande. En effet, une grande vitesse V_w raccourcit la durée de contact et, de ce fait, diminue la quantité de chaleur emmagasinée dans la pièce, qui est évacuée plus rapidement lors du refroidissement (**Figure 4.18**).

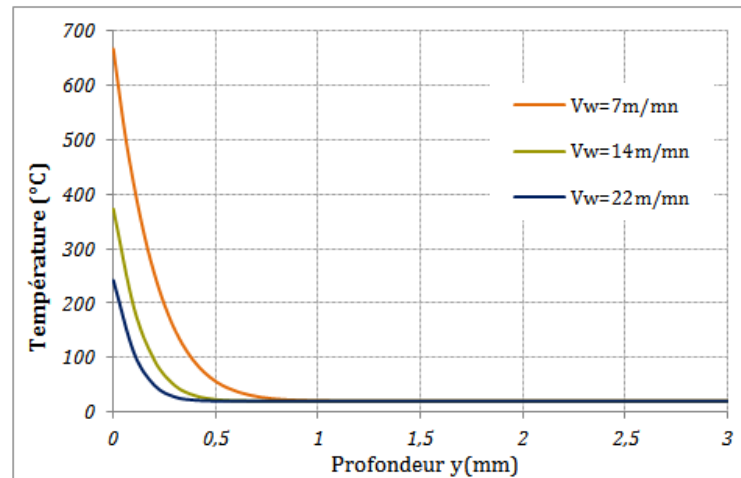


Figure 4.18 Variation de la température en profondeur en fonction de la vitesse d'avance de la source

Une comparaison avec la solution analytique de Blok (1955) montre un bon accord avec les simulations (Figure 4.19).

L'expression de la température maximale donnée par Blok (1955) est donnée par l'équation :

$$T_{\max} = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \frac{q_w}{\sqrt{\lambda_w \rho_w c_w}} \sqrt{\frac{L_c}{V_w}} \quad (4.22)$$

La différence peut être attribuée à l'échange de chaleur par convection, ainsi qu'à la dépendance des paramètres thermo-physiques qui dépendent de la température dans le modèle EF alors que ce n'est pas le cas dans le modèle de Blok.

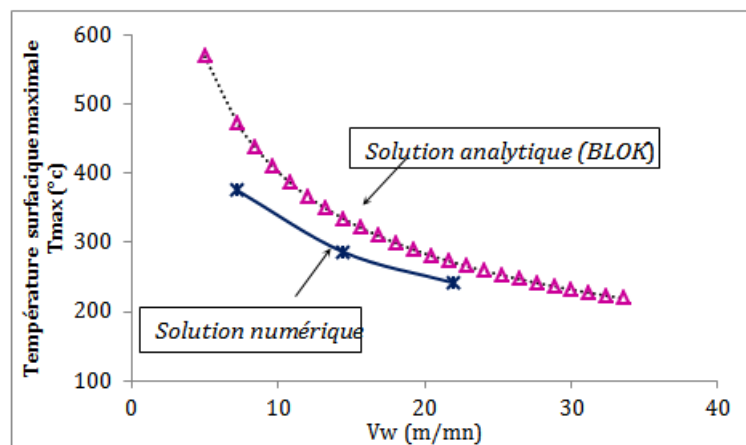


Figure 4.19 Effet de la vitesse de la source V_w sur la température maximale de surface

b. Effet de la longueur de contact

Pour une densité de flux et une vitesse d'avance données ($q_w = 85.7 \text{ W/mm}^2$, $V_w = 7 \text{ m/mn}$), plus la longueur de contact est importante plus la température en surface et en profondeur est élevée. Ceci est évident car la puissance injectée croît avec l'augmentation de la longueur de contact. De plus si la longueur de contact augmente, pour une même vitesse d'avance, le temps d'exposition de la pièce à la source de chaleur est important.

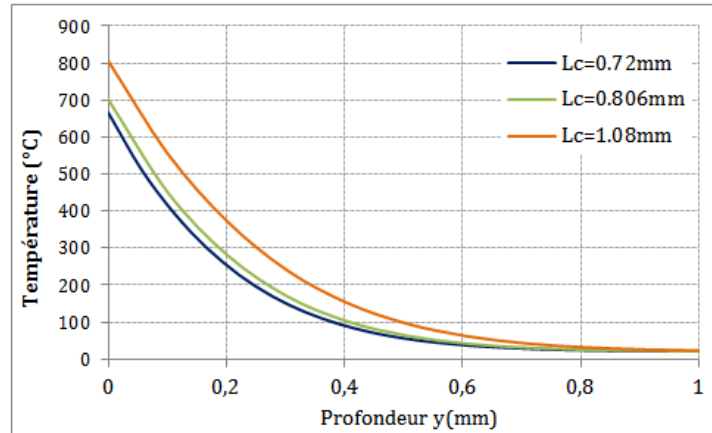


Figure 4.20 Influence de la longueur de contact sur le gradient de la température en sous-couche

c. Effet de l'intensité de la source

L'intensité de la source est principalement liée à la vitesse de coupe et à l'effort tangentiel résultant. Pour un taux d'enlèvement de matière constant $Z_w = 19.6 \text{ mm}^3/\text{s}$, on constate que l'effet de la vitesse de la meule V_S n'est pas très influent sur les niveaux de température atteints en surface ainsi que sur sa distribution en profondeur en comparaison avec l'effet de la vitesse de la pièce V_w (**Figure 4.21**).

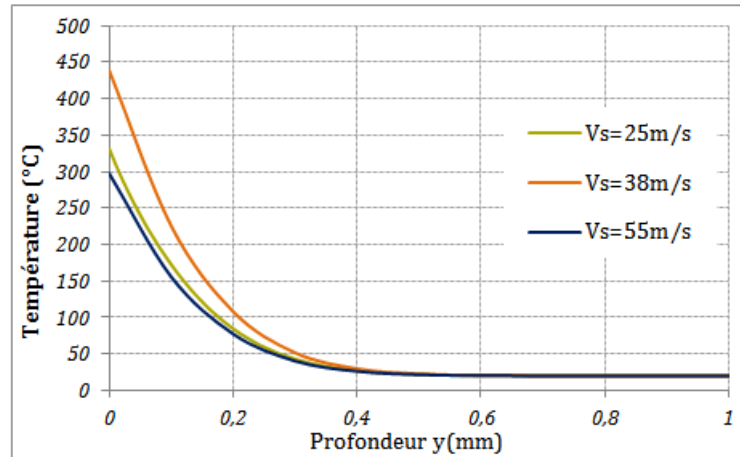


Figure 4.21 Effet de la vitesse de la meule sur l'évolution de la température en sous-couche

Ceci est expliqué par les deux effets opposés de la vitesse de la meule dans le procédé de rectification. D'un côté, comme on l'a déjà constaté dans le chapitre précédent, avec une augmentation de la vitesse de la meule le frottement diminue, et il y a aussi moins de temps pour que la chaleur pénètre dans la pièce, mais, d'un autre côté, l'énergie spécifique sera plus importante en raison d'une épaisseur de copeau plus faible (**Figure 4.22**). Ces deux effets opposés ont une influence sur l'intégrité de surface des pièces rectifiées, et dans le cas de la rectification sous lubrification. Contrairement à la rectification à sec, le lubrifiant adoucit l'effet de l'augmentation l'énergie spécifique en fonction de la vitesse de la meule et le rend parfois moins dominant ce qui conduit à une légère diminution de la température au niveau de la zone de contact.

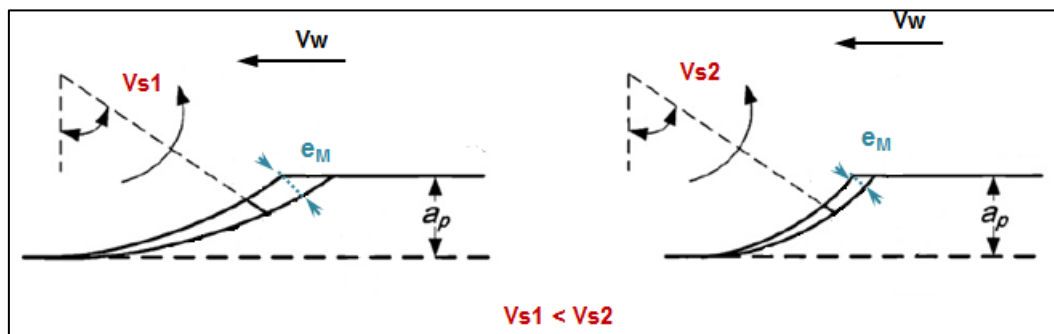


Figure 4.22 Illustration de la variation de l'épaisseur de copeau en fonction de la vitesse de rotation de la meule

On a remarqué qu'en faisant varier les paramètres opératoires de rectification dans la plage d'étude, les températures maximales de rectification n'atteignent pas A_{c1} ; température de début

d'austénisation de l'HSS en phase martensitique. Par conséquent, dans ce qui suit les transformations métallurgiques ne seront pas simulées.

4.4 Calcul mécanique

4.4.1 Modèle

La modélisation des contraintes résiduelles après rectification est importante car elle permet de prévoir l'état de la surface finie, d'accéder aux informations de l'extrême surface après rectification et de comprendre la génération des éventuelles contraintes résiduelles pour pouvoir les contrôler. Dans le présent modèle, le calcul des contraintes résiduelles se fait en deux étapes. Tout d'abord, le calcul thermique effectué précédemment afin de reproduire l'histoire thermique de la pièce ensuite une analyse thermo-élasto-plastique est réalisée en intégrant les champs thermiques obtenus à l'étape précédente.

Le calcul des déformations puis l'équilibre mécanique sont alors résolus respectivement par l'équation de conservation de la quantité de mouvement (4.23) et l'équation de conservation de la masse (4.24).

$$\overline{\text{div}}(\vec{\sigma}) + \vec{f}_v = \vec{0} \quad (4.23)$$

$$d\mathbf{v}(\vec{v}) = 0 \quad (4.24)$$

La déformation totale peut s'exprimer suivant la relation (4.25) comme la somme de différentes déformations : élastique, thermique et plastique :

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \boldsymbol{\varepsilon}_e + \boldsymbol{\varepsilon}_{th} + \boldsymbol{\varepsilon}_p \quad (4.25)$$

De telles déformations sont à l'origine des contraintes dépassant souvent la limite d'élasticité. Par conséquent, un calcul élasto-plastique prenant en compte la dépendance à la température du comportement du matériau est nécessaire.

Pour avoir un accès aux contraintes résiduelles générées par le procédé de rectification cylindrique, le calcul mécanique est réalisé de deux façons possibles : sans prise en compte de l'effort normal évalué expérimentalement pour déterminer les contraintes d'origine purement thermique puis avec prise en compte du chargement normal mesuré et supposé uniforme sur la

longueur de contact. Au niveau des conditions aux limites, un blocage de la partie inférieure du massif est réalisé suivant x et y. La **Figure 4.23** présente une illustration du modèle utilisé.

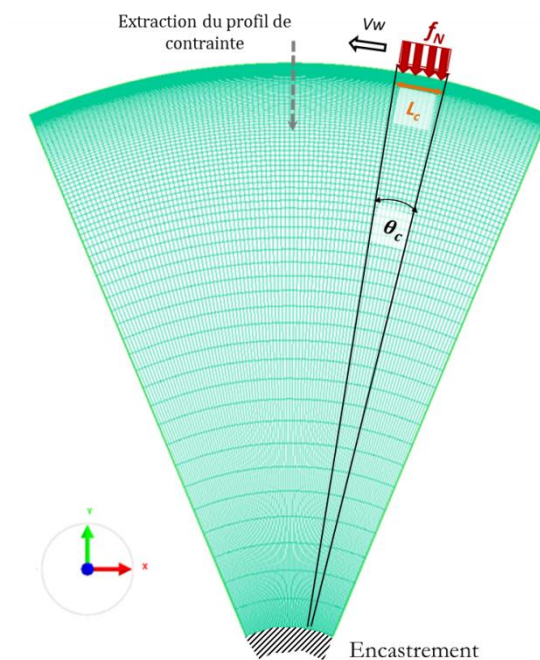


Figure 4.23 Modèle éléments finis pour le calcul thermomécanique : géométrie, maillage, chargement et conditions aux limites

4.4.2 Résultats

Pour tester le modèle thermomécanique on a commencé par modéliser deux essais différents du point de vue des résultats thermiques (**Tableau 4.5**)

Essai	Densité de flux thermique (W/mm ²)	T_{max} (°C)	Chargement normal F_N (N)
E1	85	666	52
E2	45	242	63

Tableau 4.5 Essais simulés pour déterminer les contraintes résiduelles

La **Figure 4.24 (b)** et **(c)** présentent chacune les profils de contraintes résiduelles extraits au centre du massif pour les deux essais. Sur chaque graphe, on a comparé les profils de contrainte avec et sans prise en compte de l'effort normal macroscopique mesuré expérimentalement.

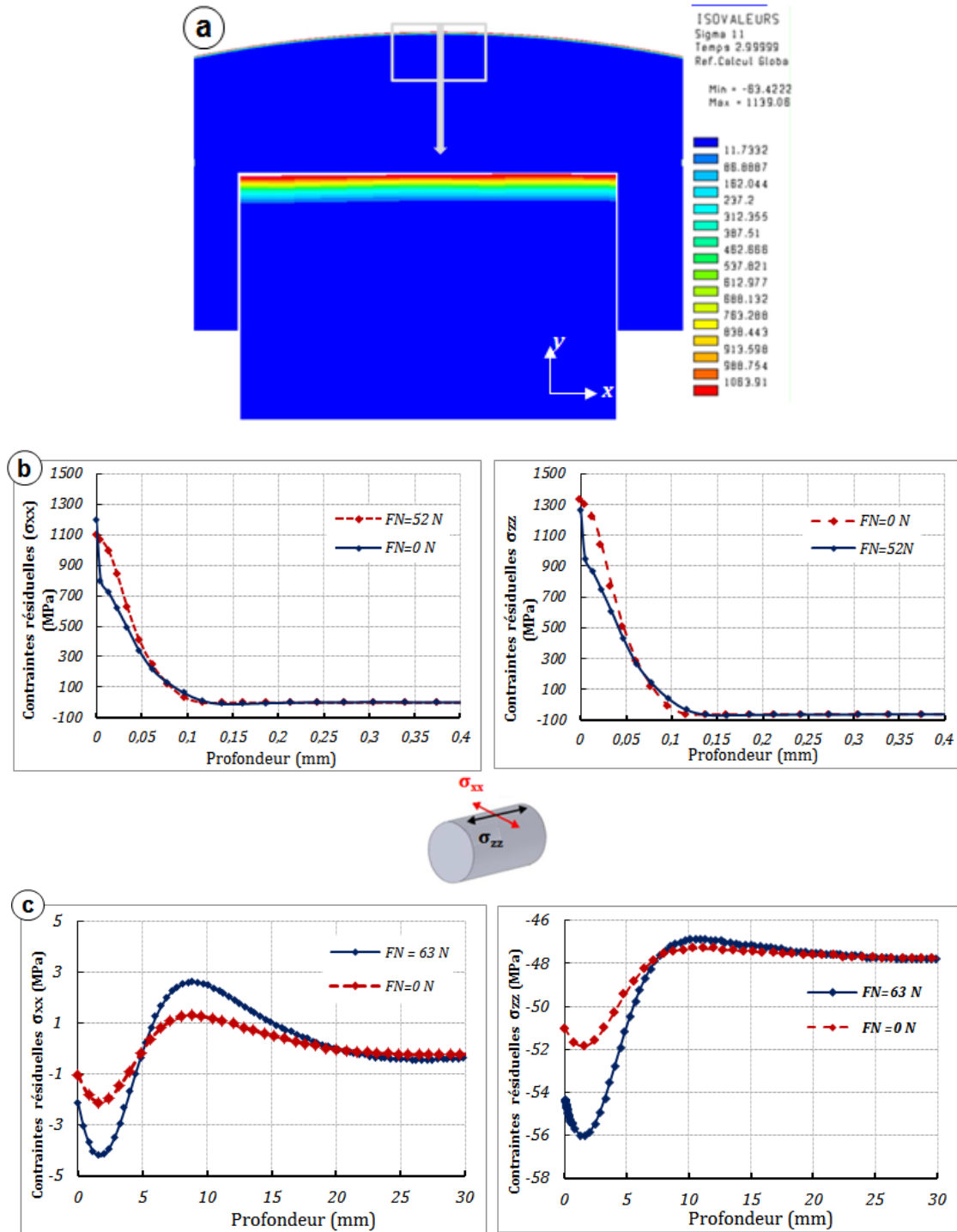


Figure 4.24 Contraintes résiduelles simulées : (a)Exemple des isovaleurs des contraintes résiduelles dans la direction de la coupe (Essai E1), (b) Profils de contraintes (Essai E1), (c) Profils de contraintes (Essai E2)

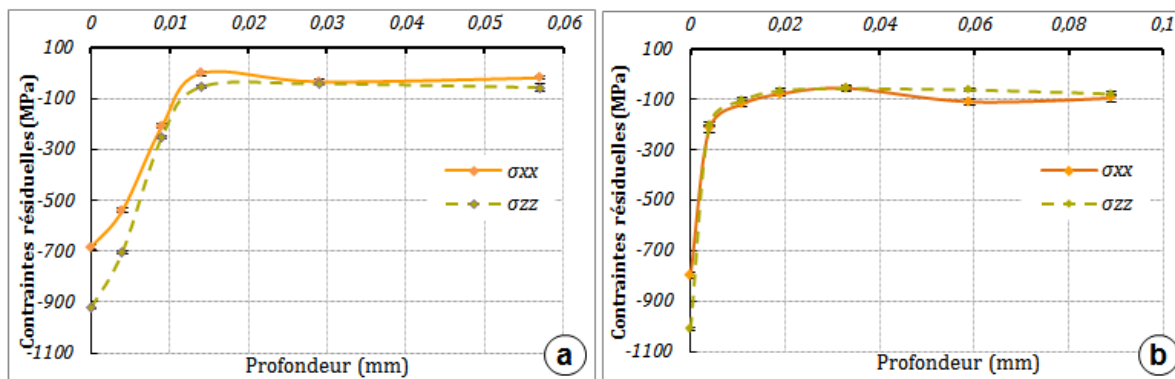


Figure 4.25 Gradient de contraintes déterminé expérimentalement: **(a)** Essai E1 ; **(b)** Essai E2

Les simulations ont montré une différence et un écart important avec les profils de contrainte déterminés expérimentalement par la technique DRX (**Figure 4.25**). Avec les simulations on n'a pas pu trouver le profil de compression pour l'essai où la température maximale a dépassé 600 °C, au contraire, on a retrouvé les profils de contraintes typiques de rectification avec des meules classiques en alumine ou à sec. Avec les essais où la température est relativement faible (inférieur à 250 °C), les niveaux de contraintes sont très faibles et ne représentent pas les champs de contraintes générés réellement dans la pièce rectifiée. Les mêmes résultats ont été observés pour le reste des essais. D'un autre côté, on remarque que le chargement normal macroscopique n'influence en rien les profils de contrainte. Ce résultat a été retrouvé par Brosse et al. (2007).

Influence des multi-passages de la source

Les multi-passages de la source signifient réellement les passages successifs de plusieurs tranches de la meule sur la même portion de la pièce. Le nombre de passages de la meule est défini par le rapport entre la largeur totale de la meule et l'avance par tour. On a repris l'essai E2 simulé précédemment pour 4 tours, on a pris en considération le refroidissement entre un passage et un autre, le temps de refroidissement correspond au temps d'un tour complet de la pièce. Pour le calcul mécanique la loi de comportement élasto-plastique cyclique avec écrouissage cinématique de Prager (*System 2011*) est employée afin de prendre en compte les cycles répétés de chauffage et de refroidissement. Le temps moyen de calcul est de l'ordre de 60 heures et les fichiers résultats sont très volumineux. Les résultats thermiques dépouillés en un point de la surface ainsi que les profils de contraintes résiduelles sont présentées respectivement sur la **Figure 4.26** et la **Figure 4.27**.

On remarque qu'il y a une légère augmentation de la température maximale atteinte en surface en passant d'un tour à l'autre. Le niveau de contraintes résiduelles augmente en compression mais il reste loin des valeurs expérimentales.

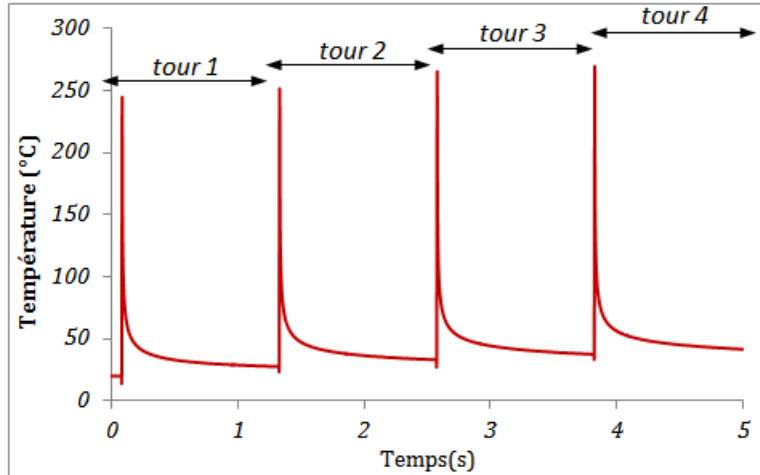


Figure 4.26 Historique de la température en un point de la surface lors de multipassages de la source

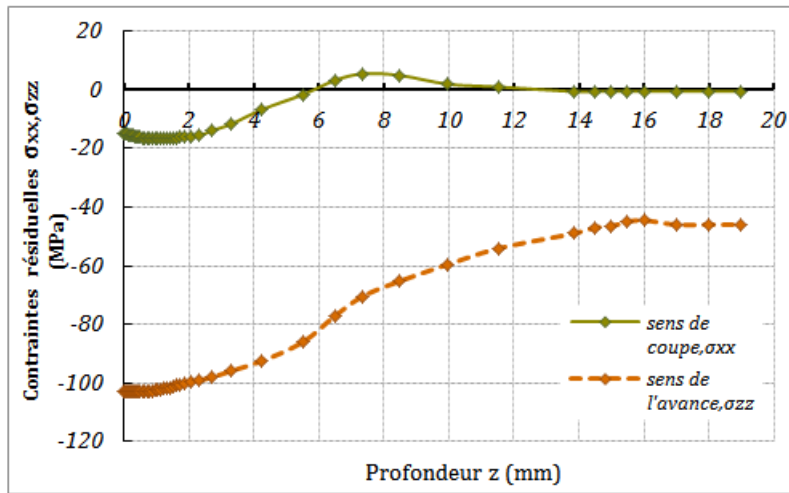


Figure 4.27 Profils des contraintes résiduelles simulées résultant des passages multiples de la source

Face à ces constatations, une modification dans l'application de la charge normale a été tentée. L'idée est de regarder plus localement la pression appliquée par un seul grain abrasif. Dans le Chapitre 2 de ce manuscrit, l'estimation de l'effort normal par grain en se basant sur les

caractéristiques de la meule donne 0.12 N pour un effort normal macroscopique mesuré 60 N. Ainsi, la pression appliquée sur la surface projetée A_n (**Figure 2.6**) d'un seul grain ($r_g=9\mu\text{m}$) dans la zone de contact meule-pièce est autour de 945 N/mm².

Avec cette modification, les niveaux de contraintes ont bougé de 5 % sans aucun changement notable. Différentes pistes ont été explorées en vain :

- changer le coefficient d'échange par convection pour ralentir le refroidissement
- baisser le coefficient de partage
- augmenter la charge normale jusqu'à 1500 MPa.

4.5 Discussion et synthèse

Retrouver numériquement les contraintes de compression déterminées expérimentalement par DRX revient à comprendre et identifier les mécanismes de génération de ces contraintes. Or le modèle thermomécanique adopté pour retranscrire les contraintes résiduelles trouvées dans la pièce rectifiée ne permet pas de décrire les mécanismes à l'origine de ces contraintes.

Contrairement aux cas de la rectification avec un super abrasif qui est le CBN, ce modèle a beaucoup servi pour prédire l'état de contrainte dans la pièce dans le cas de la rectification conventionnelle avec une meule classique en alumine ou en corindon (*Misbra85, Ham04, Bro07, Fathallah12*). En effet avec ces meules, plusieurs auteurs (*Kobli et al. 1995; Malkin 1974,...*) ont montré que plus de 65 % de la chaleur totale passe dans la pièce, ainsi l'aspect thermique est dominant dans ce cas de figure. Ceci conduit à des gradients de température très élevés et par conséquent à des déformations plastiques d'origine thermique qui sont principalement responsable de la génération des contraintes résiduelles de traction en surface et en profondeur (*Chen et al. 2000; Snoeys et al. 1978*)

Les hautes températures pourraient déclencher aussi des transformations métallurgiques dans le matériau (aciers austénitiques) et dans ce cas-là des modèles métallurgiques sont dédiées pour étudier les proportions des phases dans le matériau (Brosse 2009; Shah 2011)

Or, avec les meules en nitrure de bore cubique caractérisées par une conductivité élevée, il a été montré que l'aspect thermique n'est pas dominant surtout en présence d'un fluide de refroidissement. Et donc c'est la mécanique qui prend le dessus face à des températures de rectification relativement basses malgré les vitesses de coupe élevées. Le plus souvent des contraintes de compression apparaissent en surface et en profondeur. Ce résultat a été souvent

relaté dans la littérature d'un point de vue expérimentale sans être modélisé. Les auteurs écartent, dans ce cas, la possibilité de transformation métallurgique à cause des niveaux de température bas. Dans le cas présent et après analyse de la sous couche rectifiée, cette deuxième possibilité est peu probable, car les températures simulées n'atteignent pas la température d'austénisation du matériau ($Ac1=750^{\circ}C$).

Pour examiner la présence d'autres phases autre que la martensite en extrême de surface, une analyse intra-phase par diffraction des rayons X a été faite pour identifier des éventuelles phases autres que la martensite. Les résultats de dépouillement du diffractogramme aux rayons X montrent seulement la présence de trois premiers pics classiques de la phase martensitique pour l'état brut ainsi que pour un échantillon rectifié (**Figure 4.28**)

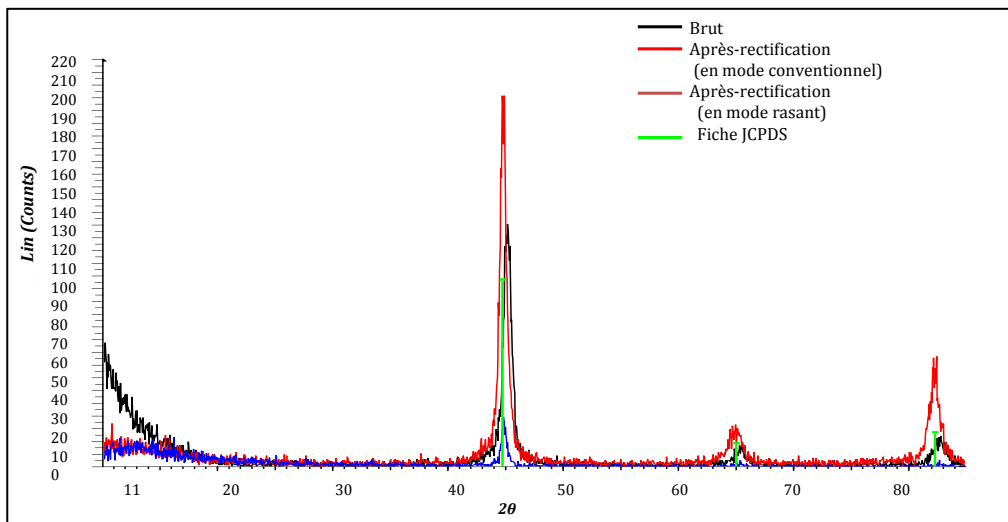


Figure 4.28 Comparaison des diffractogrammes d'un échantillon brut et un échantillon rectifié

Et pour accéder à la structure de l'extrême surface, une caractérisation fine a été réalisée en utilisant la technique EBSD.

La **Figure 4.29 (a)** montre un exemple de cartographie d'orientation EBSD et de cartographie de phases (**Figure 4.29 (b)**) d'un échantillon rectifié. La première donne l'orientation cristalline suivant une direction macroscopique ainsi que la morphologie des grains et la deuxième permet d'observer la répartition des différentes phases cristallographiques dans la zone caractérisée. Ces cartographies montrent une faible indexation en extrême surface vers les premiers 40 μm , signalée par des vides noirs et l'absence des aiguilles de la martensite initiale. Cette absence d'indexation

peut avoir plusieurs raisons : phase cristallographique différente, présence d'écrouissage très fort ou une taille des aiguilles martensitiques très fine atteignant la limite de la technique.

Ainsi, lier l'origine des contraintes résiduelles de compression après rectification à des phénomènes mécaniques tels que la présence d'un grand nombre de dislocations et des déformations plastiques non homogène paraît plus probable.

Néanmoins, ces conclusions auraient besoin d'être confirmées par d'autres analyses d'autres échantillons. En effet cette caractérisation a été faite sur un nombre restreint d'échantillons et les observations présentées précédemment n'étaient pas systématiques sur toutes les pièces examinées.

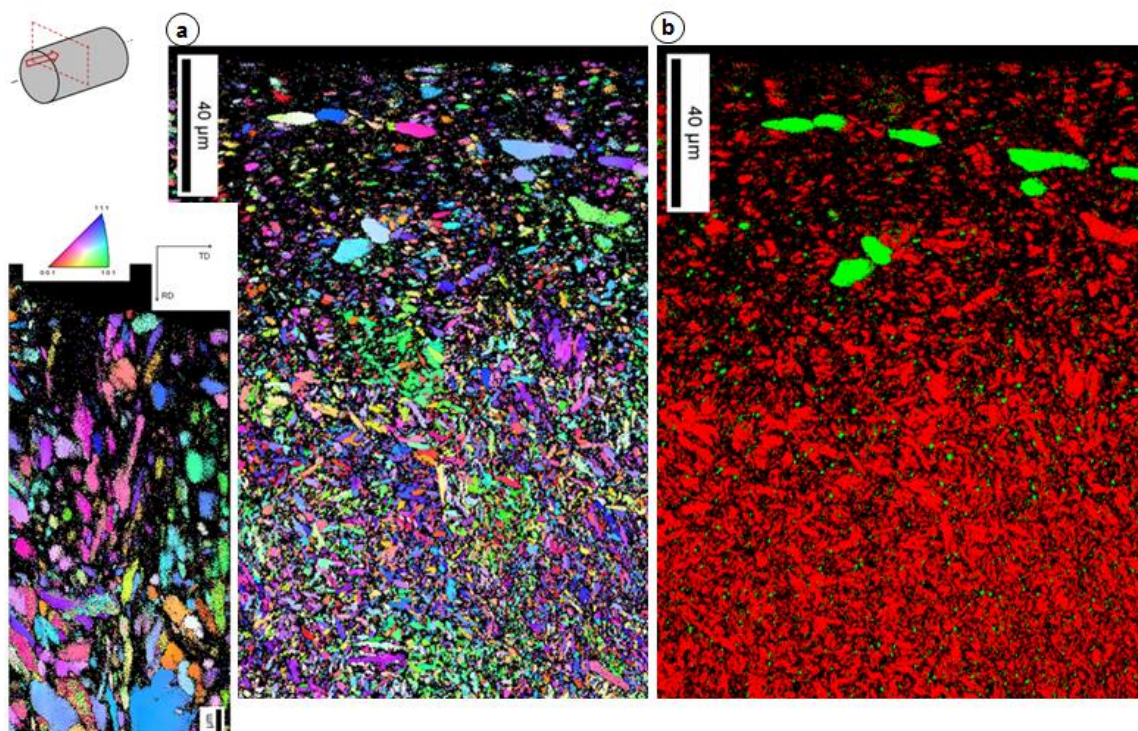


Figure 4.29 Cartographie EBSD de l'extrême surface (a) cartographie d'orientation, (b) cartographie de phase ($V_s=55\text{m/s}$, $V_w=7\text{m/mn}$, $a_p=8\mu\text{m}$, $f_z=7\text{mm/tr}$)

Tous ce qui a précédé met en question les hypothèses sur lesquelles se base le modèle thermomécanique classiquement employé pour étudier les effets induits par ce procédé de rectification.

En effet, l'analyse macroscopique des procédés de rectification donne des faibles valeurs des efforts qui sont reparti sur une large zone de contact en comparaison avec le procédé de tournage. Mais réellement l'action se restreint localement à des contacts ponctuels où les sollicitations

mécaniques et les déformations plastiques sont beaucoup plus importantes. Ceci a été mis en évidence dans le chapitre via la micrographie des rayures.

Il ne faut pas, par ailleurs, oublier qu'on est en présence du procédé qui ressemble aux procédés de finition (Toilage, polissage, ...) tant pour son aspect abrasif que pour la faible profondeur de passe qui ne dépasse pas les 18 μm à la seule différence d'une vitesse de coupe importante dans le cas de rectification. Cette vitesse devrait générer un flux de chaleur important qui est a priori absorbé par la meule CBN et le lubrifiant.

Pour ces types de procédés de finition, des modèles EF à l'échelle du grain ont été développés (*Kermouche et al 2010; Anderson 2011*). Les résultats montrent une cohérence avec ce qui a été trouvé expérimentalement. Dans ses travaux, Kermouche et al. (2010) ont lié le signe des contraintes résiduelles dans le cas des procédés de super finition à plusieurs facteurs telles que les propriétés du matériau, principalement sa dureté, le coefficient de frottement ainsi qu'à la sévérité du contact grain-pièce. Les contraintes de compressions sont favorisées par un minimum de frottement, une dureté de matériau élevées et une sévérité de contact suffisamment basse.

Précédemment, on a montré que le multi-passage de la source favorise l'action mécanique et donc les contraintes résiduelles de compression dans la pièce. Il fallait peut être penser à superposer le recouvrement à l'échelle du grain au recouvrement macroscopique car réellement la matière est sollicitée.

D'un autre coté on n'a pas pris en compte l'action mécanique du fluide de lubrification dans le modèle, l'huile qui est un fluide visqueux, forme a priori un film entre la meule et la pièce et sous l'effet de la vitesse, il pourrait y avoir une pression importante (*Brasse 2009*).

Conclusions & Perspectives

Les cylindres de laminage en aciers rapides supérieurs pour le laminage de l'aluminium sont une alternative aux cylindres classiques revêtus de chrome électrolytique. L'objectif étant de répondre à deux exigences fondamentales, l'une environnementale en réduisant les risques de pollution par le chrome et l'autre économique en termes de productivité. La nouvelle génération de cylindre présente une microstructure particulière et est conçue pour travailler dans des conditions d'usage très contraignantes. En effet, ils doivent répondre à des exigences fonctionnelles en liaison avec la résistance à l'usure, la tribologie de contact, la topographie de surface, la tenue à la fatigue, etc. Ces critères qui sont en relation étroite avec la dernière opération subie par les cylindres à savoir la rectification cylindrique. Dans une optique de répondre aux besoins industriels et faire face aux problèmes de rectifiabilité de la nouvelle nuance HSS, non résolus depuis une décennie dans les usines CONSTELLIUM, il a été nécessaire d'étudier l'impact du procédé de rectification sur cette nuance. Cette étude fait l'objet de la présente thèse et se base sur une connaissance plus fine de la physique de l'abrasion à l'échelle locale mais également sur l'étude des paramètres du procédé influençant l'intégrité de surface d'un point de vue globale.

Dans cette étude, une démarche est proposée afin de répondre à cette problématique de rectifiabilité de l'acier rapide supérieur. L'étude s'est étendue de l'échelle microscopique visant l'accès à une description plus détaillée et à une compréhension plus approfondie de l'interaction abrasif-microstructure. Par ailleurs, dans une approche plus globale, à l'échelle macroscopique, une série d'expérimentation a été développée pour comprendre l'impact de la rectification sur l'intégrité de la surface fonctionnelle.

Le travail débute par présenter la famille des aciers rapides supérieurs et sa particularité microstructurale caractérisée par la présence des carbures primaires et secondaires extrêmement durs. Il s'avère que l'aptitude à la rectification de ces aciers, qui demeurent un point clé pour leur

développement, est largement affectée par ces propriétés microstructurales. Ensuite l'examen sur site de production a permis d'appréhender les difficultés rencontrées lors de la rectification in situ du cylindre HSS. Ceci a permis de dégager les principaux défauts de surfaces détectés après rectification dans les conditions opératoires de l'usine. Il s'avère que les problèmes sont liés principalement à la microstructure du matériau et son interaction avec l'abrasif de la meule utilisée.

L'analyse expérimentale sur la rectifiabilité commence par une analyse locale à l'échelle du grain. La performance des grains abrasifs a été simulée par un essai de rayage mono grain. Différentes familles de grains abrasifs sont testées afin de mettre en évidence l'interaction entre la microstructure de la nuance de l'HSS et la nature de l'abrasif. Les différents indices (caractérisation qualitative, volume de matière enlevé, énergie spécifique) montrent que le nitrure de bore cubique, dont la dureté est supérieure à celle des carbures, est l'abrasif le plus approprié. En effet, il est résistant face aux chaînes de carbures présentes dans la matrice ce qui lui confère un certain pouvoir de coupe. Les abrasifs classiques ont été sévèrement mal menés par les précipités et ont très rapidement perdu leur pouvoir abrasif par un effondrement partiel ou total des faces d'attaque. La conclusion de cette étude à l'échelle locale est que seuls les super abrasifs CBN présentent une ténacité suffisante pour rectifier la nouvelle génération d'HSS. Des meules CBN de ce type ont été fabriquées pour l'étude globale.

La suite de ce chapitre est consacrée à l'analyse des mécanismes d'enlèvement de matière à l'échelle du grain en faisant varier la forme de l'indenteur de type CBN. On constate que le pouvoir abrasif augmente avec l'angle d'attaque. Pourtant on a remarqué qu'au fond de la rayure, l'endommagement et l'écaillage concentrés autour des carbures sont plus prononcés avec des géométries anguleuses de grain abrasif. D'un autre côté, l'étude du coefficient de frottement par une modélisation analytique simplifiée (Bowden et Tabor) ainsi que les observations montrent que le rayage avec le CBN génère des écoulements plastiques dans les surfaces et des enlèvements de matière par micro-coupe pour des indenteurs anguleux. Un régime mixte entre labourage et coupe est cependant observé pour les angles semi anguleux (45°). Par ailleurs, les fortes sollicitations mécaniques jouent un rôle déterminant dans l'apparition d'une zone écrouie en sous couche ce qui peut affecter l'intégrité de surface du matériau rayé.

Le troisième chapitre est consacré à l'analyse macroscopique du procédé de rectification de l'HSS avec le super abrasif CBN. L'intégrité de surface rectifiée est étudiée par ses aspects ; topographie de surface, contraintes résiduelles, aspect microstructural et énergétique. À partir d'un premier plan d'expérience, on a pu préciser les effets et les interactions les plus significatifs des

paramètres opératoires de rectification cylindrique sur la topographie de surface et les contraintes résiduelles en surface et en profondeur. Les résultats montrent que l'apparition des défauts visuels de surfaces est liée essentiellement à la vibration et au mauvais rapport des vitesses meule-pièces choisies. Et que la meule CBN choisie est convenable pour atteindre la rugosité exigée par l'industriel pour un cylindre de laminage à froid de l'aluminium ($R_a=0.4$ à $0.5\mu\text{m}$). De plus, la vitesse de la pièce et l'avance par tour présentent des effets dominants incontestables sur la majorité des réponses. La vitesse de la meule semble avoir un effet moindre. On note aussi qu'en rectification cylindrique les paramètres opératoires n'agissent pas d'une façon indépendante mais leurs impacts sur la qualité de la surface rectifiée sont conditionnés par leurs interactions. On a mis en évidence à travers l'étude des interactions que pour une meule destinée à la finition, le taux d'enlèvement de matière conditionne les mécanismes de coupe ou de labourage au regard des profils de rugosité et des courbes de portance qui montrent une stagnation à partir d'une valeur seuil.

En ce qui concerne les contraintes résiduelles, la rectification cylindrique de l'HSS avec une meule CBN transforme les contraintes résiduelles de traction en surface issues du tournage en contraintes de compression. Les contraintes résiduelles trouvées en surface et en sous couche sont de compression pures sur une épaisseur de 5 à 60 μm dans les deux directions de coupe et d'avance quels que soient les paramètres de rectification choisis. Leurs intensités en surface varient dans les deux directions de coupe et d'avance de -500 à -1100 MPa selon les paramètres opératoires fixés. L'évolution des contraintes maximales en surface en fonction du taux d'enlèvement de matière montre que le changement des mécanismes d'abrasion sont à l'origine de cette variation de contraintes.

La caractérisation micrographique de la proche surface, les profils FWHM, ainsi que les mesures de microdureté ne révèlent pas catégoriquement ni un changement microstructural ni un changement des propriétés mécaniques de la proche surface. Ces constats ne permettent pas de conclure quant à l'origine des niveaux de contraintes élevés en compression mais procurent des pistes d'explication.

Quant à l'étude des efforts de coupe en rectification cylindrique, elle est faite sur un montage spécifique, développé dans le cadre de cette étude pour permettre la mesure des forces. Le plan d'expérience utilisé a conduit à un aperçu de l'impact des différents paramètres du procédé sur les efforts de coupe. Il s'avère que la vitesse de la meule a une influence significative sur le frottement et par conséquent sur l'énergie dissipée lors du processus. L'étude des mécanismes d'enlèvement

de matière démontre que la part adhésive de l'énergie dans un procédé de finition est significative. Le contrôle de la quantité de matière enlevée est nécessaire pour atteindre la coupe en abrasion.

Le chapitre 4 présente l'étude de modélisation de l'intégrité de surface rectifiée à l'échelle macroscopique dans le but de comprendre l'origine des contraintes résiduelles de compression trouvée expérimentalement. Un modèle 2D est construit et des simulations numériques en fonction des conditions d'usinage sont réalisées. L'action de la meule est modélisée analytiquement par un chargement équivalent dont l'intensité et la distribution dans la surface de contact dépendent de la cinématique du procédé et des résultats expérimentaux des efforts. Deux aspects sont analysés numériquement : les champs de température générés et les contraintes résiduelles.

Avec un coefficient de partage fixé à 20 %, selon la littérature, les résultats thermiques montrent que les températures maximales atteintes ne dépassent pas la température d'austénisation du matériau ($Ac1=750^{\circ}C$). Les niveaux de températures sont relativement bas en comparaison avec les températures atteintes lors de la rectification avec des meules classiques. Quant aux simulations thermomécaniques avec et sans chargement mécanique, les résultats de contraintes résiduelles montrent un écart très grand avec les résultats expérimentaux que ce soit en surface ou en profondeur. Cet écart a conduit à une possible remise en question du modèle à chargement équivalent pour modéliser le procédé de rectification de finition où l'aspect mécanique domine par rapport à l'aspect thermique.

Perspectives scientifiques et industrielles

Ce travail de thèse est une contribution qui donne lieu à de nombreuses perspectives pour accroître des connaissances précises de la rectification de finition de l'acier rapide supérieur avec un super abrasif.

D'un point de vue expérimental, le rayage à basse vitesse ne restitue pas le même champ de température généré au cours de la rectification. Une attention plus soutenue doit être apportée au rayage à grande vitesse car il est plus proche de la configuration de rectification. A cet égard un dispositif expérimental plus précis qui permet de reproduire la trajectoire curviligne tracée par un grain abrasif lors de la rectification cylindrique et une prise de passe fine (de l'ordre de $5 \mu m$) devrait être développé. L'influence de la lubrification doit être prise en compte. Ainsi le lien entre les propriétés d'un abrasif (nature, forme, ...) et les éléments de l'intégrité de surfaces en particulier les contraintes résiduelles, pourrait être exploré à une échelle plus fine. Ceci peut aussi

être complété par des essais de rayage répétés et superposés pour examiner l'écroûissage de la matière dans le bourrelet de matière sous l'action de multiples grains abrasifs.

Une modélisation et des simulations numériques en 2D ou 3D pourraient aussi être envisagées en tenant compte des caractéristiques thermo-physiques de l'indenteur en CBN et de la microstructure du matériau. Cela permettra une compréhension plus précise de la réponse du matériau vis-à-vis de l'action du super abrasif.

Quant à l'étude expérimentale du procédé de rectification, elle devrait être complétée par les mesures expérimentales de la température. Pour ce faire, l'implémentation des micro-thermocouples judicieusement positionnés en sous couche et proche de la surface rectifiée (à quelques micromètres) peut être prévue. Cette technique est très fastidieuse et nécessite de fabriquer des rainures par micro-fraisage pour positionner les micro-thermocouples.

Dans le cadre de cette étude, ni l'effet du lubrifiant ni la nature du liant de la meule ni même la densité de grain abrasif n'a été abordé. On peut facilement imaginer intégrer l'étude des combinaisons meule-lubrifiant-conditions de rectification (MLCR) pour optimiser la rectification de l'HSS à travers des essais complémentaires.

Vis-à-vis du développement de la modélisation de l'intégrité de surface, plusieurs perspectives d'amélioration peuvent être évoquées. Le modèle de chargement équivalent thermique peut être calé par une méthode inverse basée sur des mesures expérimentales de la température afin d'identifier d'une manière précise la quantité de chaleur entrante à la pièce dans nos conditions d'usinage. D'un point de vue mécanique, le modèle adopté présente une carence non négligeable dans la simulation des contraintes en extrême surface. En effet, l'étude fine des premiers micromètres d'une surface rectifiée reste un point délicat difficile à intégrer dans le modèle. Des mesures de nano-indentation peuvent être envisagées pour dévoiler le comportement mécanique de l'extrême surface rectifiée. En somme, le modèle à charge équivalente ne permet pas de présenter finement l'écoulement (et donc la déformation) de la matière autour du grain pour faire apparaître des phénomènes d'écroûissage et peut être de recristallisation. Ainsi, la modélisation de la meule au travers d'un nombre fini d'arêtes (grains) semble être une solution pour la modélisation d'un procédé de rectification où les effets mécaniques sont dominants, mais cela restera difficile à mettre en œuvre.

Au niveau industriel, la méthodologie et les résultats de l'étude de rayage peuvent être utilisés pour la nuance HSS génération 1 (matériau de l'étude). A plus long terme cette méthodologie peut être étendue à d'autres nuances qui présentent des microstructures différentes (HSS génération 2). Ensuite, à l'issue des essais de rectification, on a fabriqué des inserts à partir de la nuance HSS

(Figure 5.1), des essais sur un laminoir pilote sont prévus pour tester l'état de la surface rectifié sur des tôles en alliages d'aluminium.

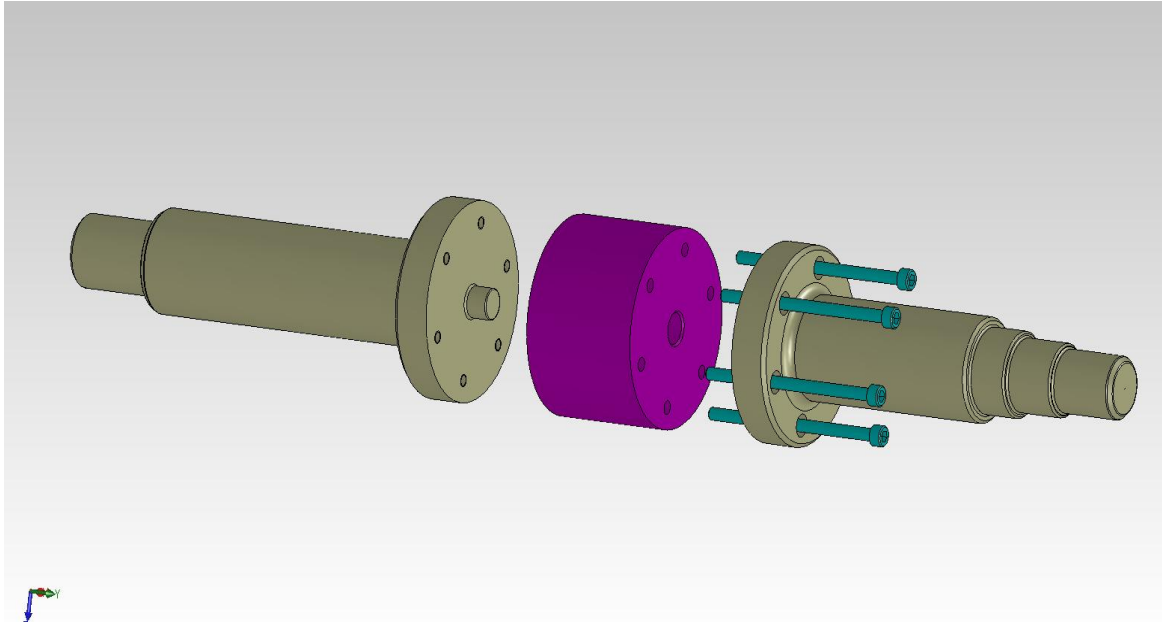


Figure 5.1 Montage des laminoirs pilote avec l'insert en HSS

Bibliographies

- Aguiar A, Monteiro Baptista A, Natal Jorge R, Lages Parente MP (2005) Experimental and fem study of the influence of the grinding stone on the temperature field during superficial grinding. COMPLAS VIII. pp 1–4
- Alagumurthi N, Palaniradja K, Soundararajan V (2007a) Cylindrical grinding integrity - A review on surface integrity. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing* 8:24–44.
- Alagumurthi N, Palaniradja K, Soundararajan V (2007b) Heat generation and heat transfer in cylindrical grinding process -a numerical study. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 34:474–482.
- Alexis J (1995) *Pratique industrielle de la méthode Taguchi*. AFNOR
- Almen JO, Black H. (1966) Basic theories relating to fatigue in metals. *Metal engineering Chart* 6:9–15.
- Anderson D, Warkentin A, Bauer R (2008) Experimental validation of numerical thermal models for dry grinding. *Journal of Materials Processing Technology* 204:269–278.
- Anderson DJ (2011) *Experimental and numerical investigations of single abrasive-grain cutting*. Dalhousie University Halifax, Nova Scotia
- Badger J (2007) Grindability of Conventionally Produced and Powder-Metallurgy High-Speed Steel. *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 56:353–356.
- Badisch E, Mitterer C (2003) Abrasive wear of high speed steels: Influence of abrasive particles and primary carbides on wear resistance. *Tribology International* 36:765–770.
- Balart MJ, Bouzina A, Edwards L, Fitzpatrick ME (2004) The onset of tensile residual stresses in grinding of hardened steels. *Materials Science and Engineering: A* 367:132–142.
- Baliga B, Doyle E., Hodgson P. (1998) Thermal modelling of punch grinding. *Materials* 227 –232.

- Barge M (2005) Etude expérimentale et numérique des mécanismes de coupe par abrasion. Ecole Centrale de Lyon
- Beauchet J (1996) La rectification des pièces de revolution, 1ère édit. 105.
- Belassel M, Pineault J, Brauss ME (2006) Review of Residual Stress Determination and Exploitation Techniques Using X-Ray Diffraction Method. *Materials Science Forum* 524-525:229–234.
- Ben Fathallah B (2012) Effet des combinaisons meule-lubrifiant- conditions de coupe en rectification sur la qualité des surfaces en aciers à outils et leur intégrité en fatigue. Ecole Nationale d'Ingénieurs de Tunis
- Ben Fathallah B, Ben Fredj N, Sidhom H, et al (2009) Effects of abrasive type cooling mode and peripheral grinding wheel speed on the AISI D2 steel ground surface integrity. *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 49:261–272.
- Ben Tkaya M (2007) Etude expérimentale et numérique de l'essai de rayure. Ecole centrale de Lyon
- Ben Tkaya M, Mezlini S, Mansori M El, Zahouani H (2009) On some tribological effects of graphite nodules in wear mechanism of SG cast iron: Finite element and experimental analysis. *Wear* 267:535–539.
- Ben Tkaya M, Zahouani H, Mezlini S, et al (2007) The effect of damage in the numerical simulation of a scratch test. *Wear* 263:1533–1539.
- Bergheau J-M, Fortunier R (2010) Finite element simulation of heat transfer. 268.
- Bhushan B, Gupta BK (1991) Handbook of tribology: materials, coatings, and surface treatments. 1088.
- Bianchi EC, Da Silva EJ, Vargas VL, et al (2002) The grinding wheel performance in the transverse cylindrical grinding of an eutectic alloy 2 . *Material research* 5:433–438.
- Blok H (1955) The dissipation of frictional heat. *Applied Sciences Research* 5:151–180.
- Boccalini M, Sinatori A (2002) Microstructure and wear resistance of high speed steels for rolling mill rolls. 6th International Tooling Conference. pp 425–437
- Bowden F., Tabor D (1966) Friction, lubrication and wear: a survey of work during the last decade. *British Journal of Applied Physics* 17:1521–1544.
- Bregliozzi G, Ahmed SI, Schino A Di, et al (2004) Friction and wear behavior of austenitic stainless steel :influence of atmospheric humidity , load range , and grain size. *Tribology Letters* 17:697–704.

- Brient A, Brissot M, Sangleboeuf J (2012) Influence of the grinding parameters on the service life of glass workpieces. *MUGV -InterCut*
- Brinksmeier E, Aurich JC, Govekar E, et al (2006) Advances in modeling and simulation of grinding processes. *CIRP Annals-Manufacturing Technology* 55:667–696.
- Brinksmeier E, Cammett J, König W, et al (1982) Residual stresses - Measurement and causes in machining processes. *Annals of CIRP* 31:491–510.
- Brinksmeier E, Heinzl C, Meyer L, Wittman M (2004) Bewertung der Effektivität der Kühlschmierstoffzufuhr beim Schleifen. *Jahrbuch schleifen, honen, läppen und polieren*. pp 2–16
- Brosse A (2009) Modélisation expérimentale et numérique des effets induits par la rectification . Application à la rectification haute productivité. *Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne*
- Brosse A, Hamdi H, Bergheau J michel (2009) A numerical study of phase transformation during grinding. *International Journal of Machining and Machinability of Materials* 4:148–157.
- Brosse A, Naisson P, Hamdi H, Bergheau JM (2008) Temperature measurement and heat flux characterization in grinding using thermography. *Journal of Materials Processing Technology* 201:590–595.
- Brosse A, Valiorgue F, Hamdi H, et al (2007) Une nouvelle approche des conséquences thermomécaniques induites par les procédés d'usinage: application à la rectification et au tournage. *18 ème Congrès Français de Mécanique*. Grenoble, pp 1–6
- Bucaille J-L, Felder E (2001) L'essai de rayure sur polymères et métaux. *Matériaux Tech*. 3:
- Cai GQ, Feng BF, Jin T, Gong YD (2002) Study on the friction coefficient in grinding. *Journal of Materials Processing Technology* 129:25–29.
- Carslaw H, Jaeger J. (1959) *Conduction of heat in solids*. Oxford Science Publications, Oxford
- Chang S., Balasubramhanya S, Chandrasekar S, Farris T. (1997) Forces and specific energy in superfinishing of hardened steel. *Annals of CIRP* 46:257–260.
- Chen X, Rowe WB, McCormack DF (2000) Analysis of the transitional temperature for tensile residual stress in grinding. *Journal of Materials Processing Technology* 107:216–221.
- Choi TJ, Subrahmanya N, Li H, Shin YC (2008) Generalized practical models of cylindrical plunge grinding processes. *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 48:61–72.
- Cooper C a., Elliott R, Young RJ (2002) Investigation of elastic property relationships for flake and spheroidal cast irons using Raman spectroscopy. *Acta Materialia* 50:4037–4046. Dakhlouli R

-
- (2006) Analyse du comportement mécanique des constituants d'un alliage polycristallin multiphasé par diffraction des rayons X et neutronique. ENSAM
- De Pellegrin DV, Torrance A. (2006) Characterisation of abrasive particles and surfaces in grinding. Ireland
- Desruisseaux NR, Zerkle R. (1970) Thermal analysis of the grinding process. *Journal of Machine Engineering* 428–434.
- Doman D a., Warkentin A, Bauer R (2009) Finite element modeling approaches in grinding. *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 49:109–116.
- Douzet J-L (1990) Abrasifs. *Techniques de l'Ingénieur B 7 050:2–33*.
- Dursapt M (2009) Aide-mémoire Métrologie dimensionnelle. 222.
- Duscha M, Klocke F, Wegner H (2011) Residual Stress Model for Speed-Stroke Grinding of Hardened Steel with CBN Grinding Wheels. *Journal of Automation Technology* 5:439–440.
- Engqvist H, Ederyd S, Axén N, Hogmark S (1999) Grooving wear of single-crystal tungsten carbide. *Wear* 230:165–174.
- Gaspard C, Ballani J, Batazzi D, Adams T (2004) Use of HSS rolls to skip the chrome plating in cold rolling applications. *Mater. Sci. Technol.*
- Gaspard C, Bataille S, Batazzi D, et al (1999) Forged semi-hss and hss rolls designed for cold rolling reduction mills. 41 st Mechanical Working and Steel Processing Conference. pp 559–565
- Gaspard C, Vergne C, Batazzi D, et al (2010) Implementation of in-service key parameters of HSS work roll grade dedicated to advanced cold rolling. *The Iron & Steel Technology*. pp 97–106
- Gaspard C, Vergne C, Batazzi D (2007) Implementation of HSS grade in cold rolling applications. *Rolls*
- Gee M. (2001) Low load multiple scratch tests of ceramics and hard metals. *Wear* 250:264–281.
- Geller Y (1978) *Tool Steels*. Mir Publishers, Moscow
- Gharbi F, Sghaier S, Hamdi H, Benameur T (2012) Ductility improvement of aluminum 1050A rolled sheet by a newly designed ball burnishing tool device. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 60:87–99.
- Gore GJ, Gates JD (1997) Effect of hardness on three very different forms of wear. *Wear* 203-204:544–563.
-

Bibliographies

- Griffiths BJ (1987) Mechanisms of white layer generation with reference to machining and deformation processes. *Journal of Tribology* 109:525–530.
- Guo C, Malkin S (1994) Analytical and Experimental Investigation of Burnout in Creep-Feed Grinding. *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 43:283–286.
- Guo C, Malkin S (1993a) Inverse heat transfer analysis of grinding-Part2:Application. *ASME Journal of Engineering for Industry* 118:143–.
- Guo C, Malkin S (1993b) Inverse Heat Transfer analysis of Grinding-Part 1: Methods. *ASME Journal of Engineering for Industry* 118:137–142.
- Guo C, Malkin S (2000) Energy partition and cooling during grinding. *Journal of Manufacturing Processes* 2:151–157.
- Guo C, Malkin S (1992) Heat transfer in grinding. *Journal of Materials Processing and Manufacturing Science* 1:16–27.
- Guo C, Wu Y, Varghese V, Malkin S (1999) Temperatures and Energy Partition for Grinding with Vitrified CBN Wheels. *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 48:247–250.
- Guo Y., Sahni J (2004) A comparative study of hard turned and cylindrically ground white layers. *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 44:135–145.
- Hahn RS (1956) The relationship between grinding conditions and thermal damage in the workpiece. *Transactions of the ASME* 78:807–810.
- Hahn RS (1966) On the mechanics of the grinding process under plunge cut conditions. *Transactions of ASME* 72–80.
- Hahn RS (1986) Precision grinding cycles. In: Chapman and Hall (ed) *Handbook of Modern Grinding Technology*. Springer, New York, pp 170–190
- Hahn RS, Lindsay RP (1971) Principles of grinding. In: Society of Manufacturing Engineers MS (ed) *Theory, Techniques and troubleshooting*. Michigan, pp 3–41
- Hamdi H (2000) Contribution à l'étude de la physique de l'interface meule-pièce dans le cadre de la rectification conventionnelle et à grande vitesse. Ecole Centrale de Lyon
- Hamdi H, Dursapt M, Zahouani H (2003) Characterization of abrasive grain's behavior and wear mechanisms. *Wear* 254:1294–1298.
- Hamdi H, Rech J, Kermouche G, et al (2005) Modélisation des contraintes résiduelles induites par le toilage Résumé. 17 ème Congrès Français Mécanique

- Hamdi H, Zahouani H, Bergheau J-M (2004) Residual stresses computation in a grinding process. *Journal of Materials Processing Technology* 147:277–285.
- Hauk V (1997) *Structural and residual stress analysis by nondestructive methods Evaluation - Application - Assessment*, Elsevier. Elsevier, Amsterdam
- Hauk V, Schneider E, Stuitje P, Theiner W (1983) Comparison of Different Methods to Determine Residual Stresses Nondestructively. *New procedures in nondestructive testing*. Springer Berlin Heidelberg, pp 561–574
- Herzog R, Sollich A, Wohlfahrt H (1989) Residual stresses of heat treated steels with different hardness after grinding with cubic boron nitride (CBN). *International Conference on Residual Stresses*. Springer Netherlands, pp 740–746
- Højerslev C (2001) *Tool Steels*. Danka Service International, Roskilde
- Hou ZB, Komanduri R (2004) On the mechanics of the grinding process, Part II—thermal analysis of fine grinding. *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 44:247–270.
- Howes TD, Neailey K, Harrison AJ, McKeown PA (1987) Fluid film boiling in shallow cut grinding. *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 36:223–226.
- Hoyle G (1988) *High Speed Steels*. Butterworths, London
- Huth S, Krasokha N, Theisen W (2009) Development of wear and corrosion resistant cold-work tool steels produced by diffusion alloying. *Wear* 267:449–457.
- Hwang JH, Kompella S, Chandrasekar S, Farris N (2003) Measurement of temperature field in surface grinding using infra-red (IR) imaging system. *Journal of Tribology-Transactions of the ASME* 125:377–388.
- Ichida Y, Sato R, Yoshitaka Morimoto YO, Ben Fredj N (2006) Formation mechanism of finished surface in ultrahigh-speed grinding with cubic boron nitride (cBN) wheels. *The Japan Society of Mechanical Engineers International Journal Series C* 49:100–105.
- Inasaki I, Karpuschewski B, Lee H-S (2001) Grinding Chatter - Origin and Suppression. *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 50:515–534.
- Inoue T (2001) Coupling of stress-strain, thermal, and metallurgical behaviors Thermal stress. *Handbook of materials behavior models*. pp 884–895
- Jackson MJ, Davis CJ, Hitchiner MP, Mills B (2001) High-speed grinding with CBN grinding wheels - applications and future technology. *Journal of Materials Processing Technology* 110:78–88.

Bibliographies

- Jackson MJ, Mills B (2000) Materials selection applied to vitrified alumina & CBN grinding wheels. *Journal of Materials Processing Technology* 108:114–124.
- Jaeger J. (1942) Moving sources of heat and the temperature at sliding contacts. *Journal and Proceedings of the Royal Society of New South Wales* 76:203–242.
- Janardhan M, Krishna AG (2011) Determination and optimization of cylindrical grinding process parameters using taguchi method and regression analysis. *International Journal of Engineering Science and Technology* 3:5659–5665.
- Jardret V, Zahouani H, Loubet J., Maathia T. (1998) Understanding and quantification of elastic and plastic deformation during a scratch test. *Wear* 218:8–14.
- Jen TC, Lavine A (1995) A variable heat flux model of heat transfer in grinding: Model development. *ASME Journal of Heat Transfer* 117:473–478.
- Jin T, Stephenson DJ (2008) A study of the Convection Heat Transfer Coefficients of Grinding Fluids. *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 57:367–370.
- Jin T, Stephenson DJ (2006) Heat flux distributions and convective heat transfer in deep grinding. *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 46:1862–1868.
- Johnson KL (1970) The correlation of indentation experiments. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 18:115–126.
- Kato K (1992) Micro-mechanisms of wear- wear modes. *Wear* 153:
- Kazempour M, Shokrollahi H, Sharafi S (2010) The Influence of the matrix microstructure on abrasive wear resistance of heat-treated Fe–32Cr–4.5C wt% hardfacing alloy. *Tribology Letters* 39:181–192.
- Kenda J, Pusavec F, Kermouche G, Kopac J (2011) Surface integrity in abrasive flow Machining of hardened tool steel AISI D2. *Procedia Engineering* 19:172–177.
- Kermouche G (2005) Contribution à la modélisation théorique et numérique des essais d'indentation et de rayure. Ecole Centrale de Lyon
- Kermouche G, Bergheau J (2005) Simulation numérique de la rayure des matériaux. Septième Colloq. Natl. en Calc. des Struct.
- Kermouche G, Rech J, Hamdi H, Bergheau JM (2010) On the residual stress field induced by a scratching round abrasive grain. *Wear* 269:86–92.
- Khellouki A (2007) Caractérisation des mécanismes de coupe en superfinish par toilage et de l'intégrité de surface induite dans le cas des aciers traités. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Étienne

-
- Kim H-J, Kim N-K, Kwak J-S (2006) Heat flux distribution model by sequential algorithm of inverse heat transfer for determining workpiece temperature in creep feed grinding. *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 46:2086–2093.
- Kim P., Lee D., Choi J. (2000) Grinding characteristics of carbon fiber epoxy composite hollow shafts. *Journal of Composite Materials* 34:2016–2035.
- Klocke F (2009a) Grinding. *Manufacturing Processes 2 Grinding, Honing, Lapping*, RWTHeditio. Springer, Berlin, pp 135–300
- Klocke F (2009b) Cooling Lubricants. *Manufacturing Processes 2: Grinding, Honing, Lapping*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, Aachen, pp 113–129
- Kohli S, Guo C, Malkin S (1995) Energy partition to the workpiece for grinding with aluminum oxide and CBN abrasive wheels. *Journal of Engineering for Industry* 117:160.
- König W, Messer J (1981) Influence of the composition and structure of steels on grinding process. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*. pp 547–552
- Kosel TH, Fiore NF (1981) Abrasive Wear in Multiphase Microstructures. *Materials for Energy Systems* 3:7–27.
- Kozo K, Yoshio I, Shuichi M (1982) Effects of grain refining of carbides on the grindability of high-vanadium high speed steel. *The 25th Congress on Materials-Research-Metallic Materials*. pp 171–176
- Kwak J-S, Sim S-B, Jeong Y-D (2006) An analysis of grinding power and surface roughness in external cylindrical grinding of hardened SCM440 steel using the response surface method. *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 46:304–312.
- Laval P (1998) Etude théorique et expérimentale de l'indentation des matériaux élastoplastiques homogènes ou revêtus. Application à la mesure de la rhéologie et de l'adhérence des films minces. *Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris*
- Lavine AS, Malkin S, Jen TC (1989) Thermal aspects of grinding with CBN wheels. *Annals of the CIRP*. pp 557–560
- Lefebvre A, Vieville P, Lipinski P, Lescalier C (2006) Numerical analysis of grinding temperature measurement by the foil/workpiece thermocouple method. *Journal of Machine Tools and Manufacture* 46:1716–1726.
- Lévêque R (2006) Aciers à outils. *Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques* 330:2–42.
- Lévêque R (2004) Aciers à outils:Données numériques non normalisées. *Techniques de l'Ingénieur* 591:2–15.

- Li B, Zhu D, Pang J, Yang J (2010) Quadratic curve heat flux distribution model in the grinding zone. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 54:931–940.
- Li H (2008) A study on wear and surface roughness of work roll in cold rolling. University of Wollongong
- Ligier J-L (2004) Avaries en lubrification: application aux paliers, TECHNIP.
- Lin B, Morgan MN, Chen XW, Wang YK (2008) Study on the convection heat transfer coefficient of coolant and the maximum temperature in the grinding process. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 42:1175–1186.
- Lin H, Chang-Jun Z (1994) An investigation of the role of secondary carbide in martensitic steel during three body abrasion wear. *Wear* 176:103–109.
- Lindsay R. (1986) Principles of grinding, in handbook of modern grinding technology. In: Chapman and Hall (ed) New York, pp 30–71
- Lindsay RP, Hahn RS (1971) On the basic relationships between grinding parameters. *Annals of the CIRP* 657 – 666.
- Linke B, Duscha M, Vu A., Klocke F (2011) FEM-base simulation of temperature in speed stroke grinding with 3D transient moving heat sources. *Advanced Materials Research* 223:733–742.
- Liu W., Pei Z., Xin X. (2002) Finite element analysis for grinding and lapping of wire-sawn silicon wafers. *Journal of Materials Processing Technology* 129:2–9.
- Liujie X, Jiandong X, Shizhong W, et al (2006) Investigation on wear behaviors of high-vanadium high-speed steel compared with high-chromium cast iron under rolling contact condition. *Materials Science and Engineering: A* 434:63–70.
- Lu J (1996) Handbook of measurement of residual stresses.
- Mahar R. (1987) Grinding with Superabrasives. Handbook of Modern Grinding Technology. Springer US, New York, pp 98–118
- Mahdi M, Zhang L (2000) A numerical algorithm for the full coupling of mechanical deformation, thermal deformation, and phase transformation in surface grinding. *Computational Mechanics* 26:148–156.
- Malkin S (1985) Current trends in CBN grinding technology. *Annals of th CIRP* 34:1–7.
- Malkin S (1978) Burning limits for surface and cylindrical grinding of steels. *Annals of the CIRP* 27:233–236.

-
- Malkin S (1984) Grinding of Metals: Theory and Application. *Journal of Applied Metalworking* 3:95–109.
- Malkin S (1989) Grinding Technology: theory and applications of machining with abrasives. Society of manufacturing Engineers, Michigan
- Malkin S (1974) Thermal aspects of grinding-Part2- surface temperature and workpiece burn. *Journal of Engineering for Industry* 96:1184–1191.
- Malkin S, Guo C (2007) Thermal analysis of grinding. *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 56:760–782.
- Malkin S, Guo C (2008) Theory and application of machining with abrasives. 372.
- Marinescu ID, Rowe WB, Dimitrov B, Inasaki I (2004) Tribology of abrasive processes. William Andrew
- McLean R., Anderson V. (1984) Applied factorial and fractional designs. M.Dekker, New York
- Mezlini S (2003) Etude de l'usure par abrasion d'alliages d'aluminium. Ecole Centrale de Lyon
- Mezlini S, Zidi M, Arfa H, et al (2005) Experimental, numerical and analytical studies of abrasive wear: correlation between wear mechanisms and friction coefficient. *Comptes Rendus Mécanique* 333:830–837.
- Mishra A, Prasad T (1985) Residual stresses due to a moving heat source. *International Journal of Mechanical Sciences* 27:571–581.
- Mishra VK, Salonitis K (2013) Empirical Estimation of Grinding Specific Forces and Energy Based on a Modified Werner Grinding Model. *Procedia CIRP* 8:287–292.
- Mondelin A (2012) Modélisation de l'intégrité des surfaces usinées Application au cas du tournage finition de l'acier inoxydable 15-5PH. Ecole centrale de Lyon
- Montmitonnet P (2001) Tribologie du laminage à froid de tôles Tribology of strip cold rolling. *Revue de Metallurgie* 2:125–130.
- Motorcu AR (2010) The Optimization of Machining Parameters Using the Taguchi Method for Surface Roughness of AISI 8660 Hardened Alloy Steel. *Journal of Mechanical Engineering* 56:391–401.
- Moulik PN, Yang HTY, Chandrasekar S (2001) Simulation of thermal stresses due to grinding. *International Journal of Mechanical Science* 43:831–851.
- Murthy JKN, Chattopadhyay AB, Chakrabarti AK (2000) Studies on the grindability of some alloy steels. *Journal of Materials Processing Technology* 104:59–66.

- Nguyen T, Zhang LC (2011) Realisation of grinding-hardening in workpieces of curved surfaces— Part 1: Plunge cylindrical grinding. *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 51:309–319.
- Niliot L, Callet P (1998) Infrared thermography applied to the resolution of inverse heat conduction problems : recovery of heat line sources and boundary conditions. *Révue Génie Thermique* 37:629–643.
- Norton SA (ed) (1965) *La rectification*. 336.
- Noyan IC, Cohen J. (1987) *Residual Stress Measurement by Diffraction and Interpretation*. Springer-Verlag, New York
- Oliveira JFG, França T., Wang J. (2008) Experimental analysis of wheel/workpiece dynamic interactions in grinding. *CIRP Annals* 57:329–332.
- Outwater JO, Shaw MC (1952) Surface temperatures in grinding. *Transactions of ASME* 74:73–86.
- Park J., Lee H., Lee S (1999) Composition, microstructure, hardness and wear properties of High-Speed Steel Rolls. *Metallurgical and Materials Transactions* 30:399–409.
- Parrish G (1980) Influence of microstructure on properties of case-carburised components.
- Patnaik Durgumahanti US, Singh V, Venkateswara Rao P (2010) A New Model for Grinding Force Prediction and Analysis. *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 50:231–240.
- Pavel R, Srivastava A (2006) An experimental investigation of temperatures during conventional and CBN grinding. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 33:412–418.
- Peter J-B, Brian C-J (2008) Relationships between abrasive wear, hardness, and grinding characteristics of titanium-based metal-matrix composites. *Journal of Materials Engineering and Performance* 18:424–432.
- Peters J, Aereus R (1980) Optimization procedure of three phase grinding cycles of a series without intermediate dressing. *Annals of CIRP* 29:195–200.
- Prasad S. (1983) A study of carbide removal mechanisms during quartz abrasion :I In situ scratch test studies. *Wear* 92:253–268.
- Puerto P, Fernández R, Madariaga J, et al (2013) Evolution of Surface Roughness in Grinding and its Relationship with the Dressing Parameters and the Radial Wear. *Procedia Engineering* 63:174–182.
- Puthanangady TK, Malkin S (1995) Experimental investigation of the superfinishing process. *Wear* 185:173–182.

- Rabinowicz E (1965) Friction and wear of materials. New-York
- Ram B A, Danckert J, Faurholdt T (2003) Finite element analysis of stresses due to normal and sliding contact conditions on an elastic surface. Fourth European LS-DYNA Users Conference. pp 21–34
- Rech J, Kermouche G, Grzesik W, et al (2008) Characterization and modelling of the residual stresses induced by belt finishing on a AISI52100 hardened steel. *Journal of Materials Processing Technology* 208:187–195.
- Rigney D a. (1994) The roles of hardness in the sliding behavior of materials. *Wear* 175:63–69.
- Roberts GA (1966) Vanadium high-speed steel. *Trans. of the Metallurgical Society of AIME* 236:950–963.
- Rowe BW, Morgan MN, Black SCE, Mills B (1996a) A simplified approach to control of thermal damage in grinding. *Annals of the CIRP* 45:299–302.
- Rowe WB (1991) An Advance in the Modelling of thermal effects in the grinding process. *Ann. CIRPRP* 40:
- Rowe WB, Black SCE, Mills B (1996b) Temperature Control in CBN Grinding. *The International International journal of manufacturing technology* 12:387–392.
- Rowe WB, Black SCE, Mills B, et al (1995) Experimental investigation of heat transfer in grinding. *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 44:329–332.
- Rowe WB, Black SCE, Mills B, et al (1997) Grinding temperatures and energy partitioning. *Proceedings of the royal society of London*. pp 1083–1104
- Rowe WB, Jin T (2001) Temperatures in high efficiency deep grinding (HEDG). *Ann. CIRP* 50:
- Rowe WB, Pettit JA, Boyle A, Moruzzi JL (1988) Avoidance of Thermal Damage in Grinding and Prediction of the Damage Threshold. *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 37:327–330.
- Sabre R (2007) Plans d'expériences Méthode de Taguchi. *Technique de l'ingénieur Doc F1 006 p 2–p10*.
- Sato K (1961) Grinding Temperature. *Bull.of Japan Society of Grinding.Engineers* 1:31–33.
- Sauer WJ (1972) Thermal aspects of surface grinding in New developments in grinding. In: Shaw MC (ed) *Carmegie Press. Pittsburgh, Pennsylvania*, pp 391–411
- Shah SMA (2011) Prediction of residual stresses due to grinding with phase transformation. *Institut National des Sciences Appliquées de Lyon*

Bibliographies

- Shaw MC (1990) A simplified approach to workpiece temperatures in fine grinding. *CIRP Annals* 91:345–347.
- Shen B, J. Shih A, Xiao G (2011) A heat transfer model based on finite difference method for grinding. *Journal of Manufacturing Science and Engineering* 133:310–320.
- Shetty R, Kosel TH, Fiore NF (1982) A study of abrasive wear mechanisms using diamond and alumina scratch tests. *Wear* 80:347–376.
- Shizhong W, Jinhua Z, Liuji X, Rui L (2006) Effects of carbon on microstructures and properties of high vanadium high-speed steel. *Materials & Design* 27:58–63.
- Snoeyes R, Peters J, Decneut A (1974) The significance of chip thickness in grinding. *Annals of th CIRP* 23:227–237.
- Snoeys R, Decneut A (1971) Review of results of the co operative research program of the CIRP grinding group. *Annals of CIRP* 19:507–512.
- Snoeys R, Leuven KU, Maris M, Peters BJ (1978) Thermally induced damage in grinding in Grinding: Theory, Techniques and troubleshooting. In: Bhateja R (ed) *Society of Manufacturing Engineers: Dearborn, Michigan*, pp 206–216
- Snoyes R, Peters J, Decneut A (1974) The significance of chip thickness in grinding. *Annals of CIRP23* 23:227–237.
- Subramanian K (1999) *Emerging grinding technologies for cost optimization*. Worcester, USA
- Sugihara K, Inasaki I, Yonetsu S (1980) Stability limit of regenerative chatter in cylindrical plunge grinding-A proposal of the practical stability limit equation. *JSPE* 46-2:201–206.
- Systus (2011) *Systus : Manuel de référence analyse* 2011.
- Tabor D (1951) *The Hardness of Metals*. Clarendon Press
- Tanguy JC (1985) *Rectification: Connaissances de base et données pratiques*.
- Tarasov LP (1951) Grindability of Tool Steels. *Trans. Amer. Soc. Met.* 43:
- Tarasov LP (1967) Factors affecting grindability of highly alloyed steels. *International Conference of Manufacturing Technology ASTM*. pp 689–702
- Taylor G, Quinney H (1934) The latent heat remaining in a metal after cold working. *Procedure of the Royal Society of London* 143:306–327.

- Thiagarajan C, Sivaramakrishnan R, Somasundaram S (2011) Cylindrical grinding of SiC particles reinforced aluminium metal matrix composites. *APRN Journal of Engineering and applied sciences* 6:14–20.
- Thomas G, Hamdi H, Brosse A, et al (2006) Grinding thermal fields measurements by Infrared microscopy. *Proceeding AMPT 2006*
- Thomas T. (1999) *Rough surfaces*. 278.
- Tönshoff HK, Falkenberg Y (1996) High-speed grinding of cast iron crankshafts with cBN tools. *IDR (engl.)*. pp 115–119
- Tonshoff HK, Friemuth T, Becker JC (2002) Process Monitoring in grinding. *Annals of the CIRP*. pp 551–571
- Tso P, Lu C (1999) Study on the grinding of P / M high speed steel ASP60. *39:627–638*.
- Valiorgue F (2008) Simulation des processus de génération de contraintes résiduelles en tournage du 316L :Nouvelle approche numérique et expérimentale. *Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint -Etienne*
- Valiorgue F, Kermouche G, Lacaille V, et al (2012) Electrolytic polishing influence on residual stresses measurements. *7ème Assises MUGV2012*. pp 16–18
- Vansevenant E, Aerens R, Peters J (1987) Inducing residual compressive stresses in cylindrical plunge grinding using CBN Wheels. *Jahrbuch schleifen,honen, läppen und polieren*. Vurkan verlag , Essen, pp 18–35
- Vashista M, Kumar S, Ghosh A, Paul S (2010) Surface Integrity in Grinding Medium Carbon Steel with Miniature Electroplated Monolayer cBN Wheel. *Journal of materials engineering and performance* 19:1248–1255.
- Venci A, Manić N, Popovic V, Mrdak M (2009) Possibility of the abrasive Wear resistance determination with scratch tester. *Tribology Letters* 37:591–604.
- Warnecke G, Barth C (1999) Optimization of the dynamic behavior of grinding wheels for grinding of hard and brittle materials using the finite element method. *Annals of the CIRP* 48. pp 261–264
- Wei S, Zhu J, Xu L (2005) Research on wear resistance of high speed steel with high vanadium content. *Materials Science and Engineering: A* 404:138–145.
- Xiao G, Stevenson R, Hanna IM, Hucker S a. (2002) Modeling of Residual Stress in Grinding of Nodular Cast Iron. *Journal of Manufacturing Science and Engineering* 124:833–839.

Bibliographies

- Xu X., Yu Y., Xu H. (2002) Effect of grinding temperatures on the surface integrity of a nickel-based superalloy. *Journal of Materials Processing Technology* 129:359–363.
- Yang J, Zhou Z, Li B, Zhu D (2011) Study on the simulation model and high-speed characteristics of cylindrical grinding. *Advanced materials research* 223:826–835.
- Younis M, Sadek M., ELwardani T (1987) A New approach to development of a grinding force model. *Journal of Engineering for industry* 109:306–313.
- Yu XX, Lau WS (1999) A finite-element analysis of residual stress in stretch grinding. *Journal of Materials Processing Technology* 94:13–22.
- Zarudi I, Zhang LC (2006) A revisit to some wheel – workpiece interaction problems in surface grinding. 42:905–913.
- Zhang L, Mahdi M (1995) Applied mechanics in grinding -IV: The mechanism of grinding induced phase transformation. *International Journal of Machine Tools Manufacturing* 35:1397–1409.
- Zhao Y, Wang S (1981) Effects of vanadium and a matrix hardness on wear resistance and grindability of general high speed steel. CISRI. China, pp 408–414
- Zhejun Y, Zhonghui H, Kobayashi A (1989) Surface integrity of grinding of bearing steel GCr15 with CBN wheels. *CIRP Annals*. pp 553–556
- (2010) Minitab 16.

Tables des figures

Figure 1.1 Enlèvement de matière par abrasion.....	8
Figure 1.2 Résistance des différentes nuances des cylindres contre les incidents de laminage (Gaspard et al 2004)	11
Figure 1.3 Les aciers rapides se caractérisent par un fort durcissement secondaire à température de revenu élevée (Gaspard et al 1999)	14
Figure 1.4 Comparaison entre la microstructure de la nouvelle nuance d'acier rapide supérieur (HSS) d'un acier rapide standard (Gaspard et al 2010)	15
Figure 1.5 Microduretés comparées des carbures contenus dans les aciers du type HSS (Lévêque 2006)	16
Figure 1.6 Formation des copeaux pendant une opération de rectification d'un acier rapide supérieur riche en vanadium (Kozo et al 1982).....	19
Figure 1.7 Observations au microscope digital USB des griffures détectées en surface des cylindres HSS rectifiés.....	20
Figure 1.8 Relevé du profil de rugosité au niveau d'une griffure.....	21
Figure 1.9 Observation microscopique d'une griffure due probablement à un grain abrasif détaché ou à un carbure fragmenté, observée avec un interféromètre optique	21
Figure 1.10 Illustration des défauts de surface sur un cylindre de laminage	22
Figure 2.1 Observation MEB des essais de rayage : (a) micro-découpe du carbure $M_{23}C_6$ par le silicium ($Habr \approx Hcarb$) , (b) le carbure MC est fissuré après le passage d'un grain Al_2O_3 ($Habr <$ $Hcarb$) (Huth et al 2009).....	30
Figure 2.2 Observation MEB des essais de rayage $Habr < Hcarb$ (a) M_7C_3 stoppe le sillon , (b) le grain de silice est fissuré (Huth et al 2009)	30
Figure 2.3 Micrographie MEB des surfaces usées des aciers : (a) , (b) contenant des carbures MC MC_6 (0.7-0.8 μ m), (c) contenant des carbures MC MC_6 (0.8-1.1 μ m), (d) sans carbures, testées avec la technique Clotest (abrasif Al_2O_3) (Badisch and Mitterer 2003).....	31
Figure 2.4 Micrographie MEB des surfaces usées lors d'un test d'usure à trois corps des aciers martensitique à différentes fractions volumiques en carbures secondaires : (a) 1.3% : sillon lisse continu (b) 9.8% : sillon avec des fissures, écaillage, cavités (Lin and Chang-Jun 1994).....	32
Figure 2.5 Micrographie MEB d'une rayure traversant une zone riche en nanocarbures (Huth et al 2009)	33
Figure 2.6 Modèle de l'usure abrasive pour un cône rigide	34

Figure 2.7 Classification des grains abrasifs selon leurs formes en se basant sur la masse volumique	38
Figure 2.8 Effet de la vitesse de rayage sur les efforts normaux et tangentiels	41
Figure 2.9 Estimation du nombre des grains : (a) image prise à la loupe binoculaire pour une meule CBN (taille de grain 54 μm), (b) densité des particules des grains abrasifs indiquée par le fournisseur de la meule.....	42
Figure 2.10 Scléromètre à basse vitesse	43
Figure 2.11 Acquisition de l'effort normal et tangentiel d'un essai de rayage	44
Figure 2.12 Profil de microdureté d'un échantillon HSS avant rayage	45
Figure 2.13 Microstructure MEB de l'acier HSS à l'état de réception : (a) coupe transversale, (b) surface de l'échantillon	46
Figure 2.14 Micrographie au MEB (Electrons secondaires) de l'acier HSS (a) Carbures primaires, (b) carbures secondaires	47
Figure 2.15 Analyse qualitative des phases d'un l'échantillon de rayage: (a) Imagerie en électrons rétrodiffusés (BSE), (b) Analyse chimique élémentaire (EDS).....	48
Figure 2.16 Topographie de la surface initiale des échantillons, obtenue par interférométrie.....	49
Figure 2.17 Micrographie au MEB des rayures générées par : (a) et (b) Alumine blanc ; (c) et (d) Alumine brun ; (e) et (f) Zirconium ; (g) et (h) Nitrure de bore cubique CBN ($FNg=20N$).....	54
Figure 2.18 Profils latéraux générées par différents grains abrasifs.....	55
Figure 2.19 Volume de matière déplacé en fonction de : (a) rapport H_{mat}/H_{abr} , (b) rapport $HM7C3/H_{abr}$ à différentes conditions d'abrasion	56
Figure 2.20 Corrélation entre l'effort tangentiel de rayage et la morphologie de la surface rayée sous une charge $FNg = 20 N$ avec : (a) Al_2O_3 , (b) ZrK , (c) CBN	58
Figure 2.21 Micrographie MEB des fond des rayures réalisées avec un indenteur CBN ($FNg=20N$)	59
Figure 2.22 Evolution de l'énergie spécifique d'abrasion pour les différents types de grains abrasifs en fonction de la charge normale appliquée.....	60
Figure 2.23 Profils et images au MEB des rayures réalisées avec un indenteur : (a) à angle d'attaque 60° , (b) à angle d'attaque 45° , (c) à angle d'attaque 30°	64
Figure 2.24 Influence de l'angle d'attaque sur l'état de surface au fond de la rayure réalisé avec : (a) $\theta=60^\circ$, (b) $\theta=90^\circ$, (c) $\theta=120^\circ$	65
Figure 2.25 Influence de l'angle d'attaque sur le coefficient de frottement apparent	65
Figure 2.26 Coefficient de frottement apparent en fonction de la force appliquée.....	67
Figure 2.27 Evolution de la section de cratères de rayure en fonction de la force appliquée.....	67
Figure 2.28 Observation MEB des coupes métallographiques des rayures pour différentes charges appliquées et angles d'attaque : (a) $\beta = 60^\circ$; (b) $\beta = 30^\circ$	69

Figure 3.1 Différents modes de rectification : (a) cylindrique extérieure en chariotage ; (b) cylindrique extérieure en plongée ; (c) cylindrique intérieure avec balayage longitudinal ; (d) rainurage plan ; (e) rectification centerless ; (f) rectification de forme	74
Figure 3.2 Dureté des différentes familles d'abrasif (<i>Mahar 1987</i>).....	75
Figure 3.3 Schéma descriptif de la rectification cylindrique extérieure longitudinale	77
Figure 3.4 Facteurs clés caractérisant l'intégrité de surface d'un matériau rectifié	81
Figure 3.5 Comparaison entre la rugosité d'une surface rectifiée donnée par (a) une meule conventionnelle (b) une meule CBN (<i>Bianchi et al 2002</i>).....	83
Figure 3.6 Définition schématique des différents ordres des contraintes dans un domaine couvrant plusieurs grains	84
Figure 3.7 Les trois types de distribution des contraintes résiduelles dues à l'usinage (<i>Parrish 1980</i>)	85
Figure 3.8 La variation des contraintes résiduelles en fonction de la dureté des pièces en différents aciers rectifiés avec une meule CBN (<i>Herzog et al 1989</i>).....	86
Figure 3.9 Effort en rectification	87
Figure 3.10 Plans de caractérisations suivant la direction : (a) Transversale (b) longitudinale	91
Figure 3.11 Microstructure initiale de l'HSS : (a) et (c) direction longitudinale (b) direction transversale (d) les nanocarbures secondaires.....	91
Figure 3.12 Profils de microdureté en coupe	92
Figure 3.13 Etat de surface initial des échantillons (fréquence de coupure $\lambda c = 0.8mm$)	93
Figure 3.14 Dispositif de la rectification cylindrique longitudinale : (a) Montage expérimental (b) Image à la loupe binoculaire de la meule.....	94
Figure 3.15 Mesure de la topographie de surface avec : (a) profilomètre unidirectionnel (b) profilomètre 3D	98
Figure 3.16 Illustration des défauts d'une surface rectifiée : (a) topographie 3D (b) profil d'ondulation (c) profil de rugosité.....	99
Figure 3.17 Evaluation visuelle des surfaces rectifiée : (a) et (b) lignes d'avances ; (c) facettes ...	100
Figure 3.18 Diagrammes des effets moyens correspondant aux paramètres liés à l'ondulation : (a) Wa , (b) WSm	101
Figure 3.19 Diagrammes des effets moyens correspondant aux paramètres d'amplitude.....	102
Figure 3.20 Diagrammes des effets moyens correspondant aux paramètres liés à la portance (Rk)	102
Figure 3.21 Diagrammes des effets moyens correspondant aux paramètres d'espacement :.....	102
Figure 3.22 Evolution de l'enveloppe de la pièce rectifiée en fonction des nombres de passes (<i>Tanguy 1985</i>).....	103

Figure 3.23 Schématisation de la variation de l'épaisseur maximale du copeau en fonction de la vitesse de la pièce	104
Figure 3.24 Diagrammes d'interactions correspondants aux : (a) Ra ; (b) Rt ; (c) Rk	105
Figure 3.25 Evolution des paramètres de rugosité de surface en fonction de l'épaisseur de coupe équivalente : (a) Rugosité arithmétique ; (b) Rugosité totale	107
Figure 3.26 Evolution des paramètres de rugosité de surface en fonction de taux d'enlèvement de matière : (a) Ra ; (b) Rt ; (c) Rk	108
Figure 3.27 Evolution de la courbe de portance en fonction du taux d'enlèvement de matière ($V_s = 17\text{m/s}$)	109
Figure 3.28 Topographies 3D et profils de rugosité des surfaces e fonction du taux d'enlèvement de matière $Zw1 < Zw2 < Zw3$ ($V_s = 17\text{m/s}$)	110
Figure 3.29 Effet de la taille des grains abrasif sur le profil de rugosité ($V_s = 38\text{m/s}$)	111
Figure 3.30 Principes de mesure : (a) mesure sur pic de diffraction (b) définition des axes et des directions de mesure	112
Figure 3.31 Principe et dispositif de détermination des contraintes résiduelles par diffraction RX du LTDS	114
Figure 3.32 Configuration de la mesure des contraintes résiduelles	115
Figure 3.33 Répétabilité des mesures des contraintes résiduelles de surface (Essais 8, 11 et 17 du plan d'expérience de l'annexe I)	116
Figure 3.34 Comparaison de l'état des contraintes résiduelles de surface entre le brut et l'état après rectification ($V_s = 38\text{m/s}$, $V_w = 14\text{m/mn}$, $ap = 8\mu\text{m}$, $fz = 3\text{mm/tr}$): (a) direction de coupe (b) direction de l'avance	117
Figure 3.35 Diagramme des effets pour les contraintes résiduelles de surface (a) direction de coupe (b) direction d'avance	118
Figure 3.36 Evolution des contraintes résiduelles de surface en fonction du taux d'enlèvement de matière	118
Figure 3.37 Variation de la puissance totale mesurée expérimentalement en fonction du taux d'enlèvement de matière	119
Figure 3.38 Profil des contraintes résiduelles avant et après rectification	120
Figure 3.39 Influence de l'avance pour (a) $heq = 0.2558$; (b) $heq = 0.057$	121
Figure 3.40 Influence de la vitesse de la pièce sur les profils de contrainte en rectification	122
Figure 3.41 Influence de la vitesse de la meule	122
Figure 3.42 Profils de la largeur à mi-hauteur FWHM pour : (a) échantillon brut ; (b) échantillon affecté à $5\mu\text{m}$; (c) échantillon affecté à $100\mu\text{m}$	124
Figure 3.43 Profils de microdureté : (a) échantillon affecté à $5\mu\text{m}$, (b) échantillon affecté à $100\mu\text{m}$	125

Figure 3.44 Visualisation de la proche surface : (a) échantillon brut ; (b) échantillon rectifié ($V_s=55\text{m/s}$, $V_w=7\text{m/mn}$, $ap=8\mu\text{m}$, $fz=7\text{mm/tr}$),	127
Figure 3.45 Vue d'ensemble de: (a) montage original ; (b) montage modifié pour la mesure des efforts.....	129
Figure 3.46 Illustration des efforts de coupe en rectification cylindrique extérieure	130
Figure 3.47 Tracés des efforts de rectification cylindrique dans le domaine temporel.....	131
Figure 3.48 Analyse spectrale du signal de l'effort	131
Figure 3.49 Diagrammes des effets purs correspondant aux efforts :.....	133
Figure 3.50 Graphe des effets et des interactions ap , V_s , V_w , fz sur l'effort tangentiel FN	135
Figure 3.51 Graphe des effets interactions ap , V_s , V_w , fz sur l'effort tangentiel FT	137
Figure 3.52 L'énergie spécifique en fonction de la vitesse de la pièce.....	140
Figure 3.53 L'énergie spécifique en fonction de la vitesse de la meule	141
Figure 3.54 Carte caractéristique des mécanismes de coupe en rectification (<i>Lindsay 1986</i>)	142
Figure 3.55 La partie stationnaire présente la composante adhésive qui correspond à un enlèvement de matière nul.....	143
Figure 3.56 Le coefficient de frottement apparent en fonction du taux d'enlèvement de matière	144
Figure 3.57 L'énergie spécifique totale, l'énergie spécifique de déformation plastique et l'énergie spécifique d'adhésion en fonction du taux d'enlèvement de matière ($V_s=38\text{m/s}$)	145
Figure 3.58 Proportion de l'énergie spécifique de déformation plastique en fonction du taux d'enlèvement de matière	146
Figure 4.1 Différentes catégories de modèle et leurs applications (<i>Brinksmeier et al 2006</i>).....	150
Figure 4.2 Le couplage entre les différents phénomènes physiques en rectification	152
Figure 4.3 Modèle de la source mobile en rectification	153
Figure 4.4 Illustration de la répartition de l'énergie à l'interface meule-pièce.....	155
Figure 4.5 Modèle de la surface composite (meule-fluide de refroidissement).....	158
Figure 4.6 Illustration du modèle de grain unique (<i>Rowe 1991</i>)	158
Figure 4.7 Comparaison analytique entre les profils de température issus des différentes formes de sources de chaleur.....	161
Figure 4.8 Modélisation EF macroscopiques de la rectification selon : (a) <i>Doman et al. (2009)</i> , (b) <i>Warnecke et al. (1999)</i> , (c) <i>Kim et al. (2000)</i> , (d) <i>Nguyen et al. (2011)</i>	163
Figure 4.9 Modèle éléments finis : paramètres géométriques, maillage et conditions aux limites .	165
Figure 4.10 Variation de la pente d'écrouissage en fonction de la température (<i>Systus 2011</i>)	166
Figure 4.11 Paramétrage géométrique nécessaire pour le calcul du chargement équivalent.....	169
Figure 4.12 Coefficient de partage calculé selon les modèles analytiques de la littérature.....	171
Figure 4.13 Sensibilité de la distribution de la température au maillage	173

Figure 4.14 Sensibilité de la distribution de la température de surface au coefficient de transfert par convection heq : (a) histoire thermique en un nœud de la surface, (b) distribution de la température à la surface rectifiée.....	175
Figure 4.15 Distribution de température à différentes profondeurs de la source de chaleur.....	176
Figure 4.16 Distribution de la température calculée analytiquement sur la longueur de contact et en profondeur	177
Figure 4.17 Comparaison entre le profil de température analytique et numérique	178
Figure 4.18 Variation de la température en profondeur en fonction de la vitesse d'avance de la source	179
Figure 4.19 Effet de la vitesse de la source Vw sur la température maximale de surface.....	179
Figure 4.20 Influence de la longueur de contact sur le gradient de la température en sous-couche	180
Figure 4.21 Effet de la vitesse de la meule sur l'évolution de la température en sous-couche.....	181
Figure 4.22 Illustration de la variation de l'épaisseur de copeau en fonction de la vitesse de rotation de la meule.....	181
Figure 4.23 Modèle éléments finis pour le calcul thermomécanique : géométrie, maillage, chargement et conditions aux limites	183
Figure 4.24 Contraintes résiduelles simulées : (a) Exemple des isovaleurs des contraintes résiduelles dans la direction de la coupe (Essai E1), (b) Profils de contraintes (Essais E1), (c) Profils de contraintes (Essais E2)	184
Figure 4.25 Gradient de contraintes déterminé expérimentalement: (a) Essai E1 ; (b) Essai E2.	185
Figure 4.26 Historique de la température en un point de la surface lors de multipassages de la source	186
Figure 4.27 Profils des contraintes résiduelles simulées résultant des passages multiples de la source	186
Figure 4.28 Comparaison des diffractogrammes d'un échantillon brut et un échantillon rectifié .	188
Figure 4.29 Cartographie EBSD de l'extrême surface (a) cartographie d'orientation, (b) cartographie de phase ($Vs=55m/s$, $Vw=7m/mn$, $ap=8\mu m$, $fz=7mm/tr$).....	189
Figure 5.1 Montage des laminoirs pilote avec l'insert en HSS	197

Tables

Tableau 1.1 Exemples de plages de teneurs de quelques nuances d'aciers rapides en comparaison avec un acier à haut pourcentage de chrome (Park et al 1999)	12
Tableau 1.2 Les éléments d'alliage correspondants aux diverses propriétés de l'acier rapide (<i>Højerslev 2001</i>)	13
Tableau 2.1 composition chimique de l'HSS	45
Tableau 2.2 Caractéristiques mécaniques de l'HSS	45
Tableau 2.3 Répartition des éléments chimiques dans les différentes phases du matériau.....	48
Tableau 2.4 Images réalisées à la loupe binoculaire des différentes formes d'abrasifs utilisés	50
Tableau 2.5 Indice de plasticité X en fonction de l'angle d'attaque	51
Tableau 3.1 Propriétés thermo-physiques de l'abrasif CBN et de l'oxyde d'alumine Al_2O_3	76
Tableau 3.2 Les propriétés thermo physiques de l'huile comparée à l'eau (<i>Klocke 2009b</i>)	79
Tableau 3.3 Différences entre rectification et tournage	89
Tableau 3.4 Plage des paramètres de rectification appliqués à l'échelle industrielle	90
Tableau 3.5 Etude préliminaire de l'influence des paramètres de rectification cylindrique	95
Tableau 3.6 Niveaux des facteurs	97
Tableau 3.7 Paramètres d'optimisation de la topographie de surface d'un cylindre rectifiée	106
Tableau 3.8 Niveaux des facteurs	133
Tableau 4.1 Synthèse des travaux expérimentaux sur l'identification du coefficient de partage	160
Tableau 4.2 Propriétés physico-chimiques thermo-dépendantes du matériau HSS	166
Tableau 4.3 Propriétés mécaniques du matériau HSS en fonction de la température	167
Tableau 4.4 Paramètres d'entrée du calcul thermique pour l'étude de la sensibilité du maillage ...	172
Tableau 4.5 Essais simulés pour déterminer les contraintes résiduelles	183

Annexes

Plan d'expériences mixte $3^2 \cdot 2^{3-1} = 36$ essais

N° d'essai	Vs (m/s)	Vw (m/mn)	ap (μm)	fz (mm/tr)	Mode	Ra (μm)	Rk (μm)	Rt (μm)	Rsm (μm)	Rsk (μm)	Wa (μm)	WSm (μm)	σ_{xx} (Mpa)	σ_{zz} (Mpa)
1	38	7	8	3	AVA	0.350	1.088	3.142	188.007	-0.359	0.270	1806.207	-704	-949
2	38	22	18	3	AVA	0.504	1.467	4.229	167.960	0.569	0.678	2422.417	-700	-967
3	17	22	8	3	AVA	0.427	1.470	3.483	98.464	0.014	0.251	1692.917	-604	-856
4	38	14	18	7	AVA	0.529	1.731	4.307	114.623	-0.059	1.170	3728.917	-567	-798
5	38	14	8	3	AVA	0.416	1.232	3.703	115.793	-0.137	0.505	2368.640	-668	-901
6	38	7	18	7	AVA	0.456	1.530	3.945	131.017	-0.204	1.206	3785.557	-676	-907
7	38	22	8	3	AVA	0.410	1.331	3.341	131.660	-0.256	0.244	2296.350	-579	-858
8	17	22	18	3	AVA	0.431	1.442	3.188	135.637	0.462	0.154	1965.547	-648	-876
9	17	14	8	3	AVA	0.269	0.905	2.031	93.703	0.147	0.154	1964.880	-698	-935
10	17	14	18	7	AVA	0.359	1.054	2.639	113.520	0.169	0.670	3100.387	-842	-1011
11	17	7	8	3	AVA	0.361	1.093	3.261	151.353	-0.130	0.278	1890.293	-903	-1074
12	17	7	18	7	AVA	0.567	1.869	5.504	133.030	-0.301	1.346	4988.000	-599	-848
13	55	7	18	7	AVA	0.444	1.406	4.113	122.137	0.038	1.074	3945.833	-624	-862
14	55	7	8	7	AVA	0.488	1.517	3.237	135.220	0.280	1.039	2447.023	-652	-877
15	55	14	18	7	AVA	0.415	1.273	3.134	135.005	-0.359	2.022	4820.027	-635	-875
16	55	14	8	7	AVA	0.474	1.448	4.701	117.873	0.267	0.883	4343.417	-650	-882
17	55	22	18	7	AVA	0.527	1.647	4.529	134.097	0.158	1.197	4277.750	-460	-716
18	55	22	8	3	AVA	0.411	1.387	3.310	93.160	-0.153	0.483	2892.320	-689	-917
19	38	7	18	3	OPP	0.329	1.069	3.372	162.387	0.080	0.380	2514.127	-773	-985
20	38	7	8	7	OPP	0.416	1.331	3.166	127.223	-0.170	1.080	4592.110	-707	-923

21	38	14	18	3	OPP	0.380	1.241	3.000	84.940	0.077	0.281	2233	-699	-936
22	38	14	8	7	OPP	0.443	1.455	3.271	103.367	0.170	0.796	3662	-657	-901
23	38	22	8	7	OPP	0.418	1.411	3.156	102.503	0.091	1.086	5487	-646	-881
24	38	22	18	7	OPP	0.480	1.439	4.926	148.643	-0.065	1.293	4885.23	-604	-829
25	17	7	18	3	OPP	0.356	1.206	2.580	126.907	0.137	0.341	2550	-689	-948
26	17	14	8	7	OPP	0.478	1.495	4.144	118.250	0.132	0.384	2894.88	-636	-891
27	17	14	18	3	OPP	0.370	1.340	3.206	154.000	0.126	0.343	2483.627	-638	-892
28	17	7	8	7	OPP	0.457	1.512	3.405	138.823	0.024	0.889	5507.543	-678	-913
29	17	22	18	7	OPP	0.493	1.597	3.781	122.527	0.208	0.621	4755.473	-591	-825
30	17	22	8	7	OPP	0.388	1.320	3.298	120.077	0.239	0.264	3349.943	-656	-876
31	55	7	8	3	OPP	0.230	0.710	2.060	103.103	0.066	0.109	1747.293	-666	-877
32	55	7	18	3	OPP	0.277	0.930	2.367	89.820	0.175	0.248	2167.930	-745	-959
33	55	14	18	3	OPP	0.278	0.955	2.500	90.507	0.178	0.295	2152.610	-713	-945
34	55	14	8	3	OPP	0.302	0.940	2.400	124.110	0.211	0.362	2323.433	-735	-968
35	55	22	8	7	OPP	0.437	1.318	4.151	152.503	-0.231	1.213	4799.833	-684	-890
36	55	22	18	3	OPP	0.388	1.297	2.901	106.557	-0.041	0.607	6747.167	-600	-850

Plan d'expériences factoriel fractionnaire $2^{5-1} = 16$ essais

N° d'essais	Vs (m/s)	Vw (m/mn)	a _p (µm)	fz (mm/tr)	Mode	F _T (N)	F _N (N)
1	55	7	18	3	OPP	7.0	55.0
2	25	22	8	3	AVA	12.0	42.0
3	25	7	8	3	AVA	16.0	55.0
4	25	7	8	7	OPP	28.0	69.0
5	55	22	18	3	AVA	13.5	66.0
6	55	22	18	7	OPP	9.0	81.0
7	25	22	8	7	OPP	12.0	60.0
8	55	7	18	7	AVA	7.25	71.0
9	25	7	18	3	OPP	8.00	68.0
10	55	22	8	3	AVA	9.0	63.0
11	25	22	18	7	AVA	35.0	100.0
12	55	7	8	3	OPP	17.0	52.0
13	55	22	8	7	OPP	19.0	59.0
14	25	22	18	3	OPP	30.0	86.0
15	25	7	18	7	AVA	21.0	74.0
16	55	7	8	7	AVA	23.0	77

N° d'ordre : 2014ENISE0024

Haifa SALLEM

STUDY OF THE GRINDABILITY OF THE HIGH SPEED STEEL. APPLICATION TO ROLLING ROLLS OF ALUMINUM ALLOYS.

Speciality : Mechanics and Engineering

Keywords : Cylindrical grinding, grindability, surface integrity, High Speed Steel, carbides, microstructure, superabrasive, thermomechanical simulation, roughness, residual stresses.

Abstract :

Rolled sheet quality depends on microgeometric characteristics of the work roll obtained by grinding operation. However, work roll life and performance characteristics are usually sensitive to surface integrity in grinding in terms of surface topography, residual stresses distribution, microstructure modification, tribological behavior (friction, wear), gradient of properties... So, adjustments of grinding process are necessary to reach the required quality on roll and rolled sheet surfaces. The present study aims to characterize the grindability of new high speed steel used for cold rolling. Given the high hardness of functional surfaces and the particular microstructure, single grit scratch tests were conducted in order to classify several families of abrasive grains and study the grindability of this steel. It was found that superabrasive CBN is the most convenient abrasif, able to grind the high speed. Considering pervious results, the study of the grinding process was conducted using CBN wheels. An experimental approach has been implemented, it allowed to get an overview of the impacts of operating parameters of cylindrical grinding on surface integrity of the ground surface i.e. roughness parameters, surface residual stress and depth . The results show in particular that a combination of the HSS, the CBN wheel and the oil lubrication in finish grinding leads to the generation of compressive residual stresses. In order to understand multiphysical phenomena in the contact wheel-workpiece, numerical simulation of grinding process was conducted using equivalent thermo-mechanical source. Results show, indirectly, that the compressive residual stresses are principally related to metallurgical transformations leading to microstructural change.

N° d'ordre : 2014ENISE0024

Haifa SALLEM

**ÉTUDE DE L'APTITUDE A LA RECTIFICATION DES ACIERS RAPIDES SUPERIEURS.
APPLICATION AUX CYLINDRES DE LAMINAGE DE DES ALLIAGES D'ALUMINIUM**

Spécialité: Mécanique et Ingénierie

Mots clefs : rectification cylindrique, aptitude à la rectification, intégrité de surface, acier rapide supérieur, carbures, microstructure, Super abrasif, couplage thermomécanique, rugosité, contraintes résiduelles.

Résumé :

La qualité des tôles laminées dépend de la qualité microgéométrique du cylindre de laminage. Celle-ci à son tour dépend du procédé de rectification qui a permis la réalisation de la surface fonctionnelle. Enfin, la durée de vie des cylindres dépend de l'intégrité de surface à savoir la topographie de surface, la microstructure de la zone affectée, la distribution des contraintes résiduelles, les gradients de propriété, etc...

Ainsi, le travail effectué a pour objectif de caractériser l'aptitude à la rectification d'une nouvelle nuance d'acier rapide supérieur, s'est déroulé en trois étapes. Tout d'abord, compte tenue de la dureté excessive des surfaces fonctionnelles et de la microstructure particulière de l'acier, il a été nécessaire de mettre en place des essais de rayage pour classifier plusieurs familles de grains abrasifs et étudier la rectifiabilité de cet acier à l'échelle du grain. On s'est rapidement aperçu que les abrasifs traditionnels ne répondent pas aux exigences attendues. Les essais de rayage avec des indenteurs CBN ont donné de bons résultats. Par conséquent, la procédure de rectification, a été menée directement avec des meules en CBN. Une démarche expérimentale a été mise en place, elle a permis d'obtenir un aperçu sur les impacts des paramètres opératoires de la rectification cylindrique sur l'intégrité de la surface rectifiée à savoir les paramètres de rugosité, les contraintes résiduelles en surface et en profondeur. Les résultats montrent notamment que la combinaison HSS-CBN-huile en rectification de finition mène à la génération des contraintes résiduelles de compression. En vue de comprendre les phénomènes multi-physiques dans l'interface meule/pièce, la simulation par éléments finis du procédé de rectification cylindrique a été menée. Les calculs thermomécaniques réalisés, en utilisant une source thermomécanique équivalente, ont montré indirectement que les contraintes résiduelles de compression viennent essentiellement d'un changement microstructural lié principalement à des transformations métallurgiques et/ ou à un écrouissage fort de la sous couche rectifiée.