



HAL
open science

Etude de l'influence de la microstructure et des paramètres de coupe sur le comportement en tournage dur de l'acier à roulement 100Cr6

Malek Habak

► **To cite this version:**

Malek Habak. Etude de l'influence de la microstructure et des paramètres de coupe sur le comportement en tournage dur de l'acier à roulement 100Cr6. Sciences de l'ingénieur [physics]. Arts et Métiers ParisTech, 2006. Français. NNT : 2006ENAM0057 . pastel-00002142

HAL Id: pastel-00002142

<https://pastel.hal.science/pastel-00002142>

Submitted on 9 Sep 2010

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.



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

THÈSE

pour obtenir le grade de

Docteur

de

l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers

Spécialité " Mécanique - Matériaux - Procédés "

présentée et soutenue publiquement

par

Malek HABAK

le 11 décembre 2006

**ETUDE DE L'INFLUENCE DE LA MICROSTRUCTURE ET DES
PARAMETRES DE COUPE SUR LE COMPORTEMENT EN
TOURNAGE DUR DE L'ACIER A ROULEMENT 100Cr6**

Directeur de thèse : Jean Pierre L'HUILLIER

*Codirecteur(s) de thèse : Jean Lou LEBRUN
Bertrand HUNEAU*

Jury :

M. René BILLARDON, Professeur, LMT, Cachan, Paris VI..... Rapporteur - Président
Mme. Sabine DENIS, Professeur, LSG2M, Ecole des Mines, Nancy Rapporteur
M. Enrico D'ERAMO, Ingénieur de Recherche, ASCOMETAL..... Examineur
M. Jean Pierre L'HUILLIER, Professeur, LPMI, ENSAM, Angers..... Examineur
M. Jean Lou LEBRUN, Maître de Conférences, LPMI, ENSAM, Angers Examineur
M. Bertrand HUNEAU, Maître de Conférences, GeM, Ecole Centrale Nantes Examineur

Laboratoire Procédés-Matériaux-Instrumentations
ENSAM, CER d'Angers

Je dédie ce modeste travail à :

*Mon très cher père et à ma très chère mère qui sont sans
cesse à mes côtés ;*

*Mon très cher frère et mes très chères sœurs qui m'ont
toujours soutenu ;*

Mes grands-parents ;

La mémoire de mon oncle L. Hakim ;

Toute ma famille ;

Ma chère D. Hassina ;

Mon compagnon de toujours N. Karim ;

Tout mes ami(e)s.

Remerciements

Cette étude a été effectuée dans le cadre d'un Contrat de Plan-Etat-Région Pays de Loire, intitulé Programme de Recherche pour l'Amélioration de la Productivité (CPER PRAP 2000-2006). Elle a été conduite au sein de l'équipe Mécanique-Structures-Procédés de Transformation-Fonctionnalisations (MSPTF) du Laboratoire Procédés-Matériaux-Instrumentation (LPMI) de l'Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers (ENSAM) - CER d'Angers et en collaboration avec l'Institut de Recherche en Génie Civil et Mécanique (GeM) de l'Ecole Centrale de Nantes. Ce travail a été financé par Angers Loire Métropole et les Collectivités Locales.

Je tiens tout d'abord à remercier Monsieur Marian Reszka, Directeur de l'ENSAM-CER d'Angers et Monsieur le Pr. Jean-Pierre L'Huillier, Directeur du Laboratoire et mon Directeur de thèse pour m'avoir accueilli et m'avoir ainsi permis de réaliser ces travaux de recherches.

Je remercie très chaleureusement Monsieur Jean-Lou LEBRUN, Maîtres de conférences à l'ENSAM, pour m'avoir confié ce sujet de thèse, pour m'avoir encadré durant ces trois années avec beaucoup de patience, de disponibilité et de professionnalisme en me faisant ainsi profiter de ses compétences, expériences et de ses conseils fructueux. Ce fut un réel plaisir de travailler avec lui durant ces années.

Mon travail doit aussi à Monsieur Bertrand HUNEAU Maître de conférences à l'E.C. Nantes. Sa confiance, ses conseils, son aide auront beaucoup comptés. Qu'il soit ici sincèrement remercié.

Je tiens également à témoigner ma reconnaissance à Monsieur René Billardon, Professeur des Universités-Paris VI, pour avoir accepté le rôle de rapporteur de ce travail et de président du jury de ma thèse. Je le remercie aussi pour l'intérêt qu'il a porté à ce travail et pour les diverses discussions fructueuses.

J'exprime toute ma gratitude à Madame Sabine DENIS, Professeur des Universités à l'Ecole des Mines de Nancy, qui a bien voulu être rapporteur de cette étude et qui m'a fait profiter de ces remarques riches et constructives.

Je remercie toutefois Monsieur Enrico D'ERAMO, Ingénieur de Recherche, ASCOMETAL qui a accepté de juger mon travail.

Je suis très reconnaissant envers Madame Anne MOREL, Maîtres de conférences à l'ENSAM pour ses aides précieuses, ses conseils avisés, son soutien et pour avoir toujours été présente lorsque j'en avais besoin.

Que Messieurs Daniel BADIE-LEVET, Phillipe DAL-SANTO, Jean Luc GODET, Franck MOREL, Alain POTIRON, Patrick ROBERT trouvent ici l'expression de ma profonde gratitude pour leur aide, leur conseil, leur encouragement permanent qu'ils m'ont apportés durant ces années.

Un grand merci à : Adrien, Alexandre, Ali, Anis, Camille, Cyril, Danny, Eric, Etienne, Guénael, Huyen, Riadh, Stefan, Sylvie, Tarek ... pour leur soutien, leur contribution, leur gentillesse et pour l'ambiance de travail qui fut toujours agréable.

Enfin, je n'oublierai guère d'exprimer toute ma gratitude aux personnels de l'ENSAM et de la SERAM, à Claude, Dominique, Gilles, Sébastien, Xavier ... et à tous ceux qui ont contribué de près ou de loin à la réalisation de ce travail.

Je mesure la chance d'avoir préparé ma thèse dans un environnement scientifique aussi riche et vivant que le Laboratoire LPMI de l'ENSAM.

TABLE DES MATIERES

INTRODUCTION GENERALE	1
I. GENERALITES SUR L'USINAGE	3
I.1. Usinage	3
I.1.1. Les paramètres de coupe en tournage	3
I.1.1.1. Vitesse de coupe.....	3
I.1.1.2. L'avance par tour	4
I.1.1.3. La profondeur de passe	4
I.2. Les outils de coupe.....	4
I.2.1. Angles de direction et d'inclinaison d'arête	5
I.2.2. Caractéristiques géométriques de la pointe d'outil	5
I.2.2.1. Rayon de bec et angle de taillant.....	5
I.2.2.2. Angle de coupe et l'angle de dépouille	5
I.3. Le chariotage paraxial	6
I.4. La coupe orthogonale.....	6
I.5. Usinages avancés	7
I.5.1. Usinage assisté jet d'eau haute pression	7
I.5.2. Usinage assisté Laser.....	8
I.5.3. Usinage assisté par ultrasons.....	8
I.5.4. Usinage assisté champ magnétique	9
I.5.5. Autres assistances.....	9
I.6. Formation du copeau.....	9
I.6.1. Echelle macroscopique.....	10
I.6.2. Echelle microscopique.....	10
I.6.2.1. Copeau continu	11
I.6.2.2. Copeau avec arête rapportée	11
I.6.2.3. Copeau discontinu	12
I.6.3. Cas particuliers – Formation du copeau en usinage dur	13
I.7. Formation de couches blanches	15
I.8. Modèles analytiques de la coupe	18
I.8.1. Modèle de Merchant	18
I.8.2. Modèle d'Albrecht	18
I.8.3. Modèle de Boothroyd.....	19
I.8.4. Modèle d'Oxley	19
I.9. Autres modèles de coupe.....	20
I.10. Conclusion intermédiaire	22
I.11. Méthodologie d'étude expérimentale de la coupe	22
I.11.1. Analyse thermique de la coupe	23
I.11.1.1. Mesures indirectes de température	23
I.11.1.2. Mesures directes de température	23
I.11.1.2.1. Mesure de température de coupe par thermocouple	23
I.11.1.2.2. Mesure de température par la méthode optique	27
I.12. Analyse des contraintes résiduelles	29
I.12.1. Ordres de contraintes résiduelles.....	29
I.12.2. Analyse des contraintes par la méthode de la diffraction des rayons X.....	30
I.12.3. Origine des contraintes résiduelles en usinage.....	33
I.13. Efforts de coupe.....	35
I.14. Conclusion.....	37
II. COMPORTEMENT.....	38
II.1. Introduction	38

II.2.	Définition de l'acier utilisé.....	38
II.2.1.	Cas de l'acier 100Cr6 avec carbures :	39
II.2.2.	Cas du 100Cr6 sans carbure :	39
II.3.	Simulation expérimentale du contact outil-copeau	42
II.3.1.	Présentation du dispositif (thermotribomètre)	42
II.3.2.	Conditions expérimentales	44
II.3.3.	Résultats expérimentaux	45
II.3.3.1.	Effet de la vitesse de glissement et de la charge appliquée	48
II.3.3.2.	Effet de la dureté	50
II.3.3.3.	Effet de la microstructure	51
II.3.4.	Conclusion sur le frottement	52
II.4.	Simulation expérimentale de la zone de cisaillement primaire	53
II.4.1.	Loi de comportement en usinage	53
II.4.2.	Essai de cisaillement	54
II.4.2.1.	Essai de cisaillement quasi-statique	55
II.4.2.2.	Essai de cisaillement dynamique	58
II.4.2.2.1.	Principe des essais dynamiques	59
II.4.2.2.2.	Caractérisation à grandes déformations	61
II.4.2.2.3.	Analyse des éprouvettes cisailées	65
II.4.3.	Identifications et discussions	67
II.5.	Conclusion de l'étude comportementale	75
III.	ANALYSE EXPERIMENTALE DE LA COUPE	77
III.1.	Rappel sur le tournage dur	77
III.1.1.	L'outil de coupe en tournage dur (le cBN)	77
III.2.	Expérimentations	79
III.3.	Etude de la coupe tridimensionnelle	81
III.3.1.	Définition des conditions expérimentales	81
III.3.2.	Résultats expérimentaux	84
III.3.2.1.	Morphologie du copeau	84
III.3.2.2.	Analyse des efforts de coupe et de la pression spécifique	85
III.3.2.2.1.	Influence des paramètres de coupe	85
III.3.2.2.2.	Influence de la dureté	88
III.3.2.2.3.	Influence des carbures	89
III.3.2.3.	Analyse des états de surface	90
III.3.2.3.1.	Influence des paramètres de coupe	91
III.3.2.3.2.	Influence de la dureté	93
III.3.2.3.3.	Influence des carbures	94
III.3.2.4.	Analyse des contraintes résiduelles par la technique de la diffraction des rayons X	95
III.3.2.4.1.	Influence des paramètres de coupe	97
III.3.2.4.2.	Influence de la dureté du matériau usiné	102
III.3.2.4.3.	Influence de la microstructure	103
III.3.2.5.	Influence d'un revêtement sur la coupe	105
III.3.3.	Synthèse sur la coupe tridimensionnelle	107
III.4.	Etude de la coupe orthogonale	111
III.4.1.	Méthodologie expérimentale	111
III.4.2.	Analyse des efforts de coupe	113
III.4.2.1.	Influence des paramètres de coupe	113
III.4.2.2.	Influence des carbures	114
III.4.3.	Analyse thermique de la zone de coupe	115
III.4.3.1.	Influence des paramètres de coupe	116
III.4.3.2.	Influence de la microstructure	119
III.4.3.3.	Analyse des nouvelles cartes thermiques	119
III.4.3.4.	Synthèse sur l'analyse thermique	122
III.4.4.	Morphologie des copeaux	125
III.4.4.1.	Influence des paramètres de coupe et de la microstructure du matériau	126
III.4.4.2.	Récapitulatif de l'influence de la microstructure du matériau usiné	130
III.4.5.	Formation de couches blanches	130
III.4.5.1.	Analyse des copeaux	130
III.4.5.2.	Analyse des surfaces usinées	135
III.5.	Conclusions de l'analyse expérimentale de la coupe	136
CONCLUSION GENERALE	138	

TABLE DES MATIERES

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES.....	141
LSITE DES FIGURES	149
LISTE DES TABLEAUX	150
ANNEXE 1 : USINAGE ASSISTE JET D'EAU HAUTE PRESSION ET SON INFLUENCE SUR LES CONTRAINTES RESIDUELLES	151
ANNEXE 2 : DIAGRAMMES TTT D'UN 100CR6.....	157
ANNEXE 3 : QUELQUES RESULTATS BRUTS	158
ANNEXE 4 : TECHNIQUE D'ANALYSE DE TEMPERATURE A LA POINTE D'OUTIL PAR IMAGERIE CCD- PROCHE INFRAROUGE	162
ANNEXE 5 : CARACTERISTIQUES DE L'ACIER A ROULEMENT 100CR6	164

INTRODUCTION GENERALE

Introduction générale

GENERALITES SUR L'USINAGE

COMPORTEMENT

ANALYSE DE LA COUPE

CONCLUSION GENERALE

INTRODUCTION GENERALE

Aujourd'hui, plus que jamais, les industriels cherchent à gagner du temps et à diminuer les coûts de fabrication tout en respectant l'environnement. En dépit de ces considérations, les concepts liés à l'usinage ont surtout évolué grâce à de nombreux essais expérimentaux sans bénéficier de vraies approches scientifiques. Ce n'est que récemment que des modèles numériques ont vu le jour. Cependant, la capacité de ces modèles à reproduire la coupe reste limitée, ce qui ne répond pas toujours aux attentes des industriels. Améliorer la fiabilité de ces modèles nécessite de palier le manque de données expérimentales nécessaires afin de confronter les simulations numériques. Ces données expérimentales et numériques vont par la suite permettre de mieux appréhender les différents mécanismes régissant l'interaction copeau-outil-pièce, à savoir :

- Les gradients de température et de déformations élevées ;
- Les évolutions des propriétés thermomécaniques générées pendant la coupe.

L'usinage des aciers "durs" est un nouveau procédé qui fait appel à des outils de coupe performants et aux géométries de coupe particulières. Ce procédé a été développé pour remplacer des opérations très coûteuses, telles que la finition par abrasion, et pour protéger l'environnement en supprimant la lubrification (recours à l'usinage à sec). Malgré les avancées dont a bénéficié ce procédé, notamment la mise en service de nouveaux outils comme le cBN (Nitrure de Bore cubique), il n'est toujours pas répandu dans l'industrie. Le coût des plaquettes et le domaine de fonctionnement mal défini pour un couple outil-matière à usiner le rendent difficilement exploitable. De plus, la microstructure du matériau peut affecter le produit final et l'usure de ces plaquettes.

Ces constatations nous ont conduits à développer des travaux dont l'objectif est double :

- d'une part, mettre en évidence le comportement d'un acier à roulement en usinage dur, étudier le rôle du traitement thermique et de la microstructure sur la coupe et les produits de coupe ;
- d'autre part, obtenir une base de données expérimentales propres à améliorer les simulations numériques actuellement disponibles.

Le manuscrit est structuré en **deux grandes parties** autour desquelles s'articulent trois chapitres qui renferment des généralités sur l'usinage, l'étude comportementale de l'acier étudié ainsi que l'analyse expérimentale de la coupe.

La première partie, qui repose sur le chapitre I, relate les fondements scientifiques liés à l'usinage et fait référence à différents résultats issus de la littérature. La majorité des études présentées concernent principalement le tournage et plus particulièrement la configuration de coupe orthogonale. Nous nous intéressons notamment aux techniques d'analyse in-situ en coupe (mesures de la température et des efforts de coupe) et aux intégrités de surface (rugosité, contraintes résiduelles, couches blanches ...).

La deuxième partie (chapitre II et III) a trait aux travaux qui ont été réalisés. Celle-ci comporte deux chapitres portant sur les aspects expérimentaux. Le chapitre II traite principalement le comportement de l'acier à roulement 100Cr6 durci avec différents états métallurgiques dans des conditions de chargement extrême proches de celles rencontrées en usinage. Trois thèmes sont analysés : l'acier utilisé et les différents traitements thermiques subis afin d'obtenir les duretés et les microstructures souhaitées sont présentés. Une reproduction expérimentale de formation la bande de cisaillement secondaire en utilisant un thermotribomètre dédié à reproduire une opération de coupe est présentée. Ceci va permettre d'apporter des éclaircissements sur les phénomènes de contact outil-copeau en usinage et sur l'influence de la dureté et de la microstructure du matériau sur le

comportement tribologique avec le même outil (en cBN). Le troisième thème met en évidence les problèmes du comportement du matériau liés aux conditions d'usinage. Des essais mécaniques de cisaillement en quasi-statique et en dynamique ont été réalisés dans le but de comprendre le comportement du 100Cr6 et de reproduire la zone de cisaillement primaire et les bandes blanches observées sur les copeaux. Ces essais ont été pratiqués dans différentes conditions (à froid, à chaud, pour différentes microstructures et duretés). L'observation micrographique des éprouvettes cisillées et les courbes force-déplacements issues de ces essais ont mis en évidence l'effet de la microstructure et le lien entre les effets thermomécaniques et l'apparition de zones blanches. L'identification des paramètres de la loi de comportement selon Johnson-Cook directement à partir des essais expérimentaux de caractérisation s'est avérée très délicate. Elle est donc réalisée sous la forme d'un problème inverse en utilisant la simulation par la méthode des éléments finis. L'intérêt de l'étude comportementale de l'acier 100Cr6 dans les conditions extrêmes est dû en particulier au fait que les déformations et les vitesses de déformation atteintes lors des essais sont proches de celles obtenues en usinage

Durant une opération de tournage, l'énergie mécanique due à la contrainte imposée par l'outil, provoque une plastification de la matière usinée. De plus, l'essentiel de l'énergie mécanique se transforme en énergie thermique. Cette température est accentuée par celle induite par le frottement outil-copeau tout en provoquant une détérioration de l'outil. C'est dans le but de comprendre l'évolution de cette température que des essais expérimentaux destinés à la compréhension de la métrologie de la coupe ont été réalisés. Ces essais constituent le cœur du troisième chapitre. Il se compose de deux grands thèmes. Le premier est consacré à une étude expérimentale de la coupe tridimensionnelle. Il vise à réaliser une exploration assez large des conditions de coupe (vitesse de coupe, avance, profondeur de passe), état métallurgique du matériau (dureté et microstructure) et du revêtement sur les efforts de coupe et les produits de coupe (les états de surface et les contraintes résiduelles). Il est suivi par un deuxième thème qui traite d'une analyse thermique de la coupe dans la configuration de coupe orthogonale, et de l'influence des paramètres tels que la vitesse de coupe, l'avance et la microstructure sur la température de coupe et les efforts de coupe. Nous expliquerons ces influences ainsi que la formation de copeau et l'apparition de couches blanches à travers une comparaison des résultats obtenus avec ceux de l'étude comportementale (chapitre II) et de la coupe tridimensionnelle.

Nous concluons en exposant l'intérêt des résultats obtenus et les perspectives d'études qui nous semblent essentielles pour la suite.

INTRODUCTION GENERALE

GENERALITES SUR L'USINAGE

- I.1. Usinage
- I.2. Les outils de coupe
- I.3. Le chariotage paraxial
- I.4. La coupe orthogonale
- I.5. Usinage avancés
- I.6. Formation du copeau
- I.7. Formation des couches blanches
- I.8. Modèles analytique de la coupe
- I.9. Autres modèles de coupe
- I.10. Conclusions intermédiaire
- I.11. Méthodologie d'étude expérimentale de la coupe
- I.12. Analyse des contraintes résiduelles
- I.13. Efforts de coupe
- I.14. Conclusion

COMPORTEMENT

ANALYSE DE LA COUPE

CONCLUSION GENERALE

I. GENERALITES SUR L'USINAGE

I.1. Usinage

L'usinage est un procédé de génération de surfaces. Il consiste à créer une nouvelle surface par enlèvement de matière (formation de copeaux) en utilisant un outil coupant. Les caractéristiques de cette surface dépendent du couple outil-matière, c'est-à-dire des paramètres mis en jeu pendant la coupe (vitesse de coupe, vitesse d'avance, profondeur de passe ...).

En usinage, il existe plusieurs configurations utilisables selon le procédé de coupe (le fraisage, le rabotage, le tournage ...). Durant notre étude, nous nous intéresserons plus précisément à la technique d'enlèvement de matière par tournage suivant deux configurations : la coupe tridimensionnelle (le chariotage) et la coupe bidimensionnelle (connue sous le nom de coupe orthogonale).

En tournage, dans une opération de chariotage paraxial : la pièce et l'outil sont respectivement animés par un mouvement de rotation autour d'un axe bien défini et par un mouvement de déplacement parallèle à cet axe (Figure I-1). La rotation de la pièce définit la vitesse de coupe, quant au déplacement de l'outil, il définit la vitesse d'avance. La configuration de ces deux mouvements associés à la géométrie de l'outil permet d'obtenir la création du copeau.

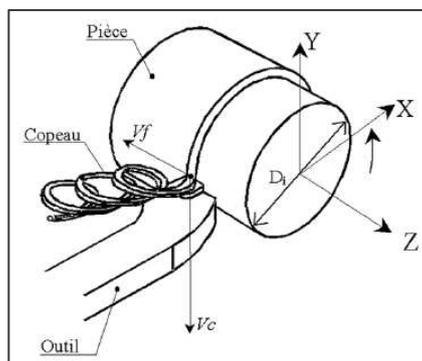


Figure I-1. Représentation du tournage (chariotage).

I.1.1. Les paramètres de coupe en tournage

Les conditions de coupe mises en jeu pendant le tournage, hormis les caractéristiques de l'outil, sont :

I.1.1.1. Vitesse de coupe

Le choix de la vitesse de coupe (V_c) dépend de la nature de l'opération effectuée et du couple outil-matière (caractéristiques physiques et mécaniques du matériau usiné et du matériau usinant). En pratique, la vitesse de coupe est réglée par la vitesse de rotation de la pièce (notée N et exprimée en tour.mn^{-1}). Cette vitesse dépend de la vitesse de coupe et du diamètre de la pièce à usiner. La relation reliant la vitesse de coupe et la vitesse de rotation est donnée par l'Équation I-1.

$$N = \frac{1000 \times V_c}{\pi \times D} \quad \text{Équation I-1}$$

avec :

- D diamètre de la pièce exprimée en mm ;
- V_c vitesse de coupe [$\text{m} \cdot \text{mn}^{-1}$] ;
- N vitesse de rotation [$\text{tour} \cdot \text{mn}^{-1}$].

I.1.1.2. L'avance par tour

L'avance correspond au déplacement de l'outil en fonction de la rotation de la pièce pendant la formation de copeau. L'avance est notée f et est exprimée en $\text{mm} \cdot \text{tour}^{-1}$. Comme pour la vitesse de coupe, en pratique, l'avance s'exprime en vitesse d'avance V_f . Cette dernière représente la vitesse à laquelle l'outil se déplace par rapport au bâti de la machine selon les axes longitudinal et transversal et en fonction du nombre de tours effectués par la pièce. Elle est donnée par l'Équation I-2.

$$V_f = f \times N \quad \text{Équation I-2}$$

avec :

- V_f vitesse d'avance exprimée en $\text{mm} \cdot \text{min}^{-1}$.

I.1.1.3. La profondeur de passe

La profondeur de passe représente la différence des rayons avant et après usinage (profondeur de la matière à enlever). Elle est notée a_p et exprimée en mm. En coupe orthogonale, ce paramètre disparaît car il est confondu avec l'avance.

I.2. Les outils de coupe

Le choix des paramètres présentés ci-dessus dépend directement de l'outil de coupe (nuances, géométries...), du matériau à usiner, de la nature de l'opération à réaliser et du produit final (état de surface, contraintes internes, changement de phase...). Dans ce qui suit, nous ne présenterons que les paramètres d'outils de coupe essentiels à cette étude. Pour les décrire, il est nécessaire de donner les différents angles caractéristiques de l'outil. Ces derniers sont définis par les plans de référence dans le système de l'outil en main sur un outil de chariotage (Figure I-2).

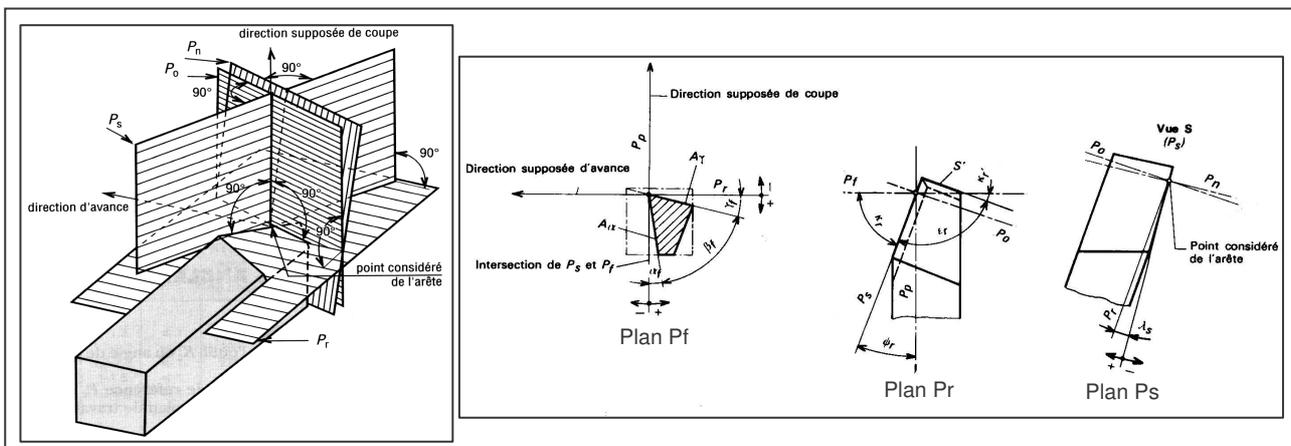


Figure I-2. Plans et angles en main sur un outil de chariotage [Norme NF E 66-502].

I.2.1. Angles de direction et d'inclinaison d'arête

L'angle de direction d'arête (κ_r) est l'angle, projeté dans le plan de référence de l'outil P_r , entre l'arête de coupe et la direction d'avance (Figure I-2 et Figure I-3). Selon le type d'usinage, l'outil de coupe et/ou le porte outil, un angle de direction d'arête est imposé. Cet angle a une influence sur la direction des forces de coupe, sur la direction d'évacuation des copeaux, la largeur de copeau et sur l'usure de l'outil. L'angle d'inclinaison d'arête (λ_s) est l'angle formé entre l'arête de coupe et le plan de référence P_r dans le plan P_s (Figure I-2).

I.2.2. Caractéristiques géométriques de la pointe d'outil

La pointe de l'outil est la zone de contact avec la matière. Elle est ainsi la zone de l'outil de coupe la plus sollicitée mécaniquement et thermiquement. A cet effet, il est important de bien choisir les caractéristiques géométriques de la pointe de l'outil. Ces dernières sont définies principalement par le rayon du bec de l'outil (r_ϵ), l'angle de pointe (ϵ_R), l'arrondi d'arête (r_β) l'angle de coupe (γ) et l'angle de dépouille (α) (cf. Figure I-3).

I.2.2.1. Rayon de bec et angle de taillant

La Figure I-3, représente un schéma d'une pointe d'outil dans les plans P_f et P_r . Le rayon de bec (r_ϵ) est essentiel dans le choix d'un outil de coupe, car il conditionne la rugosité de la surface à usiner et détermine la résistance du bec de l'outil (plus le rayon de bec est élevé, plus l'outil résiste aux efforts de coupe dans les limites admises par la géométrie), alors que l'angle de taillant (β) est l'angle reliant la face de coupe à la face de dépouille (Figure I-3).

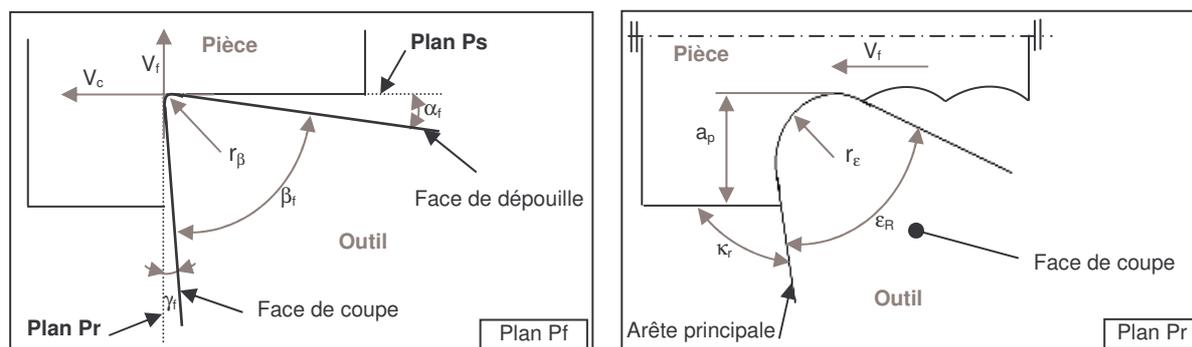


Figure I-3. Représentation de la pointe de l'outil (plans et angles en main sur un outil de chariotage).

I.2.2.2. Angle de coupe et l'angle de dépouille

L'angle de coupe (γ) et l'angle de dépouille (α) sont liés à la géométrie de l'outil qui à son tour dépend fortement de la nature du couple outil-matière et des conditions de coupe.

L'angle de coupe c'est l'angle qui se trouve entre la face de coupe et le plan de référence P_r dans le plan P_f (cf. Figure I-3). Il est déterminant dans la formation du copeau. Selon le matériau à usiner, il peut passer d'une valeur positive à une valeur très négative (Figure I-4). Dans l'usinage des aciers durs, et pour rendre l'outil plus résistant mécaniquement et thermiquement, l'angle de coupe doit être très faible voir négatif (jusqu'à -20 degrés). L'angle de dépouille quant à lui est l'angle formé entre la face de dépouille de l'outil et le plan P_s perpendiculaire au plan de référence P_r (cf. Figure I-3). Il intervient aussi dans le frottement entre la pièce et l'outil.

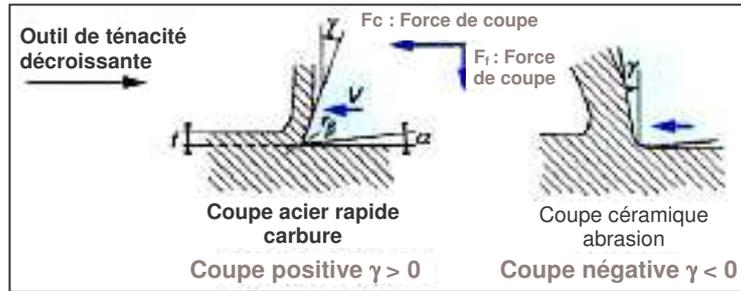


Figure I-4. Exemple de l'évolution de l'angle de coupe avec les caractéristiques du matériau d'outil [Felder 1997].

I.3. Le chariotage paraxial

Le chariotage paraxial est une opération de coupe tridimensionnelle. Elle consiste à usiner sur un tour un cylindre en rotation par le déplacement de l'outil de coupe (cf. Figure I-5). Dans un premier temps, ce dernier se déplace perpendiculairement à l'axe de rotation de la pièce pour définir la profondeur de passe (a_p), ensuite il se déplace suivant un axe parallèle à l'axe de rotation de la pièce de manière à enlever de la matière et générer une nouvelle surface. Ce déplacement définit l'avance de l'outil (f).

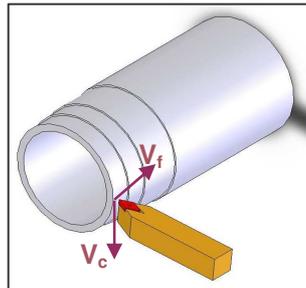


Figure I-5. Représentation de la coupe tridimensionnelle (chariotage).

I.4. La coupe orthogonale

La coupe orthogonale est définie lorsque la matière est usinée avec une seule arête de coupe qui doit être rectiligne et perpendiculaire à la direction donnée par la vitesse de coupe et à la direction donnée par l'avance de l'outil (Figure I-6). En général, elle n'est utilisée dans l'industrie que pour une opération de séparation (tronçonnage) ou pour rainurer des tubes.

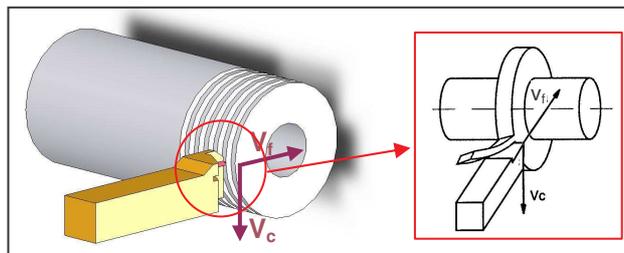


Figure I-6. Représentation de la coupe 2D (coupe orthogonale)

En usinage, la coupe orthogonale est la configuration la plus simple. En occultant les effets de bords nous pouvons considérer que l'on se trouve dans un état de déformation

plane. En effet, contrairement au chariotage qui est un problème tridimensionnel, la coupe orthogonale peut se ramener à un problème plan (écoulement plan de la matière) car l'épaisseur du copeau reste faible vis à vis de sa largeur. Cette configuration est largement utilisée par les scientifiques puisqu'elle permet d'isoler la formation du copeau et ainsi faciliter la compréhension de la coupe et conduire à une grande simplification pour les simulations analytiques ou numériques de l'opération de coupe. Elle a été utilisée pour la première fois dans l'approche analytique de [Merchant 1945a] [Merchant 1945b].

I.5. Usinages avancés

L'usinage par enlèvement de matière à l'outil coupant est un des plus vieux procédés de mise en forme. Les tribus primitives utilisaient déjà ce procédé pour fabriquer les outils de chasse et depuis, ce procédé n'a jamais cessé de se développer.

Les dernières décennies (années 80 et 90) ont connu un niveau d'activités sans précédent par des avancées dans les connaissances scientifiques fondamentales et par le développement de nouveaux procédés d'usinage.

Pour améliorer l'usinabilité des matériaux métalliques réputés difficiles et/ou durs à usiner, de nouveaux procédés d'usinage avec assistance ont été développés. Parmi ces nouveaux procédés, nous pouvons citer : l'usinage assisté laser, l'usinage assisté jet d'eau haute pression, l'usinage assisté ultrasons....

I.5.1. Usinage assisté jet d'eau haute pression

Le tournage assisté jet d'eau haute pression est l'une des méthodes permettant d'améliorer la productivité. Diverses recherches ont démontré que l'application d'un jet haute pression au niveau de l'interface outil-copeau permet de contrôler et d'améliorer la fragmentation des copeaux [Dahlman 2004a] [Habak 2004]. Avec ce procédé, il ne s'agit plus de noyer la zone de coupe avec un lubrifiant, mais de viser une zone précise et parfaitement définie (Figure I-7), en intégrant une gestion optimale des nombreux paramètres mis en jeu. En effet, viser l'interface outil-copeau va permettre de créer un coin hydraulique entre le copeau et la plaquette. Cela augmente nettement la durée de vie de l'outil, améliore la fragmentation des copeaux, diminue les efforts de coupe [Kovačević 1995] et les contraintes résiduelles en surface [Habak 2004].

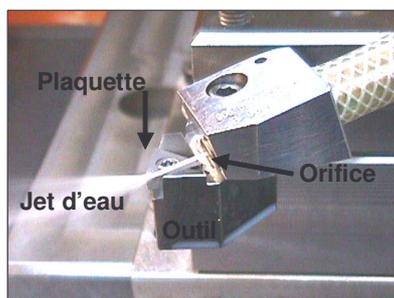


Figure I-7. Principe de l'usinage assisté jet d'eau haute pression [Habak 2004].

L'effet de l'assistance jet d'eau sur la température à la pointe d'outil, sur la forme des copeaux et la rugosité a été exploré par Kaminski et al. [Kaminski 2000]. Les résultats obtenus montrent une réduction de 40 à 45 % de la température de la pointe d'outil avec l'utilisation d'un jet d'eau. Ces auteurs concluent que l'assistance haute pression permet de contrôler la forme des copeaux et de changer les conditions de frottement outil-copeau et l'angle du plan de cisaillement.

Kovačević et al. [Kovačević 1995] ont étudié le rôle de l'assistance jet d'eau haute pression dans le cas du fraisage. Ils ont analysé l'influence de la position et de la direction du jet et suivant ceci, une diminution remarquable des efforts de coupe et de l'usure de l'outil sont observées. Le copeau est fragmenté (la fragmentation est due au phénomène de coupe discontinue) et l'état de surface est amélioré.

La simulation de l'usinage assisté jet d'eau dans le cas de la coupe orthogonale a fait l'objet de l'étude de Shet et al. [Shet 2003]. Cette étude a permis de donner des informations sur l'évolution des efforts de coupe, de la température de coupe et des contraintes résiduelles en fonction des conditions de coupe et de la présence du jet haute pression (vitesse de coupe, avance, position du jet ...).

Pour comprendre les phénomènes qui se produisent pendant l'usinage assisté jet d'eau haute pression et voir le rôle de cette assistance sur la forme des copeaux et les contraintes résiduelles des pièces usinées, des expérimentations de dressage de face, ont été menées à différentes vitesses de coupe et d'avance, avec assistance haute pression (20, 50 et 80 MPa) et à sec. Dans ce cas, le matériau étudié est un acier inoxydable 316L (AISI) et l'outil de coupe utilisé est un outil standard qui n'est pas adapté à l'usinage des aciers inoxydables (TCMW16T304, nuance H13 de Sandvik). L'ensemble des essais et des résultats obtenus est décrit en annexe 1. Les résultats ont permis de mettre en évidence le rôle de chacun des paramètres mis en jeu avec notamment les conclusions suivantes [Habak 2004] [Habak 2006a] :

-  Le contrôle des copeaux est significativement amélioré. La fragmentation est rendue possible avec des plaquettes qui ne pouvaient jusqu'alors le permettre.
-  Le niveau maximal des contraintes résiduelles superficielles diminue, alors que la profondeur affectée ne varie pas beaucoup en comparaison avec l'usinage à sec.

I.5.2. Usinage assisté Laser

L'usinage assisté laser a vu le jour durant les années 80. Il consiste à chauffer d'une façon localisée la matière avec un spot laser (densité de puissance très importante) et utiliser en parallèle un outil de coupe pour usiner la matière. Ainsi, le laser est utilisé comme une source thermique servant à diminuer les caractéristiques du matériau à usiner juste avant la coupe et faciliter ainsi l'usinage à l'aide d'un outil coupant. L'usinage assisté laser peut être considéré comme étant un procédé alternatif pour l'usinage des matériaux durs (alliage de titane, acier à roulement, céramiques ...) [Lesourd 1996] [Germain 2006]. L'effet du laser sur la coupe a été étudié par Germain et al. [Germain 2006]. Des essais de chariotage avec et sans assistance laser ont été menés sur un acier à roulement 100Cr6 durci à 57 HRc. Après une comparaison avec les résultats obtenus en usinage classique, il montre que l'assistance laser permet de diminuer :

-  Les efforts de coupe de 30 à 50 %,
-  Les contraintes résiduelles en surface jusqu'à 70 %,
-  La profondeur affectée par les contraintes résiduelles jusqu'à 70 %,

I.5.3. Usinage assisté par ultrasons

Ce procédé a été mis en place pour améliorer l'écoulement du copeau par la vibration de l'outil sur la pièce. Ce dernier est excité suivant les directions d'avance, de coupe et de profondeur de passe avec une puissance et amplitude bien définies (environ 15 kHz et 10 μ m respectivement). Dans le cas de l'usinage des matériaux ductiles, l'assistance ultrasonore augmente la température de la zone de coupe d'environ 50% [Babitsky 2004].

De plus, ce procédé permet d'améliorer les états de surfaces usinées d'environ 30% [Babitsky 2003] [Babitsky 2004].

I.5.4. Usinage assisté champ magnétique

Comme le montre la Figure I-8, le principe de ce procédé est d'usiner à l'intérieur d'un champ magnétique. Les récentes études [El Mansori 2004] et [El Mansori 2006] montrent que cette technique permet d'une part d'augmenter la durée de vie de l'outil d'autre part de modifier les mécanismes de frottement outil-copeau.

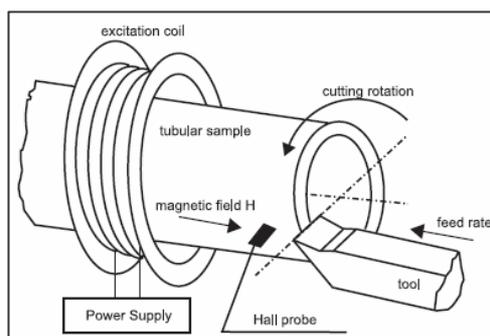


Figure I-8. Principe de l'assistance magnétique [El Mansori 2004]

I.5.5. Autres assistances

En plus des techniques d'assistance présentées ci-dessous, il existe d'autres procédés d'usinages avancés. Parmi eux, il y a l'usinage avec assistance cryogénique utilisée en général dans l'usinage des alliages de titane [Hong 2001]. Le principe est d'envoyer un jet d'azote liquide à l'interface outil-copeau qui permettra de dissiper l'énergie thermique générée pendant la coupe. Il existe aussi l'usinage assisté Plasma dont le principe consiste à chauffer la pièce à l'aide d'une torche plasma permettant ainsi d'améliorer l'état de surface et d'augmenter la durée de vie de l'outil [Kitagawa 1988], de diminuer l'épaisseur de la couche blanche et d'améliorer la distribution des contraintes résiduelles obtenues dans le cas de l'usinage dur [Zurecki 2003].

I.6. Formation du copeau

La compréhension des différents phénomènes qui interviennent lors du tournage est complexe et pas encore maîtrisée. L'enlèvement de matière se fait par action mécanique d'un outil coupant (Figure I-9). Dans le cas de la coupe orthogonale en régime stationnaire, la force exercée par l'outil lors de son engagement dans la matière provoque, à l'échelle mésoscopique, une forte compression de la matière (une déformation plastique et un échauffement considérable) et engendre une zone de cisaillement intense entre la pointe de l'outil et la surface externe du copeau. Cette zone est appelée zone de cisaillement primaire (Z_I) et c'est aussi la zone de formation de copeau [Merchant 1945a]. En outre, le copeau formé s'écoule et frotte sur la face de coupe de l'outil. Ce frottement intense génère la zone de cisaillement secondaire (Z_{II}) [Pomey 1971]. Cette dernière est constituée d'une fine bande de frottement intense entre le copeau et l'outil et d'une autre bande d'influence du frottement du copeau sur l'outil (cisaillement secondaire) [Gilormini 1995] [Puigsegur 2002]. De plus, pendant l'avance de l'outil, la face en dépouille de ce dernier frotte sur la nouvelle surface et produit une troisième zone de cisaillement nommée zone de cisaillement tertiaire Z_{III} .

Ainsi et comme le montre la Figure I-9, la formation du copeau peut être décrite en définissant différentes zones d'absorption de l'énergie mécanique apportée lors de la coupe, une zone de forte pression hydrostatique au niveau de la pointe de l'outil et les trois zones de cisaillement citées précédemment.

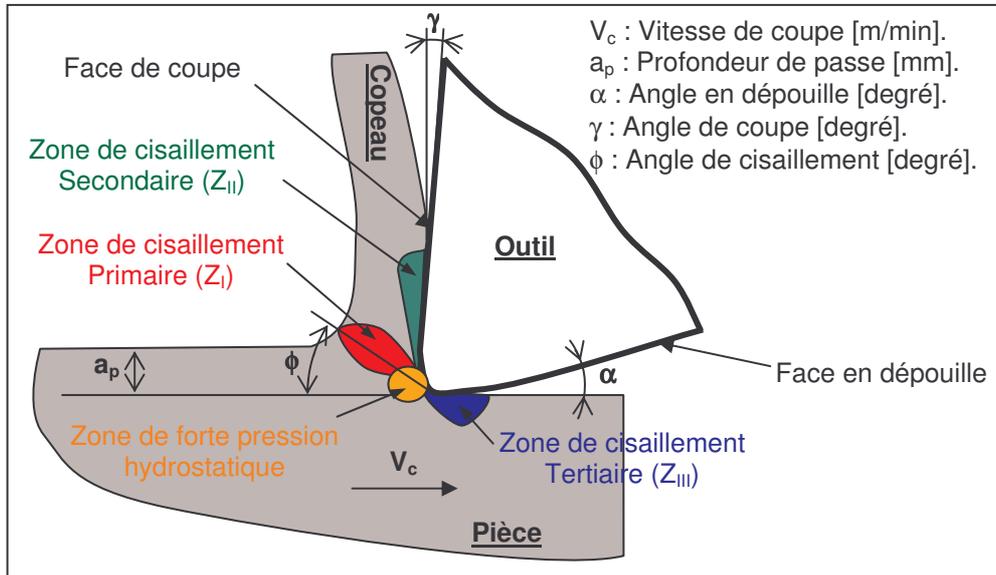


Figure I-9. Les différentes zones de déformation lors de la formation d'un copeau en coupe orthogonale.

Le phénomène complexe de formation de copeau dépend également fortement de :

- 📖 La rhéologie du matériau usiné (matériau dur, matériau à usinabilité amélioré ...etc.) ;
- 📖 Les propriétés thermo-physiques du matériau usiné et usinant ;
- 📖 La nature et la géométrie de l'outil ;
- 📖 La nature du contact outil-copeau ;
- 📖 La nature de l'opération effectuée (coupe orthogonale, chariotage, ...etc.) ;
- 📖 Procédé d'usinage utilisé (usinage dur, usinage avec assistance ...etc.).

I.6.1. Echelle macroscopique

D'un point de vue macrographique, la forme des copeaux varie et dépend des conditions d'usinage et du couple outil/matière. La Figure I-10 présente les différentes formes macrographiques de copeaux obtenus en usinage, classées selon la norme ISO DIS 3685.

I.6.2. Echelle microscopique

Pour mieux comprendre les mécanismes de génération de copeaux, plusieurs auteurs [Trent 1991] [MSaoubi 1998] [Poulachon 1999] ont eu recours à des essais de coupe interrompue. Ce type de test permet à la fin de l'essai de conserver la racine du copeau attachée à la pièce, et de donner ainsi des informations sur le mécanisme mis en jeu lors de la génération du copeau.

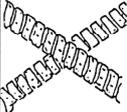
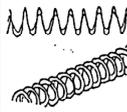
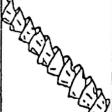
1 COPEAU RUBAN	2 COPEAU TUBULAIRE	3 COPEAU EN SPIRALE	4 COPEAU HÉLICOÏDAL EN RONDELLE	5 COPEAU HÉLICOÏDAL CONIQUE	6 COPEAU EN ARC	** 7 COPEAU ÉLÉMENTAIRE	8 COPEAU AIGUILLE
1.1 Long 	2.1 Long 	3.1 Plat 	4.1 Long 	5.1 Long 	6.1 Attaché 		
1.2 Court 	2.2 Court 	3.2 Conique 	4.2 Court 	5.2 Court 	6.2 Détaché 		
1.3 Enchevêtré 	2.3 Enchevêtré 		4.3 Enchevêtré 	5.3 Enchevêtré 			

Figure I-10. Formes macrographiques de copeaux classées selon la norme ISO DIS 3685.

Les mécanismes de génération de copeaux et les phénomènes thermomécaniques intervenant conduisent, à l'échelle micrographique, à la formation de copeaux de natures et de morphologies très différentes. Les copeaux peuvent être classifiés suivant trois grands groupes : copeau continu, copeau avec arête rapportée, copeau discontinu.

I.6.2.1. Copeau continu

La Figure I-11 donne un exemple de copeau continu obtenu par Le Calvez [Le Calvez 1995] pendant l'usinage d'un acier 32CrMoV13 d'une dureté de 270 H_v avec une nuance d'outil en Cermet. Lors de la génération d'un copeau continu, la valeur de la contrainte de cisaillement que subit la matière à la traversée de la zone primaire n'atteint pas la limite de rupture du métal et ce dernier s'écoule de manière continue le long de l'outil. Généralement, ce type de copeau est obtenu pour de faibles vitesses de coupe et/ou d'avance [MSaoubi 1998].

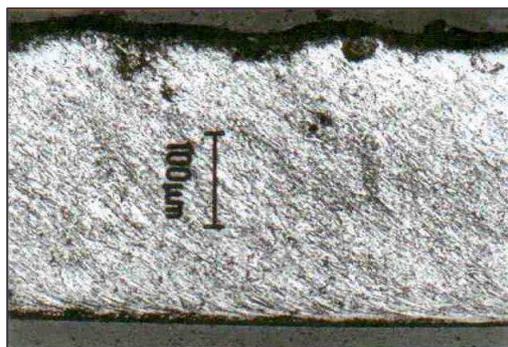


Figure I-11. Copeau continu ($V_c = 100\text{m/min}$, $f = 0,2\text{ mm/tr}$) [Le Calvez 1995].

I.6.2.2. Copeau avec arête rapportée

Pendant la coupe et pour de faibles vitesses de coupe, une arête rapportée peut se former par accumulation de la matière à la pointe de l'outil de coupe générant ainsi une nouvelle arête, qui déplacera le contact outil copeau (Figure I-12) [Trent 1991]. Les dimensions de l'arête rapportée (l'épaisseur et la longueur), conditionnent la rugosité totale

de la surface usinée et sont d'autant plus grandes que les dimensions sont élevées [Felder 1997].

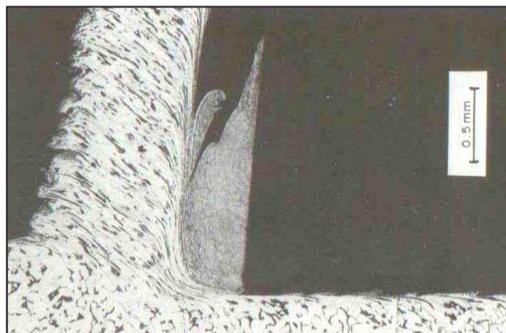


Figure I-12. Copeau avec arête rapportée [Trent 1991].

I.6.2.3. Copeau discontinu

Dans ce cas, la valeur de la contrainte de cisaillement dans la zone primaire atteint la limite de rupture du métal usiné et le copeau se casse sous l'effet de cette rupture finale du matériau. Cette morphologie est souvent observée dans l'usinage des aciers inoxydables austénitiques (Figure I-13a), des aciers durs (Figure I-13b) et des aciers fragiles. Les mécanismes de coupe des aciers durs seront présentés dans le paragraphe I.6.3.

Il est très important de comprendre la genèse des copeaux en dents de scie car d'une part, ils sont faciles à fragmenter vu la faible épaisseur qui joint chaque feston, qui à son tour va permettre de dissiper plus de chaleur en comparaison avec un copeau continu. Ainsi, cette petite épaisseur va permettre de diminuer la température de coupe à l'interface Pièce-outil-copeau [Poulachon 2002]. D'autre part, la segmentation peut conduire à de fortes variations de la fréquence périodique sur les efforts de coupe [Davies 1997], à l'augmentation de l'usure de l'outil et à la diminution de la précision de la pièce usinée [Komanduri 1982] [Davies 1997].

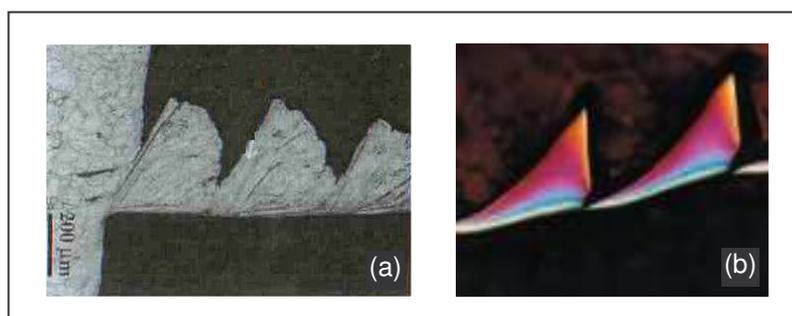


Figure I-13. Copeau discontinu

(a) cas d'un acier austénitique inoxydable usiné avec un outil carbure ($V_c = 130\text{m/min}$, $f = 0,1\text{mm/tr}$) [MSaoubi 1998a].

(b) cas d'un acier à roulement 100Cr6 à 62HRc usiné avec un outil en céramique renforcé SIC [Poulachon 2004].

Les différentes morphologies présentées ci-dessus, représentent les trois grandes familles de formes de copeaux obtenus en coupe. Il existe le copeau de transition qui est l'intermédiaire entre un copeau continu et un copeau discontinu et d'autres géométries beaucoup plus complexes, à titre d'exemple celle présentée dans la Figure I-14. D'après Changeux [Changeux 2001], cette géométrie est le résultat des vibrations, observées pour de faibles avances, qui se superposent à la segmentation spontanée des copeaux.



Figure I-14. Copeau d'acier inoxydable de géométrie continue (Outil cermet, $V_c = 300$ m/min, $f = 0,05$ mm/tr) [Changeux 2001].

I.6.3. Cas particuliers – Formation du copeau en usinage dur

Pour l'usinage des aciers très durs (~ 55 HRc), la formation de copeaux est différente de celle de l'usinage classique. En général, la coupe des aciers très durs entraîne la formation de copeaux discontinus appelés aussi en dents de scie. Plusieurs auteurs [Komanduri 1981] [Berkold 1992] [Poulachon 1999] ont étudié les mécanismes de génération de ce type de copeau tout en essayant d'expliquer les causes d'instabilités responsables de cette géométrie. D'après Komanduri et al. [Komanduri 1982], cette instabilité dépend des conditions de coupe, de la rhéologie, des propriétés thermoplastiques du matériau, du cisaillement variable produit dans la zone de cisaillement, de la nature du contact outil copeau et de la réponse vibratoire de la structure de la machine-outil.

Dans ses travaux, Shaw [Shaw 1976] rappelle que ce type de copeau est observé pour la première fois dans l'usinage, à faible vitesse de coupe, du titane et des alliages réfractaires, ce qui à son avis favoriserait une concentration de l'énergie thermique dans les zones de cisaillement qui expliquerait la formation de copeaux segmentés. Ainsi, la concentration de l'énergie thermique dans des bandes très fines pourrait être due à un temps trop court de dissipation de chaleur [Poulachon 1999]. Vyas et Shaw [Vyas 1999] montrent que la rupture périodique est privilégiée sur une localisation purement plastique. Une étude effectuée par Nakayama [Nakayama 1974] montre que les glissements périodiques observés sont causés par l'amorçage d'une fissure à la surface du copeau. Davies et al. [Davies 1997] ont étudié les copeaux produits lors de l'usinage de deux aciers durcis de microstructures différentes. Ils observent que, pour les deux microstructures, les copeaux obtenus sont en dents de scie et ceci est dû à la formation de bandes de cisaillement localisées dans les deux cas. Ce qui les amène à dire que cette morphologie n'est pas sensible à la microstructure du matériau. Ils ont aussi observé que la périodicité des segments est d'autant plus élevée que la vitesse de coupe est élevée.

D'autres travaux [Matsumoto 1987] [Elbestawi 1996] [Kishawy 1997] [El Wardany 2000] ont été menés pour expliquer les mécanismes intervenant lors de l'usinage dur. Les résultats obtenus par [Poulachon 1999] ont pu mettre en évidence, la formation des copeaux en dents de scie et confirmer la thèse de la rupture périodique et cela grâce à des essais de coupe interrompus réalisés sur l'acier à roulement 100Cr6 durci. A travers son étude, il décrit les différentes phases de la genèse de ce type de copeau comme suit (Figure I-15) :

- L'engagement de l'outil dans la matière crée au niveau de l'arête de l'outil, un état de contrainte correspondant à la géométrie de l'outil (cas de la coupe orthogonale). Les contraintes de compression sont maximales au niveau du rayon de l'arête de l'outil. Par contre, la composante normale à la surface extérieure de la pièce juste devant l'arête de coupe est pratiquement nulle. Cette différence des niveaux de contraintes provoque une

amorce de fissure au niveau de la surface externe de la pièce où la contrainte de cisaillement atteint son seuil critique. Ainsi, un plan de glissement apparaît en direction de la pointe de l'outil sous la propagation des dislocations jusqu'au moment où cette rupture par cisaillement évolue en déformation plastique. Dans cette zone, une partie du matériau subit alors une forte déformation plastique qui est favorisée par l'augmentation des températures (Figure I-15, phase 1).

- Comme le montre la phase 2 présentée en Figure I-15, les fortes déformations et l'apparition des fissures sont suivies par un glissement de la matière vers l'extérieur de la pièce usinée avec une réduction de l'épaisseur du copeau laissant peu de place à l'évacuation du copeau. Le frottement de la face en dépouille de l'outil sur la pièce et celui du copeau sur la face de coupe vont engendrer une élévation de température importante qui va produire des zones blanches au niveau des zones de cisaillement secondaire et tertiaire. Les hautes températures de coupe atteintes lors de la coupe produisent de l'austénite qui se transformera (partiellement) en martensite de contact obtenue par trempe (l'épaisseur du copeau est très faible ce qui implique une vitesse de refroidissement très rapide). C'est cette martensite de contact qui est appelée zone (ou bande) blanche. Nous reviendrons avec plus de précision sur les mécanismes de formation des bandes blanches dans le paragraphe I.7.
- Ensuite, l'épaisseur du copeau est tellement réduite qu'il y a peu de place pour l'évacuation du volume du copeau restant. Ceci va engendrer une élévation de température importante avec de grandes déformations plastiques permettant alors la jonction des deux zones blanches formant ainsi la seconde partie du copeau (Figure I-15, phase 3).
- Finalement (Figure I-15, phase 4), la formation du premier feston du copeau conduit presque à la fermeture de l'espace libre qui existait entre la fissure et l'intrados du copeau. Le champ de contraintes de compression va augmenter engendrant ainsi un nouveau glissement.

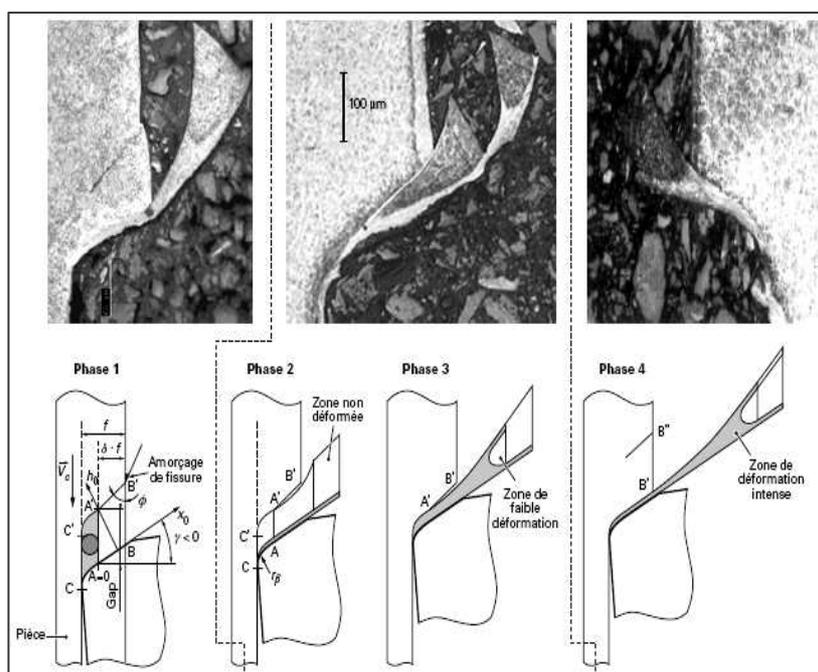


Figure I-15. Différentes étapes de la genèse du copeau en dent de scie obtenu par des essais de coupe interrompue (d'après [Poulachon 1999]).

La formation de copeau présente ainsi des phénomènes mécaniques et thermiques intenses conduisant ainsi à des :

- ☒ Modifications structurales du matériau ;
- ☒ Phénomènes particuliers (soudage, adhésion, diffusion...) ;
- ☒ Réactions chimiques dans les couches superficielles (contact outil-copeau) ...

L'ensemble de ces phénomènes conduit à une multiplicité de formes d'élaboration des copeaux dont on ne maîtrise pas encore la relation des conditions d'usinage dans le couple outil-matière.

I.7. Formation de couches blanches

Lors du processus de fabrication par enlèvement de matière des aciers durs, il y a apparition de bandes blanches au niveau de la couche superficielle de la pièce usinée (Figure I-16a) et du copeau obtenu (Figure I-16a b). Elles sont appelées ainsi car, sous un microscope optique, elles apparaissent en blanc sur les micrographies des échantillons attaqués chimiquement avec des réactifs standard (ou sans particularité sous un microscope électronique de balayage).

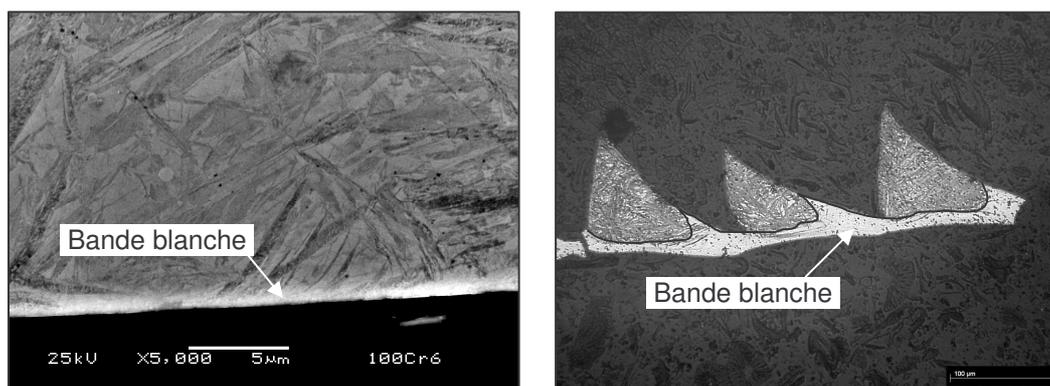


Figure I-16. Exemples de couches blanches obtenues en usinage dur (100Cr6 sans carbure, 55 HRc). (a) couche blanche observée au niveau de la surface usinée ($V_c = 200$ m/min, $f = 0,1$ mm/tr) et (b) couche blanche observée sur un copeau ($V_c = 100$ m/min, $f = 0,08$ mm/tr).

La zone blanche est provoquée par une montée en température supérieure à la température de transformation de phase martensite (α) \rightarrow austénite (γ) et par les fortes énergies générées par les frottements (amenée à la surface de la pièce et la face arrière du copeau) appliqués par l'outil sur les zones de cisaillement secondaire (copeau) et tertiaire (pièce). En tournage, la structure de la couche blanche est considérée comme étant une phase martensitique dont la formation est influencée par l'usure de l'outil et les conditions de coupe. En usinage dur et pour des conditions de coupe spécifiques, ce changement structural superficiel est inévitable. Cette modification structurale se produit en raison de la présence d'une intense énergie mécanique et thermique, localisée et rapide ayant pour résultat la transformation métallurgique et donnant naissance à la zone blanche complètement différente du reste de la pièce. Cette zone peut influencer le comportement en fatigue et en rupture. D'où l'intérêt de faire une analyse très fine des mécanismes mis en jeu et de comprendre les phénomènes intervenant dans la formation de ces bandes blanches.

La couche blanche formée pendant l'usinage est généralement une phase dure et fragile, ce qui peut provoquer la présence de craquelures et d'autres défauts de surface. Ces défauts posent problème dans la phase de mise en service de ces pièces et plus

particulièrement pour les industries aérospatiales et automobiles. De nombreux auteurs étudient la formation de couches blanches générées par différents processus de fabrication et leur influence sur l'intégrité de surface des pièces. Elles ont été observées pour la première fois durant les années 40, par Zener et Hollomon [Zener 1944] en poinçonnage, et par Tarasov [Tarasov 1946] en rectification. On les retrouve aussi dans d'autres procédés de mise en forme par enlèvement de matière [Barbacki 2003] [Turley 1975] [Eda 1981] [Brinksmeier 1999], en perçage [Griffiths 1985] [Griffiths 1987], en meulage, en tournage dur [Snoeys 1978] [Shaw 1994]. En plus de ces procédés, elles ont été rapportées dans d'autres opérations telles que le frottement [Eyre 1972].

Griffiths [Griffiths 1987] attribue la formation de couche blanche à un ou plusieurs mécanismes possibles : un chauffage rapide suivi d'une trempe, qui a comme conséquence des transformations de phase. Ou bien, une déformation plastique intense, qui produit une structure homogène ou une structure avec une taille de grain très fine. Aussi, elles peuvent être formées par réaction de la surface avec l'environnement (par exemple dans des processus de nitruration).

Des analyses par diffraction des rayons X de la couche blanche obtenues lors de l'usinage du 100Cr6 durci ont été réalisées dans les travaux de Poulachon [Poulachon 1999]. Les résultats obtenus, montrent que cette couche a une structure cristalline composée de martensite fine, de carbures très fins et d'une grande quantité d'austénite résiduelle. Il explique que les couches blanches conduisent à un durcissement rapide de la couche superficielle. L'élévation de la température dans la zone de coupe conduit à une austénitisation de la couche superficielle, ensuite la vitesse de refroidissement élevée nécessaire pour la formation de martensite est obtenue uniquement par dissipation de la chaleur vers l'intérieur de la pièce, ce qui est un principe de durcissement avec peu de distorsion.

En usinage, la couche blanche est connue pour être une fonction des conditions de coupe et son épaisseur s'étend de quelques microns à quelques dizaines de microns [Chou 1999] [Akan 2002] [Barbacki 2003]. D'après [Field 1971] [Brinksmeier 1999] elle se composerait de martensite fraîche. En outre, en se basant principalement sur la connaissance des dommages thermiques dans des processus de meulage, les couches blanches sont généralement considérées comme nuisibles à la durée de vie en fatigue puisqu'elles sont connues pour être dures et fragiles et peuvent être associées à des contraintes résiduelles superficielles de traction [Brinksmeier 1999] [Griffiths 1987]. Guo et al. [Guo 2005] ont étudié l'influence de la couche blanche, obtenue en tournage dur, sur la durée de vie en fatigue en contact glissant de deux surfaces différentes en acier à roulement (100Cr6) : avec et sans présence de couche blanche. Ils montrent que les échantillons ayant une couche blanche en surface sont plus sensibles à l'apparition et à la propagation de fissures de fatigue dans le cas d'un contact glissant. Alors que les échantillons sans présence de couche blanche sont plus résistifs à la crique de fatigue et à leur propagation. En conséquence, ils concluent que la durée de vie d'une pièce ne possédant pas de couche blanche est plus longue que celle d'échantillons avec présence de couches blanches.

L'influence de la vitesse de coupe sur les propriétés des couches blanches formées pendant l'usinage de l'acier durci 100Cr6 (62 HRC) a été étudiée par Ramesh [Ramesh 2005]. Une combinaison des techniques expérimentales comprenant la microscopie électronique de transmission, la diffraction de rayons X et la nano-indentation a été employée par cet auteur afin d'analyser les couches blanches formées. Il a montré que celles produites aux basses vitesses de coupe sont, en grande partie, dues à l'affinage des grains induit par l'intensité de la déformation plastique, tandis qu'aux vitesses de coupe élevées, la formation de ces couches est principalement due à la transformation de phase conduite par les phénomènes thermiques. Cette étude a montré aussi que les couches blanches sont composées des grains très fins (comparés au matériau de base). Les

analyses de phase par diffraction des rayons X et les mesures de dureté confortent ces résultats.

Chou et Song [Chou 2005] ont identifié, caractérisé et mesuré les couches blanches en fonction de l'usure de l'outil (l'usure en dépouille) et de la vitesse de coupe. Ils mettent en évidence la sensibilité de la profondeur de la couche blanche avec l'usure de l'outil et la vitesse de coupe (augmentation de la profondeur avec l'usure et la vitesse de coupe). Un modèle thermique basé sur les études de Jaeger [Jaeger 1942] est appliqué pour simuler le champ de température dans les surfaces usinées et pour estimer la profondeur de la couche blanche en termes de profondeur de pénétration pour une température critique donnée. L'analyse montre la bonne concordance entre le modèle et les résultats expérimentaux. La formation de la couche blanche semble être principalement dominée par un processus thermique impliquant la transformation de phase de l'acier. En plus, le frottement généré par l'outil usé peut être une source de chaleur primaire pour la formation de couche blanche.

Pour voir l'évolution des couches blanches en fonction de la microstructure du matériau usiné et de l'usure en dépouille de l'outil dans le cas de l'usinage dur (A sec) utilisant des outils en Nitrure de Bore cubique, Poulachon et al. [Poulachon 2005] ont étudié la formation de couches blanches lors du tournage de différents matériaux : acier pour travail à froid X160CrMoV12, acier pour travail à chaud X38CrMoV5, acier à haute résilience 35NiCrMo16 et l'acier à roulement 100Cr6. En plus de confirmer et de vérifier certaines théories déjà répandues, cette étude a permis de donner de nouvelles informations sur les caractéristiques des couches superficielles en fonction de la microstructure du matériau usiné et de l'usure progressive de l'outil. Elle confirme que les couches blanches soulèvent un problème dû à leur fragilité et que leur profondeur augmente avec l'usure en dépouille de l'outil de coupe. Cette étude explique que la profondeur de la couche superficielle est influencée par la microstructure du matériau [Poulachon 2005]. Une microstructure fine génère une importante couche blanche mais elle a peu d'influence sur l'état de surface usinée. Par contre, les matériaux avec une microstructure grossière produisent peu de couche blanche mais augmentent la rugosité de manière significative, et favorise la formation de copeaux segmentés.

Le travail de Bosheh et Mativenga [Bosheh 2006] portant sur l'influence du tournage dur à grande vitesse de coupe de l'acier X40CrMoV5-1 (54 - 56 HRC) sur la formation de couche blanche constitue une contribution intéressante pour l'évaluation de l'intégrité de surface en usinage à grande vitesse. Ces auteurs montrent que la micro-dureté de la bande blanche est supérieure à celle du matériau initial. L'analyse de la composition chimique de cette couche blanche, à l'aide d'un MEB couplé à un EDSX, a montré une diminution des éléments couplés en fer et en chrome avec un enrichissement en carbone et en oxygène. Bosheh et Mativenga [Bosheh 2006] ont observé qu'en dépit de l'augmentation de l'usure d'outil avec les grandes vitesses de coupe, la profondeur et la dureté de la couche blanche diminuent. De plus, ils concluent qu'à des vitesses de coupe élevées, il est très délicat de trouver une relation directe entre la formation de couches blanches et l'usure de l'outil.

La plupart des travaux concernant l'apparition des couches blanches ne prennent pas en compte les facteurs environnementaux (lubrification, assistance ...). En 2003, une étude originale a été menée par Zurecki et al. [Zurecki 2003]. Leur travail consiste à examiner l'impact d'un jet d'azote cryogénique (utilisé comme liquide de refroidissement), de l'outil, de la microstructure du matériau usiné et de la vitesse de coupe sur la formation de couche blanche. Ils montrent que les couches blanches sont un phénomène purement thermomécanique impliquant la dissolution des carbures faiblement alliés dans la matrice austénitique. Ainsi, ils observent que la profondeur et l'ampleur de l'affinage des grains sont contrôlés par le refroidissement, et que l'utilisation de l'azote cryogénique permet de diminuer l'épaisseur de la couche blanche, la dureté de la couche superficielle et d'améliorer la distribution des contraintes résiduelles superficielles [Zurecki 2003].

Bien que le tournage dur soit en train de devenir une pratique industrielle pour réduire les opérations de rectification, les aspects d'intégrité de surface en usinage dur exigent plus d'explications. C'est dans ce contexte que nous allons étudier l'influence des conditions de coupe et de la microstructure des matériaux usinés sur la formation de couches blanches et l'intégrité de surface usinée.

I.8. Modèles analytiques de la coupe

I.8.1. Modèle de Merchant

Ce n'est qu'à partir des années 40 qu'un premier modèle analytique de la coupe a vu le jour grâce à Merchant [Merchant 1945a] [Merchant 1945b]. Cette première approche a permis de modéliser la formation d'un copeau continu et de prévoir les efforts de coupe lors de l'enlèvement de matière, en coupe orthogonale et ce en utilisant un outil de coupe avec une pointe aigu. Dans son modèle, Merchant [Merchant 1945a] ne prend en compte qu'un cisaillement dans la zone primaire. De plus, il suppose que le matériau a un comportement parfaitement plastique. Il utilise en particulier la théorie de la plasticité en déformation plane. Le principe de cette approche analytique est d'exprimer les différentes composantes des efforts de coupe en fonction de l'angle de frottement outil/copeau (λ), l'angle de coupe γ et l'angle de cisaillement ϕ (représentant l'inclinaison du plan de cisaillement par rapport à la surface de la pièce). En minimisant la puissance de coupe, l'angle de cisaillement est exprimé par l'Équation I-3 considérée comme étant la solution du problème.

$$\phi = \frac{\pi}{4} - \frac{\lambda - \gamma}{2} \quad \text{Équation I-3}$$

Le frottement outil-copeau est supposé de type Coulomb et l'expression du coefficient de frottement (μ) est donnée par l'Équation I-4.

$$\mu = \tan(\lambda) = \frac{F}{N} = \frac{F_n + F_t \cdot \tan(\gamma)}{F_t - F_n \cdot \tan(\gamma)} \quad \text{Équation I-4}$$

avec :

- F effort normal projeté à la face de coupe ;
- F_n effort normal (dans le repère de mesure) ;
- F_t effort tangentiel (dans le repère de mesure) ;
- N projection de l'effort de coupe perpendiculairement à la face de coupe.

I.8.2. Modèle d'Albrecht

Dans son approche, Albrecht [Albrecht 1960] s'est inspiré du modèle de Merchant, sans pour autant prendre en compte un outil de coupe parfaitement aigu. Il considère un outil avec un rayon de courbure au niveau du raccordement entre sa face de dépouille et sa face de coupe (Figure I-17). Ce rayon pourrait provenir soit de la géométrie, soit de l'usure de l'outil. Dans ce dernier cas, Il distingue alors deux zones différentes suivant le contact outil/matériau. Une zone (AB) à laquelle il associe une résultante des efforts \vec{Q} , située au milieu de l'arc (AB), et une deuxième zone (BC) composée de deux portions (BE) et (EC) avec une résultante des efforts \vec{P} , située, elle aussi, au milieu de l'arc (BC), en supposant que la répartition des efforts le long de cet arc est uniforme. Chacune de ces zones a son propre coefficient de frottement, les différences étant accentuées s'il y a un copeau adhérent au cours de la coupe.

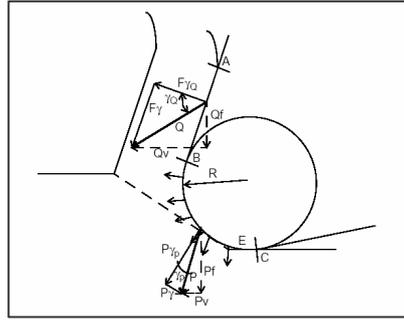


Figure I-17. Efforts de coupe selon Albrecht.

A travers cette présentation, il est possible de calculer séparément \vec{P} en faisant varier l'avance et le rayon d'acuité et \vec{Q} en variant l'avance et l'angle de coupe. Grâce à cette présentation des efforts, Albrecht [Albrecht 1960] prouve que la composante de l'effort \vec{P} n'est pas négligeable comme dans la modélisation de Merchant [Merchant 1945a] [Merchant 1945b].

I.8.3. Modèle de Boothroyd

Durant les années 50, Lee et Schaffer [Lee 1951] basent leur modélisation sur la théorie des lignes de glissements tout en gardant un comportement du matériau parfaitement plastique. Quelques années plus tard, Boothroyd [Boothroyd 1963] a mis en place le premier modèle thermomécanique permettant d'évaluer la forme de la source de chaleur dans le copeau et ce dans le cas de la coupe orthogonale. Dans son modèle, Boothroyd [Boothroyd 1963] considère que toute la puissance mécanique nécessaire au cisaillement est transformée en puissance calorifique et est dissipée par la coupe. Ainsi, il met en évidence la présence de deux sources planes de chaleur uniformes, une au niveau de la zone de cisaillement primaire et la deuxième au niveau de la zone de cisaillement secondaire.

I.8.4. Modèle d'Oxley

Oxley [Oxley 1989] modélise la formation du copeau en utilisant un modèle thermomécanique. L'auteur prend en compte la vitesse de déformation et la température générée par la coupe. Dans le modèle de Merchant [Merchant 1945b], le cisaillement se fait suivant un plan et il est calculé d'une façon géométrique. Par contre, dans l'approche d'Oxley [Oxley 1989], le cisaillement primaire se fait dans un volume et dépend de la géométrie d'écoulement du copeau. De plus, cette approche prend en compte la présence d'une zone de cisaillement secondaire générée par le frottement outil-copeau. En tenant compte du comportement du matériau et de l'équilibre des moments, l'angle de cisaillement ϕ s'exprime alors par l'Équation I-5.

$$\tan(\phi + \lambda - \gamma) = 1 + 2\left(\frac{\pi}{4} - \phi\right) - nC \quad \text{Équation I-5}$$

n indice d'écroutissage de la loi de comportement $\sigma = \sigma_0 \cdot \varepsilon^n$

C constante empirique issue de l'expression de la vitesse de déformation dans

le plan de cisaillement primaire $\frac{d\gamma}{dt} = C \cdot \frac{V_e}{l}$ (" V_e " est la vitesse d'écoulement du copeau par rapport à la pièce et " l " est la longueur du plan de cisaillement primaire).

Les expressions des efforts de coupe (F_c) et d'avance (F_a) sont ainsi exprimées par l'Équation I-6 et l'Équation I-7.

$$F_c = R \cdot \cos(\lambda - \gamma) \quad \text{Équation I-6}$$

$$F_a = R \cdot \sin(\lambda - \gamma) \quad \text{Équation I-7}$$

avec

$$R = \frac{t_1 \cdot w \cdot \sigma}{\sqrt{3} \cdot \sin \phi \cdot \cos(\lambda - \gamma + \phi)}$$

w largeur de coupe ;

t_1 profondeur de passe ;

σ contrainte de cisaillement.

Pour la longueur de contact outil-copeau (h) il faut intervenir des paramètres (C et n) liés au comportement du matériau et il l'exprime par l'Équation I-8.

$$h = t_1 \frac{\cos(\phi + \lambda - \gamma)}{\cos \lambda \cdot \sin \phi} \left[1 + 2 \cdot \left(\frac{\pi}{4} \right) - \frac{2}{3} nC \right] \quad \text{Équation I-8}$$

En plus, ce modèle a permis de déterminer la température moyenne dans le plan de cisaillement primaire (T_1) et la température à l'interface outil-copeau (T_2) dont les formules correspondantes sont données par l'Équation I-9 et l'Équation I-10.

$$T_1 = T_w + \frac{(1 - \beta)}{\rho_p \cdot C_p \cdot w \cdot t_1} \cdot \frac{F_s \cdot \cos \gamma}{\cos(\phi - \gamma)} \quad \text{Équation I-9}$$

$$T_2 = T_1 + \psi \cdot \Delta T_M \quad \text{Équation I-10}$$

avec

T_w température initiale dans le modèle ;

β proportion de chaleur transmise à la pièce et donnée par [Boothroyd 1963] ;

ψ coefficient permettant à la température interne d'être une valeur moyenne ;

ΔT_M variation maximale de la température dans le copeau.

I.9. Autres modèles de coupe

Molinari et al. [Molinari 1992] et Dudzinski et Molinari [Dudzinski 1997] ont modélisé le processus de formation du copeau continu en coupe orthogonale en régime stationnaire. Le cisaillement stationnaire est décrit par une loi thermo-visco-plastique. Ce modèle focalise l'étude sur l'écoulement dans la zone de cisaillement primaire supposée être une bande avec une épaisseur constante et uniforme. Il prédit une diminution de la largeur de contact outil-copeau et de l'effort de coupe avec une élévation de la vitesse de coupe. Ce modèle a été généralisé au cas de la coupe oblique (la direction d'écoulement du copeau déterminée pour un couple outil-matière donnée) en utilisant une loi dépendante de la température pour définir le frottement généré par le contact outil-copeau [Moufki 1998] [Moufki 2000].

Tous les modèles analytiques présentés ci-dessus ne sont valables que pour des copeaux continus. Il existe d'autres modèles analytiques et numériques permettant de modéliser la coupe orthogonale. Dans sa thèse, Laheurte [Laheurte 2004] présente l'état de l'art sur la modélisation de la coupe. Le chronogramme fait par cet auteur est présenté en Figure I-18. Il résume les différents modèles analytiques et numériques de la coupe tout en mettant l'accent sur les différentes améliorations apportées par chaque auteur.

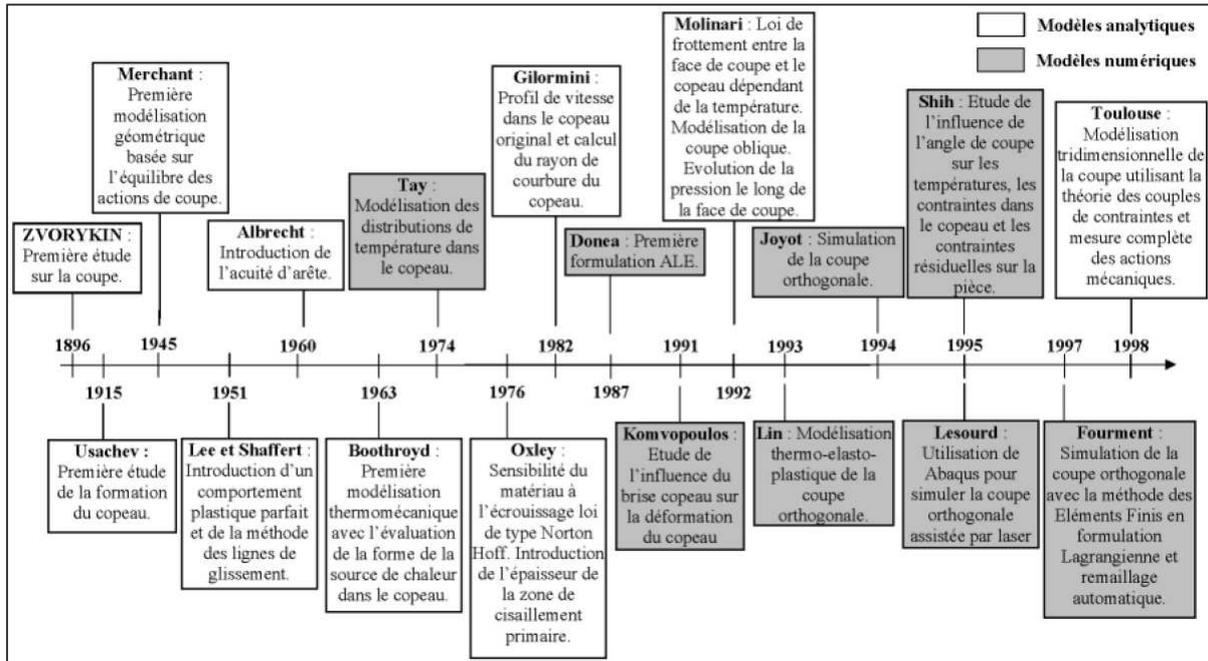


Figure I-18. Chronogramme sur la modélisation de la coupe d'après [Laheurte 2004].

Pour notre étude, nous avons choisi d'utiliser la loi de type Johnson-Cook (Équation I-11), comme loi de comportement du matériau étudié. Le plus gros avantage de cette loi est sa simplicité car elle présente la particularité de pouvoir identifier séparément les termes en déformation, vitesse et température. Cette loi est souvent utilisée en usinage. Elle donne des résultats satisfaisants comme le montrent ceux déjà obtenus dans la littérature [Pantale 1996], [Joyot 1993], [Lesourd 1996], [MSaoubi 1998a], [Changeux 2001].

En coupe, l'identification des lois est très difficile car elle doit être représentative du comportement du matériau, en grande déformation et en grande vitesse de déformation avec des températures élevées. Pour résoudre ce problème une méthode plus ou moins souple est mise en place par Changeux [Changeux 2001]. Ce dernier identifie la loi Johnson-Cook dans des conditions proches de celle de la coupe par des essais de cisaillements dynamiques réalisés sur un banc de Hopkinson avec des éprouvettes de géométrie particulière permettant de développer une zone de cisaillement.

$$\sigma_{eq} = \left[A + B \mathcal{E}_{eq}^n \right] \left[1 + C \ln \left(\frac{\dot{\mathcal{E}}_{eq}}{\dot{\mathcal{E}}_{eq}^0} \right) \right] \left[1 - \left(\frac{T - T_{seuil}}{T_f - T_{seuil}} \right)^m \right] \quad \text{Équation I-11}$$

où :

- σ_{eq} contrainte d'écoulement [MPa] ;
- \mathcal{E}_{eq} déformation plastique généralisée ;
- $\dot{\mathcal{E}}_{eq}$ vitesse de déformation généralisée [s^{-1}] ;
- $\dot{\mathcal{E}}_{eq}^0$ vitesse de déformation plastique équivalente de référence [s^{-1}] souvent fixée à 1 ;
- T_{seuil} température de référence [K°] ;
- T_f température de fusion du matériau [K°] ;
- T température du matériau [K°] ;
- A limite d'élasticité statique [MPa] ;

B	facteur d'écroûissage statique [MPa] ;
n	coefficient d'écroûissage statique ;
m	coefficient de sensibilité à la température ;
C	sensibilité à la vitesse de déformation plastique.

Cette loi a fait l'objet de plusieurs études. Des modifications peuvent être apportées. Joyot [Joyot 1993] supprime l'influence de la température. Il considère que la déformation engendrée lors du passage de la matière dans la zone de cisaillement primaire s'effectue en un temps très court et ceci ne permet pas à la matière de subir les effets de l'élévation de la température consécutive dans ce cas. Dans son étude, après avoir montré que la dureté a un effet non négligeable sur le comportement du matériau, Umbrello [Umbrello 2004] apporte des modifications à cette loi en ajoutant un autre terme qui fait intervenir la dureté du matériau étudié.

I.10. Conclusion intermédiaire

Nous avons présenté dans cette première partie du chapitre I les notions indispensables de la mise en forme par enlèvement de matière. Un rappel de la définition des paramètres de coupe en tournage est réalisé ainsi qu'une brève présentation des modèles analytiques de la coupe les plus importants. Un état de l'art sur la formation de couches blanches est présenté.

Dans la suite de ce chapitre, les différents instruments permettant de faire des analyses expérimentales in-situ et des analyses des produits de coupe seront présentés. Nous allons citer les techniques d'analyse de la température de coupe et des contraintes résiduelles, suivi par une présentation des origines de ces dernières induites par les opérations de tournage. Une partie sur les intérêts et sur les techniques de mesure des efforts de coupe est aussi présentée.

I.11. Méthodologie d'étude expérimentale de la coupe

Durant l'usinage, il est supposé que la majorité de la puissance mécanique mise en œuvre se transforme en puissance thermique. Les zones de cisaillement (primaire, secondaire, et tertiaire) générées par la coupe sont le siège de production de chaleur. Les flux de chaleur issus de ces zones sources sont dissipés, d'une façon non équivalente, dans la pièce, l'outil de coupe, le copeau, et une partie minimale est évacuée par l'air (Figure I-19).

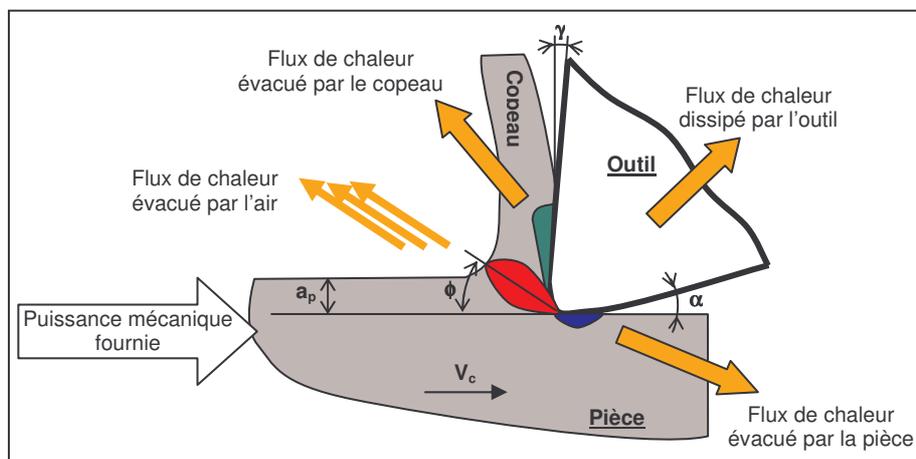


Figure I-19. Distribution des flux de chaleur générés par en coupe orthogonale.

Lors de la coupe, la connaissance des phénomènes thermiques induits est primordiale pour la compréhension de la coupe et pour améliorer l'usinabilité de certains matériaux. De plus, ces températures influent sur le produit final (contraintes résiduelles, états de surfaces, tolérances géométriques...). A cet effet, dans ce qui suit, nous présenterons les différentes techniques expérimentales qui permettent d'évaluer le champ thermique généré par la coupe à l'interface outil-pièce-copeau et d'analyser les contraintes résiduelles des surfaces usinées.

I.11.1. Analyse thermique de la coupe

L'analyse de température dans la zone de coupe est très complexe et difficile. En effet, les forts gradients thermiques et le mouvement des différents antagonistes (pièce, outil, copeau) nécessitent d'avoir un système de mesure de température qui prend en compte toutes ces spécificités. Pour ce faire, il existe plusieurs méthodes permettant de remonter à la température de l'arête de coupe de l'outil. Dans ce qui suit, nous ferons un état de l'art sur quelques techniques permettant la détermination de la température à l'arête de coupe lors de l'usinage. Nous ne considérons que les techniques les plus utilisées en usinage.

I.11.1.1. Mesures indirectes de température

En 1971, Rosseto et al. [Rosseto 1971] ont mesuré la température de coupe à l'aide d'un vernis thermosensible. Ce dernier est déposé sur l'outil et change de couleur à partir d'une valeur de température bien définie. La frontière entre deux couleurs présente l'isotherme. Lo Casto [Lo Casto 1989] a utilisé une méthode inspirée de celle mise en place par Rosseto et al. [Rosseto 1971]. Elle consiste à introduire une poudre, dont on connaît le point de fusion, entre deux parties d'une plaquette. Lorsque la température de fusion de la poudre est atteinte, l'essai est arrêté. Les points où la poudre a atteint son point de fusion matérialisent l'isotherme.

Dans le cas des aciers rapides, la cartographie de la température de l'outil peut être décrite par la mesure des microduretés dans le matériau. Après une calibration préalable duretés/températures, cette méthode propose de remonter à la distribution de la température dans l'outil par les mesures de microduretés à la fin des essais [Wright 1978]. Dans la même logique que cette dernière, Trent [Trent 1981] propose de relier l'apparition de phases caractéristiques en fonction de la température sur le copeau et l'outil.

I.11.1.2. Mesures directes de température

I.11.1.2.1. Mesure de température de coupe par thermocouple

La mesure de la température par un thermocouple se base sur le principe suivant : si deux métaux sont soudés à leurs extrémités et si une de ces soudures est portée à une température bien déterminée, l'autre étant maintenue à une température différente, on observera alors une force électromotrice entre les deux jonctions. L'évaluation de cette force, qui dépend des matériaux utilisés, symbolise la température mesurée. L'avantage des thermocouples est la simplicité et la flexibilité de réalisation et d'utilisation pour de simple acquisition et ce à moindre coût. Il existe plusieurs types de thermocouples, les plus répandus sont les thermocouples standard et dynamique.

Thermocouples dynamiques

Ce type de thermocouple est généralement utilisé en tribologie. Cette méthode est basée sur l'effet Seebeck. Le principe est de prendre deux corps en mouvement relatif comme deux éléments d'un thermocouple. Cette méthode est nommée technique de Herbert-Gottwein [Komanduri 2001]. Elle a été mise en œuvre durant les années 20 par [Shore 1925] [Gottwein 1925] et [Herbert 1926]. Cette technique a été utilisée par [Trigger 1948] [Trigger 1949] pour estimer la température à l'interface outil-copeau pendant l'usinage. L'outil est utilisé comme un élément du thermocouple et la pièce comme étant le deuxième élément. A l'interface entre ces deux éléments, il y a formation d'une jonction qui par la suite jouera le rôle d'un thermocouple. Cette méthode a aussi été utilisée en meulage par Outwater et al. [Outwater 1952] et dans le cas de contact glissant de deux corps métalliques par [Bowden 1936] [Ling 1963] [Furey 1964].

Thermocouples incorporés (standards)

Ce sont les plus utilisés pour l'évaluation de la température. En usinage, l'utilisation de ces thermocouples nécessite des perçages de trous dans lesquels les thermocouples sont insérés. Pour estimer la température dans la zone de coupe et d'établir la cartographie thermique dans l'outil, plusieurs auteurs [Bittés 1993] [Bouzid 1993] [Le Calvez 1995] [Abrão 1997] ont eu recours aux thermocouples. Dans ce cas, on cherche à placer un ou plusieurs thermocouples au plus près de la zone sollicitée. L'avantage de cette méthode est la possibilité de les utiliser dans tous les procédés de coupe (avec ou sans lubrification).

[Bouzid 1993] a utilisé cette méthode avec succès pour l'évaluation de la cartographie thermique dans un outil carbure. Dans la suite de ces travaux, Le Calvez [Le Calvez 1995] a optimisé le contact thermique entre le thermocouple et les parois des trous en utilisant une colle d'argent qui assure une bonne fixation des thermocouples (à 0,5 mm des faces de coupe et de dépouille) et une bonne conductivité thermique. Par contre, le temps de réponse (temps de réponse dans l'air agité est différent au temps de réponse dans l'air calme) de ces thermocouples n'autorise que l'analyse des régimes stationnaires. Comme pour Bouzid [Bouzid 1993], les résultats de Le Calvez [Le Calvez 1995] ont permis de tracer une cartographie thermique dans l'outil en fonction des conditions de coupe. Ces résultats montrent que loin du point chaud, la température est faiblement sensible aux variations de vitesse et d'avance. Après comparaison avec d'autres techniques de mesure (pyromètre, caméra thermique ...), à une position de 0,5 mm de l'arête de coupe, l'erreur de mesure due au thermocouple est estimée à environ $\pm 5\%$.

Matsumoto [Matsumoto 1987] a utilisé les thermocouples pour étudier l'évolution de la température en fonction des conditions de coupe (vitesse de coupe et d'avance) et de la dureté du matériau. En utilisant un thermocouple implanté à une profondeur de 0,025mm à partir de la surface de la pièce usinée, il a été démontré qu'avec l'élévation de l'énergie de coupe, la propagation de la chaleur dans la pièce est plus élevée dans le cas d'un acier dur que dans le cas d'un acier doux.

Les principaux inconvénients dus à l'utilisation des thermocouples sont :

- ☞ Le temps de réponse du thermocouple ;
- ☞ La difficulté d'implantation des thermocouples et leur localisation dans l'outil ;
- ☞ Le risque de modification du champ thermique et de la conductivité en présence de trous et des capteurs ;
- ☞ La fragilisation de la tête de l'outil lors de l'intégration des thermocouples ;
- ☞ L'impossibilité d'accéder à la température en tête d'outil ;
- ☞ Les gradients de température dans la zone de coupe étant très importants, une variation de position entraîne des différences de température très importante.

Récemment, la société CIRTES [CIRTES 2004] a mis en œuvre une technique où une sonde est intégrée dans la plaquette dès la fabrication de celle-ci (Figure I-20). Le but de cette méthode est de détecter le seuil d'usure de l'outil en cours d'usinage et d'effectuer un contrôle en continu de l'arête de coupe par une mesure de la température de la zone de coupe. Les inconvénients majeurs de cette technique sont :

- ☐ Plaquettes très onéreuses (nécessite l'intégration de la sonde) ;
- ☐ La sonde peut être endommagée, dans le cas de l'usure de la plaquette ;
- ☐ Dans la zone de coupe, les gradients thermiques sont très importants et par conséquent les mesures ne sont pas très précises ;
- ☐ L'introduction de la sonde fragilise la pointe de l'outil.

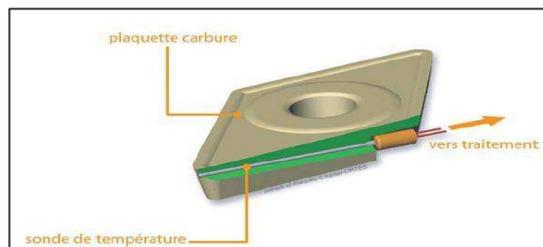


Figure I-20. Plaquette instrumentée CIRTES (d'après [CIRTES 2004]).

Malgré l'efficacité et la simplicité des procédés présentés ci-dessus, des limitations existent quant à l'utilisation des thermocouples [Komanduri 2001] :

- ☐ La température mesurée est une température moyenne de la zone de coupe,
- ☐ La surface de contact outil-copeau n'est pas prise en compte dans la mesure,
- ☐ Non prise en compte de l'usure de l'outil,
- ☐ En cas de formation d'arête rapportée, les résultats obtenus sont fallacieux,
- ☐ Nécessité d'une calibration pour chaque simulation de coupe (pour chaque couple outil-matière)
- ☐ Pendant la coupe, des couches d'oxydes se forment sur les outils de coupe (cas des carbures) et ainsi le calibrage du thermocouple est changé.

L'utilisation des thermocouples ne permet d'obtenir qu'une cartographie des températures loin de la pointe d'outil, voire dans le meilleur des cas une température globale de la zone de coupe. En raison de tous ces inconvénients, plusieurs chercheurs ont choisi d'estimer la température moyenne au niveau l'arête de coupe en utilisant une méthode de résolution du problème inverse de diffusion de la chaleur dans l'outil. Les premières approches dans ce domaine ont été développées par [Groover 1971]. A l'aide de deux thermocouples implantés dans l'outil, la température est mesurée en deux endroits. Ensuite, un modèle très simplifié est utilisé pour remonter à la température en pointe de l'outil. En 1996, El Wardany [El Wardany 1996] a utilisé une méthode proche de celle de Groover [Groover 1971]. La différence réside dans le modèle développé pour remonter à la température à la pointe d'outil. Les travaux d'El Wardany [El Wardany 1996] consistent à discrétiser le transfert thermique dans l'outil par la méthode des éléments finis. La relation entre la température à la pointe de l'outil et la température mesurée par le thermocouple est ainsi déterminée par identification des paramètres d'une loi empirique de type puissance. Cette méthode présente des limites. Elle néglige la dynamique du système expérimental d'identification de la température à l'arête de coupe de l'outil.

Dans son étude Lazard [Lazard 2004], utilise deux thermocouples qui sont insérés à deux endroits différents dans une plaquette. Pour reproduire les conditions expérimentales, un bruit est ajouté à l'évolution de la température. L'évolution de la température à la pointe de l'outil est estimée par un modèle inverse. A savoir que, le transfert de chaleur est décrit à l'aide d'une formulation quadripolaire. En testant ses résultats avec un code de calcul

numérique développé, une bonne corrélation est montrée entre les résultats expérimentaux et ceux obtenus en utilisant la méthode des volumes finis. L'inconvénient de ce modèle c'est qu'il ne correspond pas à la réalité. Le bruit introduit n'est pas représentatif des gradients de température élevés observé en coupe. De plus, il ne prend pas en compte de la géométrie complexe de l'outil et des transferts de chaleur dans celui-ci qui sont tridimensionnels.

Du fait de la complexité de la géométrie de l'outil et les transferts de chaleur dans celui-ci, on peut conclure que les différents modèles et techniques de chauffe utilisés pour la calibration (non représentatifs des conditions thermiques, à la pointe d'outil, générées en coupe) présentés ci-dessus rendent les résultats très approximatifs. Pour résoudre ces problèmes, Puigsegur [Puigsegur 2002] a mis en place une modélisation directe du comportement de l'outil. Ce modèle est obtenu au sens de l'identification de système non entier pour résoudre le problème inverse de conduction [Battaglia 2001] [Puigsegur 2002] [Rech 2002]. Le principe est de remonter au flux de chaleur transmis dans l'outil au cours de l'usinage à partir d'un relevé de températures locales dans le porte outil (un capteur est placé dans l'outil près de la surface d'application du flux). Le capteur est aussi utilisé pour la caractérisation expérimentale de l'outil et pour l'estimation des sollicitations sur l'arête de l'outil. De plus, pendant l'identification, les auteurs prennent en compte l'influence spatiotemporelle du capteur sur le transfert de chaleur. La fonction de transfert est identifiée en appliquant sur l'arête de coupe de l'outil un flux de chaleur émis de façon impulsionnelle (pour se rapprocher au mieux des conditions de chauffage et de refroidissement rapide de la coupe) et en mesurant la réponse du thermocouple. Après avoir estimé les paramètres du modèle de comportement thermique de l'outil, la procédure d'inversion de celui-ci avec les mesures effectuées pendant l'usinage permettent d'évaluer les sollicitations imposées à l'outil pendant la coupe.

On en déduit une relation liant le flux de chaleur dans la zone de coupe à cette mesure locale de température (Figure I-21). Cette relation est la fonction de transfert thermique qui est caractéristique du couple outil/porte outil. Les principaux inconvénients de ce modèle sont les suivantes :

- ☐ Il n'est valable que pour une période d'échantillonnage supérieure ou égale à celle utilisée pour l'identification du modèle. Or en usinage, la période d'échantillonnage change en fonction des conditions de coupe et des procédés utilisés (coupe orthogonale, chariotage, fraisage...)
- ☐ Il est difficile d'instrumenter les outils de coupe et de les calibrer.
- ☐ Zone d'application de la température lors de l'identification est très petite et ne correspond pas toujours à la zone de contact outil-copeau.
- ☐ Avec l'usure des plaquettes, le contact outil-copeau est changé, ainsi les relevés de températures sont approximatifs.

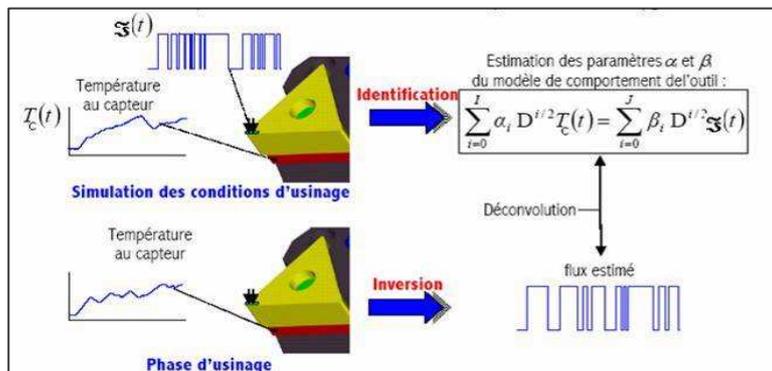


Figure I-21. Principe d'identification de la fonction de transfert thermique et de l'évaluation du flux de chaleur durant l'usinage [Puigsegur 2002].

I.11.1.2.2. Mesure de température par la méthode optique

La méthode d'implantation des thermocouples reste une technique onéreuse et ne permet pas d'effectuer des mesures de la température de contact outil-copeau. De plus, les difficultés liées à la connaissance pour reproduire les conditions de coupe afin de nourrir les modèles basés sur la méthode inverse et les erreurs de mesures liées à l'usure de l'outil. Il est donc nécessaire d'utiliser d'autres systèmes de mesure de température directes qui permettent une acquisition locale et au cours du temps au niveau de la zone de coupe (outil/pièce/copeau), voir même au niveau des zones de cisaillement Z_I , Z_{II} , Z_{III}). Les seules méthodes permettant de faire des relevés de températures de la zone de coupe sur lesquelles l'évolution du contact pièce-outil-copeau n'influe pas, sont celles basées sur l'émission d'onde électromagnétique d'un corps lorsqu'il est chauffé. Les techniques les plus répandues sont le pyromètre optique, la caméra infrarouge et la caméra proche infrarouge.

Le pyromètre est une technique basée sur l'émission d'onde électromagnétique. Le principe consiste à comparer deux énergies (dans la même bande de longueur d'onde) : celle émise par le corps chauffé à celle émise par une source étalon. L'étalonnage d'un pyromètre se fait à l'aide d'un corps noir. Il existe plusieurs types de pyromètres ; ici nous ne parlerons que des pyromètres mono et bi chromatique.

Le pyromètre monochromatique exige la connaissance des paramètres liés aux propriétés d'émissivité des matériaux. Ces derniers deviennent moins prépondérants avec un pyromètre bi-chromatique à condition que le matériau observé soit gris (pour la même température, le rapport des luminances est le même que celui obtenu avec un corps noir) et que son émissivité soit identique aux deux longueurs d'ondes utilisées par le pyromètre et ne dépendent pas de la température.

Dans l'industrie, le pyromètre optique est la technique la plus utilisée pour évaluer la température. Il est aussi utilisé par plusieurs chercheurs pour évaluer la température de coupe en tournage à l'interface pièce-outil-copeau [Bittès 1993] [Le Calvez 1995]. Dans son étude, Le Calvez [Le Calvez 1995] analyse la température de la face de coupe lorsque le dernier copeau tombe et ce en utilisant un pyromètre bi-chromatique. Ces méthodes ne donnent que des informations ponctuelles de température de la surface analysée. En usinage les relevés par pyromètre optique ne sont pas précis car la zone sondée est trop large par rapport à la zone de coupe et que cette dernière est cachée par le copeau. D'après cet auteur, la surface de la zone chaude est estimée à environ 5 % de la zone analysée (cas de la coupe orthogonale) et l'intervalle de confiance est de l'ordre de 100 °C. A cet effet, on peut considérer que cette méthode ne donne pas une information complète et précise.

Du fait de l'intérêt de la connaissance du champ de température dans la zone de coupe sur la compréhension de la coupe, plusieurs études sur l'analyse de ces champs de température ont été menées ces dernières années. C'est le cas de Bouzid [Bouzid 1993] qui utilise une caméra infrarouge à balayage pour observer la face latérale de l'outil et évaluer directement les isothermes dans l'outil. La caméra infrarouge balaye une surface avec un capteur d'intensité lumineuse et mesure la température de surface et ses variations temporelles et spatiales sur les échantillons examinés. Les travaux de cet auteur ont permis d'évaluer la position du point chaud par rapport à l'arête de coupe en fonction des paramètres de coupe. Toutefois, la variation brusque de luminance au bord de l'outil fausse parfois les résultats. Le temps de réponse de la caméra infrarouge utilisée dans ce cas ne permet pas l'accès aux forts gradients de température. De plus, ce type de caméra est prévu pour des champs d'observation larges ce qui augmente l'erreur liée aux effets parasites ambiants et augmente l'erreur liée à la mauvaise connaissance de l'émissivité qui est un grand handicap à l'évaluation de la température de coupe dans ce cas. Ceci est aussi

observé par Guétari [Guétari 2005] en utilisant une caméra infrarouge rapide (3200 images/seconde).

Afin de réduire les limites des mesures infrarouges, Le Calvez [Le Calvez 1995] propose une technique originale basée sur l'utilisation de caméra CCD-Proche Infrarouge (CCD-PIR). Cette méthode a été utilisée par [Shirakashi 1994] pour étudier l'interaction Laser / Matière. Le principe consiste à utiliser une caméra avec un capteur CCD (Charge Couple Device) avec un filtre bas infrarouge qui ne laisse passer que de faible longueur d'onde (0,8 et 1,1 μm). Cette caméra fonctionne dans le spectre du visible et couplé à des observations dans le proche IR. Avec de simples objectifs photos classiques, il est possible de calibrer dans le visible les dimensions de la zone analysée et de localiser de manière plus précise la position des différents antagonistes (pièce, outil, copeau) sur les images IR. De plus, son fonctionnement dans le proche infrarouge diminue la sensibilité aux effets parasites ambiants et minimise l'erreur liée à la mauvaise connaissance de l'émissivité. Elle est estimée par [MSaoubi 1998a] à environ 5 %. A de faibles longueurs d'onde, l'erreur causée par l'incertitude sur l'émissivité de la scène filmée est inférieure à celle commise avec des caméras thermiques sensibles à de plus grandes longueurs d'onde (3 - 5 μm et 8 - 12 μm). D'autre part la technique CCD-PIR, n'autorise pas des mesures en coupe lubrifiée. En outre, l'intervalle de longueur d'onde considéré (0,8 - 1,1 μm) ne permet l'analyse des températures qu'entre 500 et 1000 °C.

La technologie CCD-Proche Infrarouge (CCD-PIR) a été adaptée au tournage pour la première fois à l'ENSAM de Paris par [Le Calvez 1995]. Ce dernier utilise une seule caméra pour observer la face latérale de coupe (Figure I-22). L'analyse thermique a permis de montrer avec précision l'évolution et la position du point chaud en fonction des conditions de coupe, de la dureté du matériau et des différentes plaquettes utilisées.

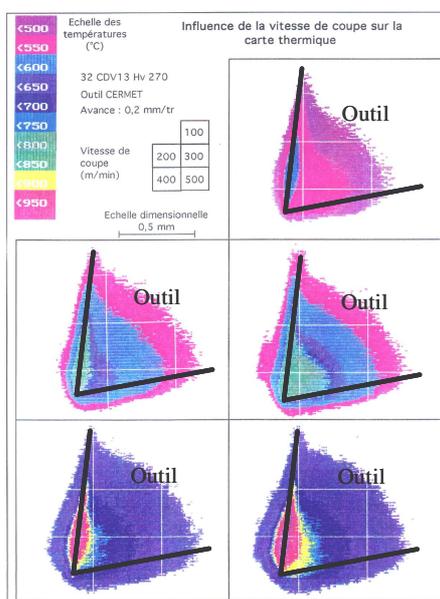


Figure I-22. Exemple de résultats obtenus par Le Calvez [Le Calvez 1995].

Cette étude a connu un grand succès, elle a été reprise et développée par M'Saoubi [MSaoubi 1998a] [MSaoubi 1998b] et Changeux [Changeux 2001]. A la différence de Le Calvez, ces derniers utilisent deux caméras CCD-PIR permettant ainsi une acquisition simultanée d'image en face de coupe et en face latérale d'outil. Ainsi, comme le montre la Figure I-23, les relevés des cartes thermique ont permis de positionner le point le plus chaud par rapport à l'arête de coupe dans le cas de l'usinage des aciers austénitiques inoxydables et surtout de quantifier les températures de l'émergence des différentes zones de

cisaillement primaire (observée sur la face de coupe), secondaire et tertiaire (observées sur la face latérale d'outil).

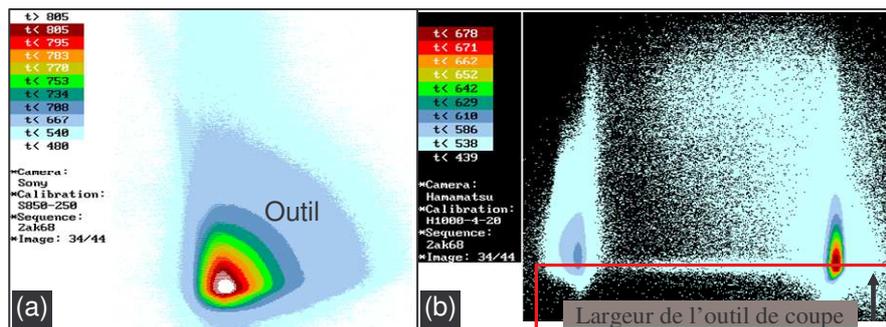


Figure I-23. Exemple de cartographies thermiques obtenues par [Changeux 2001] (a) face latérale d'outil, (b) face de coupe

A partir de cette étude bibliographique de l'analyse des températures pendant la coupe, nous retenons que les méthodes de mesure par caméras CCD-PIR et celle utilisant un outil instrumenté THERMICAR développé par Puigsegur [Puigsegur 2002] sont les plus fiables et permettent de remonter respectivement, avec précision, à la température de coupe et au flux thermique transmis dans l'outil. Pour ces raisons, ces techniques ont été choisies pour cette étude.

I.12. Analyse des contraintes résiduelles

Souvent, les contraintes résiduelles sont définies comme étant les contraintes multiaxiales statiques qui existent dans une pièce au repos, et ce en l'absence de toutes contraintes externes (forces, moments ...). Elles apparaissent dans la pièce après suppression d'un chargement initialement introduit (tout en respectant les conditions d'équilibre) [Maeder 1990a] [Belassel 1994] [Lebrun 2001].

Tout procédé d'élaboration et de fabrication (solidification, usinage, mise en forme [Maeder 1990b] [Mkaddem 2005], soudage, ...) et toute sollicitation d'origine mécanique (déformations), métallurgique (refroidissement inhomogène), thermique (changement de phase) ou autre génère dans une pièce des contraintes résiduelles qui peuvent influencer (positivement ou négativement) son comportement en fatigue, en rupture et en corrosion. Les contraintes de traction sont néfastes à la pièce mécanique, car elles accélèrent l'apparition et la propagation des fissures. Par contre les contraintes de compression ont un rôle bénéfique et ce en retardant l'apparition de fissures. Ainsi, la durée de vie des composantes mécaniques soumises à différents chargements dépend de l'état de contraintes internes générées dans le matériau.

I.12.1. Ordres de contraintes résiduelles

A cause du caractère hétérogène et des discontinuités présents dans un matériau cristallin (lacunes, dislocations, joints de grains ...), il est primordial de faire référence à un volume donné de matière pour définir les caractéristiques mécaniques des matériaux. Ce volume définit l'échelle d'observation du matériau. Suivant l'échelle à laquelle on considère le matériau, les contraintes résiduelles existent sous trois ordres. Ces derniers sont définis suivant que les contraintes sont homogènes sur plusieurs grains (ordre I), à l'intérieur d'un grain ou d'un sous grain (ordre II) ou à l'échelle atomique (ordre III) [Maeder 1990a]. Ces trois ordres seront définis en s'appuyant sur les schémas de la Figure I-24.

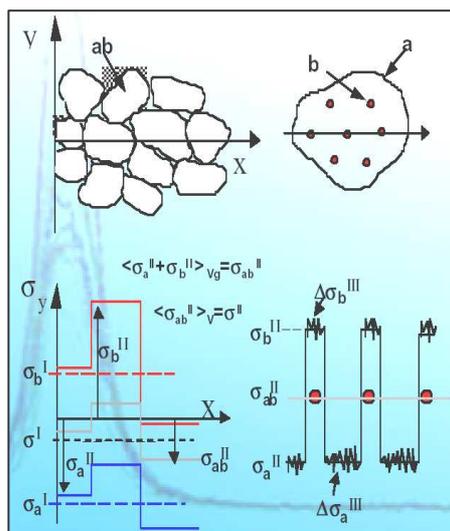


Figure I-24. Ordres de contraintes résiduelles.

Les contraintes d'ordre II sont les contraintes mésoscopiques qui naissent des incompatibilités des déformations sur un grain ou celles relatives à chaque phase métallurgique. Sur un volume analysé, la moyenne des contraintes d'ordre II représente les contraintes d'ordre I.

Par contre, les contraintes d'ordre III sont reliées à toutes déformations liées à des variations de la distance interréticulaire et les discontinuités existantes à l'intérieur des grains, telles que les dislocations, les lacunes et autres. Ces contraintes sont aussi appelées contraintes microscopiques et leur moyenne sur le volume d'analyse nous donne les contraintes mésoscopiques.

Dans le cas des matériaux métalliques à grains fins, il n'est pas toujours possible de différencier les effets des contraintes mésoscopiques et microscopiques. Ainsi et pour simplifier, les échelles de contraintes peuvent être divisées en seulement deux niveaux : les macrocontraintes correspondantes aux contraintes du premier ordre et les microcontraintes qui réunissent les contraintes d'ordre II et d'ordre III.

I.12.2. Analyse des contraintes par la méthode de la diffraction des rayons X

La diffraction des rayons X est un des moyens non destructifs d'analyse de contraintes résiduelles dans un matériau cristallin. Le principe consiste à mesurer la variation de la distance interréticulaire (d_{hkl}) d'une famille de plan (hkl). Toute déformation élastique homogène du cristal analysé va se traduire par une variation de la distance interréticulaire.

Lorsqu'un matériau cristallin est exposé à un faisceau monochromatique de rayons X, ses plans agissent comme des surfaces réfléchissantes (Figure I-25). On aura interférence constructive si la différence du chemin optique des rayons réfléchis provenant des différents plans, est un multiple entier de la longueur d'onde λ . Pour un certain λ , cette condition est liée à la distance d_{hkl} et à l'angle de diffraction θ selon la loi de Bragg (Équation I-13). La différence de marche entre deux plans consécutifs est donnée par l'Équation I-12:

$$\delta = CB + BD = 2.AB.\sin \theta \quad \text{Équation I-12}$$

avec :

$$AB = d_{hkl}$$

$$CB + BD = n\lambda \quad (n \text{ entier})$$

D'où la loi de Bragg ($n=1$) :

$$\lambda = 2.d.\sin \theta$$

Équation I-13

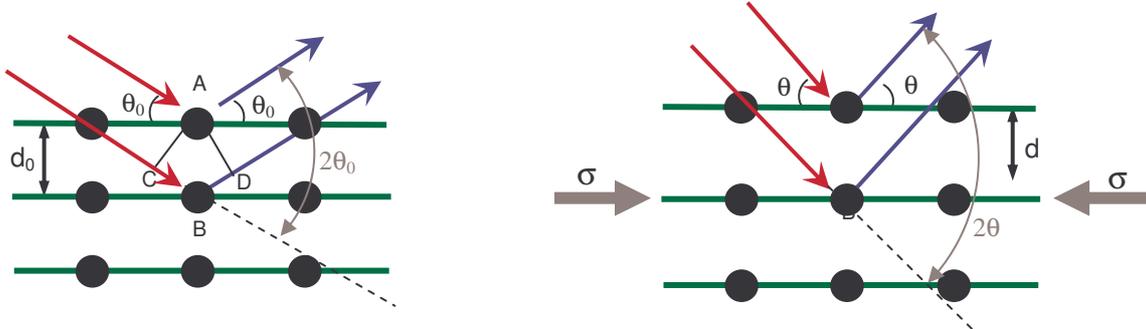


Figure I-25. Géométrie de diffraction.

L'analyse des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X est basée sur l'utilisation de la distance interréticulaire (d_{hkl}) d'une famille de plans cristallographiques $\{hkl\}$ comme jauge de déformation dans le domaine élastique. La mesure de cette distance se fait par la loi de Bragg donnée par l'Équation I-13. Toute déformation élastique homogène d'un cristal analysé entraîne une variation de la distance interréticulaire d_{hkl} . Les plans $\{hkl\}$ ont tendance à se rapprocher dans les directions en compression et à s'éloigner dans les directions en traction [Maeder 1990] [Lebrun 2001]. La déformation mesurée peut s'exprimer en fonction de d_{hkl} et par suite en fonction de l'angle de diffraction θ (Équation I-17).

Toute variation de d_{hkl} entraîne une variation de l'angle de diffraction θ .

$$\frac{\Delta d}{d_0} + \frac{\Delta \sin \theta}{\sin \theta} = \frac{\Delta \lambda}{\lambda} = 0$$

Équation I-14

ainsi,

$$\frac{\Delta d}{d_0} = -\cot g \theta . \Delta \theta$$

Équation I-15

Sachant que la déformation élastique (ε) est donnée par :

$$\varepsilon = \frac{\Delta d}{d_0}$$

Équation I-16

alors :

$$\varepsilon = -\cot g \theta . \Delta \theta$$

Équation I-17

Il est toutefois plus approprié d'exprimer la déformation en déformation rationnelle. On écrit alors :

$$\varepsilon_{\text{vraie}} = \ln \left(\frac{d}{d_0} \right) = \ln \left(\frac{\sin \theta_0}{\sin \theta} \right)$$

Équation I-18

Dans le cas d'un état de contrainte triaxiale, la mesure de la déformation se fait suivant une direction n décrite par l'angle ϕ et l'angle ψ . La déformation $\varepsilon_{\phi\psi}$ engendrée par les contraintes principales est la projection du tenseur de déformation ε dans la direction de mesure n (Figure I-26). Elle peut être reliée aux contraintes σ_{ij}^ϕ dans le repère principal des déformations par :

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{1}{2} \cdot S_2 \left[(\sigma_{11}^\phi - \sigma_{33}^\phi) \sin^2 \psi + \sigma_{13}^\phi \sin 2\psi + \sigma_{33}^\phi \right] + S_1 \left[\sigma_{11}^\phi + \sigma_{22}^\phi + \sigma_{33}^\phi \right] \quad \text{Équation I-19}$$

avec

$$\frac{1}{2} \cdot S_2 = \frac{1+\nu}{E} \quad \text{et} \quad S_1 = -\frac{\nu}{E} \quad (\text{pour un matériau isotrope élastiquement})$$

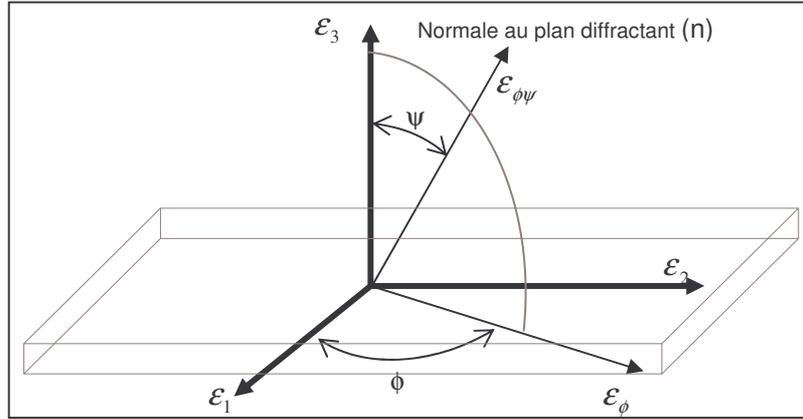


Figure I-26. Coordonnées de la direction de mesure n dans le repère principal des déformations.

La détermination des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X concerne l'analyse de la déformation des cristallites d'un volume diffractant et non pas la déformation macroscopique. Dans un matériau polycristallin, l'état mécanique des cristallites est différent de celui du matériau macroscopique et les relations contraintes-déformations correspondantes ne peuvent être exprimées à l'aide des constantes d'élasticité macroscopique S_1 et $\frac{1}{2}S_2$. Celles-ci sont remplacées par les constantes d'élasticité

radiocristallographiques $(S_1)_{hkl}$ et $\frac{1}{2}(S_2)_{hkl}$ qui dépendent de la famille des plans $\{hkl\}$. Elles peuvent être calculées en utilisant des modèles de passage micro-macro tels que le modèle autocohérent de Kröner-Eshelby ou le modèle de Voight.

Ainsi, l'angle $2\theta_{\phi\psi}$ peut être donné en fonction des valeurs moyennes des contraintes σ_{ij}^ϕ et des constantes d'élasticités radiocristallographiques :

$$2\theta_{\phi\psi} = 2\theta_0 - \left[\frac{360}{\pi} \cdot \tan \theta_0 \cdot \frac{1}{2} \cdot (S_2)_{hkl} \right] \left[\left(\langle \sigma_{11}^\phi \rangle - \langle \sigma_{33}^\phi \rangle \right) \cdot \sin^2 \psi + \langle \sigma_{13}^\phi \rangle \cdot \sin 2\psi + \langle \sigma_{33}^\phi \rangle \right] - \left[\frac{360}{\pi} \cdot \tan \theta_0 \cdot (S_1)_{hkl} \right] \left[\langle \sigma_{11}^\phi \rangle + \langle \sigma_{22}^\phi \rangle + \langle \sigma_{33}^\phi \rangle \right] \quad \text{Équation I-20}$$

Pour simplifier l'expression, il est possible de considérer (dans un volume de matériau analysé), pour l'analyse des contraintes par diffraction des rayons X, que $\langle \sigma_{33}^\phi \rangle = 0$ car les rayons X pénètrent peu dans la matière et en supposant :

$$\left(\frac{1}{K_1} \right)_{hkl} = -\frac{360}{\pi} \tan \theta_0 \frac{1}{2} (S_2)_{hkl} \quad \text{et} \quad \left(\frac{1}{K_2} \right)_{hkl} = -\frac{360}{\pi} \tan \theta_0 \frac{1}{2} (S_1)_{hkl}$$

L'équation devient alors :

$$2\theta_{\phi\psi} = 2\theta_0 + \frac{1}{K_1} \left[\langle \sigma_{11}^\phi \rangle \cdot \sin^2 \psi + \langle \sigma_{13}^\phi \rangle \cdot \sin 2\psi \right] + \frac{1}{K_2} \left[\langle \sigma_{11}^\phi \rangle + \langle \sigma_{22}^\phi \rangle \right] \quad \text{Équation I-21}$$

La représentation de $2\theta_{\phi\psi}$ en fonction de $\sin^2 \psi$ donne une droite dans le cas d'un état de contrainte biaxial et une ellipse dans le cas d'un état de contrainte triaxial. La pente de cette courbe est proportionnelle à σ_ϕ et l'ouverture de l'ellipse donne une information sur la valeur σ_{13}^ϕ .

Le pic de diffraction permettant d'analyser l'état de contrainte dans un matériau donné, donne aussi des informations sur l'état de l'érouissage de celui-ci. En effet, la largeur du pic de diffraction permet de caractériser le taux d'érouissage du matériau lorsque celui-ci a subi des déformations mécaniques ou thermiques. De plus, cette largeur est d'autant plus grande que les déformations locales dans le matériau sont hétérogènes.

I.12.3. Origine des contraintes résiduelles en usinage

L'usinage laisse en surface de pièce un gradient de contraintes résiduelles qui peut influencer son comportement en fatigue, en rupture et en corrosion. Les mécanismes de génération des contraintes résiduelles en usinage sont assez complexes et résultent le plus souvent d'un couplage entre des effets thermiques (montée de température générée par la coupe), mécaniques (déformation plastique qui accompagne la génération de copeau) et métallurgiques (transformation de phase) intervenant dans la zone de coupe lors de la génération du copeau.

Les contraintes induites par le tournage peuvent être de traction ou de compression. La Figure I-27 donne un exemple type de résultat d'analyse de gradient de contrainte résiduelle en profondeur obtenus après une opération de tournage d'un acier austénitique inoxydable. Cet exemple montre qu'en surface les contraintes sont de traction, ensuite elles décroissent en profondeur, jusqu'à atteindre un maximum en compression. Enfin, elles augmentent pour retrouver les contraintes correspondantes à celles de l'état initial du matériau. Ceci peut s'expliquer par le fait que les contraintes de traction sont d'origine thermique et dues à la montée de température à l'interface pièce-outil-copeau générée par la coupe. En revanche, les contraintes de compression sont dues aux déformations plastiques produites lors de la génération du copeau.

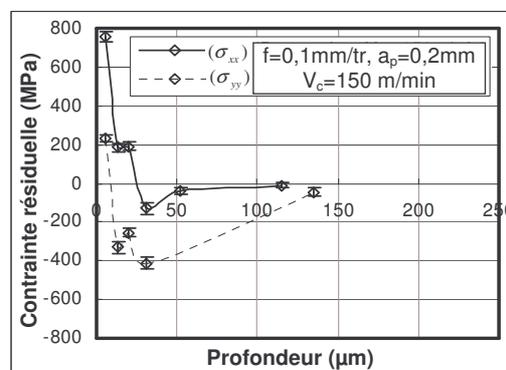


Figure I-27. Exemple de profil de contraintes résiduelles obtenues lors de l'usinage de l'acier 316 L.

Avant toute analyse de contraintes résiduelles induites par un procédé de tournage en coupe orthogonale, il est nécessaire de choisir une partie de la surface usinée qui soit représentative de l'essai de coupe. Dans leurs thèses, Le Calvez [Le Calvez 1995] et M'Saoubi [MSaoubi 1998a] ont montré que la phase de retrait de l'outil de coupe n'est pas représentative de l'essai effectué et qu'elle fausse les analyses de contraintes en surface. Aussi, ils proposent d'étudier la circularité des paliers usinés afin de mettre en évidence le point correspondant à l'avance et au retrait de l'outil de coupe. Après une étude des contraintes de surface sur le pourtour de la pièce, ces auteurs ont définis les directions principales des contraintes résiduelles (axiale et circonférentielle) et une zone de mesure qu'ils nomment zone représentative d'essai. D'après M'Saoubi [MSaoubi 1998a], la zone la plus stable est celle qui se trouve à 180° de la zone de retrait de l'outil.

L'effet des conditions de coupe et de la géométrie de l'outil sur les contraintes résiduelles générées lors l'usinage de l'acier inoxydable 316L a été examiné par MSaoubi et al. [MSaoubi 1999]. Ils ont observé que l'usinage du 316L produit en extrême surface des contraintes internes de traction associées à un fort écrouissage. De plus, la zone affectée par la contrainte de traction diminue avec la vitesse de coupe et augmente avec l'élévation de l'avance. Une autre étude sur l'influence des conditions de coupe sur les contraintes résiduelles a été menée par Capello [Capello 2005]. Dans son étude, il met en évidence l'influence de l'avance et du rayon de l'outil sur les contraintes résiduelles. Cette étude est très intéressante car il propose un modèle simple basé sur une régression linéaire qui permet de sélectionner des paramètres de coupe pour obtenir l'état de contrainte désiré.

Schreiber et Schlicht [Schreiber 1987] ont analysé l'évolution des contraintes résiduelles induites par le tournage de l'acier dur 100Cr6 (60 HRc), en fonction des conditions de coupe, de l'usure et de la lubrification et ont comparé les résultats avec ceux générés par le grenailage et la rectification. Ils ont trouvé que l'élévation de la vitesse de coupe et de l'usure de l'outil fait augmenter la profondeur affectée par les contraintes internes. Quand à la profondeur de passe et à la lubrification, ils ont montré qu'elles n'ont pas d'influence sur les contraintes résiduelles.

L'influence des conditions de coupe et de l'usure de l'outil sur les contraintes résiduelles générées par l'usinage de l'acier 27MnCr5 est étudiée par Rech et Moison [Rech 2003]. Ils concluent que le paramètre le plus influent sur les contraintes résiduelles est la vitesse de coupe. Ces résultats sont observés par Jacobson et al. [Jacobson 2002] [Dahlman 2004] lors de l'usinage dur des aciers bainitiques.

La formation de la zone blanche en usinage dur et son lien avec l'intégrité de surface est étudiée par Dale et al. [Dale 2005]. Cette étude montre que de faibles avances tendent à induire des contraintes résiduelles de compression. Ainsi, il est possible de choisir des conditions de coupe pour générer des contraintes résiduelles bénéfiques à la tenue mécanique ultérieure de la pièce.

L'influence de l'angle de coupe de l'outil sur les contraintes résiduelles et les paramètres de coupe, lors du tournage du 100Cr6, a fait l'objet de plusieurs études de [Thiele 2000] [Dahlman 2004b] [Umbrello 2004] [Hua 2005]. Les résultats obtenus par Dahlman et al. [Dahlman 2004b] montrent que l'angle de coupe influe fortement sur les contraintes résiduelles. Elles sont d'autant plus en compression que l'angle de coupe est élevé (négatif). Cette étude précise que les contraintes de compression sont souvent générées en sub-surface. De plus, elle montre qu'il est possible de contrôler l'évolution des contraintes résiduelles induites par la coupe en choisissant les conditions de coupe et l'angle de coupe de l'outil.

La durée de vie en fatigue de pièces mécaniques est conditionnée par les contraintes résiduelles induites par la coupe. Ceci conduit à conclure qu'il est possible de prédire cette

durée de vie en fonction des conditions de coupe [Sasahara 2005]. Une longue durée de vie peut être obtenue en utilisant une faible vitesse d'avance, un plus petit rayon de bec et un outil avec un angle de coupe négatif.

Warren [Warren 2006] a utilisé la nano-indentation pour analyser l'évolution des contraintes résiduelles induites par le tournage, la rectification et le meulage. L'auteur a montré que l'allure de la courbe charge-déplacement obtenue par nanoindentation sur la surface usinée est influencée par la nature des contraintes résiduelles générées dans celle-ci. Ainsi, il met en évidence l'existence d'un lien entre ces dernières et la nano-dureté mesurée.

Lors de la coupe, le frottement outil-pièce génère, dans la surface usinée, des contraintes de cisaillement. Celles-ci ont fait l'objet de l'étude de Wakabayashi [Wakabayashi 1984]. Ce dernier a montré que ces contraintes sont négligeables en comparant avec les contraintes résiduelles axiales et circonférentielles.

L'usinage avec assistance influe sur l'évolution des contraintes internes. Ces constatations ont été montrées par [Habak 2004] [Habak 2006a] dans le cas de l'usinage de l'acier austénitique inoxydable avec assistance jet d'eau haute pression et par Germain [Germain 2006] lors du tournage dur du 100Cr6 avec assistance laser.

Plusieurs auteurs [Umbrello 2004] [Ambrogio 2006] s'intéressent au développement de modèles théoriques permettant de prédire les conditions de coupe requises pour aboutir à un état de contrainte résiduelle donné (par exemple en utilisant la technique de prédiction par la méthode des réseaux de neurones). Par la suite, ces modèles pourront servir de base de développement de logiciels permettant ainsi de prédire les états de contraintes résiduelles après une opération de coupe en limitant le nombre d'études expérimentales.

Toutes les études présentées ci-dessus ont utilisé la technique de la diffraction des rayons X pour analyser l'évolution des contraintes résiduelles induites par le tournage. On retiendra de ces études que les paramètres de coupe les plus influents sur les contraintes résiduelles sont la vitesse de coupe, l'angle de coupe de l'outil, l'usure de l'outil et l'assistance en tournage (jet d'eau et laser). Par contre, la lubrification et la profondeur de passe semblent ne pas trop influencer l'évolution des contraintes résiduelles. De plus, il s'avère que l'usinage n'affecte pas beaucoup les contraintes résiduelles de cisaillement.

I.13. Efforts de coupe

En plus des informations concernant la stabilité de la coupe, la connaissance des efforts de coupe nous renseigne sur les déformations plastiques et la puissance mécanique fournie nécessaire à l'enlèvement de matière. De plus, elle permet de délimiter la zone de coupe en choisissant des valeurs des efforts acceptables pour l'outil. La plage de fonctionnement autorisée est établie essentiellement en considérant l'évolution de la pression spécifique de coupe K_c (tournage) en fonction de la variation de la vitesse de coupe, pour des conditions d'avance et de profondeur de passe correspondant à celles du domaine de validité de l'outil coupant. Cette méthodologie s'inscrit dans la démarche appelée Couple-Outil-Matière COM (norme AFNOR XP E 66-520-5) [Norme 1994]. Elle permet de définir le domaine de fonctionnement de l'outil de coupe dans une matière donnée en fonction :

- Des paramètres déterminant les limites d'utilisation de l'outil (déterminer les valeurs minimales et maximales de la vitesse de coupe, de l'avance, de la profondeur de passe) indépendamment les uns des autres.

-  Des paramètres d'interaction entre les paramètres limites (débit de copeaux, déformation et couple autorisés, exposants et constante du modèle de Taylor).
-  Des paramètres auxiliaires qui tiennent compte des caractéristiques des moyens de production et permettant la transposition des conditions de coupe d'un procédé à un autre par simple calcul (de l'effort spécifique de coupe K_c).

La pression spécifique de coupe K_c (exprimé en N/mm²) peut être calculée grâce par exemple à des mesures de puissance ou d'efforts de coupe en cours d'usinage en utilisant l'Équation I-22.

$$K_c = \frac{F_t}{a_p \times f} \quad \text{Équation I-22}$$

avec

F_t	effort de coupe tangentiel [N]
$A_D = a_p \times f$	section du copeau non déformé [mm ²]
a_p	profondeur de passe [mm]
f	avance [mm/tr]

La mesure des efforts de coupe se fait à l'aide d'une table dynamométrique de marque Kistler. Pour se faire, on mesure les déformations imposées par les efforts de coupe sur la table à l'aide de capteurs piézoélectriques précontraints dans les trois directions de l'espace. Les tables dynamométriques présentent des qualités appréciées en usinage à cause de leur sensibilité, leur précision et surtout leur grande rigidité qui leur permet de les utiliser sans perturber l'opération d'usinage [Bissey 2005].

Grâce à la platine Kistler, on peut obtenir les différentes composantes (F_a , F_r et F_t) de l'effort global de coupe (F) :

-  L'effort axial (F_a) ou effort d'avance : il correspond à la force appliquée sur l'outil parallèlement à l'axe de rotation de la pièce à usiner. Il est pratiquement nul dans la configuration de coupe orthogonale.
-  L'effort radial (F_r) qui est défini comme étant l'effort parallèle au rayon de la pièce. Il est appelé aussi effort de pénétration.
-  L'effort tangentiel (F_t) ou l'effort de coupe : c'est l'effort parallèle à la tangente à la surface de la pièce au niveau de la pointe de l'outil.

Les efforts de coupe résultants de l'interaction outil-pièce lors du tournage tridimensionnel et du tournage orthogonal sont présentés dans la Figure I-28.

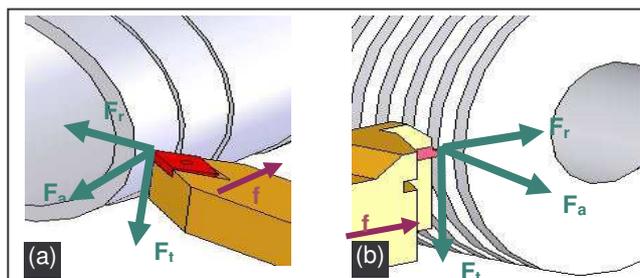


Figure I-28. Schéma des différentes composantes de l'effort de coupe.
(a) tournage tridimensionnel et (b) tournage bidimensionnel (coupe orthogonale).

I.14. Conclusion

Dans ce chapitre, les phénomènes qui entrent en compte dans la zone de coupe lors du tournage ont été brièvement rappelés. Il a été montré que les caractéristiques du couple outil-matière influent beaucoup sur le déroulement de l'usinage. En coupe, la majorité du travail fourni pour enlever de la matière se transforme en chaleur et sa dissipation par la pièce peut entraîner des variations dimensionnelles, des problèmes d'intégrité de surface du matériau usiné et peut modifier les cinétiques des endommagements de l'outil.

Cette étude bibliographique a permis ainsi de mettre en évidence le grand nombre de travaux déjà réalisés pour comprendre la coupe. Toutefois, l'état actuel des connaissances dans ce domaine ne permet toujours pas de prédire le comportement d'un matériau lorsque sa microstructure est changée. C'est pour cette raison que cette phase de recherche d'informations sur différents matériaux continue et c'est dans ce contexte que se place notre étude sur l'acier à roulement 100Cr6 sous différents états métallurgiques.

Dans le chapitre suivant, une étude expérimentale du comportement du 100Cr6 sous différents états métallurgiques (différentes duretés et microstructures) sera présentée. Elle concerne la compréhension du comportement en frottement et en coupe de ce matériau.

INTRODUCTION GENERALE

GENERALITES SUR L'USINAGE

COMPORTEMENT

- II.1. Introduction
- II.2. Définition de l'acier utilisé
- II.3. Simulation expérimentale du contact outil-copeau
- II.4. Simulation expérimentale de la zone de cisaillement primaire
- II.5. Conclusion de l'étude comportementale

ANALYSE DE LA COUPE

CONCLUSION GENERALE

II. COMPORTEMENT

II.1. Introduction

Le chapitre précédent a montré la nécessité de connaître la sensibilité du matériau usiné à la température et à la vitesse de déformation, ainsi que le comportement tribologique vis-à-vis de l'outil de coupe. L'objet de la suite de l'étude consiste donc à identifier le comportement du matériau étudié en frottement et en coupe.

Dans un premier temps, une définition de l'acier utilisé sera exposée. Cette partie consiste à présenter la composition de l'acier à roulement avec une définition des différents traitements thermiques réalisés pour obtenir deux états métallurgiques (avec et sans carbures non dissouts) avec les différentes duretés souhaitées. Suivra une étude expérimentale du comportement tribologique du couple 100Cr6/cBN par des essais reproduisant les mécanismes de frottement entre l'outil et le copeau lors de la coupe (zone de cisaillement Z_{ij}). Cette étude va permettre de connaître le rôle de la microstructure sur le coefficient de frottement et de corrélérer ceci avec les essais de coupe qui seront présentés dans le chapitre III.

Des essais mécaniques de cisaillement en quasi-statique et en dynamique destinés à l'identification d'une loi de comportement par la démarche inverse de type Johnson-Cook ont été réalisés.

II.2. Définition de l'acier utilisé

Le matériau étudié est l'acier à roulement 100Cr6 (sous forme de tubes de longueur 110 mm, de diamètre 85 à 90 mm et d'épaisseur 10 à 30 mm) traités thermiquement pour obtenir deux microstructures différentes (avec et sans présence de carbures non dissouts dans la matrice) avec des duretés allant de 45 HRc à 60 HRc. Dans les paragraphes suivants, nous allons présenter les différents traitements thermiques réalisés pour obtenir ces états métallurgiques (les diagrammes de transformation isotherme sont donnés en annexe 2)

Les tubes du 100Cr6 ont été livrés à l'état recuit. Il a une structure constituée de carbures dispersés dans une matrice ferritique à faible teneur en carbone avec parfois une très faible présence d'inclusions (Figure II-1). Des mesures de duretés ont été réalisées sur ces tubes bruts de livraison. On a pu vérifier que les duretés sont relativement faibles. Elles varient entre 17 et 19 HRc selon les lots de matière. Les aciers à roulement sont souvent livrés sous cette forme, correspondant à l'adoucissement maximal de l'alliage, car elle favorise leur mise en forme.

La composition chimique des différentes pièces a été vérifiée à l'aide d'un spectromètre d'émission à étincelle. Les résultats obtenus concordent avec la norme (voir le Tableau II-1).

Tableau II-1. Composition chimique de l'acier 100Cr6.

% en masse	%C	%Cr	%Cu	%S	%Si	%Mo	%Mn	%P
Valeur AFNOR	0,95 - 1,1	1,35 - 1,6	< 0,35	< 0,025	0,15 - 0,35	< 0,10	0,2 - 0,4	< 0,03
Valeur mesurée	1,05	1,481	0,033	0,018	0,239	0,01	0,365	0,009

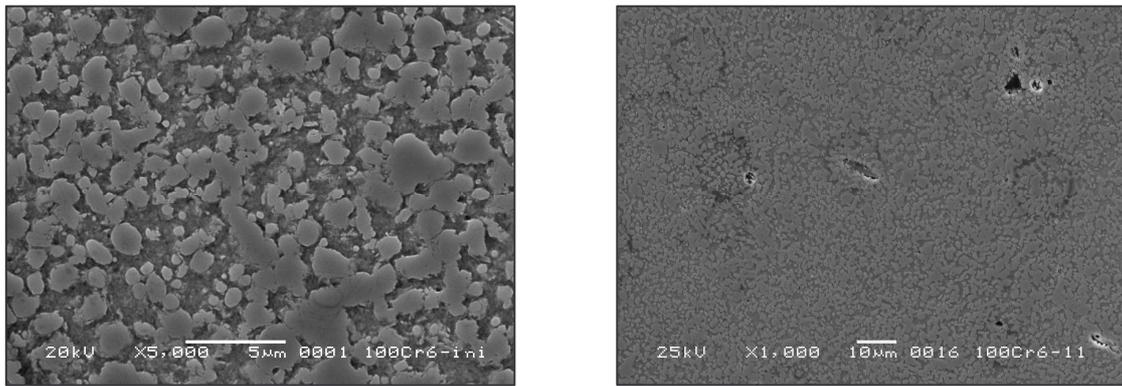


Figure II-1. Microstructure "MEB" du 100Cr6 à l'état brut de livraison (recuit).

II.2.1. Cas de l'acier 100Cr6 avec carbures :

Pour obtenir des tubes de 100Cr6 avec présence de carbures non dissouts, les échantillons ont été austénitisés à 850 °C, dans un four, pendant 30 minutes et ensuite trempés à l'eau à 30 °C. Plusieurs températures de revenu ont été choisies pour obtenir des tubes de différentes valeurs de duretés (voir le Tableau II-2). Dans ce rapport, cette nuance sera appelée 100Cr6 avec carbures.

Tableau II-2. Température de revenu et valeurs de duretés correspondantes

Température de revenu (°C) / maintien (heure)	Dureté (HRc)
500 (1h)	45
400 (1h)	50
250 (1h)	55
Trempé	60

* La température de revenu et le temps de maintien dépendent du volume de la pièce à traiter. Ceux réalisés pour les éprouvettes "chapeau" sont légèrement différents de ce qui est présenté dans le Tableau II-2.

La Figure II-2 présente la microstructure de l'acier 100Cr6 avec carbures d'une dureté de 55 HRc. Un matériau avec une matrice martensitique avec une présence homogène de carbures non dissouts de fer et de chrome est obtenu. Ces carbures sont de deux types. Le premier a une taille variant entre 0,5 à 1,5 µm, le second de l'ordre de 2 à 3 µm. Dans ce cas, ce sont ces carbures qui gouvernent la dureté du matériau.

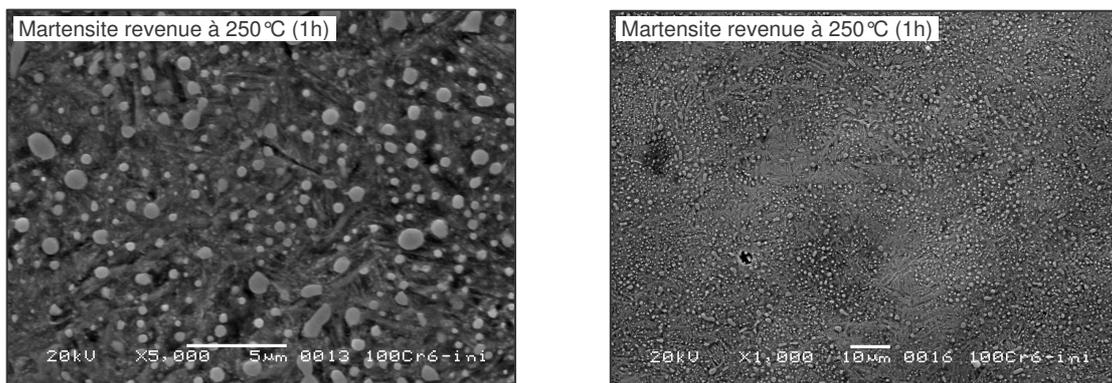


Figure II-2. Observation MEB du 100Cr6 avec carbures (55 HRc).

II.2.2. Cas du 100Cr6 sans carbure :

Afin de dissoudre tous les carbures, les tubes ont été austénitisés à 1000 °C (température de dissolution de tous les carbures), suivi d'une transformation isotherme, dans

un four à bain de sel, à 225 °C pendant 7 heures et ce pour obtenir une dureté de 55 HRc. Des maintiens à d'autres températures ont été effectués afin d'avoir différentes duretés (Tableau II-3). La microstructure résultante après ce traitement thermique est présentée en Figure II-3. Une structure bainitique est obtenue. Dans la suite, cette nuance sera appelée 100Cr6 sans carbure.

Tableau II-3. Température de transformation et valeurs de duretés correspondantes*

Température de trempe étagée (°C)	Temps de maintien	Dureté (HRc)
350	2 h 45	45
275	5 h	50
225	7 h	55

* La température de transformation et le temps de maintien dépendent du volume de la pièce à traiter. Ceux réalisés pour les éprouvettes "chapeau" sont légèrement différents de ce qui est présenté dans le Tableau II-3.

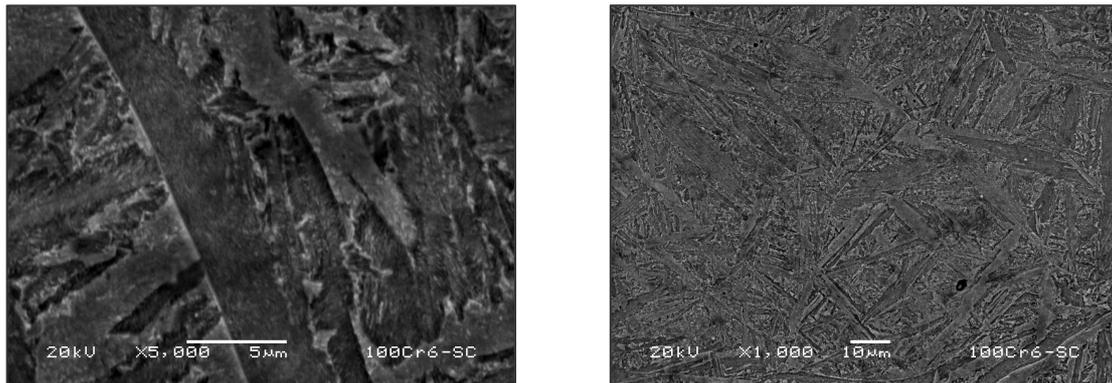


Figure II-3. Observation MEB du 100Cr6 sans carbure (55 HRc).

Pour vérifier la dureté des tubes après traitement thermique, une vingtaine de mesures ont été faites sur chaque tube et la moyenne est ainsi calculée. L'erreur liée à ces mesures est estimée à ± 1 HRc.

En plus de la vérification de la dureté apparente, la microstructure du matériau a été examinée pour chaque état métallurgique. Dans le cas avec présence de carbures non dissouts, la taille et le nombre de ces derniers varient avec le revenu (avec la dureté). Cette variation ne fera pas l'objet dans notre étude.

La Figure II-4 présente l'évolution des microstructures sans carbure en fonction de la dureté. On retrouve une matrice bainitique avec probablement la présence de martensite à 55 HRc (annexe 2). Il est à noter que la taille de la bainite évolue avec la dureté. Cette différence est liée aux traitements thermiques réalisés. Comme pour le cas avec carbures, cette différence n'a pas fait l'objet d'une étude particulière.

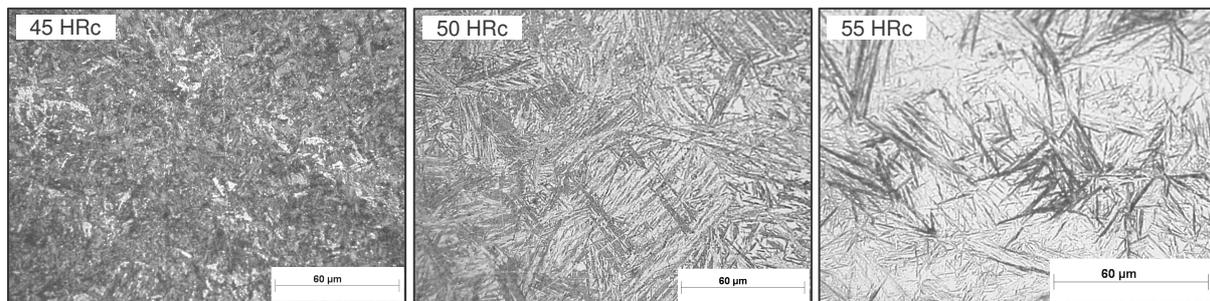


Figure II-4. Evolution de la microstructure en fonction de la dureté du matériau pour le cas sans carbure.

Des analyses de phases par diffraction X ont été effectuées sur les éprouvettes de 100Cr6 dans ces deux états métallurgiques ayant une dureté de 55 HRc. Ces analyses ont été menées pour vérifier la présence d'austénite résiduelle issue des traitements thermiques.

Les diffractions ont été faites à l'aide d'un diffractomètre de rayons X avec une anticathode de manganèse ($\lambda = 0.21$ nm). Les diagrammes de diffraction X présentés en Figure II-5a et Figure II-5b, correspondant respectivement au cas avec et sans carbures, ont montré dans les deux cas l'absence d'austénite résiduelle.

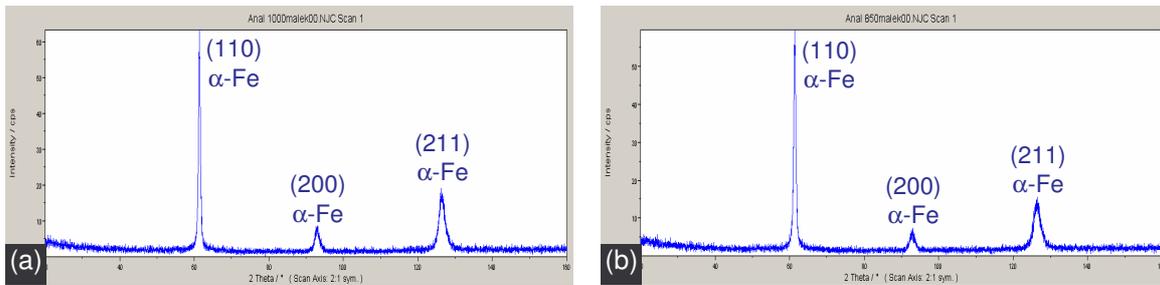


Figure II-5. Analyse de phases obtenue sur un acier 100Cr6 durci à 55 HRc, (a) sans carbure, (b) avec carbures.

II.3. Simulation expérimentale du contact outil-copeau

Lors de la coupe, les surfaces de frottement au niveau du bec de l'outil sont contraintes. Un adoucissement thermique important apparaît ce qui favorise la formation des micro-soudures du métal sur l'outil. Afin d'avoir une vitesse relative entre les deux corps, les forces de frottement doivent rompre ces jonctions. Lorsque la pression du contact est très élevée, le nombre de ces micro-soudures croît. Ainsi, une couche de métal partiellement fondue se forme aussi bien sur la face de dépouille que sur la face de coupe de l'outil : il peut s'agir par exemple d'une arête rapportée. Ces mécanismes influent fortement sur la coupe, d'où la nécessité de comprendre ce comportement tribologique entre l'outil et le copeau et sa variation avec les différents paramètres de coupe. C'est dans ce contexte que des essais ont été réalisés sur un thermotribomètre permettant de simuler le frottement du copeau sur la face de coupe de l'outil.

Avant de simuler le frottement outil-copeau, il faudrait comprendre tout d'abord le type de contact entre ces deux corps. Connaissant les difficultés pour étudier les phénomènes de frottement qui se produisent entre le copeau et l'outil, à l'échelle mésoscopique lors de la coupe. On se ramène alors pour cette étude à l'échelle macroscopique. Pendant la coupe, le copeau s'écoule sur la face de coupe de l'outil ce qui lui donne un mouvement de rotation sur cette face. L'outil est considéré comme fixe (dans le repère du copeau). L'interaction entre le copeau et celui-ci est localisée à la pointe d'outil. Le contact entre le copeau et l'outil peut être alors représenté par un contact cylindre-plan, où le cylindre représente le copeau et l'outil représente le plan (Figure II-6). D'où l'idée de faire frotter un disque (le copeau) sur une plaquette d'usinage (l'outil).

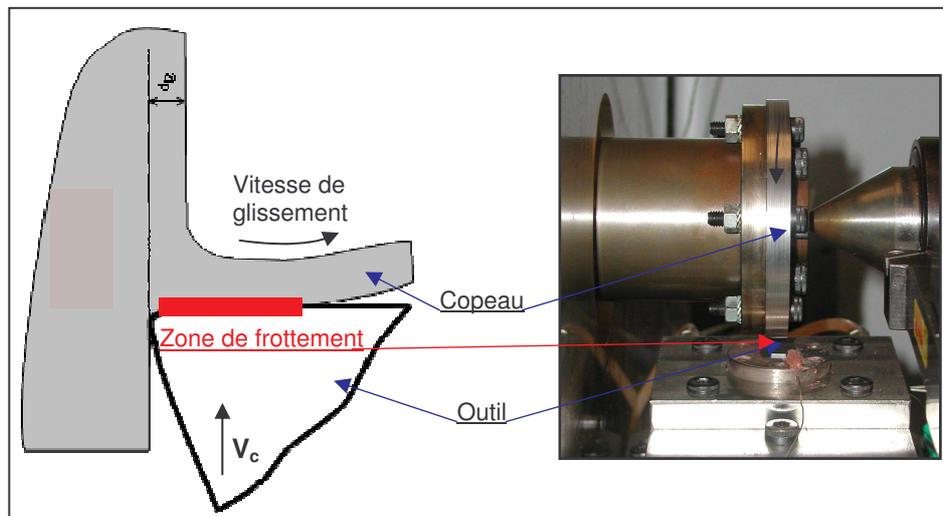


Figure II-6. Analogie entre les contacts outil-copeau en tournage et plan-disque sur thermotribomètre.

II.3.1. Présentation du dispositif (thermotribomètre)

Le dispositif utilisé est développé à l'ENSAM Angers au Laboratoire d'enlèvement de matière. L'objectif est de se rapprocher au mieux des mécanismes intervenant entre l'outil et le copeau et de permettre l'étude du comportement du frottement entre ces deux corps [Badie-Levet 2004].

La machine utilisée est un tour transformé en un thermotribomètre. Sa puissance maximale est de 7,5 kW et il peut atteindre une vitesse de rotation de 1500 tr/min. Ce tour a

été instrumenté pour pouvoir reproduire les conditions de l'interaction outil-copeau en coupe et de récupérer le maximum d'information (Figure II-7) :

- ❏ Une platine dynamométrique de marque Kistler solidaire de la plaquette permet de mesurer les trois composantes de l'effort dus au frottement (F_r , F_a , F_t). Ces efforts nous permettent de déduire le coefficient de frottement.
- ❏ Une résistance permet de chauffer la plaquette.
- ❏ Un système de mise en charge est installé grâce à un bras de levier à l'extrémité duquel des poids sont accrochés (Figure II-8). La plaquette fixe est mise en charge contre un disque en rotation. Ce disque est sensé simuler la circulation du copeau sur la plaquette, le copeau est alors infini. Sa vitesse de circulation peut être réglée en faisant varier la vitesse de rotation. La zone de contact en rouge est alors considérée comme un rectangle.
- ❏ Un vérin pneumatique permet d'assurer une application progressive de la charge.

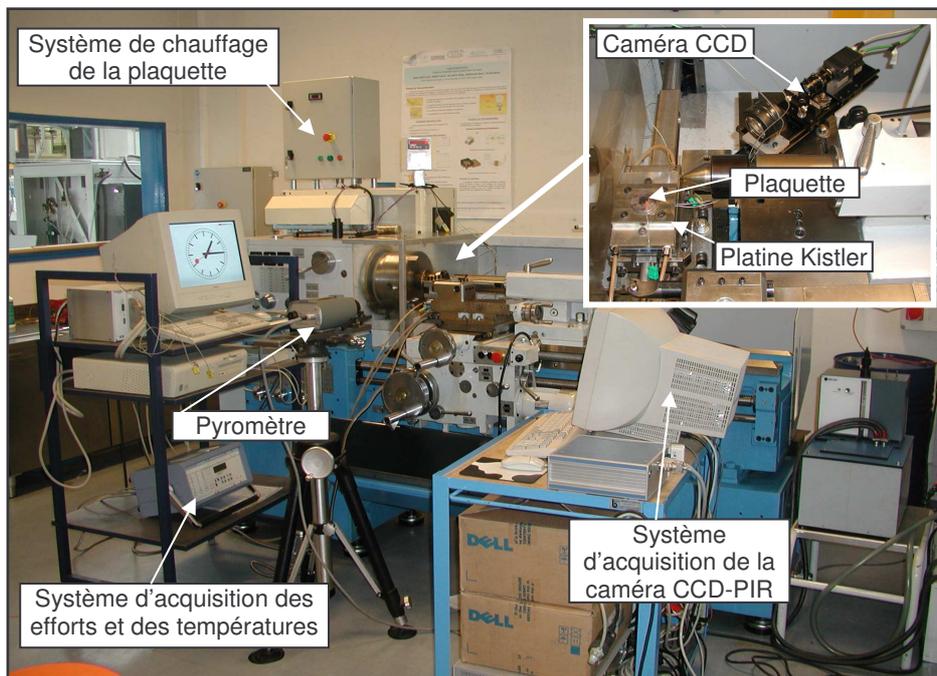


Figure II-7. Tour instrumenté et modifié en thermotribomètre.

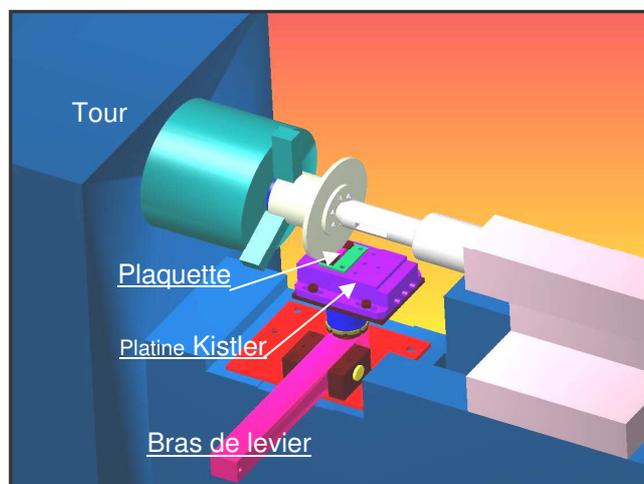


Figure II-8. Système de mise en charge (bras de levier).

Usuellement, pour relever la température de fonctionnement, des thermocouples sont implantés dans la plaquette. Dans notre cas, il est impossible de percer la plaquette en cBN massif pour introduire les thermocouples. Nous avons donc utilisé un pyromètre optique et une caméra CCD-PIR pour qualifier les champs de température atteinte par le frottement.

II.3.2. Conditions expérimentales

Les paramètres variables pour réaliser les essais sont :

- Les efforts exercés sur le disque ;
- La vitesse de rotation du disque ;
- La dureté du disque ;
- La microstructure du disque.

La plaquette, dont la température et la vitesse d'application de la charge sont considérées constantes. Les disques en 100Cr6 ont tous une largeur de 9 mm. Les essais ont été conduits en utilisant des plaquettes de nuance cBN300 différente de celle utilisée pour les essais de coupe (cf. paragraphe III.1.1). La géométrie de la plaquette facilite sa fixation (Figure II-9). Etant donné la géométrie et la faible surface d'un insert cBN, nous avons opté pour l'utilisation de plaquettes de grandes dimensions disponibles (ceci ne va pas influencer sur notre étude puisque le but principal est de faire une étude comparative en fonction des différents paramètres). Le Tableau II-4 donne les caractéristiques de la plaquette utilisée.

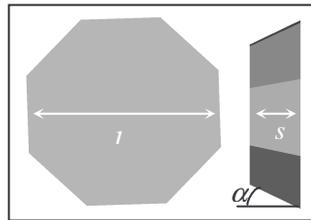


Figure II-9. Géométrie de la plaquette cBN300.

Tableau II-4. Caractéristiques de la plaquette CBN300.

Plaquette	cBN
Nuance	CBN300 de SECO
Caractéristique	Conçue pour la finition et l'ébauche des fontes grises perlitiques et des fontes ductiles non-alliées.
Désignation	OFEN 07 04 05 TN-MD16-CBN300
Angle de dépouille α (°)	26
Longueur de l'arête de coupe l (mm)	7
Épaisseur s (mm)	4,76
Rayon de pointe (mm)	0,5

Les vitesses de rotation (de glissement) retenues pour les essais sur le thermotribomètre sont 100 m/min, 150 m/min et 200 m/min avec trois charges différentes importantes (4000 et 6000 N et 10 000 N) proches de celles générées par la coupe. La durée standard de l'essai est de 50 à 100 secondes. Il faut souligner que tous les essais ont été au moins doublés. Les essais concernent les couples 100Cr6 avec carbures/cBN300 et 100Cr6 sans carbure/cBN300. Pour chaque état métallurgique (avec et sans carbures), trois duretés ont été étudiées (45, 51 et 56 HRC). Quelque soit l'essai et la microstructure des disques de 100Cr6, ces derniers ont systématiquement subi au préalable un pré-usinage (le dispositif utilisé ne permet pas de renouveler la surface au cours de l'essai). Celui-ci a été réalisé dans les mêmes conditions de coupe pour toutes les surfaces. On suppose ainsi que nous avons toujours, au début, le même état de surface avec la même rugosité. Nous avons fait ce choix car il n'était pas possible d'effectuer des mesures de rugosités après chaque

régénération de surface (il faut tenir compte des problèmes liés aux montages et aux démontages des disques).

Pour chaque paramètre de frottement, deux essais ont été menés (Figure II-10). Il est à noter que les essais sont concordants.

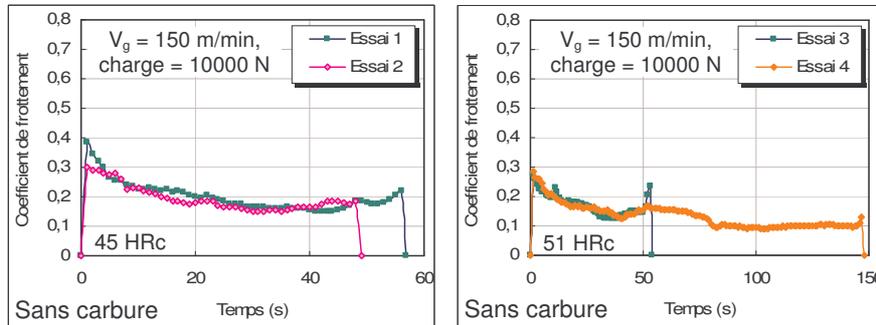


Figure II-10. Exemple de tests de répétabilité.

Des observations macroscopiques des surfaces de disques frottées après chaque série d'essai (entre deux et quatre essais par disque) et des surfaces de plaquettes après chaque essai ont été réalisées. Ceci va permettre l'observation des surfaces dégradées et l'étude des transferts de matière. Avec la même plaquette, nous avons réalisé au maximum deux essais. La Figure II-11 présente un exemple de l'état de surface après le renouvellement de surface. L'état de surface usinée avant essai présente une orientation unidirectionnelle des sillons d'usinage plus ou moins profonds.

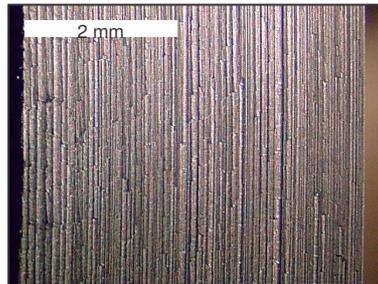


Figure II-11. Etat de surface d'un disque en 100Cr6 usiné avant essai (55 HRc).

II.3.3. Résultats expérimentaux

Un exemple des mesures des efforts appliqués au niveau du contact entre la plaquette cBN300 et le disque 100Cr6, sont présentées en Figure II-12. Ils sont donnés en fonction de la charge normale appliquée. Il est à noter que l'effort tangentiel varie linéairement avec la charge et ceci est en accord avec le modèle de Coulomb. Dans ce modèle, le coefficient de frottement est défini comme étant le rapport entre l'effort normal à la surface de contact (F_n) et l'effort tangentiel (F_t) comme le décrit l'Équation II-1. A l'échelle locale, c'est un rapport entre la contrainte normale et la contrainte tangentielle.

$$\mu = \frac{F_t}{F_n} \quad \text{Équation II-1}$$

avec :
$$F_t = \sqrt{F_r^2 + F_a^2}$$

Remarque : Quelques résultats bruts des essais de frottement sont donnés en annexe 3.

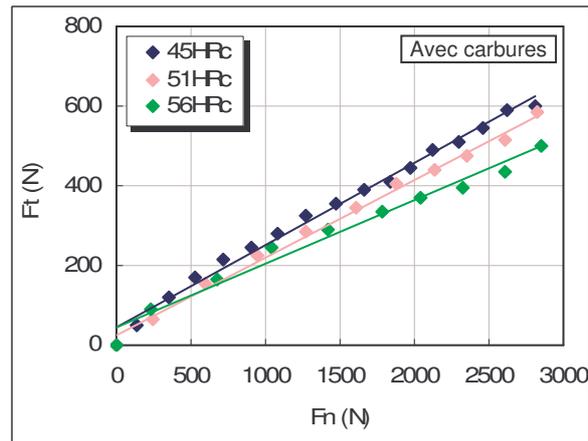


Figure II-12. Evolution de l'effort tangentiel en fonction de l'effort normal (Dureté = 56 HRc, $V_g = 100$ m/min et charge = 6 KN).

La nature très différente des deux matériaux opposés et la dureté très élevée du cBN, par rapport aux 100Cr6 durcis, conduit à un comportement en frottement marqué par l'apparition de dégradation sur la surface du disque de 100Cr6. Un mécanisme d'usure et de transfert de matière (arrachement de matière) du 100Cr6 vers la plaquette cBN300 associés à un fluage superficiel important est observé (Figure II-13). Ce transfert de matière forme une couche qui adhère sur la surface de la plaquette. Cette couche adhérente est observée dans tous les essais quelles que soient la charge et la vitesse employées. D'après Dalverny [Dalverny 1998] l'épaisseur de cette couche augmente avec la charge et la vitesse employées (l'épaisseur de la couche adhérente n'a pas fait l'objet d'une quantification dans cette étude).

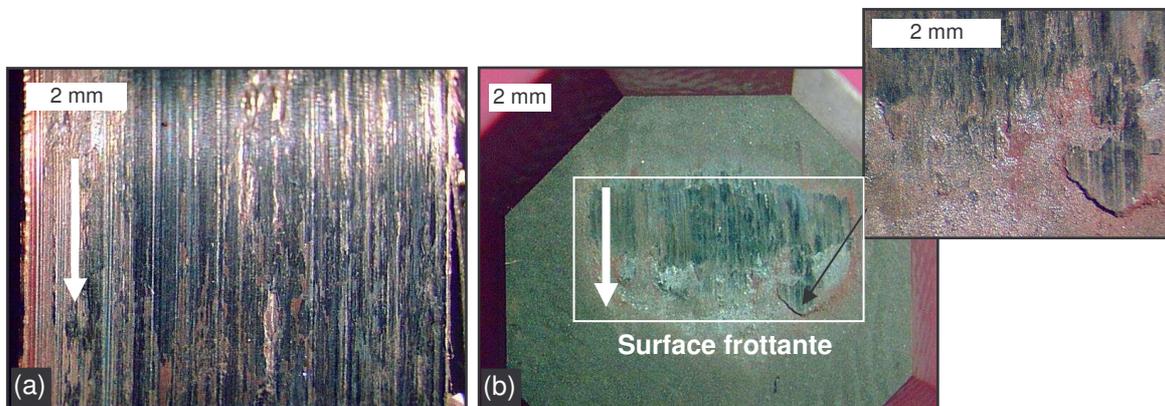


Figure II-13. Surfaces frottantes du (a) 100Cr6 avec carbures (51HRc) – et du (b) cBN300 ($V_g = 150$ m/min et mise en charge de 10 KN).

Sur la Figure II-13, il est possible de déterminer la surface réelle de frottement (S) et de remonter ainsi à la pression appliquée (P) par une simple relation donnée par l'Équation II-2. La largeur de la surface frottante correspond à celle du disque. Ceci n'est pas toujours vrai, car une petite inclinaison de l'emplacement de la plaquette peut diminuer nettement cette largeur. Un exemple est montré en Figure II-14.

$$P = \frac{F_n}{S} \quad \text{Équation II-2}$$

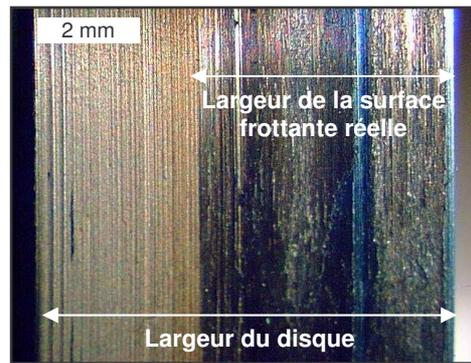


Figure II-14. Exemple d'un résultat où la plaquette est mal positionnée. Cas avec carbures ($V_g = 150$ m/min et mise en charge de 6 KN).

Pour éviter d'influencer nos résultats, nous avons pris le soin de bien positionner la plaquette et de vérifier les deux surfaces frottantes (disque et plaquette) à la fin de chaque série d'essais (entre chaque essai, la surface du disque est renouvelée. La plaquette est changée après deux essais). Dans le cas où la largeur de la surface frottée est largement inférieure à celle du disque, les résultats ne sont pas pris en compte.

Un exemple de résultat type de l'évolution du coefficient de frottement au cours du temps est donné en Figure II-15. Cette courbe met en évidence la non linéarité de l'évolution du coefficient de frottement au cours du temps.

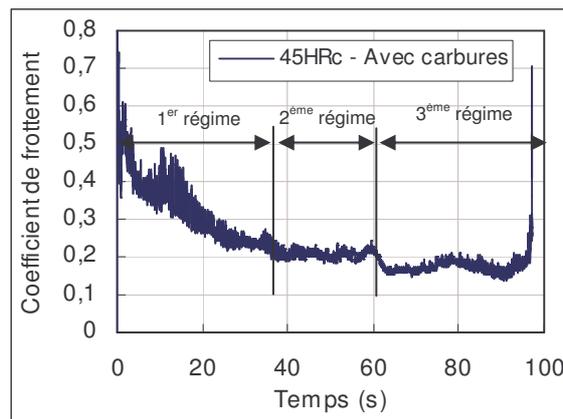


Figure II-15. Exemple type de l'évolution du coefficient de frottement au cours du temps ($V_g = 150$ m/min, charge = 6 KN).

Sur cette figure, on note la présence d'un régime transitoire suivi d'un régime stationnaire sur une dizaine de secondes et à la fin on retrouve un autre régime plus ou moins transitoire. Le premier régime transitoire est caractérisé par un fort et un instable coefficient de frottement et qui traduit l'adaptation des surfaces [Paris 1994]. Avec l'élévation de la température de contact et l'effort appliqué, la surface du disque se dégrade, se plastifie et devient ainsi très écaillée. Le comportement du matériau change et engendre une modification de la tribologie du contact et le coefficient de frottement mesuré est instable et ne coïncide plus avec celui du couple étudié. Ceci correspond au troisième régime. Entre ces deux régimes, on retrouve une zone dite stationnaire caractéristique par une absence de dégradation sur le disque et correspondrait au mieux à un régime de frottement stabilisé. L'évolution du coefficient de frottement et le temps d'apparition de ces régimes transitoires dépendent fortement de :

- La nature du couple frottant/frotté ;
- La vitesse de glissement ;
- La charge appliquée.

Compte tenu de la charge élevée appliquée (10 KN), le premier régime transitoire ne dure que quelques dizaines de secondes.

II.3.3.1. Effet de la vitesse de glissement et de la charge appliquée

L'étude de l'influence de la vitesse de glissement et de la charge appliquée a été réalisée afin de savoir comment celles-ci modifient le comportement tribologique. Ces essais de frottement ont été effectués pour le couple hétérogène 100Cr6 avec carbures-cBN300 dans les conditions suivantes :

- Dureté apparente du disque : 55HRc ;
- Charge normale exercée : 10 KN ;
- Trois vitesses de glissement : 100 m/min (1,7 tr/s), 150 m/min (2,5 tr/s) et 200 m/min (3,4 tr/s) ;
- Durée de l'essai variant entre 50 et 100 s (l'essai est arrêté dès que la température générée est trop élevée et/ou l'instabilité du système est remise en cause : on évite de se retrouver en régime 3) ;
- Température initiale de l'essai : l'ambiante.

Sur toutes nos courbes, nous présenterons les évolutions du coefficient de frottement pour les 50 ou 60 premières secondes. L'étude comparative s'est concentrée sur le régime stabilisé même s'il n'est pas représentatif de l'usinage (la surface frottante du disque n'est pas renouvelée au cours de l'essai). Le choix est effectué ainsi, car :

- Le 1^{er} régime (représentatif de l'usinage) est caractérisé par un instable coefficient de frottement dû au mauvais contrôle de la mise en charge au début de l'essai.
- Après vérification, il s'est avéré que pour deux conditions différentes, l'écart entre deux coefficients de frottement reste généralement constant durant le 1^{er} et le 2^{ème} régime.

L'évolution des coefficients de frottement avec les différentes vitesses de glissement est donnée en Figure II-16.

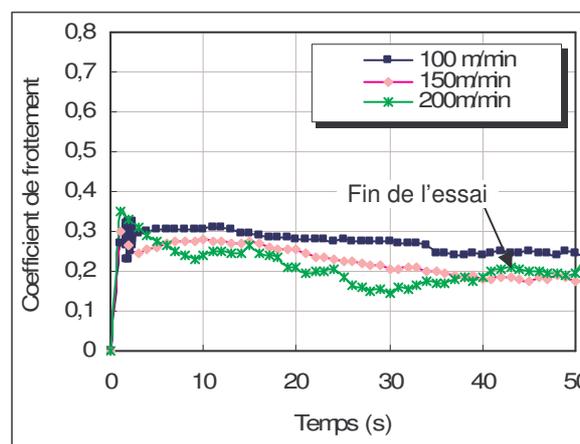


Figure II-16. Evolution du coefficient de frottement en fonction de la vitesse de glissement (dureté = 56 HRc et charge = 6 KN).

Les trois courbes de la Figure II-16 présentent la même allure que celle donnée précédemment comme courbe type de frottement (la partie correspondante à l'entrée en matière n'est pas illustrée sur la courbe pour 100 et 150 m/min). Le coefficient de frottement diminue avec la vitesse de glissement. Après 20 secondes environ, le coefficient est de 0,28 à 100 m/min contre 0,2 à 150 m/min ce qui représente une chute de 29%. L'augmentation de

la vitesse de glissement se traduit par une élévation de la température de contact induite par l'énergie dissipée par le frottement. Cela fait diminuer les caractéristiques mécaniques du 100Cr6 et aussi le coefficient de frottement. Une légère augmentation du coefficient de frottement est observée à partir de la 40^{ème} seconde pour la vitesse de rotation de 200 m/min. Cette élévation n'est pas significative. Elle correspond à la fin de l'essai (durée de l'essai est d'environ 50 s).

Les analyses de température menées par la caméra CCD-PIR sont très délicates à interpréter. Les champs thermiques obtenus ont été capturés au cours de l'essai (à un temps inconnu). Comme la gamme de température de la caméra est entre 500 et 1000°C et l'incapacité de prendre 25 images/s (fréquence max) pendant 50 s, nous déclenchons alors la caméra dès que la température de contact atteint 500°C (température indiquée par le pyromètre préalablement étalonné à l'aide d'un corps noir) et de ne prendre qu'au maximum 3 images/s. Ceci est très gênant car il nous est impossible de connaître le champ thermique avec précision (en 1/2 s, la température évolue très vite) au cours de l'essai. Un exemple de résultats de champ thermique mesuré est présenté dans la Figure II-17. L'observation de ces champs thermiques indique qu'il est possible de remonter à la température de contact à l'aide d'une caméra proche infrarouge ayant une fréquence d'acquisition et une capacité d'enregistrement plus importante. Celle-ci permettrait alors de remplacer l'utilisation du thermocouple avec lequel il n'est toujours pas possible de faire des mesures de températures directes dans la zone de contact.

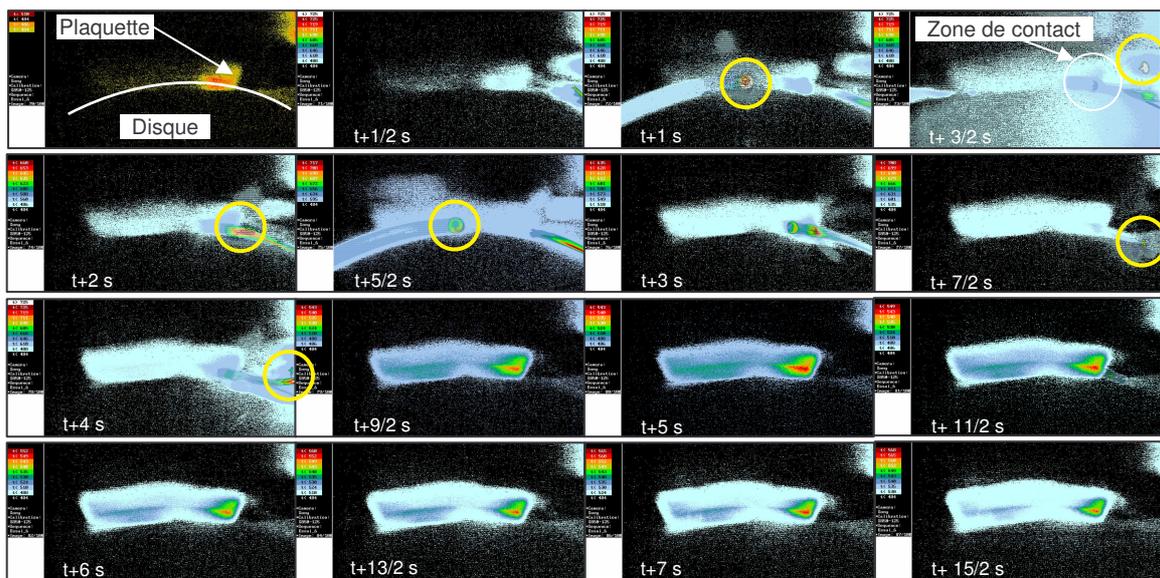


Figure II-17. Evolution de la carte thermique au cours de l'essai de frottement.

Malgré la faible fréquence d'acquisition de la caméra utilisée, ces images sont intéressantes. Sur les premières images, on constate l'apparition de points très chauds (entourés en couleur jaune sur les images) soit au niveau du contact, soit loin de la surface de contact suivi d'images de champs thermiques stables. Ces points mettent en évidence les mécanismes tribologiques qui précèdent la mise en place d'un régime de frottement stable. Il s'agit de débris (contaminations) qui recouvrent les deux surfaces de contact. Une partie de ces débris parfois cisailés et éjectés de la surface de contact et l'autre partie se dégrade et constitue par la suite des particules piégées dans le contact considéré comme troisième corps. Le faible volume de ses débris explique la raison pour laquelle ils chauffent plus vite que les deux autres corps (pendant l'essai, on peut parfois les observer. Ils sont sous formes d'étincelles). Ces mécanismes tribologiques qui surgissent avant le régime de frottement stable sont mis en évidence dans les travaux de Dalverny [Dalverny 1998]. Il explique que le frottement entre deux surfaces correspond essentiellement à des transformations

tribologiques de surface à l'origine de la mise en circulation des premières particules dans le contact. Il est montré que pour de faibles vitesses de glissement et charges appliquées, le transfert de matière, du disque 100Cr6 vers la plaquette cBN, se produit par polissage. Alors que, pour des vitesses et charges importantes, il se produit essentiellement par arrachement de matière. Les débris formés lors du frottement sont piégés et fortement adhérents sur une des deux surfaces en contact (dans notre cas c'est sur la plaquette cBN300). Dans la suite de cette étude, on ne parlera pas de la mesure de la température en frottement.

La charge exercée, pour l'étude de frottement entre le 100Cr6 et le cBN300, influe fortement sur leur comportement tribologique au début du contact. Dès que le régime stationnaire "régime 2" est atteint, l'effet de la charge devient faible (Figure II-18).

L'essai à faible charge (4 KN) semble se stabiliser rapidement dès la 10^{ème} seconde. Pour une charge élevée (10 KN), le régime stable ne dure que quelques secondes et rapidement le régime et le dispositif deviennent instable (observation faite lors des essais).

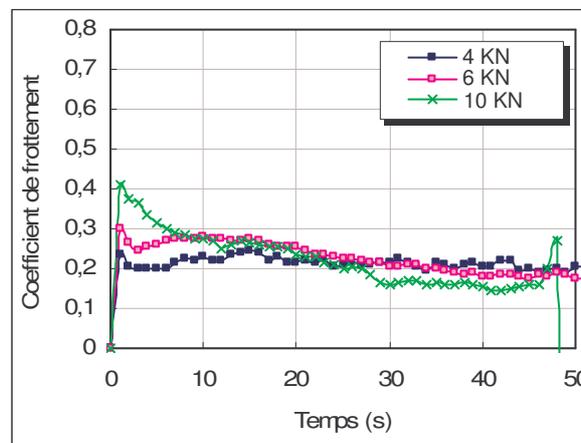


Figure II-18. Evolution du coefficient de frottement en fonction de la charge appliquée (cas avec carbures, dureté = 56 HRc et $V_g = 150$ m/m).

Dans la suite, pour étudier l'influence d'autres paramètres (dureté et microstructure du disque) nous avons choisi, comme pour le rôle de la vitesse, d'appliquer la charge maximale autorisée par le thermotribomètre qui correspond à 10 KN et ceci afin de se rapprocher au mieux des efforts importants générés par l'usinage dur. Même avec l'utilisation d'une valeur de charge aussi importante, on n'arrive pas à être dans la gamme de contraintes exercées en usinage (environ 5000 MPa en chariotage). La surface de contact en frottement est environ 50 fois supérieure à celle entre l'outil et le copeau.

II.3.3.2. Effet de la dureté

L'étude à duretés variables est effectuée pour les deux états métallurgiques à vitesse de glissement constante de 150 m/min. Les valeurs de duretés étudiées sont 45, 51 et 56 HRc (Figure II-19).

Les courbes obtenues ont montré que l'augmentation de la dureté de 45 à 51 HRc entraîne une légère chute du coefficient de frottement. Cette chute est moins importante dans le cas sans carbure en comparaison avec le 100Cr6 avec carbures. En effet, pour ce dernier cas, le passage de 45 à 51 HRc entraîne une forte diminution du coefficient de frottement (à 30s, le coefficient de frottement passe de 0,25 à 0,18). Par contre, dans le cas de l'acier 100Cr6 sans carbure, après un même temps de frottement, le coefficient passe de

0,17 à 0,14. Au-delà de 51 HRc, l'évolution des coefficients de frottement n'est pas importante. Il semble que la dureté n'affecte pas énormément le comportement tribologique lorsque la dureté passe de 51 à 56 HRc.

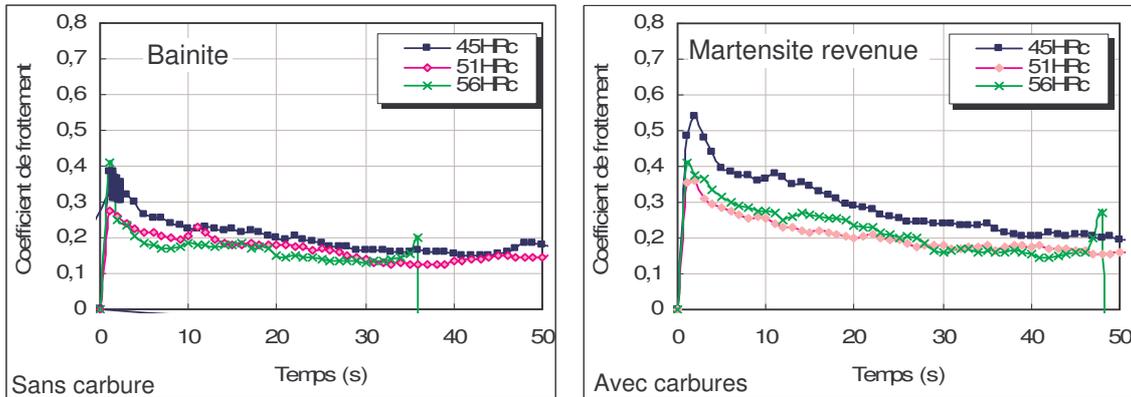


Figure II-19. Variation du coefficient de frottement en fonction de la dureté du disque pour les deux états métallurgiques étudiés ($V_g = 150$ m/min et charge = 10 KN).

II.3.3.3. Effet de la microstructure

Le comportement tribologique outil-pièce et outil-copeau est aussi conditionné par la microstructure du matériau usiné. Suivant l'état métallurgique, le frottement avec l'outil cBN n'est pas le même. Comme le montre la Figure II-20, la microstructure influe énormément sur le comportement tribologique. A duretés 45 et 56 HRc, le coefficient de frottement est nettement supérieur pour le cas avec carbures. Ce résultat tend à indiquer que les carbures jouent un rôle de frein. En effet, comme il a été précisé précédemment, le frottement entre le disque et la plaquette induit une dégradation de la surface dont l'origine est le mécanisme de détachement de paquets de grains suivant un mode de rupture intergranulaire. Une fois détachés, ses débris constitueront le troisième corps. Dans le cas des essais réalisés en 100Cr6 avec carbures, le troisième corps a une microstructure en martensite revenue avec la présence de carbures qui vont jouer le rôle d'abrasifs, contrairement au cas sans présence de carbure. Avec l'élévation de la chaleur générée, le matériau révèle son hétérogénéité et la matrice ne se comporte pas comme les carbures. Ceci dit, lors de l'essai, le comportement en frottement a tendance à cisailer les débris et il est plus facile de cisailer de la bainite en comparaison avec des carbures qui eux tournent sur eux mêmes et communiquent ainsi des efforts plus élevés que ceux de la matrice.

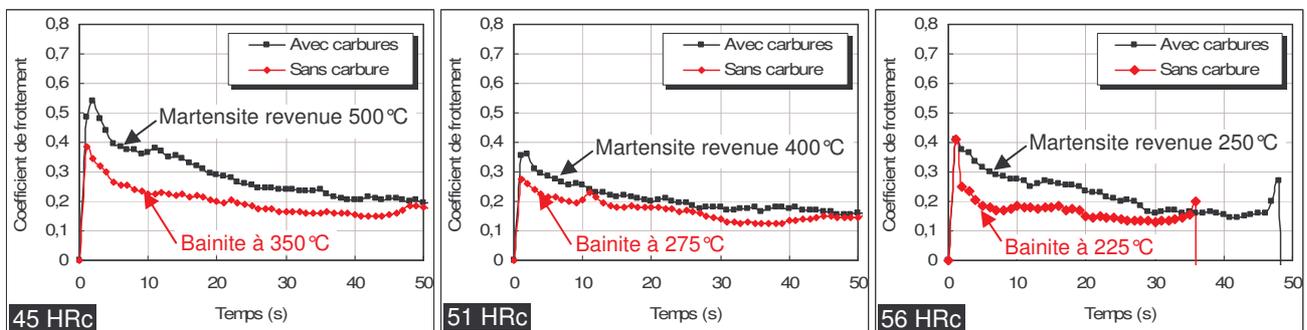


Figure II-20. Evolution du coefficient de frottement avec la microstructure du 100Cr6 ($V_g = 150$ m/min et charge = 10 KN).

Ces évolutions ne peuvent être facilement expliquées. Il est primordial de connaître leurs rôles sur l'énergie dissipée par le frottement et ainsi sur la température instantanée.

Comme nous l'avons déjà précisé, il est impossible de comparer les températures de contact mesurées avec la caméra CCD-PIR. Ainsi pour comprendre cette évolution, nous allons l'expliquer en fonction des résultats obtenus en coupe. Ils permettront de connaître le comportement de ces deux microstructures.

II.3.4. Conclusion sur le frottement

Dans cette étude, nous avons apporté des éclaircissements sur les phénomènes de frottement dans la zone de cisaillement secondaire et tertiaire générées pendant la coupe et mis en évidence le rôle des paramètres de coupe et de la microstructure sur le frottement à sec entre l'acier à roulement 100Cr6 durci et une plaquette cBN300. Ceci était possible par l'utilisation d'un banc d'essais qui permet de reproduire les conditions de coupe réelle (conditions sévères) et de simuler le frottement outil-copeau. L'évolution non linéaire du coefficient de frottement au cours du temps est montrée. De plus, le transfert de matière du disque 100Cr6 sur la plaquette cBN a été observé. Ce phénomène se fait par arrachement de matière et a été observé par la caméra CCD-PIR.

Le comportement en frottement du couple 100Cr6-cBN300 est conditionné par les paramètres mis en place lors du contact. Le comportement observé se traduit par une diminution du coefficient de frottement lorsque la vitesse et la dureté augmentent, par contre il varie peu (en régime stationnaire), avec la charge appliquée. La chute du coefficient avec la vitesse et la dureté (à 45 et à 56) s'explique par les hautes températures atteintes dans la zone de contact*. En effet, l'interaction de ces deux surfaces antagonistes en mouvement relatif engendre une dissipation thermique importante et dépendante de la vitesse de glissement et de la dureté du matériau. La microstructure du 100Cr6 reste de loin le facteur le plus influent sur le coefficient de frottement pour les duretés de 45 et 56 HRc. La présence des carbures change effectivement le comportement tribologique. Les conclusions discutées ci-dessus sont résumées pour partie dans le Tableau II-5.

Tableau II-5. Evolutions du coefficient de frottement en fonction des paramètres d'essais.

	Coefficient de frottement
Présence de carbures	$\mu \nearrow \nearrow$
Augmentation de la vitesse	$\mu \searrow$
Augmentation de la dureté	de 45 à 51 HRc le $\mu \searrow \searrow$
	de 51 à 56 HRc le μ reste stable
Augmentation de la charge	μ varie peu (en régime 2)

Dans la première partie de ce chapitre, nous avons reproduit expérimentalement la zone de cisaillement secondaire et tertiaire générées par la coupe et ceci en étudiant le frottement entre l'outil (cBN300) et le matériau (100Cr6). Cette étude a permis de mettre en évidence la sensibilité du comportement tribologique du couple hétérogène 100Cr6-cBN300 à la vitesse de glissement, à la dureté et à la microstructure initiale du 100Cr6. Après avoir reproduit la zone Z_{II} et Z_{III} , nous allons reproduire la zone primaire de cisaillement (Z_I) dans le but de comprendre le comportement d'un acier destiné à être usiné c'est-à-dire lorsqu'il subit de fortes déformations, vitesses de déformation et des niveaux de températures élevées. Cette zone de cisaillement primaire est simulée expérimentalement grâce aux essais sur un banc de Hopkinson.

* Pendant les essais de frottement, nous avons pu qualifier l'évolution de la température de la zone de contact avec les paramètres d'essais et l'état métallurgique du matériau frottant. La quantification n'a pas été effectuée du fait de la difficulté de mesurer la température à l'interface disque-plaquette.

II.4. Simulation expérimentale de la zone de cisaillement primaire

Dans cette deuxième partie du chapitre, nous présenterons dans un premier temps, la loi choisie pour cette étude tout en argumentant notre choix. Suivront des essais de caractérisations statiques et dynamiques (à ce jour, le dispositif le plus utilisé pour caractériser un comportement dynamique pour de grandes vitesses de déformation est le dispositif des barres d'Hopkinson). L'étude de la sensibilité du matériau à la dureté, à la température et à la microstructure sera menée. Ces essais visent à réaliser une identification de l'acier à roulement sous deux états métallurgiques différents.

II.4.1. Loi de comportement en usinage

En usinage, le matériau subit des vitesses de déformation de l'ordre de 10^4 à 10^6 s⁻¹ et des températures qui peuvent atteindre les 1200°C. Pour déterminer le comportement du matériau, il est primordial d'utiliser une loi phénoménologique qui tient compte de la sensibilité du matériau à l'écoulement, à la vitesse de déformation et à la température. C'est dans ce contexte que plusieurs modèles ont été développés. On cite celui de Lee et Schaffer [Lee 1951] qui confère au matériau un comportement parfaitement plastique et le modèle thermomécanique d'Oxley [Oxley 1989] où la vitesse de déformation et de la température est prise en compte dans la loi de comportement du matériau. En usinage les lois les plus probantes sont celles de Steinberg et al. [Steinberg 1979], Johnson-Cook [Johnson 1983], Zerilli et Armstrong [Zerilli 1987], et Follansbee et Kocks [Follansbee 1988].

La loi de type Johnson Cook est la plus utilisée pour modéliser les phénomènes de coupe. Cette loi prend en compte trois mécanismes : thermo-viscoplastique-écrouissage, qu'on retrouve en usinage. Dans son modèle, les effets de la déformation, de la vitesse de déformation et de la température sur la contrainte d'écoulement sont considérés individuellement. C'est une loi multiplicative, elle est donnée par l'Équation II-3. Cette loi est largement utilisée en usinage soit sous sa forme originale, soit sous une forme modifiée (paragraphe II.4.3).

$$\sigma_{eq} = [A + B\varepsilon_{eq}^n] \left[1 + C \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}_{eq}}{\dot{\varepsilon}_{eq}^0} \right) \right] \left[1 - \left(\frac{T - T_{seuil}}{T_f - T_{seuil}} \right)^m \right] \quad \text{Équation II-3}$$

Le terme écoulement " $[A + B\varepsilon_{eq}^n]$ " est semblable à celui de la loi d'écrouissage de Ludwick identifiée par des essais de traction à froid et à basses vitesses de déformation. La dépendance logarithmique à la vitesse " $\left[1 + C \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}_{eq}}{\dot{\varepsilon}_{eq}^0} \right) \right]$ " est utilisée pour le terme lié à la sensibilité à la vitesse où la vitesse de déformation de référence ($\dot{\varepsilon}_{eq}^0$) est souvent fixée à 1 s⁻¹. Une description de l'effet de la température " $\left[1 - \left(\frac{T - T_{seuil}}{T_f - T_{seuil}} \right)^m \right]$ " est prise en compte avec une contrainte d'écoulement qui devient nulle à la température de fusion. L'utilisation de cette loi nécessite alors l'identification des cinq paramètres A, B, C, n et m.

Ce modèle présente une grande simplification. Il ne prend pas en compte le couplage entre la déformation, la vitesse de déformation et la température. En usinage dur, cette loi est limitée car d'une part la dureté du matériau influe énormément sur le comportement et l'écoulement de matière pendant la coupe [Umbrello 2004]. D'autre part, de l'étude du frottement, il est montré que la microstructure influe sur le comportement tribologique ce qui conduit inévitablement à une élévation de la température dans la zone de frottement et à changer ainsi l'écoulement et le glissement de la matière. Malgré ces limites, cette loi présente un grand avantage qui est la possibilité de l'identifier facilement et ceci en séparant les trois termes cités précédemment. De plus, son implémentation dans le code de calcul ABAQUS fait augmenter sa popularité.

II.4.2. Essai de cisaillement

Les essais de cisaillement ont été menés sur des éprouvettes type chapeau. L'éprouvette chapeau possède une géométrie particulière qui lui donne la possibilité de développer une zone de cisaillement localisée lorsqu'elle est mise en compression (Figure II-21). Cette éprouvette doit son existence à Hertmann [Hertmann 1981] et depuis elle est souvent utilisée pour identifier les lois de comportement en usinage [Lesourd 1996] [Changeux 2001].

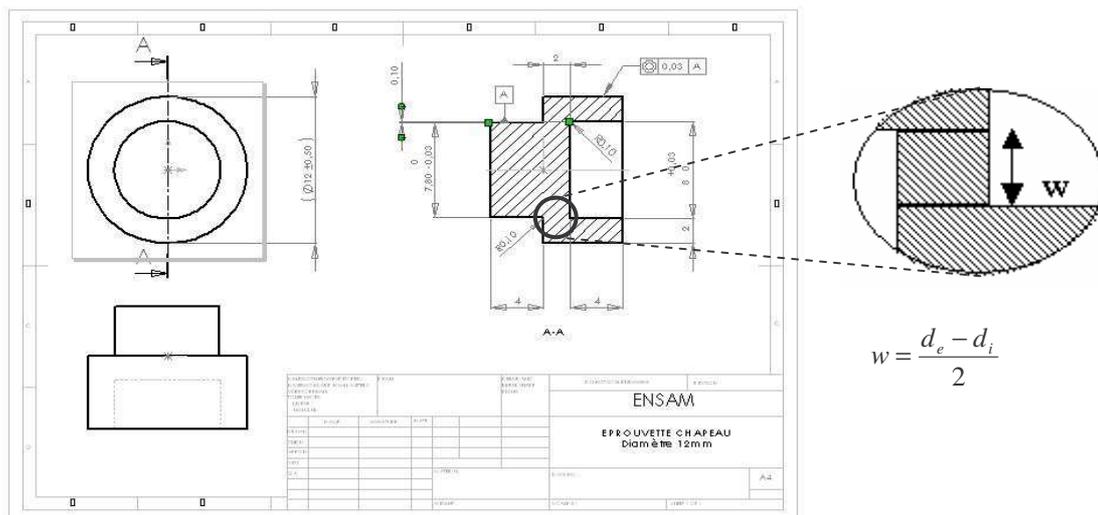


Figure II-21. Caractéristiques géométriques de l'éprouvette chapeau utilisée.

La mise en compression de cette éprouvette développe une zone de cisaillement. Cette zone est due à la géométrie de l'éprouvette. Elle débute aux rayons de raccordement (se trouvant entre les deux cylindres) et se propage vers le centre. Le cisaillement produit permet ainsi de produire une instabilité plastique (en barre Hopkinson) proche de celle observée au niveau de la trace de la zone de cisaillement primaire observée sur le copeau.

Pour nos essais, les éprouvettes chapeaux de dimension adaptée ont été usinées (Figure II-21). Ces éprouvettes présentent une petite bande (une couronne) très fine (0,1 mm) destinée à développer le cisaillement. Il est à signaler que l'usinage de ces éprouvettes s'est avéré très délicat. Il s'agit d'assurer la constance du volume cisailé, et de faire attention aux parallélismes des faces (à la fin de l'usinage, les surfaces des éprouvettes ont été rectifiées), à la coaxialité des différentes surfaces cylindriques et aux congés de raccordement de manière qu'ils soient identiques pour toutes les éprouvettes.

Une partie des éprouvettes ainsi usinées a été contrôlée (à l'aide d'une machine à mesurer tridimensionnelle et d'un projecteur de profil). Il a été remarqué que la similitude des

éprouvettes est assurée conformément au dessin de définition (Figure II-21). Toutes les éprouvettes ont été prélevées du même tube utilisé pour les essais de coupe.

Une fois les éprouvettes usinées et vérifiées, des traitements thermiques ont été effectués de manière à avoir deux états métallurgiques de l'acier à roulement 100Cr6 définis précédemment (avec et sans carbures) et pour obtenir différentes duretés (45, 50 et 55 HRc) pour chaque état.

II.4.2.1. Essai de cisaillement quasi-statique

Les essais de cisaillement quasi-statiques (à vitesses lente) vont permettre de déterminer la sensibilité du matériau à l'érouissage. Ils sont réalisés sur une machine hydraulique de marque INSTRON (Figure II-22). La grande valeur de dureté de l'éprouvette combinée avec le volume de matière à cisailier amènent des pressions de cisaillement importantes. Ainsi, compte tenu des efforts élevés mis en jeu (supérieure à 50 KN), nous avons choisi une machine dimensionnée pour 100 KN.

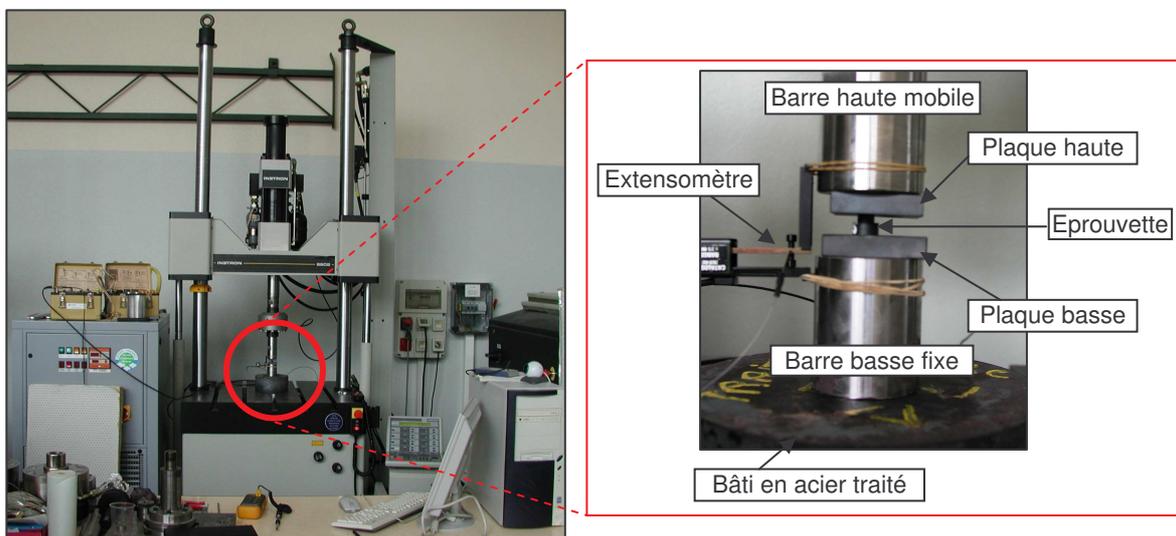


Figure II-22. Machine d'essais INSTRON utilisée pour les essais de cisaillement quasi-statique et la disposition de l'éprouvette dans la machine.

Comme le montre la Figure II-22, un système de positionnement de l'éprouvette a été mis en place. Cette dernière se trouve entre deux plaques en aciers traités (60 HRc environ) qui permettent d'éviter d'une part le marquage des barres, ce qui pourrait induire des erreurs de mesures. D'autre part, ces plaques vont servir pour limiter le refroidissement des éprouvettes lors des essais à chaud. Nous reviendrons plus en détail sur ce point dans le paragraphe dédié à l'étude à chaud. Les déplacements mesurés par la machine étant indirects (déplacements du vérin de la machine), un extensomètre a été utilisé entre les barres haute et basse pour mesurer les déplacements de l'éprouvette. Certes, le fait de ne pas mesurer directement le déplacement de l'éprouvette (impossible, vu sa géométrie), des erreurs peuvent être ajoutées lors du dépouillement mais elles sont moins importantes en comparaison avec les relevés directs de la machine.

L'extensomètre utilisé prend en compte des déplacements de tout le système qui peut se comporter comme un ressort avec une raideur définie. Pour éliminer ces problèmes, la raideur de l'ensemble a été déterminée et ce en mettant en compression une éprouvette cylindrique (100Cr6 à 55HRc : dans les mêmes conditions de l'essai en remplaçant l'éprouvette chapeau par une éprouvette cylindrique) dont les dimensions et le module

d'Young sont connus. Nous supposons que la distribution des contraintes et de la déformation dans l'éprouvette sont uniformes. Connaissant la raideur de l'éprouvette, on connaît alors celle de l'ensemble. Les déplacements ainsi obtenus sont corrigés (Équation II-4). Les essais sont faits à 25 °C.

$$d_{\text{épreuve_vrai}} = (d_{\text{épreuve}} + d_{\text{barrehaute}} + d_{\text{barrebasse}}) - \frac{F}{K_{\text{machine}}} \quad \text{Équation II-4}$$

où

k_{machine} raideur de la machine ;

$d_{\text{mesuré}} = (d_{\text{épreuve}} + d_{\text{barrehaute}} + d_{\text{barrebasse}}) ;$

Les essais sont réalisés à l'ambiante, à 400 et à 500 °C avec une vitesse de déplacement très lente de 1 mm/s (sauf pour un seul cas avec trois vitesses : 0,1, 1 et 10 mm/s) et pour les deux états métallurgiques sous différentes duretés. De plus, la fragilité élevée de nos éprouvettes nous oblige à utiliser la vitesse d'application de charge très lente. L'application de charge se fait ainsi à vitesse constante et le déplacement de l'éprouvette ne dépasse pas 1 mm pour éviter la rupture de l'éprouvette. Le Tableau II-6 résume les conditions dans lesquels les essais quasi-statique ont été réalisés.

Tableau II-6. Conditions expérimentales pour les essais de compression quasi-statique.

Microstructure	Dureté (HRc)	Vitesse (mm/s)	Température (°C)
Sans carbure	46 - 51 - 55	1	25
	55	1	300 - 500
Avec carbures	46 - 51 - 55	1	25
	46	0,1 - 1 - 10	25
	55	1	400 - 550

Les températures indiquées sur ce tableau sont à titre indicatif. Elles sont mesurées sur la surface libre de l'éprouvette juste avant l'essai à l'aide d'un thermocouple. Cette température est largement inférieure à la température réelle de la zone de cisaillement de l'éprouvette. Le mode opératoire utilisé pour réaliser les essais à chaud n'est pas contrôlable. Les éprouvettes sont préalablement chauffées (pendant 3 à 4 minutes) dans un four puis positionnées assez rapidement entre les deux plaques. Pour éviter des échanges thermiques important, les plaques sont chauffées à une température d'environ 200 °C. Leur volume suffisamment grand permet ainsi d'emmagasiner de la chaleur minimisant ainsi le transfert thermique avec l'éprouvette. Lors du chauffage on s'est assuré de ne pas dépasser la température de transformation de phase de l'acier. La température du four ne dépasse pas les 600 °C. De plus, la faible taille des éprouvettes nous amène à supposer que la température dans la zone de cisaillement est homogène.

Etant donnée la difficulté liée à l'usinage et le nombre limité d'éprouvettes dont on dispose (60 éprouvettes) par rapport au nombre de paramètres à étudier, nous avons réalisé un essai par paramètre. Sauf pour certains cas, où nous avons réalisé trois essais pour s'assurer de la répétabilité des essais. Les courbes force-déplacement ainsi obtenues dans ce cas sont présentées dans la Figure II-23 (Quelques courbes expérimentales brutes des essais de cisaillement sont données en annexe 3). Pour les trois essais, l'allure est semblable. Dans l'ensemble, les essais sont reproductibles à environ $\pm 3 \%$.

Le début de la courbe n'est pas linéaire. Ceci correspond à la mise en contact entre le vérin, la plaque haute et l'éprouvette (rattrapage des jeux au début de l'essai). Ensuite, on retrouve une partie presque linéaire où il a été constaté qu'il ya plasticité au niveau du congé de raccordement de l'éprouvette chapeau dès le début de la partie linéaire (à environ 20 000 N pour le cas ave carbures). Un exemple de dépouillement d'une courbes force-déplacement est donné en annexe 3.

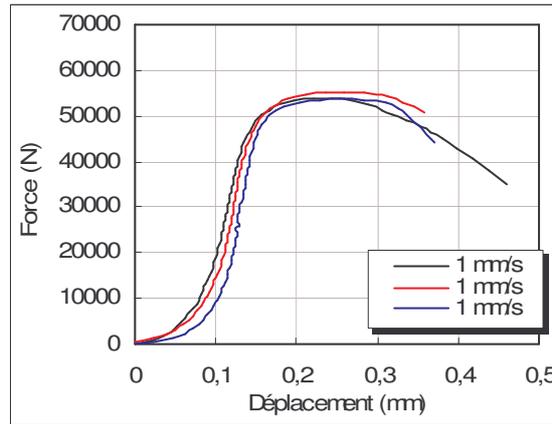


Figure II-23. Tests de répétabilité (sans carbure, 46 HRc à 25 °C).

L'étude à duretés variables a été menée pour trois duretés (46, 51 et 55 HRc) et pour les deux états métallurgiques avec et sans carbures. Les courbes charge-déplacement issues de ces essais sont données en Figure II-24. Ces courbes permettent de distinguer la variation du comportement en fonction de la dureté et de la microstructure. Pour un état métallurgique donné, il est montré qu'une dureté de 55 HRc donne des efforts supérieurs à ceux de faibles duretés. En effet, pour le 100Cr6 avec carbures, la charge maximale supportée par l'éprouvette est de 68 KN pour une dureté de 55 HRc, alors qu'elle n'est que de 54 KN pour le 46 HRc.

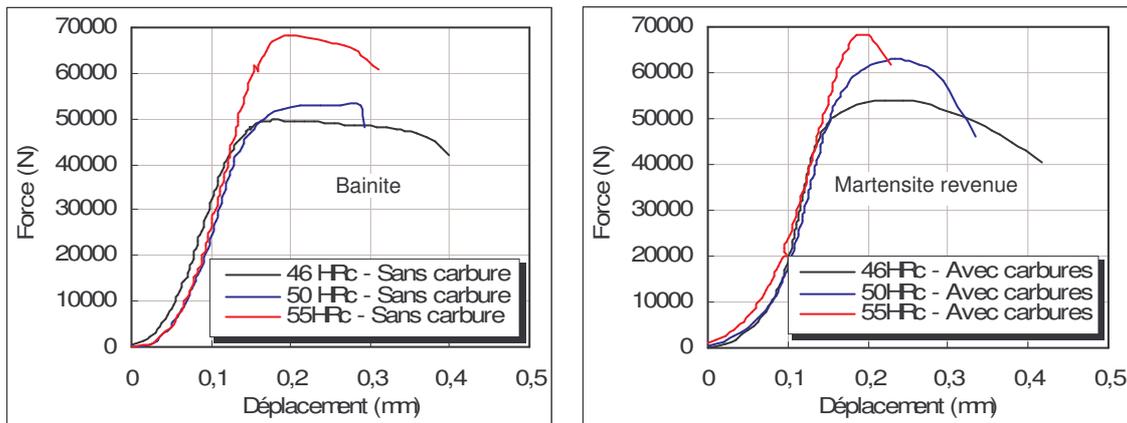


Figure II-24. Courbe force-déplacement obtenue en quasi-statique en fonction de la dureté et de la microstructure.

A une dureté de 55 HRc, il est à noter que la présence des carbures diminue légèrement la ductilité du matériau. Pour cette dureté, toutes les éprouvettes "chapeau" testées à froid sont rompues. Des essais de traction monotone à très basse vitesse (0,1 mm/s) ont été effectués sur les deux nuances. Aucune conclusion n'a pu être faite car la rupture des éprouvettes est rapidement atteinte. De ce fait, la comparaison selon ces deux duretés ne sera pas abordée.

De la comparaison entre la réponse d'un état métallurgique à l'autre ; une tendance se dégage clairement à 46 et 50 HRc dans le sens où la présence des carbures fait augmenter la résistance maximale du matériau.

Les essais de cisaillement quasi-statique à haute température ont montrés la sensibilité due à la température des deux états métallurgiques (Figure II-25). La comparaison des courbes permet de dégager l'influence de la température des essais. L'augmentation de

celle-ci se traduit par un adoucissement du matériau qui résiste moins à la déformation. L'écart des efforts est très important, nous relevons environ 40 % de diminution en passant de 25 °C à 300 °C pour le sans carbure.

Pour les essais à haute température du 100Cr6 avec carbures, on note la présence d'une sorte d'un "palier" suivi d'une chute de l'effort appliqué qui par la suite se stabilise. Ce comportement correspond à un mécanisme d'adoucissement du matériau. Ce dernier se trouve dans un comportement viscoplastique.

La présence des carbures dans la microstructure (hétérogène) du 100Cr6 a tendance à freiner le mouvement des dislocations lors de la déformation plastique. Pour franchir ces dislocations, la contrainte doit être élevée. Avec l'effet de la température un adoucissement se produit. La force ainsi diminue jusqu'à sa stabilisation à un seuil où les carbures sont soit dissouts (dans la zone de cisaillement localisée), soit se comportent d'une façon proche de celle de la matrice.

La diminution brusque de la charge n'est pas observée dans le cas sans carbure, le régime de la plasticité est stationnaire et ce grâce à l'homogénéité du matériau à l'échelle de la microstructure. Il n'y a pas de compétition entre carbure et matrice comme observé dans le premier cas. Avec l'effet de la température et le matériau devient ductile.

Lors des essais à chaud, il est à remarquer qu'aucune éprouvette n'est rompue sauf celle correspondant au cas sans carbure à 300 °C. La tendance de ces courbes en fonction la température est claire, même si là aussi, il faut signaler que la répétabilité est délicate à obtenir étant donné qu'on maîtrise mal le système de chauffage des éprouvettes.

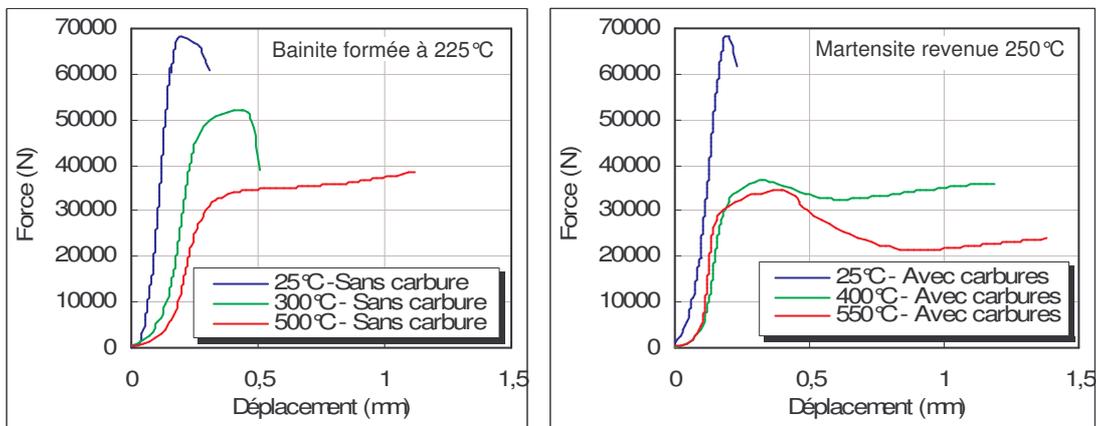


Figure II-25. Comparaison des courbes force-déplacement à différentes températures pour les deux états métallurgiques (dureté = 55 HRc, Vitesse = 1mm/s).

II.4.2.2. Essai de cisaillement dynamique

Les essais de cisaillement dynamiques ont été réalisés sur un banc de Hopkinson au laboratoire de déformation plastique de l'ENSAM d'Angers. Les caractéristiques des barres sont données dans le Tableau II-7. Comme montré dans la Figure II-26, les vitesses de déformation qui peuvent être atteintes par ce système se rapprochent de celles engendrées lors de la coupe. Ce banc permet alors d'identifier le comportement d'un acier pour des gammes de vitesses de déformation de l'ordre de 10^2 à 10^4 s^{-1} .

Tableau II-7. Caractéristique du banc Hopkinson.

Eléments		Barre d'entrée	Barre de sortie	Projectile
Nature (acier Maraging de chez Aubert et Duval)		Marval 18		
Diamètre (mm)		20		
Longueur (mm)		1000	350	
Module d'élasticité E (N/mm ²)		191100		
Densité ρ (kg/m ³)		7810		
Vitesse de propagation d'onde C ₀ (m/s)		4947		
Acquisition (jauges)	Nombre de jauges	2		-
	Position des jauges (mm)	500 (au centre de chaque barre)		-
	Facteur de jauge	2,14		-
	Tension d'alimentation (V)	2,62 (< 3)		-
	Gain amplificateur	500		-

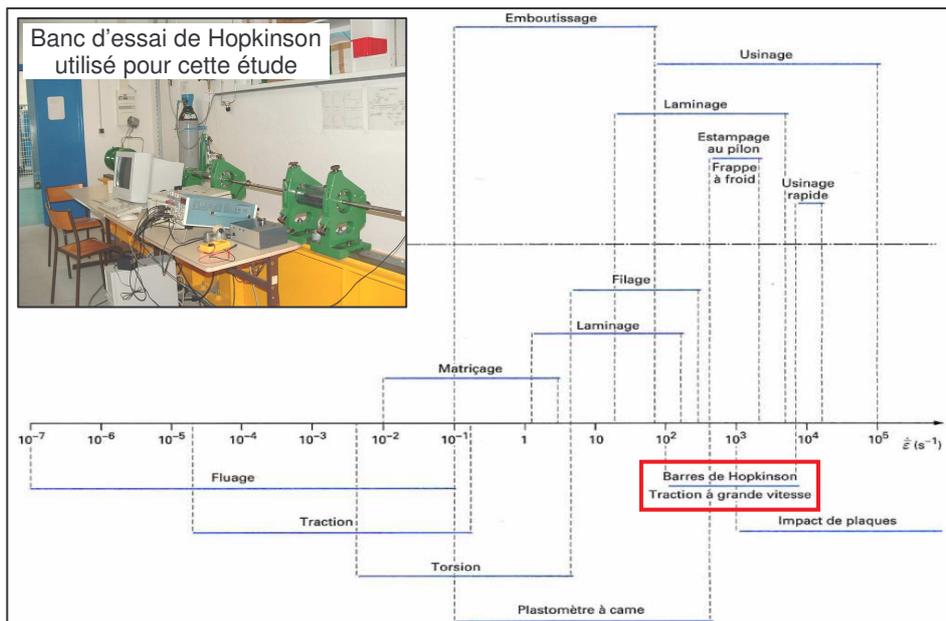


Figure II-26. Correspondance des vitesses de déformation entre les procédés de mise en forme et les essais de caractérisation [Montheillet 1996].

II.4.2.2.1. Principe des essais dynamiques

Le principe de l'essai consiste à mettre un échantillon de dimensions et de géométrie bien définie (Figure II-21) mais de comportement mécanique inconnu entre des barres d'acier de caractéristiques mécaniques et physiques connues. Un impact est imposé à l'extrémité d'une barre à l'aide d'un projectile (impacteur) mis en mouvement par un canon à air comprimé. Deux ondes de compression élastique sont ainsi générées lors du choc avec cette barre d'entrée (Figure II-27) :

- Une onde est transmise à l'impacteur qui se transforme après réflexion en onde de traction permettant ainsi la séparation entre l'impacteur et la barre d'entrée.
- La deuxième, appelée onde incidente, se propage le long de la barre jusqu'à atteindre l'échantillon où elle se décompose. Cette décomposition donne naissance à :
 - une onde réfléchie de traction (où plusieurs réflexions très courtes sont produites dans l'éprouvette qui atteignent rapidement un état d'équilibre en quelques μs) ;
 - une onde transmise vers la deuxième barre.

La barre incidente se retrouve ainsi parcourue par deux ondes alors que la barre de sortie ne voit que l'onde transmise. La mesure du déplacement des ondes incidentes et

réfractées par l'échantillon (réfléchi et transmise) permet de déterminer la célérité des ondes dans celui-ci. Elle dépend directement du comportement de l'éprouvette.

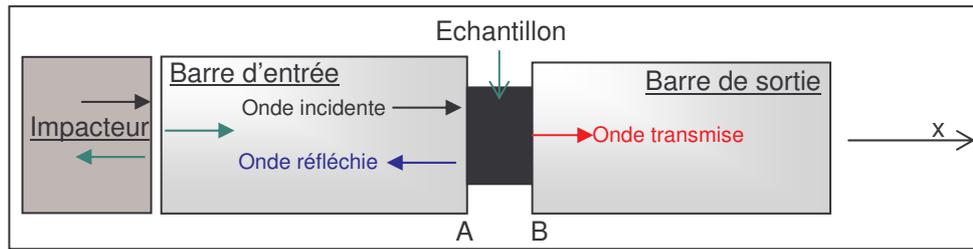


Figure II-27. Réflexions des ondes aux interfaces.

L'analyse de ces trois ondes (incidente, transmise et réfléchi) permet ainsi de mettre en évidence le comportement de l'éprouvette. Pour ce faire, il suffit de calculer les forces, les déplacements et les vitesses aux extrémités de l'éprouvette. Le calcul se fait par des relations linéaires reliant ces grandeurs physiques à la propagation d'onde. En faisant l'hypothèse que la propagation d'ondes élastiques dans les barres est unidirectionnelle et que l'équilibre des contraintes dans l'éprouvette est atteint, on peut écrire les relations ci-dessous aux interfaces A (barre d'entrée-éprouvette) et B (barre de sortie-éprouvette).

En considérant que les ondes incidente et transmise sont de signe négatifs et l'onde réfléchi de signe positive alors les vitesses aux interfaces A et B sont calculées par les équations ci-dessous (Figure II-27) :

$$V_A(t) = C_0 \cdot (\varepsilon_R - \varepsilon_E) \quad \text{Équation II-5}$$

$$V_B(t) = -C_0 \cdot \varepsilon_S \quad \text{Équation II-6}$$

avec :

C_0 vitesse de propagation d'onde dans les barres et égale à $\sqrt{\frac{E}{\rho}}$;

ε_E déformation élastique correspondant au signal incident sur la barre d'entrée ;

ε_R déformation élastique correspondant au signal réfléchi sur la barre d'entrée ;

ε_S déformation élastique correspondant au signal transmis sur la barre de sortie.

Ces trois déformations sont calculées à partir des mesures effectuées à l'aide de jauges de déformation placées au milieu des deux barres.

Les déplacements u_A et u_B des deux extrémités A et B sont ainsi données par les équations suivantes :

$$u_A = C_0 \int_0^t (\varepsilon_R - \varepsilon_E) \cdot dt \quad \text{Équation II-7}$$

$$u_B = -C_0 \int_0^t \varepsilon_S \cdot dt \quad \text{Équation II-8}$$

Connaissant le module d'Young E_b et la section S_b des deux barres (barres identiques), les efforts sont donnés par les relations suivantes :

$$F_A = E_b \times S_b \times (\varepsilon_E + \varepsilon_R) \quad \text{Équation II-9}$$

$$F_A = E_b \times S_b \times \varepsilon_S \quad \text{Équation II-10}$$

Avec l'équilibre des contraintes dans l'éprouvette, on a :

$$F_A = F_B \Rightarrow \varepsilon_E(t) + \varepsilon_R(t) = \varepsilon_S(t) \quad \text{Équation II-11}$$

F_A et F_B sont les efforts aux deux interfaces A et B de l'éprouvette.

La déformation moyenne de l'éprouvette (Δl) peut alors être simplifiée et elle est donnée par l'Équation II-12.

$$\Delta l = u_B - u_A = -2C_0 \int_0^t \varepsilon_R . dt \quad \text{Équation II-12}$$

Et la contrainte en compression exercée sur l'éprouvette peut être calculée en divisant la force moyenne avec la surface de section de la barre :

$$\sigma = \frac{F}{S_E} \quad \text{Équation II-13}$$

La formule définissant la vitesse de déformation est :

$$\dot{\varepsilon} = \frac{V_A - V_B}{l_0} = -\frac{2 \times C_0 \times \varepsilon_R}{l_0} \quad \text{Équation II-14}$$

Pendant les essais, on enregistre au niveau des jauges la courbe : tension = f (temps). Pour transformer celle-ci en déformation temps on utilise la formule classique d'obtention des déformations à partir d'un signal électrique délivré par une jauge (voir l'Équation II-15).

$$\varepsilon = \frac{2 \times \Delta V}{K(V_0(1+\nu) + \Delta V(\nu+1))} \quad \text{Équation II-15}$$

avec :

- ν coefficient de poisson égal à 0,3,
- $\Delta V = V_B - V_A$,
- V_0 tension d'alimentation,
- K gain amplificateur.

II.4.2.2.2. Caractérisation à grandes déformations

Les essais de compression ont été conduits sur les éprouvettes "chapeau". Les géométries sont celles utilisées pour les essais quasi-statiques. Les essais sont réalisés à l'ambiante et à chaud (environ 250 et 350 °C). Ils ont porté sur les deux états métallurgiques du 100Cr6 (avec et sans carbures), avec trois duretés différentes. Les essais réalisés sont énumérés dans le Tableau II-8. Un balayage en vitesse a été réalisé pour les deux états métallurgiques. Des essais de répétabilité ont été réalisés sur plusieurs matériaux (Cu, Al, 304, 316L, 100Cr6) à plusieurs vitesses d'impact. Un exemple de relevés est donné en Figure II-28. L'ensemble des mesures, les essais ont montrés une très bonne répétabilité (l'usinage des éprouvettes était bien fait).

Tableau II-8. Conditions expérimentales pour les essais en dynamique des éprouvettes chapeaux.

Etat métallurgique	Dureté (HRc)	Pression (bar)	$V_{\text{Impacteur}} (\times 10^3 \text{ mm/s})$	Température (°C)
Sans carbure	46	3	9,5	25
	51	3	9,5	25
	55	2,5 - 3 - 4 - 5	7,5 - 9,5 - 12,5 - 15,5	25
		4	12,5	350
Avec carbures	46	3	9,5	25
	51	3	9,5	25
		4	12,5	25
	55	2,5 - 3 - 4 - 5	7,5 - 9,5 - 12,5 - 15,5	25
		4	12,5	25 - 250 - 360

Sur les courbes présentées en Figure II-28, on note qu'une partie du signal mesuré sur la barre de sortie de l'essai 3 est différente des deux autres essais. Ces décrochements observés correspondent à la réponse de la bague d'arrêt qui n'a pas été utilisée pour le troisième essai. Ceci permet d'affirmer que l'introduction de la bague d'arrêt ne fausse pas les résultats.

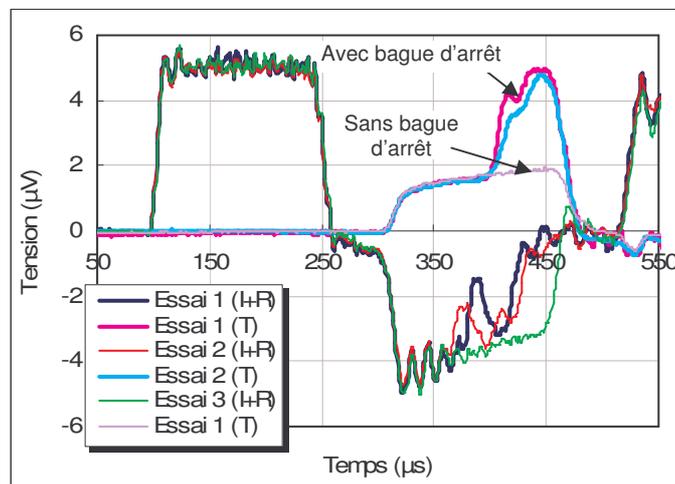


Figure II-28. Exemple d'essais de répétabilité réalisés sur un acier inoxydable ($V_{\text{impacteur}} = 12,5 \cdot 10^3 \text{ mm/s}$).

La vitesse de compression des éprouvettes est directement liée à la vitesse du projectile, qui à son tour dépend de sa masse et de la mise sous pression du canon à air. En plus du manomètre de pression, un capteur optique est placé à la sortie du projectile. Ces deux systèmes permettent ainsi de mesurer la vitesse avec plus de précision. Les essais dont la vitesse est anormale sont systématiquement écartés de l'étude. Une comparaison expérimentale des courbes obtenues avec les différents paramètres est ensuite réalisée. Ces résultats permettent de dégager un certain nombre d'informations quant au comportement du matériau à grandes vitesses de déformation. Les données comparées sont les efforts de compression et les déplacements mesurés.

Pour éliminer tout effet de frottement entre les éprouvettes et les barres, un film mince de graisse est déposé entre ces deux corps (sauf pour le cas à haute température, où cette graisse pourrait tremper la surface des éprouvettes). Une bague d'arrêt a été ajoutée pour éviter la rupture totale de l'éprouvette afin de permettre l'observation de zone de localisation de la déformation après essai (la bague d'arrêt permet de stopper l'essai après un déplacement de 1mm). Malgré cette bague d'arrêt, dans le cas des essais à froid, très rares sont les éprouvettes qui ont pu résister à la rupture en raison de leur fragilité.

Influence des paramètres d'essais

Influence de la vitesse de déformation

La Figure II-29 représente une série d'essais effectués à diverses vitesses, sur un même acier (100Cr6 avec carbures, 55 HRc) ; on remarque que la charge maximale varie notablement en fonction de la vitesse d'impact.

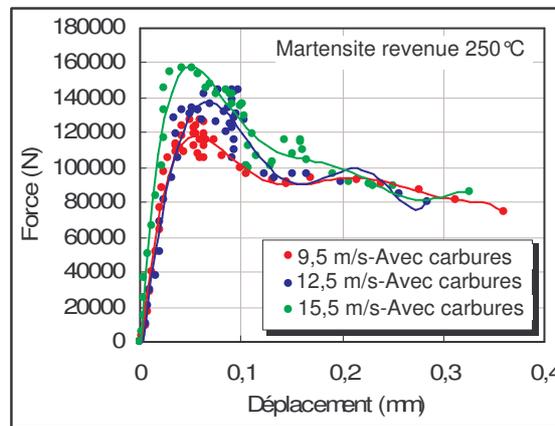


Figure II-29. Courbes de réponses à différentes vitesses de l'impacteur pour le 100Cr6 avec carbures durcis à 55 HRc et à température ambiante.

Les résultats macroscopiques force-déplacement montrent la sensibilité du matériau à la vitesse. Les efforts atteints dans ce cas sont nettement plus élevés (2 à 3 fois plus) par rapport à ceux des essais quasi-statiques.

L'effet de la vitesse peut être comparé à l'effet inverse de la température (Figure II-25). Il montre que la limite de plasticité est liée à des phénomènes de viscosité. L'interprétation est délicate car l'état de contrainte de l'éprouvette n'est plus homogène. Lorsque la vitesse de déformation plastique imposée est élevée, les dislocations doivent se déplacer plus rapidement devant les obstacles.

Influence de la dureté

La Figure II-30 montre un exemple de l'influence de la dureté sur les courbes de cisaillement à grandes vitesses. Le passage en dureté de 46 à 51 HRc, n'influe pas sur le comportement dynamique de l'acier. L'influence devient significative à partir de 55 HRc. En général, la ductilité reste faible. Elle est supérieure pour le 46 et 51 HRc par rapport au 55 HRc.

L'influence de la dureté est plus importante en quasi-statique qu'en dynamique. L'effet de la dureté sur la valeur de la charge maximale est faible. A faible dureté, le comportement du matériau est homogène. Les carbures ne prennent le dessus sur la matrice qu'à partir de 55 HRc. Pour toutes les duretés (dans le cas avec carbures), la microstructure est la même. Toutes les éprouvettes ont subi une trempe. Pour avoir différentes duretés, on a eu recours à des revenus. Avec ce dernier, les carbures ne changent pas, c'est la matrice qui est adoucie. Ce changement génère à 55HRc une différence de comportement relatif carbure-matrice plus important pour les autres cas.

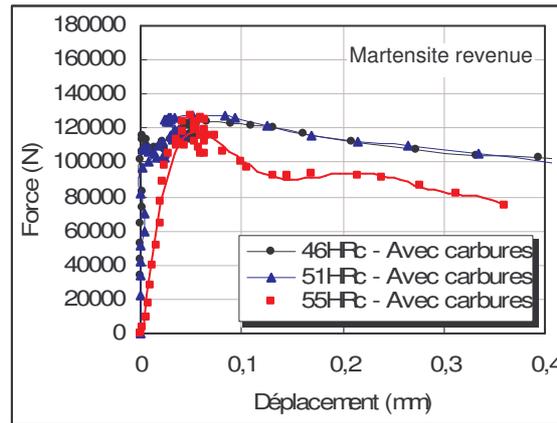


Figure II-30. Courbes de réponses à différentes duretés pour $V_{\text{impacteur}} = 12,5 \cdot 10^3$ mm/s et à température ambiante.

Influence de la microstructure

Les essais de compressions dynamiques ont révélé la présence d'une différence entre les deux microstructures (Figure II-31). Pour un même déplacement, la présence des carbures fait augmenter la charge maximale. Ces constatations vont dans le même sens que celles observées en quasi-statique.

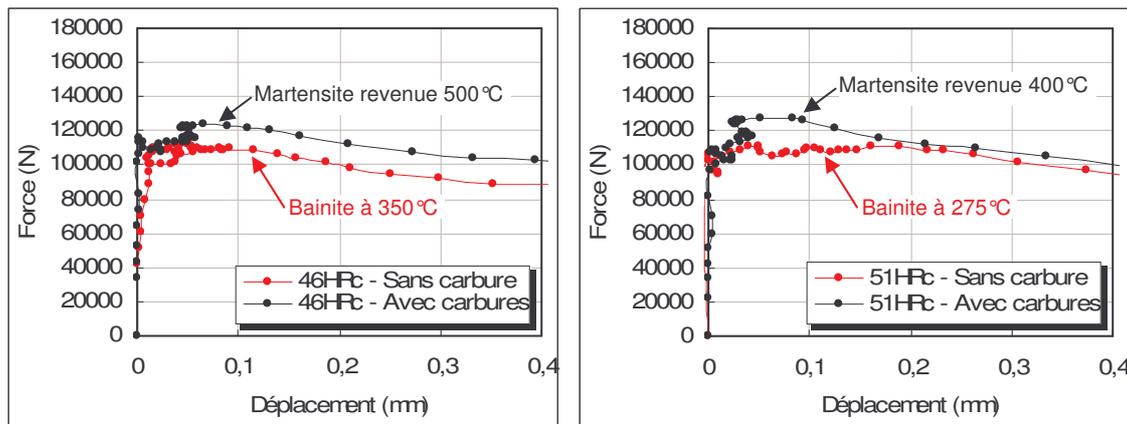


Figure II-31. Courbes de réponses à différentes microstructures pour $V_{\text{impacteur}} = 12,5 \cdot 10^3$ mm/s et à température ambiante.

Dans les deux états métallurgiques, la déformation plastique conduit à un durcissement par écrouissage. La différence observée entre les deux microstructures peut s'expliquer du fait que pour l'acier 100Cr6 avec carbures, l'augmentation de la contrainte de compression génère un glissement de dislocations dans les grains qui se retrouvent bloquées est emmagasinées avec la présence des carbures. Leur densité augmente et leur mouvement devient de plus en plus difficile. Il est donc nécessaire d'augmenter la contrainte d'écoulement plastique nécessaire à la propagation de la déformation et ceci va induire une augmentation de la charge maximale. Quand la contrainte atteint un niveau suffisant, elle permet de contourner les obstacles et la déformation plastique continue. L'écrouissage perturbe la microstructure, les propriétés physiques et mécaniques du 100Cr6. La multiplication des dislocations conduit à une énergie emmagasinée dans l'acier écroui, qui avec l'élévation de la température (résultat de la déformation plastique et elle est la même pour les deux états) devient une force motrice pour les phénomènes qui se déroulent lors de la restauration. Cette annihilation des défauts cristallins permet de rééquilibrer la

microstructure et une diminution de la densité de dislocations. Ceci provoque une diminution progressive du durcissement par un adoucissement instantané associé à la plasticité jusqu'à rupture.

Ces observations sont faites sur la base de résultats d'essais macroscopiques. La caractérisation des mécanismes de propagation de dislocations n'a pas été faite. Il serait judicieux d'effectuer des analyses au microscope électronique à transmission afin d'étayer nos constatations et ainsi que sur d'autres microstructures intermédiaires de même densité de carbures mais de tailles différentes.

Influence de la température

La Figure II-32 indique les variations de la charge maximale et du déplacement d'éprouvettes d'acier à roulement dans un état avec carbures (55 HRc) à diverses températures (25, 280, 350 °C). La contrainte d'écoulement après localisation est sensible à l'augmentation de la température.

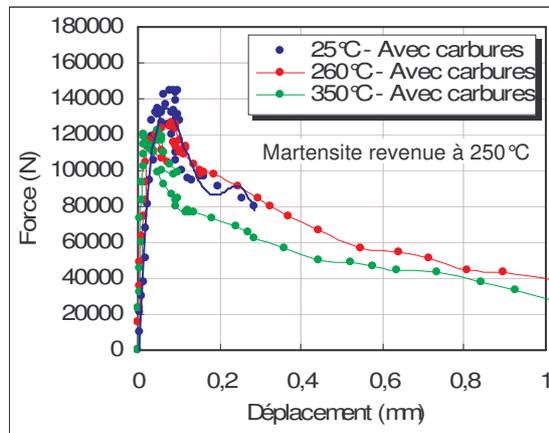


Figure II-32. Courbes de réponses à différentes température pour une $V_{\text{impacteur}} = 12,5 \cdot 10^3 \text{ mm/s}$ et une dureté de 55 HRc.

II.4.2.2.3. Analyse des éprouvettes cisillées

A la fin de chaque essai, que ce soit en quasi-statique ou en dynamique, les éprouvettes ont été collectées, découpées dans le sens axial, enrobées et polies. Après attaques chimiques, elles ont été observées au microscope optique. Il s'agit d'analyser la zone cisillée des éprouvettes non rompues (cf. Figure II-35) ou les traces laissés par le cisaillement sur les éprouvettes rompues (cf. Figure II-33). Malheureusement, cette analyse micrographique ne permet pas de faire une comparaison totalement quantitative des zones de localisation de déformation étant donné que la majorité des éprouvettes sont rompues.

Une comparaison entre deux micrographies obtenues à l'ambiante en dynamique et en quasi-statique est présentée en Figure II-33. Il est à noter que l'aspect de la zone de cisaillement est complètement différent. Une large zone de cisaillement apparaît à vitesse lente. Par contre à grande vitesse, la zone est très localisée. Le calcul de la déformation dans la zone cisillée à grande vitesse, à partir de ces micrographies, donne une valeur approximative de l'ordre de l'unité.

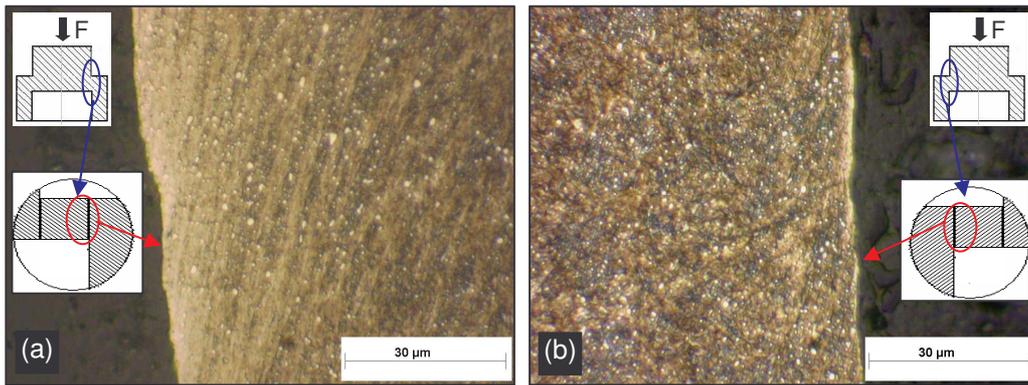


Figure II-33. Exemples de zones cisillées obtenues à l'ambiante pour le 100Cr6 avec carbures (46 HRc) en quasi-statique à vitesse d'application de charge (a) 0,1 mm/s et (b) 10 mm/s.

Dans la plupart des cas, une amorce de fissure est observée au rayon de raccordement interne entre les deux cylindres (Figure II-34).

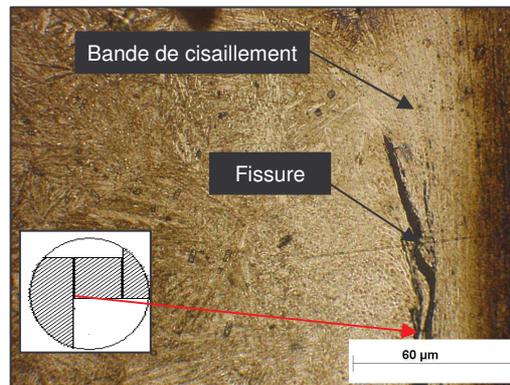


Figure II-34. Exemple d'une amorce de fissure (du rayon du bas vers l'intérieur de l'éprouvette) au niveau de la bande cisillée observée lors d'un essai à vitesse lente pour le cas sans carbure, 55 HRc et vitesse de chargement = 0,1 mm/s.

L'analyse des micrographies des éprouvettes permet de mettre en évidence les différentes zones de sollicitations. L'apparition de zone blanche est nettement distinguée sur les micrographies à chaud à grandes vitesses dans les cas avec et sans carbures. Au niveau de cette zone très localisée on voit, dans le cas avec carbures, une dissolution des carbures (Figure II-35). Pour les mêmes conditions d'essais à l'ambiante, la zone blanche apparaît mais avec une faible épaisseur (Figure II-36). La largeur de la bande cisillée est de l'ordre de 30 µm et la bande blanche est très localisée et elle est de l'ordre du micron. Ces ordres de grandeurs coïncident avec ce qu'on peut observer en trace de la zone de cisaillement primaire dans un copeau en dents de scie. L'amorce de fissure et l'apparition de zone blanche sont les critères les plus observés dans la formation de copeau en tournage dur [Poulachon 1999] ainsi, une comparaison avec les essais en usinage est possible. Nous reviendrons plus en détail sur cette comparaison dans l'étude de la coupe orthogonale en chapitre III.

Pour les essais en quasi-statique, à très faible vitesse de compression (< 10 mm/s), aucune bande blanche n'est observée. Elle commence à apparaître à partir de 10 mm/s (Figure II-33). Pour les essais dynamiques, la présence de la zone blanche est systématique. Elle est plus intense avec l'élévation de la température (Figure II-35) et de la vitesse de déformation. Plus ces dernières sont élevées, plus la zone est large. De la comparaison entre les deux structures on en déduit que le cisaillement est beaucoup plus

localisé pour l'état métallurgique sans carbure, que pour le cas avec carbures où la bande déformée est plus importante.

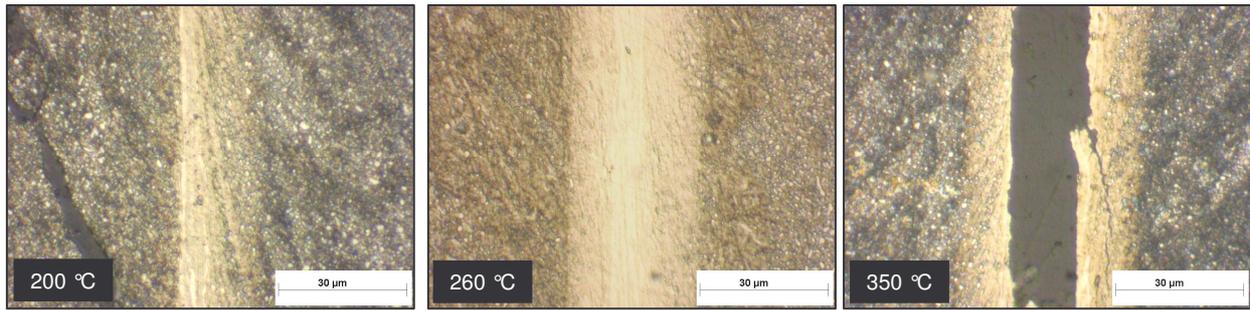


Figure II-35. Zones de cisaillement sur éprouvettes chapeaux mises en cisaillement sur le banc de Hopkinson à différentes températures (100Cr6 avec carbures, 51 HRc, $V_{\text{impacteur}} = 12,5 \cdot 10^3 \text{ mm/s}$).

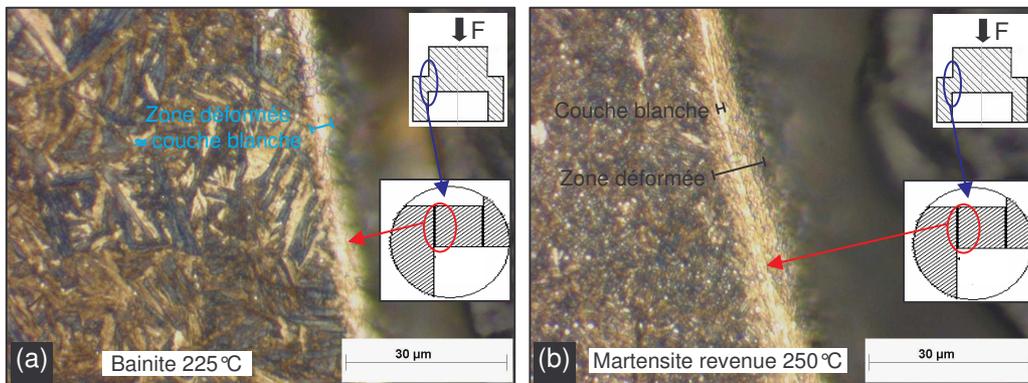


Figure II-36. Zones de cisaillement sur éprouvettes chapeaux mises en cisaillement sur le banc de Hopkinson à température ambiante (100Cr6 durci à 55 HRc, $V_{\text{impacteur}} = 12,5 \cdot 10^3 \text{ mm/s}$). (a) sans carbure et (b) avec carbures.

Les micrographies présentées ci-dessus, mettent en évidence le phénomène d'apparition des bandes blanches. Ces dernières sont générées en premier lieu par effet mécanique avec un cisaillement très localisé. Ainsi, une élévation de la température très localisée en résulte. Pour une vitesse de 1 mm/s, à l'ambiante et à haute température (~ 200 °C), aucune couche blanche n'est présente. Cette dernière commence à apparaître, à l'ambiante, à partir d'une vitesse de chargement de 10 mm/s (Figure II-33a). Elle est systématiquement présente pour les essais de cisaillement à grandes vitesses.

L'origine de la couche blanche est thermomécanique. Elle est intensifiée par l'élévation de la vitesse de déformation et de la température. La zone blanche est une martensite issue d'un chauffage intense suivi d'une trempe.

II.4.3. Identifications et discussions

Les gradients importants de déformation entre la partie cisailée et le reste de l'éprouvette ainsi que la complexité des tenseurs contrainte-déformation autour de la couronne, rendent cet essai très délicat à dépouiller. La répartition des contraintes dans la zone cisailée est complexe. En divisant l'éprouvette en trois parties (petit cylindre, grand cylindre, la partie cisailée), Changeux [Changeux 2001] présente dans sa thèse les difficultés de dépouillement liées à la géométrie des éprouvettes. Ainsi, il propose d'accéder

aux variables mécaniques à l'aide d'une simulation de l'essai par la méthode des éléments finis. C'est cette démarche que nous suivrons pour dépouiller nos essais et identifier les paramètres de la loi de comportement de notre matériau.

L'identification de la loi de comportement fait appel à la simulation numérique par éléments finis de l'essai de cisaillement d'éprouvette chapeau. Une reproduction individuelle des essais a été faite sous le code ABAQUS/Explicit® (version 6.6.1). Un modèle a été ainsi mis en place : il permet de reproduire les essais quasi-statiques et les essais dynamiques.

Ce modèle simule l'éprouvette seule. Les dimensions de celle-ci sont les mêmes que celles utilisées pour les expériences (Figure II-21). Le maillage utilisé est axisymétrique. Les éléments sont quadrilatères à quatre nœuds dans la zone de cisaillement (éléments CAX4R avec 1201 éléments). Cette zone est maillée très finement afin de pouvoir visualiser la localisation des contraintes et déformations avec précision et éviter une grande distorsion des mailles lors du calcul. Le reste de l'éprouvette est maillé avec des éléments triangulaires (CAX3) et plus grossiers (gain en temps de calcul). Le nombre d'éléments total est de 2572 (Figure II-37). Une vitesse de compression constante est appliquée sur la face supérieure de l'éprouvette. Le déplacement et la rotation de la face inférieure est nulle. Les paramètres de la loi de Johnson-Cook utilisés comme point de départ à l'identification sont ceux donnés par la littérature [Guo 2006]. Les données de sorties retenues sont les efforts aux interfaces et le déplacement de la face supérieure.

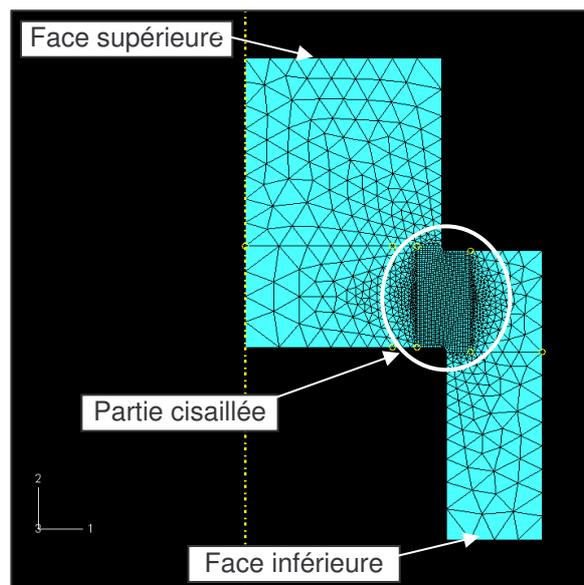


Figure II-37. Maillage axisymétrique de l'éprouvette chapeau.

Ce modèle va permettre de caler les paramètres A , B et n de la loi de comportement avec les résultats expérimentaux, de cisaillement, obtenus en quasi-statique. Ces paramètres sont changés au fur et à mesure jusqu'à ce que les courbes efforts-déplacements simulées coïncident avec ceux des résultats expérimentaux (pour l'identification de A , B et n , l'effet de la vitesse et de la température ne sont pas introduit dans le modèle). L'identification intègre l'écrouissage du matériau mais pas l'adoucissement. A la fin de l'identification de ces trois paramètres, une vérification du modèle est effectuée et la loi a prouvé sa validité par le fait qu'une variation de ses paramètres fait évoluer le résultat de la simulation.

La sensibilité à la température est déterminée en fixant les paramètres d'écrouissage (A , B et n) et en faisant varier la valeur de m jusqu'à convergence de la courbe effort-déplacement (la courbe simulée et la courbe expérimentale se superposent).

De plus, ce même modèle va permettre d'identifier le paramètre C de la loi Johnson-Cook. Dans ce cas, les paramètres A, B et n ainsi déterminés sont introduits dans ce modèle et considérés comme constants (sans sensibilité à la température et ϵ_{ref} est fixée à 1). La seule variable est alors le paramètre C. Comme pour le reste, le critère de convergence est lorsque les courbes simulées coïncident avec celles de l'expérience (le modèle ne prend pas en compte l'endommagement du matériau).

La non représentation de l'ensemble du banc de Hopkinson que ce soient les barres d'entrée et de sortie, les paliers de guidage de ces barres ou l'impacteur diminue la précision à l'identification du paramètre C. En effet, pour identifier celui-ci, on a imposé sur la face supérieure de l'éprouvette une vitesse de déplacement correspondante à celle de l'impacteur. Cette hypothèse ne correspond pas à la réalité. La vitesse de déplacement expérimentale que subit l'échantillon est forcément inférieure à celle de l'impacteur. Pour une meilleure représentation, il aurait fallu modéliser le procédé complet de l'essai sur barre de Hopkinson avec une définition de toutes les surfaces de contacts :

- Surface de l'extrémité de l'impacteur avec la barre d'entrée ;
- Surface entre la première extrémité de l'éprouvette avec la deuxième extrémité de la barre d'entrée ;
- Surface entre la deuxième extrémité de l'éprouvette avec la première extrémité de la barre de sortie.

Chaque surface doit être considérée comme maîtresse ensuite esclave dans le cadre d'un contact. De plus, comme données de sorties on doit récupérer le déplacement de compression et les contraintes dans les barres au niveau des jauges (positionnées dans le modèle dans le même endroit que l'expérience).

Comme le montre la Figure II-38, des problèmes de distorsion de maillage dans une zone extrêmement proche de la zone de cisaillement sont à signaler. Les calculs obtenus au-delà de ce point ne sont pas pris en compte dans l'analyse des résultats.

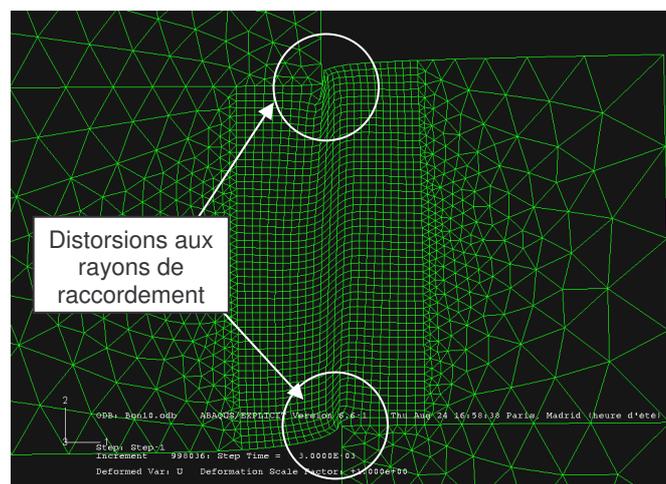


Figure II-38. Distorsion du maillage au congé de raccordement.

Lors de l'identification des paramètres de la loi de comportement, nous fixons comme critère d'entrée, une vitesse de déplacement avec un critère d'arrêt correspondant au déplacement mesuré sur les courbes expérimentales, celui qui correspond à la charge maximale (Figure II-39). Jusqu'à ce déplacement, aucune distorsion n'est signalée, donc on considère que nos résultats sont fiables.

Le problème lié à la distorsion des mailles peut être limité en utilisant le "maillage adaptatif". Il consiste à adapter systématiquement le maillage dans la zone cisailée avant une distorsion trop importante des éléments. Cette méthode augmente considérablement le temps de calcul et introduit des approximations d'interpolations lors du transfert de champ. Le fait que la distorsion n'influe pas sur l'identification et étant donné le nombre élevé de simulations nécessaires à l'identification (une centaine de simulations), nous avons décidé de travailler sans maillage adaptatif.

En se basant sur les paramètres calculés grossièrement, à partir des courbes expérimentales (en supposant une contrainte homogène dans la zone de cisaillement) et sur ceux de la littérature [Guo 2006] et après ajustement, nous avons pu identifier les différents paramètres A, B et n pour chaque état métallurgique (Tableau II-9). Un exemple de comparaison entre simulation et expérience est donné en Figure II-39.

Tableau II-9. Paramètres de la loi Johnson-Cook identifiés avec les essais sur éprouvettes "chapeau" pour chaque état métallurgique étudié.

Dureté (HRc)	100Cr6 Sans carbure			100Cr6 Avec carbures		
	46	50	55	46	50	55
A (MPa)	1470	1520	2100	1595	1795	2125
B (MPa)	510	620	1500	550	980	1760
n	0,2	0,24	0,36	0,22	0,32	0,38
m						0,685
C						0,05
T _{fusion} (°C)	1487					
T _{seuil} (°C)	25					
$\dot{\epsilon}_0$	1					

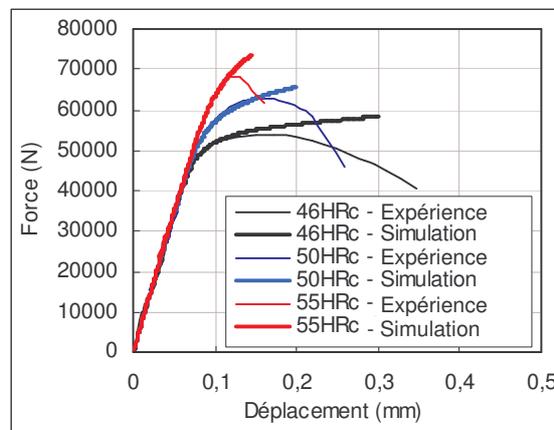


Figure II-39. Exemple de comparaison entre l'expérience et la simulation des essais quasi-statique (cas avec carbures).

Ces courbes montrent une bonne concordance entre les efforts prédits par la simulation et ceux obtenus expérimentalement.

A microstructure variable, pour une dureté de 55 HRc, les courbes effort-déplacement sont proches pour les deux microstructures (avec et sans carbures) c'est ce qui donne des paramètres d'érouissages voisins. Par contre pour le 46 et le 50 HRc, les paramètres A, B et n sont différents. Nous avons tracé l'évolution de ces trois paramètres en fonction de la dureté du matériau (Figure II-40).

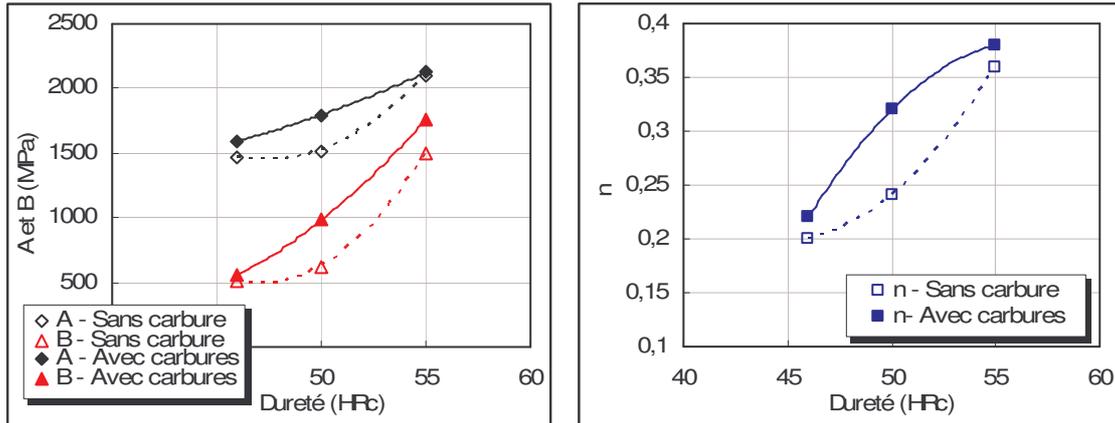


Figure II-40. Evolution des paramètres A, B et n en fonction de la dureté et de la microstructure du matériau.

Une évolution similaire des paramètres A et B avec la dureté apparente du matériau est observée. Pour les deux microstructures, ces paramètres augmentent avec la dureté du matériau. En fonction de la microstructure, les paramètres A et B sont relativement proches. Pour une dureté de 50 HRc, le coefficient d'érouissage n est influencé par la microstructure. En effet, ceci a été mis en évidence par la Figure II-24 où il est montré qu'à des duretés de 45 et 55 HRc, le comportement du matériau se rapproche, alors qu'il s'éloigne pour 50 HRc.

Les courbes efforts-déplacements obtenues montrent que le changement de la dureté génère un changement dans l'allure générale des courbes. Ces constatations permettent de dire que le comportement du matériau est influencé par sa dureté et ceci conduit à supposer que la dureté doit être incorporée dans les valeurs de A, B et n. Dans son étude, Umbrello [Umbrello 2004] a montré l'intérêt de la dureté sur le comportement du matériau en coupe. Afin de la mettre en évidence, il a déterminé deux équations F et G qui permettent de prendre en compte respectivement de l'évolution de la limite d'élasticité et de la modification de l'érouissage en fonction de la dureté. Ces équations sont ensuite intégrées dans une loi de type Johnson-Cook modifiée.

Avec les évolutions observées dans notre cas (cf. Figure II-40), la description la plus simplifiée de l'évolution des paramètres érouissage avec la dureté est une fonction polynomiale d'ordre 2. Trois équations liant les paramètres A, B et n ont été ainsi définies pour chaque microstructure.

Pour le 100Cr6 sans carbure :

$$A_{SC} = 11,5 \times HRc^2 - 1091,5 \times HRc + 27345 \quad \text{Équation II-16}$$

$$B_{SC} = 16,5 \times HRc^2 - 1556,5 \times HRc + 37195 \quad \text{Équation II-17}$$

$$n_{SC} = 0,0016 \times HRc^2 - 0,1393 \times HRc + 3,3178 \quad \text{Équation II-18}$$

Pour le 100Cr6 avec carbures :

$$A_{AC} = 1,778 \times HRc^2 - 120,67 \times HRc + 3383,9 \quad \text{Équation II-19}$$

$$B_{AC} = 5,3889 \times HRc^2 - 409,83 \times HRc + 7999,4 \quad \text{Équation II-20}$$

$$n_{AC} = -0,0014 \times HRc^2 + 0,1637 \times HRc - 4,2522 \quad \text{Équation II-21}$$

Ces équations introduisent l'effet de la dureté sur la valeur de la limite d'élasticité et sur l'érouissage mais elles ignorent l'adoucissement.

En plus de l'effet de la dureté, la température et la vitesse de déformation ont un rôle important sur l'écoulement de la matière pendant la coupe. Le paramètre lié à la sensibilité à la température m est déterminé pour la microstructure avec carbures et pour une seule dureté (55 HRC). Le nombre d'éprouvettes utilisées ne permettait pas de faire des essais à chaud pour les autres duretés. La valeur de m identifiée par approches successives est généralisée pour toutes les duretés. La température T_{seuil} à partir de laquelle on considère qu'il y a sensibilité à la température a été fixée à 25 °C (étant donnée la difficulté de contrôler la température de l'éprouvette, on n'a pas pu effectuer des essais basses températures : entre 20 et 100 °C).

La dernière étape concerne l'identification du paramètre C . La détermination de celui-ci se fait de la même manière que les autres paramètres. La vitesse seuil de sensibilité est fixée à 1 et la valeur de C est ensuite déterminée (Tableau II-9).

Remarque : la loi de type Johnson-Cook ainsi identifiée a été introduite dans une simulation de la coupe 2D (déformation plane) qui a été réalisée en utilisant le logiciel Abaqus/Explicit®. Les résultats obtenus ont permis de retrouver des efforts de coupe du même ordre de grandeur que ceux de l'expérience (dans ce rapport, la simulation de la coupe n'a pas fait l'objet d'une étude particulière).

Les modèles présentés en Figure II-41, donnent l'évolution des contraintes de Von-Mises dans l'éprouvette cisailée pour trois duretés (après un déplacement de 0,18 mm). On note la présence de zones mortes sur la surface externe et au cœur de l'éprouvette. Aucune distorsion du cylindre supérieur n'est observée ce qui coïncide avec les observations faites pendant les essais expérimentaux. En effet, il s'est avéré qu'après un essai de cisaillement, la forme externe de l'éprouvette ne présente pas de tonneau (elle reste inchangée, si ce n'est une désintégration totale). Cette observation expérimentale valide alors les résultats simulés.

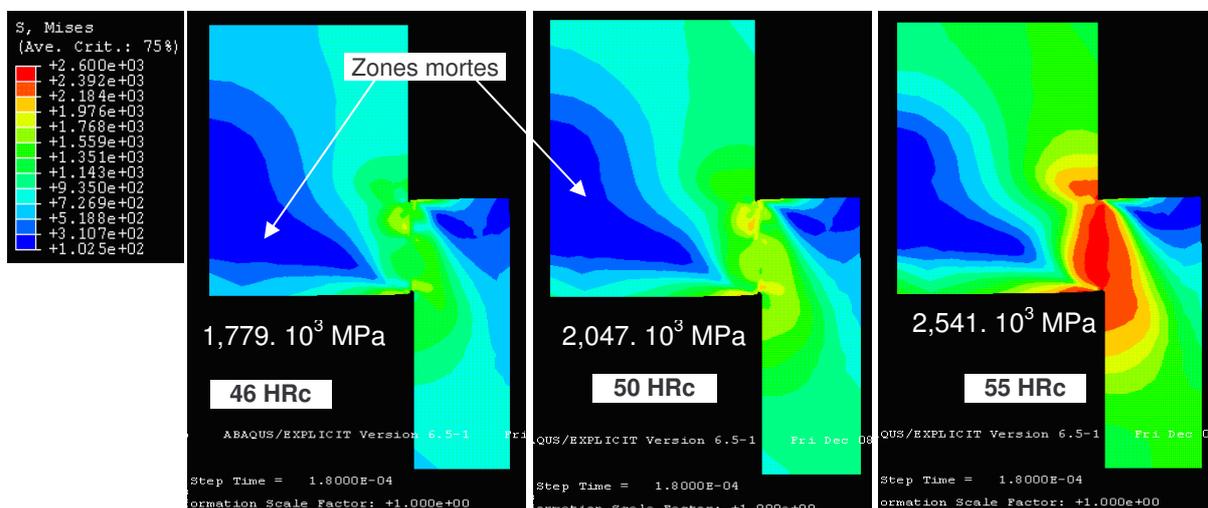


Figure II-41. Exemple de l'évolution des contraintes équivalentes de Von Mises avec la dureté dans l'éprouvette chapeau (cas avec carbures).

Ces résultats montrent que la dureté apparente du matériau influe sur le champ de contrainte au niveau de la zone de localisation. Si on arrête le calcul pour un même déplacement, on constate que plus la dureté est élevée, plus la contrainte de Von-Mises au niveau de la zone cisailée est importante. Au début de la compression, les zones les plus sollicitées se trouvent au niveau des deux congés de raccordement. Avec l'augmentation de la charge appliquée, ces zones croissent jusqu'à leur jonction.

La concentration de contraintes aux congés de raccordement se traduit dans l'expérience par une amorce de fissure. La majorité des éprouvettes analysées présente un départ de fissure dans ces zones là. Une comparaison simulation/expérience est donnée dans la Figure II-42.

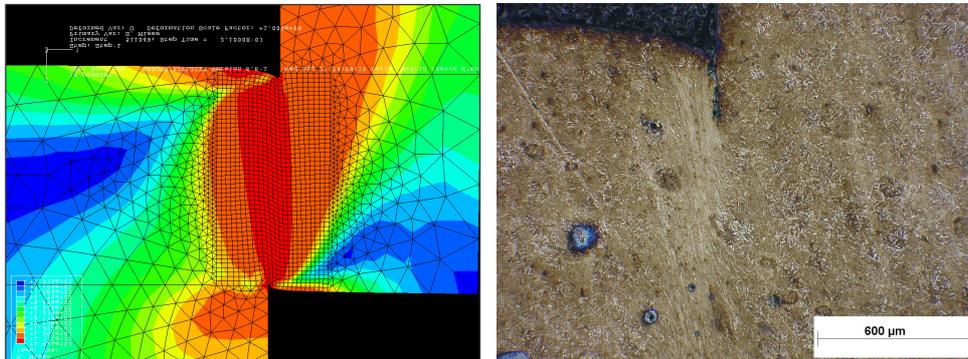


Figure II-42. Comparaison simulation-expérience des zones de concentration de contraintes.

D'autre part, pour un même déplacement, on note que la microstructure influe sur le champ de contrainte dans la zone cisillée (Figure II-43). Au niveau des congés de raccordement, la contrainte est élevée et la bande déformée est plus large dans le cas avec carbures que dans le cas sans carbure (où elle est plus localisée : cf. Figure II-36). L'analyse métallographique des éprouvettes type chapeau valide cette constatation. La bande déformée obtenue expérimentalement par les essais quasi-statiques est plus large dans le cas avec carbures et la zone blanche est plus localisée. La formation de celle-ci ne peut être mise en évidence par la simulation. Jusqu'à présent, aucun modèle de coupe ne le permet.

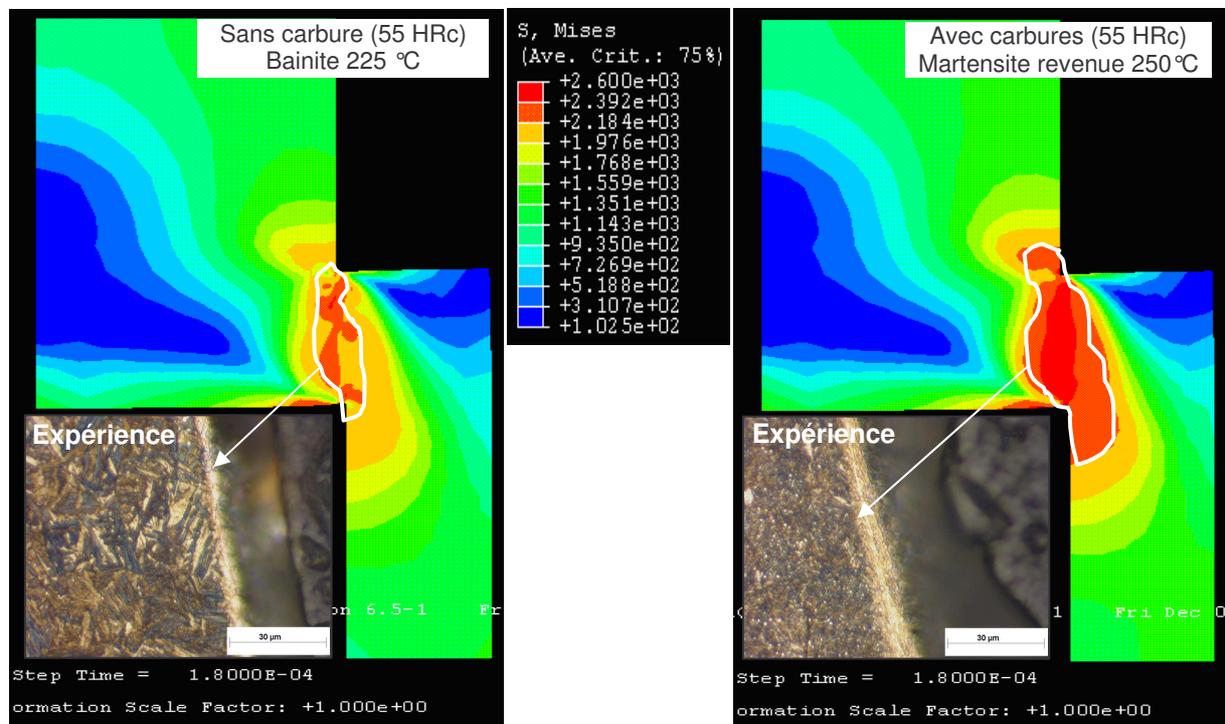


Figure II-43. Influence de la microstructure sur le champ de contraintes dans la zone cisillée (sans tenir compte de la sensibilité à la vitesse et à la température).

En tenant compte que du terme écrouissage (de type Ludwick), nous avons tracé des évolutions des contraintes en fonction des déformations pour différents paramètres (A, B et n) donnés par la littérature [Poulachon 1999] [Guo 2006]. Ces paramètres concernent l'acier 100Cr6 durci à 62 HRc. Une confrontation avec nos résultats est donnée dans la Figure III-44 (nos paramètres ont été calculés, pour une dureté de 62 HRc, en utilisant les Equations II-19, II-20 et II-21). Il est montré que nos paramètres donnent des résultats proches de ceux de Poulachon [Poulachon 1999] et Guo [Guo 1999]. En revanche, ils sont très loin de ceux prédits par Huang [Huang 2003] et Umbrello [Umbrello 2004].

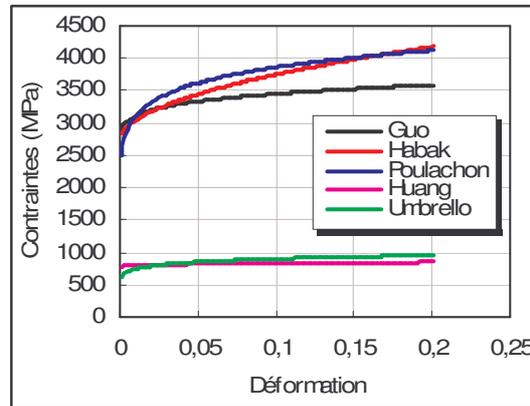


Figure II-44. Comparaison des résultats d'identification avec la littérature (Essais en quasi-statiques, 62 HRc, 25 °C).

Les modes opératoires utilisés généralement pour déterminer les paramètres d'une loi de comportement d'un matériau destiné à être usiné ne sont pas encore maîtrisés. De plus, le choix de la loi est très délicat. Les méthodes usuelles utilisées, que ce soit à travers des courbes contraintes-déformation avec la méthode des moindres carrés [Guo 2006] ou bien celles utilisant les efforts de coupe pour remonter aux constantes [Huang 2006] ne donnent pas toujours les mêmes ordres de grandeur alors qu'on est censé avoir des valeurs proches. Deux exemples des paramètres de Johnson-Cook données par la littérature sont énumérés dans Tableau II-10. Ceci montre l'écart entre les deux lois (même acier) et ainsi les limites des méthodes de caractérisation.

Tableau II-10. Constantes de la loi de Johnson-Cook d'après la littérature.

62 HRc	A (MPa)	B (MPa)	n	C	m
Guo et al. [Guo 2006]	2482,2	1498,5	0,19	0,027	0,66
Huang et Liang. [Huang 2003]	774,78	134,46	0,3710	0,0173	3,1710

Les phénomènes intervenant pendant la coupe sont complexes et très délicats à comprendre. La sensibilité à l'écrouissage, à l'adoucissement thermique et à la vitesse de déformation sont des phénomènes couplés entre eux et qui ne peuvent être traités séparément.

A ce jour, aucune loi ne prend en compte le couplage entre microstructure, transformation de phase et apparition de bandes blanches en usinage, alors que ce sont des paramètres qui influent sur le comportement du matériau.

Les difficultés rencontrées pour reproduire analytiquement ou numériquement le comportement d'un matériau en usinage complique et retarde encore plus le développement des outils informatique qui permettent de simuler l'usinage. Bien que de nombreuses études aient été menées dans ce sens, le comportement du matériau en coupe reste encore inconnu. Ces limites concernent les couplages entre les gradients de température, les vitesses de déformations élevées et les modifications microstructurales.

II.5. Conclusion de l'étude comportementale

L'étude comportementale de l'acier à roulement 100Cr6 a montré le rôle de l'état métallurgique sur le comportement tribologique et à grande vitesse.

Le frottement du couple 100Cr6-cBN300 est influencé par la vitesse de glissement, par la dureté et la microstructure du disque. Cette étude a permis de tirer plusieurs conclusions :

- ☐ L'élévation de la vitesse de glissement se traduit par une élévation de la température de contact, qui à son tour fait chuter le coefficient de frottement.
- ☐ La dureté a tendance à diminuer le coefficient de frottement. Cette diminution est importante lorsque la dureté passe de 46 à 50 HRc.
- ☐ Le contact entre l'acier 100Cr6 avec carbures et la plaquette cBN300 donne un coefficient de frottement plus élevé que celui du couple acier sans carbure-cBN300. La présence des carbures influe le comportement tribologique et a tendance à augmenter l'effort nécessaire pour cisailer le troisième corps formé dans la zone de contact. En effet, avec les essais de cisaillement des éprouvettes chapeaux, on constate que la microstructure avec carbures fait augmenter la limite de la résistance à la rupture.

Pour le comportement rhéologique, les essais ont montré que ce matériau est sensible à l'écroissage, à l'adoucissement thermique et à la viscosité. La sensibilité à cette dernière est mise en évidence par les essais dynamiques grandes vitesses. L'utilisation des éprouvettes type chapeau a permis d'effectuer des essais de déformation très localisés proches de ceux observés sur un copeau issu de la coupe. Les résultats ont mis en évidence l'apparition de zone blanche. Les vitesses de déformations élevées induisent une évolution de la température dans la zone de cisaillement. La somme de ces deux mécanismes provoque la formation de couches blanches au niveau de celle-ci. La formation des zones blanches et leur intensité dépendent des conditions expérimentales (vitesse de déformation, température, matériau). Les différentes observations sont résumées dans le Figure II-11.

Tableau II-11. Evolutions de la couche blanche en fonction des paramètres d'essais.

		PCB*	LZD**	LCB***
↗ Vitesse de chargement	≤ 0,0001 m/s (quasi-statique)	Non	-	-
	≥ 0,001 m/s (quasi-statique)	Oui	-	
	↗ vitesse (Dynamique)		↗	
Température		Oui	↗	
Présence de carbures			↗	↘ Localisée

*PCB : Présence de la Couche Blanche ;

**LZD : Largeur de la Zone Déformée ;

***LCB : Largeur de la Couche Blanche.

Ce tableau montre que l'élévation de la température et/ou de la vitesse de cisaillement se traduit par une augmentation de l'intensité et de la largeur de la zone blanche et de la zone déformée. Cette dernière est plus localisée pour le cas avec carbures.

La loi de comportement identifiée doit être validée par une simulation de la coupe comparée à des résultats expérimentaux. Une comparaison entre les différents états métallurgiques pourrait donner plus d'information à la suite de cette étude. De plus, la méthode d'identification du paramètre relatif à la sensibilité à la vitesse peut être améliorée. Il s'agit de remplacer le modèle actuel (éprouvette seule) par un modèle complet du banc de Hopkinson qui tient compte des barres, du projectile, de la position des jauges dans les barres et des phénomènes de frottement entre les barres et leurs anneaux.

Des essais sur d'autres aciers peuvent être envisagés pour étudier l'influence de la formation de couches blanches due à la déformation plastique intense et à l'élévation de température. L'identification d'autres lois de comportement et une comparaison de la réponse de différentes lois peut s'avérer intéressant.

Pour le comportement du matériau et l'influence de la microstructure sur celui-ci nous avons proposé une identification. Le chapitre suivant présente une étude expérimentale de la coupe qui consiste à montrer l'influence de l'état métallurgique sur l'usinage.

INTRODUCTION GENERALE

GENERALITES SUR L'USINAGE

COMPORTEMENT

ANALYSE DE LA COUPE

- III.1. Rappel sur le tournage dur
- III.2. Expérimentations
- III.3. Etude de la coupe tridimensionnelle
- III.4. Etude de la coupe orthogonale
- III.5. Conclusions de l'analyse expérimentale de la coupe

CONCLUSION GENERALE

III. ANALYSE EXPERIMENTALE DE LA COUPE

III.1. Rappel sur le tournage dur

Le procédé d'enlèvement de matière par une opération de tournage sur des aciers traités d'une dureté supérieure à 45 HRc est défini comme étant le tournage dur. Ce procédé s'impose comme un concurrent sérieux de la rectification. Il vient compléter, et parfois remplacer, la rectification conventionnelle qui est considérée comme une opération très coûteuse. En effet, le tournage dur offre la possibilité de remplacer plusieurs opérations de rectification consécutives par une seule opération de tournage dur. Il permet d'enlever des taux de matière quatre fois supérieures à celui de la rectification tout en consommant trois fois moins d'énergie.

Grâce aux avantages de mise en service et de flexibilité de cette technologie, les industriels s'intéressent de plus en plus à elle. Le tournage dur permet de réaliser des gains de productivité significatifs par la suppression de plusieurs opérations. Avec l'usinage traditionnel, les pièces sont usinées, ensuite traitées thermiquement pour enfin être rectifiées (pour respecter les dimensions et les tolérances géométriques exigées par le cahier des charges) ce qui nécessite de nombreuses manipulations dues aux montages et aux démontages des pièces. Ces dernières deviennent inutiles en usinage dur puisqu'après traitement de durcissement et avec l'utilisation d'outils cBN (outils capables d'usiner les aciers durs), les phases peuvent être réalisées sur le même tour (sans démonter à chaque fois la pièce) et en supprimant ainsi l'opération de rectification. De plus, le tournage dur permet de réaliser des pièces avec des côtes précises et des états de surface proches de ceux obtenus en rectification ce qui est impossible avec les carbures ou les céramiques.

III.1.1. L'outil de coupe en tournage dur (le cBN)

L'usinage des matériaux durs nécessite d'avoir des outils coupants de plus en plus performants. En tournage dur, les plaquettes utilisées peuvent être en carbure, en diamant synthétique, en céramique, en Nitrure de Bore cubique (cBN). Ces dernières sont les plus utilisées car elles possèdent une bonne ténacité avec une dureté élevée. Le cBN est de loin le matériau synthétique le plus dur après le diamant et possède une bonne résistance à l'abrasion et à l'oxydation à hautes températures.

Le pourcentage de cBN dans l'outil de coupe joue un rôle sur la valeur de sa conductivité thermique. Plus le pourcentage est élevé, plus la conductivité est grande. Ainsi, l'outil peut jouer le rôle de dissipateur de chaleur ou de barrière thermique. Dans le cas où il possède une mauvaise conductivité thermique la majorité de la chaleur générée par la coupe est évacuée dans le copeau.

En pratique, les outils cBN sont commercialisés sous formes de plaquettes massives (connues sous le nom monoblocs) ou de plaquettes avec insert cBN brasé sur un substrat ou un coin de substrat carbure de tungstène. Elles peuvent être sous plusieurs nuances de cBN avec ou sans revêtement. Le choix de la plaquette dépendra :

-  Du procédé utilisé (tournage, fraisage ...) ;
-  De l'opération de coupe à effectuer (choc, ébauche, semi-finition, finition, ...) ;
-  Du matériau à usiner (fontes, aciers, ...) ;
-  Des géométries et nombre de pièces à usiner.

Les fortes sollicitations générées à la pointe de l'outil lors de l'usinage dur et les différentes configurations de coupe obligent les constructeurs de plaquettes à fabriquer des arêtes de coupe de plus en plus rigides. Dans ce cas, l'amélioration passe par la géométrie des plaquettes cBN. Il existe plusieurs formes d'arête (Figure III-1). A titre d'exemple, nous citons :

- Plaquette avec un chanfrein négatif,
- Plaquette avec un double chanfrein négatif,
- Plaquettes avec arête chanfreinée et tonnellée.

Généralement, les chanfreins ont un angle fortement négatif (-20 degrés) avec une largeur de 0,1 mm à 0,3 mm. Ceci renforce les arêtes de coupe et leur confère une forte résistance à l'usure et à l'écaillage.

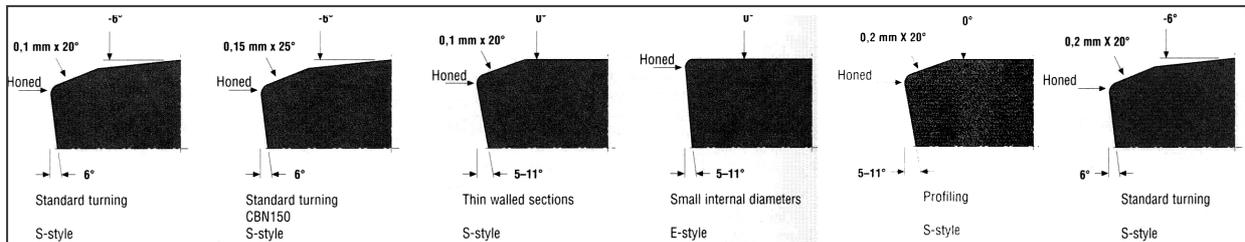


Figure III-1. Différentes géométries de préparation d'arête en cBN d'après [Seco 2006].

Dans la nature, le nitrure de bore cubique n'existe pas, il est fabriqué à partir du nitrure de bore hexagonal. Le cBN un composite obtenu par frittage de particules de nitrure de bore, à des températures élevées allant de 1500 à 1700°C et sous des pressions pouvant monter jusqu'à environ de 50000 bars, en présence d'un matériau liant. Le produit obtenu est une couche homogène solide appelée Nitrure de Bore Cubique Polycristallin PCBN [TraMetal 2002]. Les étapes de fabrication sont données en Figure III-2.

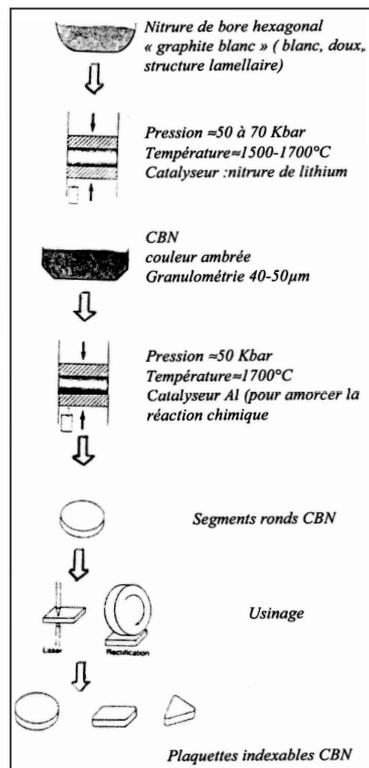


Figure III-2. Etapes de fabrication des outils cBN [Rmadna 2001].

III.2. Expérimentations

Les essais de coupe orthogonale et de chariotage ont été réalisés sur un tour à commande numérique de type RAMO de 1982 (RACN 82) qui se trouve au Laboratoire d'enlèvement de matière de l'ENSAM d'Angers. Les expérimentations se sont toutes déroulées dans des conditions de coupe à sec et en utilisant des plaquettes en Nitrure de Bore cubique (cBN). Durant les essais, les efforts de coupe et le champ de température à l'interface pièce-outil-matière et le flux thermique transmis à l'outil sont mesurés.

La mesure des trois composantes de l'effort de coupe se fait à l'aide d'une table dynamométrique de marque Kistler. Les différentes composantes mesurées lors de la coupe sont présentées dans le paragraphe I.13. Deux exemples de courbes obtenues pendant la mesure des efforts en chariotage et en coupe orthogonale sont présentés en Figure III-3a et Figure III-3b. Sur ces courbes, dans les deux cas, on observe la présence d'un pic correspondant à l'entrée de l'outil de coupe dans la matière, puis les efforts deviennent stables (les essais se stabilisent dès la première seconde) avec un bruit qui oscille autour d'une valeur moyenne considérée comme étant la valeur des efforts de coupe. C'est cette valeur qui est prise en compte lors de notre étude.

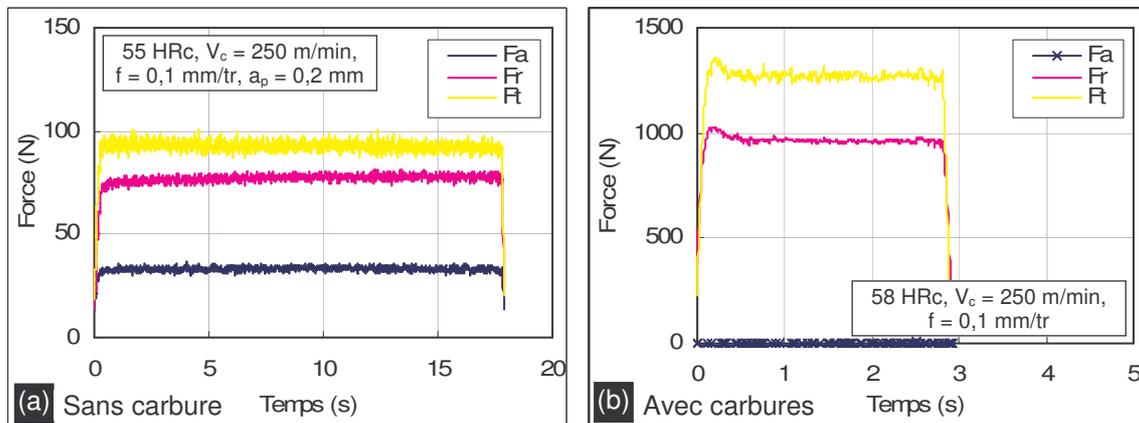


Figure III-3. Exemples de relevés d'efforts de coupe mesurés avec la platine Kistler
(a) Chariotage et (b) Coupe orthogonale.

Pour analyser les champs de température générés par la coupe à l'interface outil-pièce-copeau, nous avons choisi la technique mise en place à l'ENSAM par [Le Calvez 1995] et reprise et développée par [MSaoubi 1998a] et [Changeux 2001]. C'est la technique utilisant les caméras CCD-PIR. À travers notre étude bibliographique sur la thermique en coupe, nous avons constaté que cette technique est la mieux placée pour permettre de visualiser précisément la zone de coupe. L'avantage majeur de celle-ci est sa sensibilité dans le visible qui permet de prendre une image avant positionnement des filtres et donc de faciliter le traitement des cartographies thermiques. Cette technique, nous permet de visualiser les zones chaudes provenant de l'émergence des différentes zones de cisaillement Z_I , Z_{II} et Z_{III} . A cet effet, nous avons mis en place deux caméras CCD-PIR. Comme le montre la Figure III-5, l'une des caméras permet de visualiser la face supérieure du copeau (émergence de la zone Z_I) et l'autre d'observer la face latérale de coupe (émergence de la zone Z_{II} et Z_{III}). La mesure de température n'étant pas instantanée, la valeur donnée par le système n'est qu'une moyenne sur un temps donné. En effet, la fréquence d'échantillonnage des caméras est de 20 ms pour nos essais.

Une représentation schématique de la position des points chauds représentatifs de l'émergence des différentes zones de cisaillement est présentée en Figure III-4 dans une configuration de coupe orthogonale.

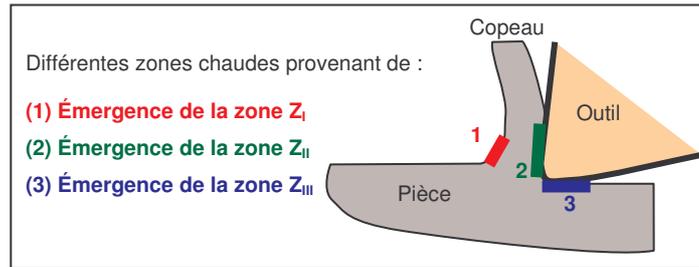


Figure III-4. Description de l'émergence des différentes zones de cisaillement (Z_I , Z_{II} , Z_{III}) observés sur les cartographies de températures.

La technologie CCD-PIR nous permet d'obtenir une cartographie de température de la zone de coupe. Le principe est simple : il consiste à filmer la zone de coupe en niveau de gris. Ensuite on fait correspondre les niveaux de gris aux températures grâce à une calibration préalable à l'aide d'un corps noir d'une émissivité égale à 1 (cf. annexe 4). En réalité, l'utilisation d'un corps noir pour l'étalonnage induit une erreur car l'émissivité réelle de nos matériaux est inférieure à 1 et varie en fonction de l'état de surface et de la température. Toutefois, en se plaçant dans le proche infrarouge, l'erreur est réduite et elle est estimée par [MSaoubi 1998a] inférieure à 5%.

En plus des analyses des champs thermiques et des mesures des efforts de coupe pendant la coupe, nous avons évalué le flux thermique transmis à l'outil et ce, seulement dans le cas de la coupe orthogonale (présenté en paragraphe I.11.1.2). La mesure de ce flux thermique nécessite l'instrumentation et la calibration du porte plaquette, une chaîne d'acquisition et un logiciel d'identification par méthode inverse de la température. Notre choix s'est porté sur l'outil en coupe orthogonale (dans l'optique de l'utiliser avec les caméras CCD-PIR). Pour cela nous avons, par le Laboratoire Trefle du CER Bordeaux, fait instrumenter et identifier la fonction de transfert pour un porte outil pour la coupe orthogonale avec une plaquette en cBN [Battaglia 2001] [Puigsegur 2002].

Comme le montre la Figure III-5, le tour à commande numérique RAMO a été instrumenté de manière à pouvoir faire les relevés d'efforts et de température et flux pendant l'usinage dans la zone de coupe (deux caméras CCD-PIR, une platine dynamométrique de marque Kistler et un outil instrumenté).

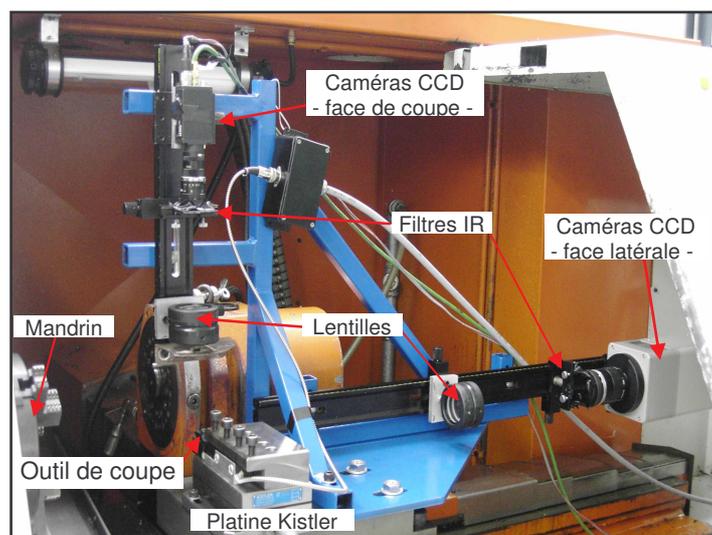


Figure III-5. Tour RAMO instrumenté pour nos expériences.

III.3. Etude de la coupe tridimensionnelle

III.3.1. Définition des conditions expérimentales

Pour les essais de chariotage, le matériau étudié est le 100Cr6 dans deux états métallurgiques différents (avec et sans carbures) et de dureté allant de 44 HRc à 59 HRc pour chaque état métallurgique. Les essais ont été menés sur des tubes de diamètre 88 mm, d'épaisseur 10 à 30 mm et d'une longueur d'environ 110 mm. Deux outils de coupe en Nitrure de Bore cubique (cBN) du fournisseur Sumitomo ont été choisis pour cette étude :

-  cBN sans revêtement de nuance BNX10 : cette plaquette a une très bonne tenue à haute vitesse de coupe et elle est dédiée à la coupe continue ;
-  cBN avec revêtement de nuance BNC150 : cette plaquette est une nouvelle nuance de Sumitomo. Elle se compose de cBN très résistante aux chocs thermiques et à l'usure et d'un revêtement spécial TiCN-base céramique qui offre une excellente finition constante pour une large zone d'applications. Cette nuance est destinée à la coupe continue à faibles chocs ($V_c = 150$ à 300 m/min) et pour des vitesses de coupe élevées en finition.

Sur chaque tube, nous réalisons six à huit essais (Figure III-6) : trois à quatre essais de chaque côté du tube.

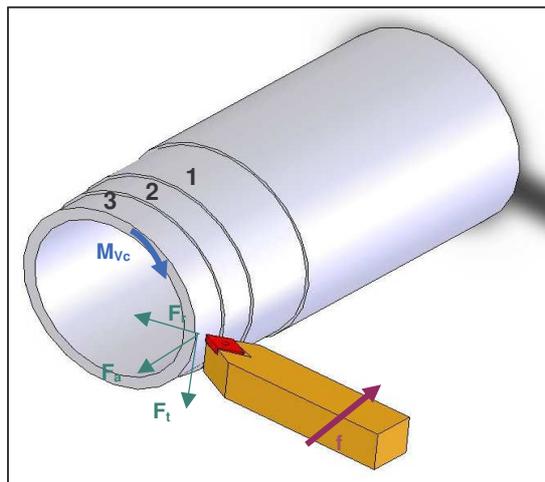


Figure III-6. Représentation du nombre d'essais effectués par tube.

Afin de permettre l'usinage des aciers durs, l'outil est choisi de manière à avoir une forte rigidité. Ainsi, pour avoir la résistance optimale à la pointe de l'outil, nous avons choisi un rayon de pointe $r_\epsilon = 0,8$ mm. Durant nos essais, nous avons voulu utiliser les caméras CCD-Infrarouge pour analyser le champ thermique lors de la coupe. A cet effet, nous avons pris des plaquettes avec le plus faible angle de pointe pour permettre aux caméras d'observer la pointe de l'outil. D'où le choix d'un angle de pointe de 35° . Les caractéristiques géométriques de ces plaquettes sont données dans le Tableau III-1 et la Figure III-7.

Tableau III-1. Caractéristiques géométriques des plaquettes utilisées en chariotage.

Nuances Sumitomo	Désignations	Angle de dépouille α_f ($^\circ$)	rayon de pointe r_ϵ (mm)	L (mm)	s (mm)	d (mm)	d1 (mm)
BNX 10	VBGW 160408 NC-2	5	0,8	16,6	4,76	9,525	4,4
BNC 150							



Figure III-7. Représentation schématique de la plaquette utilisée en chariotage.

De plus, l'usinage des matériaux durs nécessite l'utilisation de valeurs d'angle de coupe très négatives allant jusqu'à -25° pour augmenter la résistance de l'arête. Dans notre cas, l'arête choisie a un chanfrein avec un angle de -20° et une largeur de 0,2 mm. Généralement, la plaquette avec arête chanfreinée est fortement recommandée dans le travail aux chocs ou d'ébauche. Ce chanfrein améliore la durée de vie des outils, protège la plaquette d'une usure rapide et de l'écaillage. En utilisant ce type d'arête, il est nécessaire de travailler avec une avance inférieure à la largeur du chanfrein. Les caractéristiques physiques des plaquettes utilisées en chariotage sont données dans le Tableau III-2.

Tableau III-2. Caractéristiques physiques des plaquettes utilisées en chariotage.

Nuances Sumitomo	Revêtement	Dureté (GPa)	Ténacité ($\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$)	E (GPa)	Conductivité thermique (W/mK)	Densité (g/cm^3)	TRS* (GPa)
BNX 10	Sans	27 ~ 31	-	-	40	-	800 ~ 900
BNC 150	TiCN-base céramique	29 ~ 32	-	-	50	-	1000~1100

*Transverse Rupture Strength.

Les conditions de coupe retenues pour nos essais sont : des vitesses de coupe allant de 50 m/min à 600 m/min, des avances allant de 0,02 mm/tr à 0,2 mm/tr et une profondeur de passe de 0,1 mm à 0,4 mm (cf. Tableau III-3).

Du fait du nombre élevé des essais réalisés en chariotage (afin de voir l'influence des différents paramètres sur la coupe), il nous est impossible de réaliser des tests de répétabilité pour chaque condition de coupe. Toutefois, pour vérifier la reproductibilité et la précision de mesure, nous avons choisi quelques essais de coupe représentatifs de ceux réalisés. Ceci a permis d'estimer l'erreur liée à la mesure des efforts de coupe et ainsi celle de la pression spécifique de coupe. La Figure III-8 donne des exemples d'essais réalisés à des moments différents et dans les mêmes conditions de coupe (Tableau III-4). Il est à noter que dans tous les cas, les erreurs de mesure de l'effort de coupe total et de la pression spécifique de coupe sont inférieures à 9 %. Il existe deux cas seulement où l'erreur liée à l'effort axial atteint 12,5 % et 21,58 %. Ces écarts ne sont pas significatifs du fait de la faible valeur des efforts axiaux dans ces cas là. Pour toutes les valeurs des efforts de coupe totaux et de la pression spécifique présentées (cas du chariotage), la répétabilité est ainsi estimée à $\pm 5\%$.

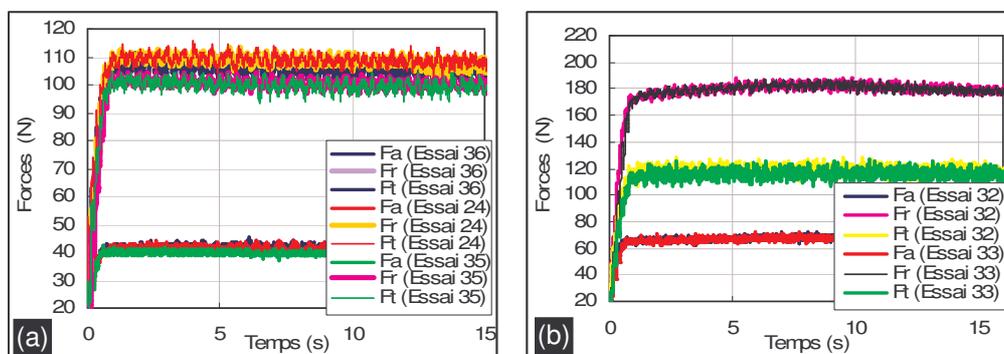


Figure III-8. Exemples d'essais réalisés pour déterminer la répétabilité de mesure des efforts de coupe en chariotage ($V_c = 100$ m/min, $f = 0,1$ mm/tr, $a_p = 0,2$ mm). (a) 100Cr6 avec carbures à 58 HRC (cBN non revêtu) et (b) 100Cr6 sans carbure à 54 HRC (cBN revêtu).

Tableau III-3. Conditions expérimentales de coupe retenues pour les essais de chariotage.

Echantillon	Dureté (HRc)	Plaquettes	Vitesse de coupe V_c (m/min)	Avance f (mm/tr)	Profondeur de passe a_p (mm)
Avec Carbures	43	BNX10	100 / 150 / 200	0,05 / 0,1	0,1 / 0,2
	54		200 / 350 / 400 / 450 / 500 / 550 / 600	0,1	0,2
			100	0,1	0,2 / 0,3 / 0,4 / 0,6 / 0,8 / 1 / 1,2
	55		50 / 100 / 150 / 200 / 250 / 300	0,1	0,2
			150	0,05 / 0,15	0,2
			200	0,1	0,1
	56	BNX10 BNC150	100 / 150 / 200 / 250	0,1	0,2
	57	BNX10	50 / 100 / 150 / 200 / 250 / 300	0,1	0,2
			150 / 200 / 250	0,15	0,2
	58	BNX10	100 / 150 / 200	0,05 / 0,1	0,2
			50 / 100 / 150 / 250 / 262 / 300	0,1	0,2
			150	0,15 / 0,2	0,2
			150	0,1	0,3 / 0,4
	BNC150	50 / 300	0,1	0,2	
59	BNX10	100 / 150 / 200	0,1	0,2	
Sans carbure	44	BNX10	100 / 150 / 200	0,1	0,2
			150	0,05 / 0,08 / 0,15 / 0,2	0,2
			150	0,12	0,1 / 0,15
			150	0,1	0,3
			100	0,1	0,25
	50	BNX10	100	0,1	0,2
			150	0,05 / 0,1 / 0,15 / 0,2	0,2
			150	0,1	0,3 / 0,4
		200	0,1	0,1	
	53	BNX10	50 / 300	0,1	0,2 / 0,4
			100 / 150 / 200	0,1	0,2
			150	0,05 / 0,15 / 0,2	0,2
			150	0,1	0,3 / 0,4
	54		100 / 150 / 200 / 250	0,1	0,2
	55		50 / 100 / 150 / 200 / 250 / 300	0,1	0,2

Tableau III-4. Exemples de calculs qui ont permis d'estimer les écarts de mesures.

Nuance	Dureté (HRc)	Plaquette	V_c (m/min)	f (mm/tr)	a_p (mm)	F_{Total} (N)	F_a (N)	F_r (N)	F_t (N)	K_c (MPa)
Avec carbures	57	BNX10	300	0,1	0,2	76	16	53	51	2567
						79	14	55	55	2749
Écarts estimés (%)						3,8	12,5	3,64	7,27	6,62
Avec carbures	58	BNX10	100	0,1	0,2	160	42	109	109	5469
						147	39	100	100	4987
						156	42	107	105	5253
Écarts estimés (%)						2,5-8,13	0-7,15	1,84-8,25	3,67-8,25	3,95-8,81
Sans carbure	50	BNX10	150	0,1	0,2	162	40	119	102	5089
						173	51	131	101	5045
Écarts estimés (%)						6,36	21,58	9,16	0,98	0,86
Sans carbure	54	BNC150	100	0,1	0,2	223	67	178	118	5879
						225	67	181	116	5812
Écart estimés (%)						0,89	0	1,66	1,69	1,14
Sans carbure	55	BNX10	50	0,1	0,2	192	50	140	121	6070
						193	51	141	121	6037
Écarts estimés (%)						0,52	1,96	0,71	0	0,54

III.3.2. Résultats expérimentaux

III.3.2.1. Morphologie du copeau

La compréhension des mécanismes de coupe passe forcément par l'analyse des copeaux. Ainsi, à la fin de chaque essai, les copeaux sont collectés et sont examinés géométriquement et métallurgiquement à l'aide d'un microscope optique.

Dans cette partie nous allons essayer de rechercher la relation entre la dureté du matériau et la forme du copeau. A cet effet, nous avons fixé les conditions de coupe ($V_c = 150$ m/min, $f = 0,1$ mm/tr, $a_p = 0,2$ mm), la microstructure du matériau (sans carbure) et fait varier la dureté de 43 à 59 HRC (voir Tableau III-3).

Macrographiquement, l'usinage d'un matériau de faible dureté (43 HRC) donne un copeau sous forme de ruban continu alors qu'il donne un copeau de forme hélicoïdale enchevêtré voire en arc continu ondulant ou détaché, pour des valeurs de duretés élevées (56 HRC et 59 HRC). Les différents copeaux sont présentés en Figure III-9a.

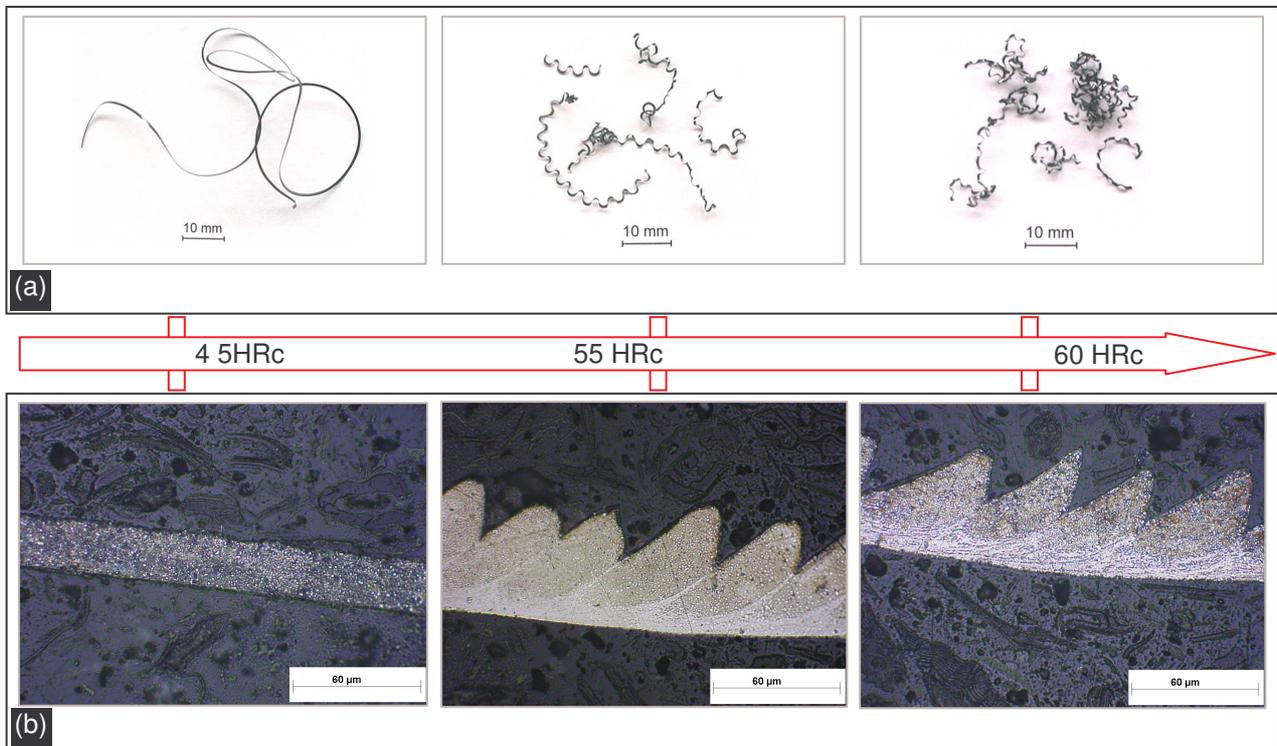


Figure III-9. Evolution de la forme des copeaux en fonction de la dureté du matériau usiné.
 (a) Observation macrographique et (b) Observation micrographique.
 ($V_c = 150$ m/min, $f = 0,1$ mm/tr et $a_p = 0,2$ mm).

La Figure III-9b représente différentes morphologies micrographiques des copeaux obtenus à différentes duretés. Sur cette figure, il est à noter que la morphologie dépend fortement de la dureté apparente du matériau usiné. En effet, dans le cas d'une dureté de 45 HRC, les copeaux observés sont continus et ne présentent aucune instabilité. En revanche, lorsque la dureté augmente (55 HRC), on voit apparaître des copeaux de plus en plus discontinus avec formation de bandes de cisaillement intense. Ces copeaux sont formés par une localisation de déformation et par cisaillement catastrophique [Poulachon 1999]).

Dans le cas d'une dureté de 59 HRC, le matériau devient fragile et ainsi le mécanisme de génération de copeau mis en jeu est basé sur l'amorçage d'une fissure suivi d'un glissement (cela a été présenté précédemment dans le paragraphe I.6.3).

Suite aux différentes observations micrographiques, on constate la présence de couches blanches pour les copeaux obtenus à 55 HRC et à 59 HRC. En revanche, pour une dureté de 43 HRC, il n'existe pas de couche blanche visible au microscope optique. Ceci peut s'expliquer par le fait que pour de faibles duretés, la température atteinte et les déformations appliquées pour la formation de copeau ne permettent pas la formation de couches blanches épaisses visible au microscope (Figure III-9b). L'évolution de la morphologie d'un copeau d'acier 100Cr6 en fonction de la dureté de la pièce observée dans notre étude coïncide avec celle donnée par la littérature [Poulachon 1999] [Poulachon 2004]. Dans la partie qui suit (coupe orthogonale), nous présenterons les différentes explications concernant la formation de copeau et de zone blanche en fonction des paramètres de coupe.

III.3.2.2. Analyse des efforts de coupe et de la pression spécifique

Le but de cette partie est de déterminer l'évolution des trois composantes de l'effort de coupe et la pression spécifique en fonction des paramètres du procédé, de la dureté et de la microstructure du matériau. La pression spécifique de coupe (K_c), définie comme étant l'effort tangentiel ramené à la section du copeau non déformé, a été déterminée en utilisant l'équation donnée dans le paragraphe I.13.

III.3.2.2.1. Influence des paramètres de coupe

Variation de la vitesse de coupe

La Figure III-10 présente l'évolution de la pression de coupe en fonction de la vitesse de coupe. On peut remarquer sur cette figure que la pression de coupe diminue avec l'augmentation de la vitesse de coupe. Pour de faibles vitesses de coupe, la pointe de l'outil cBN subit des pressions de coupe très élevées. Pour une vitesse de coupe 50 m/min, la pression est de l'ordre de 5710 MPa.

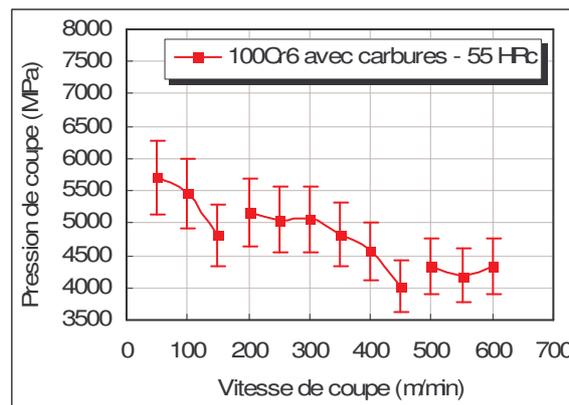


Figure III-10. Evolution de la pression de coupe en fonction de la vitesse de coupe ($f = 0,1$ mm/tr et $a_p = 0,2$ mm).

La pression spécifique de coupe passe d'environ 5710 MPa à 4320 MPa lorsque la vitesse de coupe passe de 50 m/min à 600 m/min. Ceci signifie une diminution d'environ 24,5%. Cette réduction peut s'expliquer par les hautes températures générées pendant la coupe, à l'interface pièce-outil-copeau, qui à leur tour entraînent un adoucissement plastique

important du matériau usiné et ainsi une diminution des efforts de coupe et de la pression spécifique.

Sur le graphe de la Figure III-10, on constate deux décrochements entre les points. Le premier se trouve à 200 m/min et le deuxième à 500 m/min. Ces deux décrochements ont été observés dans les travaux de Poulachon [Poulachon 1999]. D'après ce dernier, le premier correspondrait au changement de plaquette (utilisation d'un outil neuf) qui aurait tendance à faire augmenter les efforts de coupe. Cette hypothèse est à prendre avec précautions. En effet, dans notre cas, la plaquette utilisée pour ce point est la même que celle utilisée pour les essais précédents (pour une vitesse de coupe de 100 m/min). On devrait ainsi observer un effort de coupe inférieur pour une vitesse de 200 m/min par rapport à une vitesse de 150 m/min si on prend en compte l'usure en cratère des outils qui a tendance à diminuer les efforts de coupe (enlever de la coupe négative à l'outil de coupe). Concernant le deuxième décrochement, nous observons qu'au dessus de 450 m/min, la pression de coupe a tendance à très légèrement augmenter. Cette augmentation est aussi observée par [Poulachon 1999]. Il explique qu'à des vitesses élevées, le comportement du matériau change et cela à cause de la dominance du caractère visqueux sur l'adoucissement thermique du matériau. Cette explication semble raisonnable.

Dans notre cas, cette évolution s'explique alors par le fait que :

- La plage 200 m/min à 450 m/min correspond à une zone où l'écroûissage et l'adoucissement thermique dominant.
- Au-delà de 450 m/min, nous soutiendrons l'explication donnée par Poulachon [Poulachon 1999] concernant la dominance du caractère visqueux due aux très hautes températures atteintes dans la zone de coupe pour ces hautes vitesses de coupe.

Ces explications nous amènent à dire qu'il existe deux points (à 200 et à 450 m/min) où l'évolution du matériau usiné est sensible. Ainsi, la courbe de la Figure III-10 est divisée en trois zones :

- 1^{ère} zone (entre 50 – 150 m/min) : où c'est le phénomène mécanique qui prédomine.
- 2^{ème} zone (entre 200 à 450 m/min) : à 200 m/min, on passe d'un domaine où la mécanique semble l'emporter à un domaine où le compromis écroûissage et adoucissement thermique serait le meilleur.
- 3^{ème} zone (à partir de 500 m/min) : on rentre dans la zone de dominance visqueuse (à l'échelle du copeau).

Les résultats expérimentaux montrent que les efforts de coupe diminuent avec l'augmentation de la vitesse de coupe (Figure III-11). La composante radiale de l'effort total présente une décroissance avec une pente légèrement différente de celle des deux autres composantes. De plus, un décrochement est observé dans l'évolution de l'effort F_r aux alentours de 300 m/min. Cette observation ne peut être facilement expliquée. Les matériaux durs, avec leur effet abrasif, usent rapidement les outils de coupe et augmentent le seuil de l'effort F_r ce qui se traduit par une élévation de l'effort de coupe total.

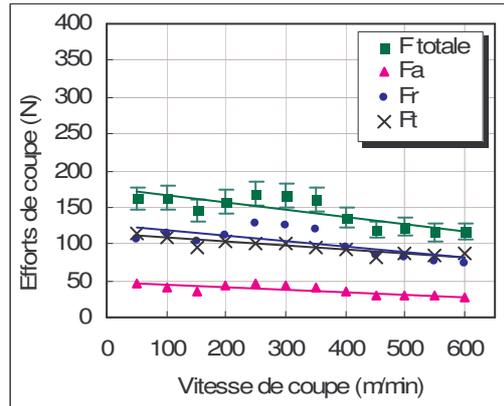


Figure III-11. Evolution des efforts de coupe en fonction de la vitesse de coupe (100Cr6 avec carbures, $f = 0,1$ mm/tr et $a_p = 0,2$ mm).

Variation de l'avance

A propos de l'évolution des efforts de coupe avec l'avance, il est à noter que cette dernière a une influence importante sur l'effort radial (effort de pénétration) et tangentiel (effort de coupe). La composante de pénétration présente une croissance avec une pente proche de celle de F_t et différente de F_a . Cette dernière est très inférieure aux deux autres valeurs (Figure III-12a).

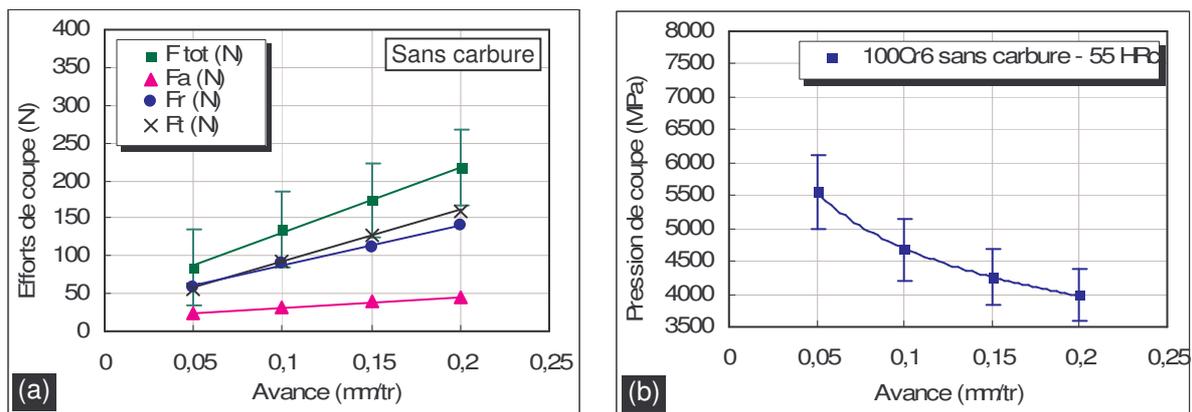


Figure III-12. Evolution des efforts de coupe et de la pression spécifique en fonction de l'avance (100Cr6 sans carbures, $V_c = 150$ m/min et $a_p = 0,2$ mm). (a) Effort de coupe et (b) Pression spécifique.

La Figure III-12b montre également que la pression de coupe (K_c) diminue avec l'avance par tour de l'outil de coupe. Pour une avance de 0,05 mm/tr, la pression exercée sur la pointe de l'outil est importante. Elle est de l'ordre de 5 GPa. Une diminution de 28,5 % est observée lorsque f passe de 0,05 mm/tr à 0,2 mm/tr.

La pression de coupe est faible pour l'avance la plus élevée, l'usinage semble alors meilleur dans ces conditions. Par contre, il faut faire attention à ne pas aller trop loin dans les valeurs de l'avance car f conditionne l'état de surface de la pièce usinée. D'après l'Équation III-1, plus f est faible, meilleur est l'état de surface. Cela ne signifie pas toujours qu'il faudrait choisir une valeur de f la plus faible pour obtenir un très bon état de surface. Il est nécessaire que la valeur de f soit supérieure au rayon d'acuité d'arête ; dans le cas contraire, la coupe se fait dans de mauvaises conditions.

D'autre part, pour des avances élevées, il est à noter que l'effort radial atteint des valeurs élevées pouvant entraîner une dégradation voire une rupture brutale de la pointe de l'outil. A cet effet, un compromis doit être adopté, prenant en compte la dégradation de l'outil, la diminution de la pression de coupe et l'état de surface.

Variation de la profondeur de passe

La Figure III-13a présente l'évolution de la pression de coupe en fonction de la profondeur de passe. Une diminution de 21,5 % de K_c est observée lorsque a_p passe de 0,2 à 1,2 mm. Vers les très faibles profondeurs de passe, les pressions de coupe sont extrêmes et rendent la coupe très difficile. Ainsi, il est conseillé de ne pas travailler aux très faibles profondeurs de passe. D'un autre côté, avec l'élévation de a_p , les conditions de coupe deviennent sévères avec l'augmentation de la section du copeau (cf. Figure III-13b). L'accroissement des efforts de coupe est induit par l'augmentation de la quantité de matière à enlever. A partir d'une profondeur de passe de 0,8 mm, les efforts d'avance et de pénétration sont très importants. Ils correspondent à des conditions de coupe non souhaitables compte tenu du rayon de bec de l'outil.

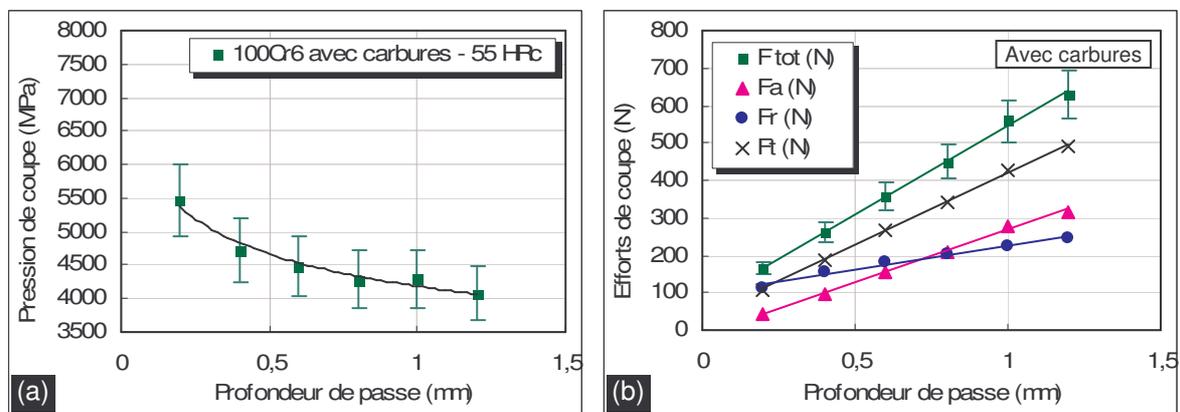


Figure III-13. Evolution de la pression spécifique de coupe et des efforts de coupe en fonction de la profondeur de passe ($V_c = 150$ m/min et $f = 0,1$ mm). (a) pression spécifique de coupe et (b) efforts de coupe.

III.3.2.2.2. Influence de la dureté

La relation entre pression de coupe et dureté du matériau usiné est montrée sur la Figure III-14a. A une valeur de dureté d'environ 53 HRC, la courbe présente un maximum. Quand la dureté est comprise entre 44 et 53 HRC, une augmentation de la dureté engendre une croissance de la pression spécifique et des efforts de coupe (Figure III-14b). Ceci coïncide avec les observations faites dans le chapitre II. En effet, l'étude comportementale du 100Cr6 menée a montré que dans, l'intervalle de dureté 45 - 55 HRC, l'augmentation de la dureté entraîne une augmentation de la limite d'écoulement et la résistance à la rupture.

Au-delà de 53 HRC, la pression spécifique de coupe diminue avec l'augmentation de la dureté. Une diminution de 10 % en dureté, entraîne une réduction d'environ 13 % de K_c . Lorsque l'acier atteint une valeur de dureté très élevée, il devient fragile. L'énergie nécessaire pour la rupture devient alors faible, et la séparation de matière (lors de l'usinage) se fait par fissuration. Ceci est confirmé par la littérature [Poulachon 1999]. En effet, pour voir l'influence de la dureté sur le comportement de l'acier 100Cr6, Poulachon [Poulachon 1999] a évalué, l'énergie dépensée par unité de volume pour rompre des éprouvettes en fonction de différents traitements thermiques (différentes duretés). Il a

observé que les éprouvettes très dures ($> 560 \text{ HV}_{10}$: environ 53 HRC) présentaient un comportement très fragile, privé de résilience et que dans ce cas la formation de copeau, en usinage, n'intervient pas par cisaillement mais par fissuration.

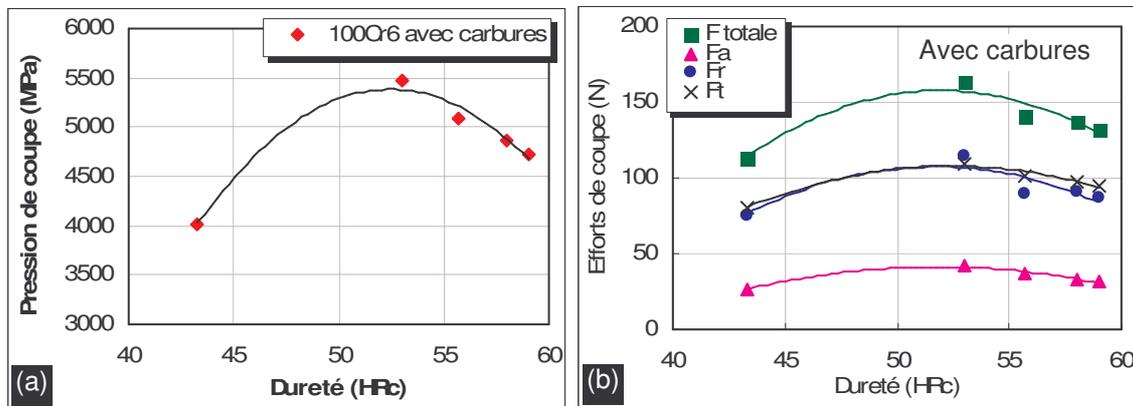


Figure III-14. Evolution de (a) la pression spécifique de coupe et (b) des efforts de coupe en fonction de la dureté ($V_c = 100 \text{ m/min}$, $f = 0,1 \text{ mm}$ et $a_p = 0,2 \text{ mm}$).

III.3.2.2.3. Influence des carbures

La Figure III-15, montre les évolutions de la pression spécifique et des efforts de coupe avec la vitesse de coupe pour les deux microstructures (avec et sans carbure). Il est à noter que pour la plus faible vitesse de coupe ($V_c = 50 \text{ m/min}$), la pression de coupe exercée à la pointe de l'outil est élevée pour l'usinage du 100Cr6 sans carbure. On retrouve aussi ce phénomène pour des vitesses de coupe très élevées (250 et 300 m/min). Cette élévation profite à l'effort de pénétration (Figure III-15a). Dans la plage 100 - 200 m/min correspondante à la zone de coupe conseillée, le phénomène inverse se produit, c'est-à-dire que la pression de coupe est plus élevée pour le 100Cr6 avec carbures.

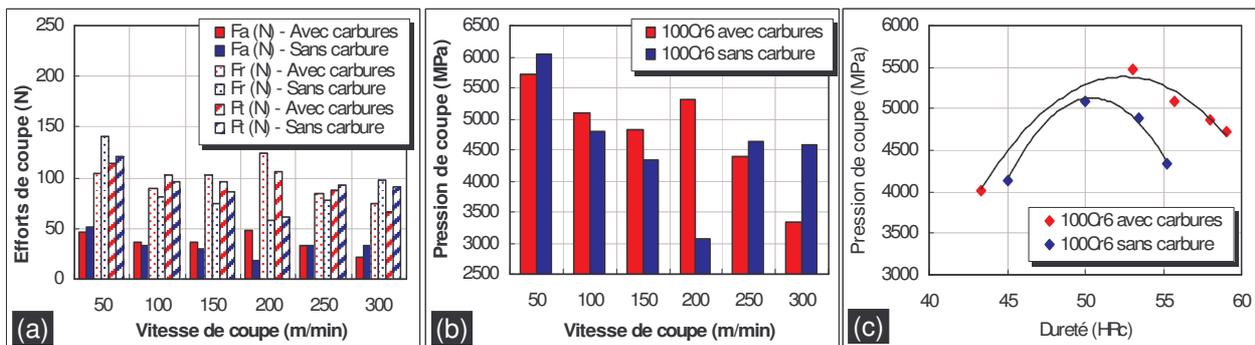


Figure III-15. Evolution des efforts de coupe et de la pression spécifique de coupe en fonction de la vitesse de coupe et de l'état métallurgique du matériau usiné à 55 HRC ($f = 0,1 \text{ mm/tr}$ et $a_p = 0,2 \text{ mm}$). (a), (b) 55 HRC et (c) $V_c = 100 \text{ m/min}$.

Les constatations ci-dessus peuvent s'expliquer comme suit :

- Pour $V_c = 50 \text{ m/min}$, la température générée par la coupe n'est pas importante. Cependant, elle n'a pas une forte influence sur les efforts de coupe et c'est l'écroûissage qui prédomine, cf. paragraphe III.3.2.2.1.a. Il semblerait alors que la microstructure influe sur la coupe et que l'influence de la matrice prédomine légèrement sur celle des carbures pour les efforts de coupe ;

☐ Pour V_c allant de 100 à 200 m/min, l'effet de la température générée par la coupe se fait sentir, l'acier 100Cr6 sans carbure s'adoucit plus que le 100Cr6 avec carbures (cf. paragraphe III.4.3.2). Dans ce cas, la chaleur générée adoucit la matrice mais pas les carbures présents dans celle-ci.

Pour des vitesses de 250 et 300 m/min, nous n'avons pas trouvé d'explication pour comprendre l'inversion observée.

Récapitulatif de l'analyse des efforts de coupe et de la pression spécifique

Cette partie a permis de mettre en évidence l'évolution des efforts de coupe et de la pression spécifique de coupe avec les paramètres d'usinage et l'état métallurgique du matériau. Les conclusions obtenues se résument sur le Tableau III-5.

Tableau III-5. Résumé des résultats obtenus

		Pression spécifique de coupe (MPa)	Efforts de coupe (N)
Vitesse de coupe (m/min)		↘	
Avance (mm/tr)		↗	
Profondeur de passe (mm)		↗	
Dureté (HRc)	45 - 50 (Sans carbure)	↗	
	45 - 53 (Avec carbures)		
	> 50 (Sans carbure)	↘	
	> 53 (Avec carbures)		
Présence de carbures (évolution par rapport au sans carbure)	V_c de 100 à 200 (m/min)	↗	
	$V_c \geq 250$ m/min	↘	

Pour évaluer l'influence des efforts de coupe sur la surface usinée, une étude sur l'intégrité de surface a été entreprise. Elle concerne l'étude de la rugosité et les contraintes résiduelles après usinage. Ceci fait l'objet des paragraphes qui suivent.

III.3.2.3. Analyse des états de surface

A la fin de chaque essai, des mesures de rugosité ont été réalisées sur les surfaces usinées afin d'analyser l'effet des différents paramètres de coupe. Les valeurs de rugosité indiquées dans cette étude sont une moyenne de quatre mesures effectuées sur chaque surface usinée en quatre endroits différents ; les incertitudes estimées correspondent à l'écart type de ces quatre valeurs. La mesure est effectuée à l'aide d'un rugosimètre de marque "Mitutoyo SJ-400" muni d'un enregistreur (Figure III-16).

Pour nos mesures, nous avons retenu la rugosité arithmétique (moyenne de toutes les valeurs de la rugosité R sur la longueur d'évaluation "l") R_a (μm) et la profondeur de rugosité qui représente la distance mesurée entre la saillie la plus haute et la crevasse la plus basse sur la longueur d'évaluation (R_t (μm)). La Figure III-17 représente R_a et R_t sur une coupe perpendiculaire aux sillons d'usinage. Les mesures ont été réalisées parallèlement à l'avance (f) et à l'axe du lopin pour les essais de chariotage. Théoriquement, en tournage, les valeurs des rugosités R_t et R_a peuvent être calculées en fonction de l'avance f et du rayon de bec de l'outil r_ϵ à partir des relations usuelles issues d'études géométriques élémentaires (voir Équation III-1 et Équation III-2).

$$R_t = \frac{f^2}{8 \times r_\epsilon} \quad \text{Équation III-1}$$

$$R_a = \frac{f^2}{18\sqrt{3}r_\epsilon} \quad \text{Équation III-2}$$

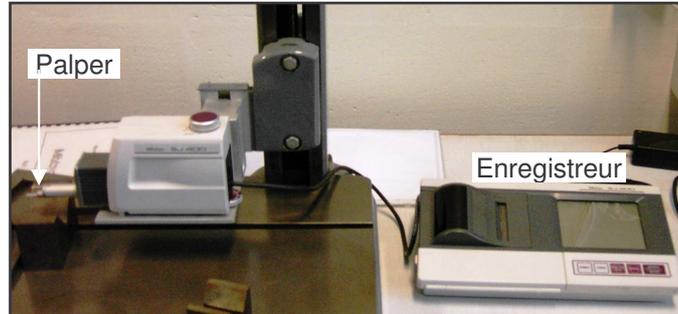


Figure III-16. Dispositif de mesure de rugosité.

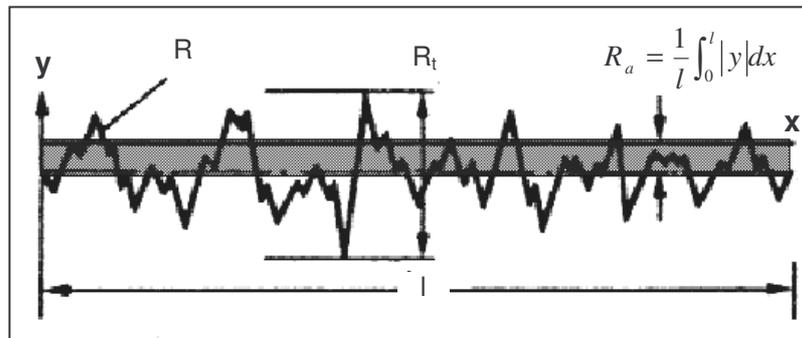


Figure III-17. Critères de rugosité.

III.3.2.3.1. Influence des paramètres de coupe

Variation de la vitesse de coupe

Pour observer la variation de l'état de surface des pièces usinées (décrites dans notre cas par R_a et R_t) en fonction de la vitesse de coupe lors de la coupe d'un acier à roulement 100Cr6 durci à 55 HRC et dans deux états métallurgiques différents (avec et sans carbures), des essais ont été effectués en chariotage tout en gardant l'avance et la profondeur de passe constantes. Les courbes obtenues sont données en Figure III-18. Dans les deux cas, il est montré qu'à des vitesses de coupe inférieures à 250 m/min, l'influence de la vitesse de coupe sur l'état de surface usinée n'est pas prononcée. En revanche au-delà de cette valeur, l'état de surface devient meilleur, lorsque la vitesse de coupe passe de 200 m/min à 300 m/min dans l'usinage du 100Cr6 avec carbures. La rugosité R_t passe de 2,35 μm à 2,05 μm et la rugosité R_a passe de 0,36 μm à 0,26 μm . La diminution est plus significative dans l'usinage du 100Cr6 sans carbure, la rugosité R_t passe de 2,8 μm à 1,9 μm et la rugosité R_a passe de 0,47 μm à 0,29 μm . Cela donne une diminution de l'ordre de 32 % à 38 % contrairement au cas avec carbures où la diminution varie de 12 % à 27 %.

L'usure de l'outil fait augmenter les pressions spécifiques de coupe et dégrade l'état de surface usinée ce qui devrait donner des valeurs de rugosité élevée. En comparant les évolutions de rugosités avec celles des efforts de coupe et la pression spécifique (Figure

III-15), on remarque que l'augmentation de la rugosité ne correspond pas à l'élévation des efforts de coupe.

En résumé, la tendance observée semble être une diminution des rugosités moyennes et maximales pour des vitesses de coupe très élevées. Notons cependant que l'évolution n'est pas significative pour de faibles vitesses de coupe pour le cas avec carbures et pour des vitesses de coupe intermédiaires dans le cas sans carbure. Il n'est donc pas possible de déterminer une relation directe entre l'état de surface, la vitesse de coupe et les efforts de coupe dans l'usinage dur.

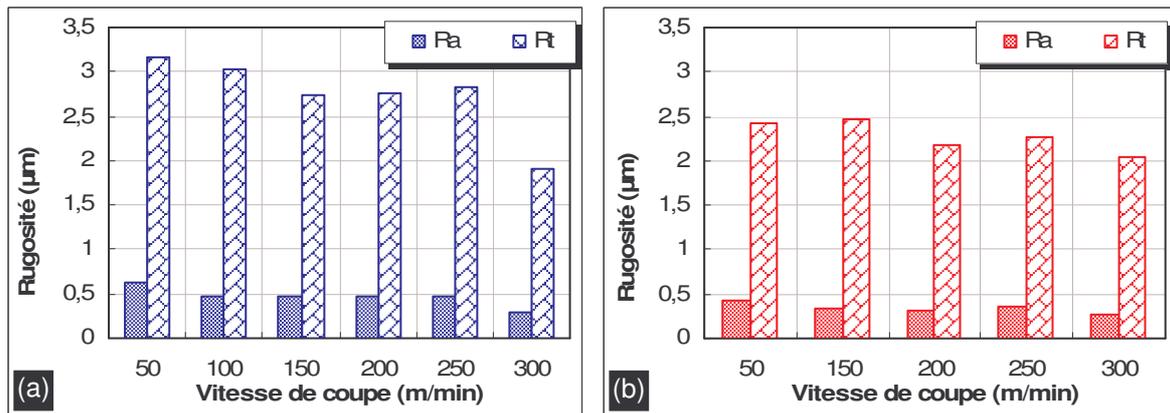


Figure III-18. Evolution des rugosités en fonction de la vitesse de coupe ($f = 0,1 \text{ mm/tr}$ et $a_p = 0,2 \text{ mm}$). (a) sans carbure et (b) avec carbures.

Variation de l'avance

Les évolutions de la rugosité arithmétique moyenne R_a et de la profondeur totale de rugosité R_t en fonction de l'avance de l'outil sont données en Figure III-19. On constate que les rugosités R_a et R_t sont minimales pour la plus faible avance. Elles augmentent avec l'élévation de celle-ci. On note une augmentation d'environ 62 % de R_a et 48 % de R_t lorsque la valeur de l'avance passe de 0,05 à 0,15 mm/tr (Figure III-19a et Figure III-19b).

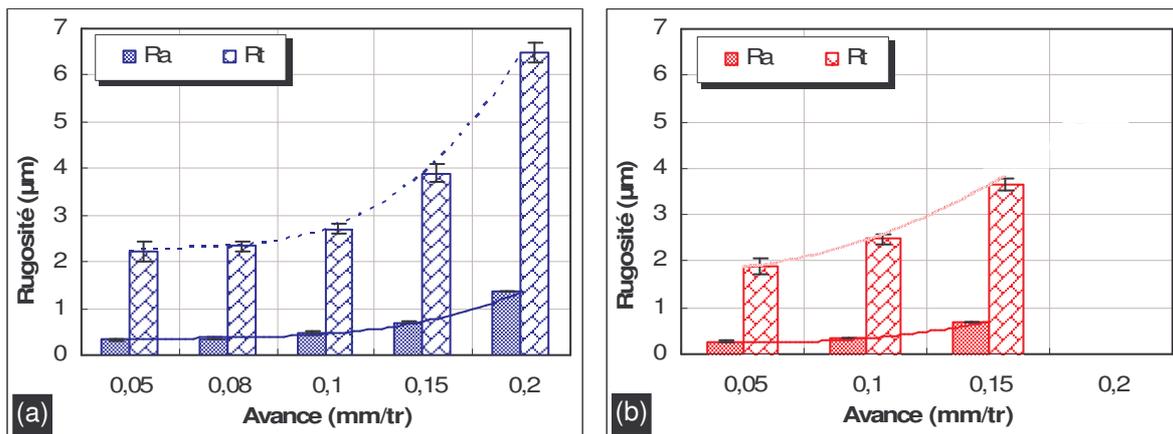


Figure III-19. Evolution des rugosités en fonction de l'avance de l'outil : (a) sans carbure à 45 HRC et (b) avec carbures à 55,7 HRC. ($V_c = 150 \text{ m/min}$ et $a_p = 0,2 \text{ mm}$).

Il est à noter que l'Équation III-2 permettant de calculer la rugosité n'est pas applicable à l'usinage dur. Ceci est démontré à travers les résultats présentés dans le Tableau III-6. Les résultats expérimentaux sont soit inférieurs, soit supérieurs aux valeurs

calculées. Cela va dans le même sens des observations rapportées par la littérature [Rmadna 2001]. De plus, un changement de la microstructure du matériau étudié, à conditions similaires, conduit à des valeurs de rugosités différentes alors que l'Équation III-1 et l'Équation III-2 prévoient la même rugosité du fait qu'elles ne dépendent que de l'avance et du rayon de l'outil. Ainsi, ces observations amènent à conclure qu'en usinage dur, la valeur de la rugosité dépend de plusieurs paramètres : la géométrie de l'outil cBN utilisé, le procédé d'usinage dur, la microstructure du matériau usiné ...

Tableau III-6. Comparaison entre les rugosités mesurées et calculées.

$V_c = 150 \text{ m/min}$ $a_p = 0,2 \text{ mm}$ $55,7 \text{ HRc}$	$r_\epsilon = 0,8 \text{ mm}$	100Cr6 avec carbures	100Cr6 sans carbure	
	$f \text{ (mm/tr)}$	$R_a \text{ mesurée } (\mu\text{m})$	$R_a \text{ mesurée } (\mu\text{m})$	$R_a \text{ calculée } (\mu\text{m})$
	0,08	-	0,35	0,26
	0,1	0,34	0,49	0,40
	0,15	0,69	0,7	0,90
0,2	-	1,36	1,60	

Variation de la profondeur de passe

La Figure III-20 présente les évolutions de R_a et R_t en fonction de la profondeur de passe. On constate que les valeurs de celles-ci sont respectivement de $0,36 \mu\text{m}$ et de $2,13 \mu\text{m}$ pour une faible profondeur de passe ($0,2 \text{ mm}$). Le R_t augmente pour atteindre un maximum pour une profondeur de passe de $0,4 \text{ mm}$ puis diminue jusqu'à atteindre une valeur stable à partir d'une profondeur de passe de $0,8 \text{ mm}$. Ces valeurs dites stables (au-delà de $0,8 \mu\text{m}$) ne sont pas significatives. Dans ce cas, les conditions d'essais réalisées ne correspondent pas aux conditions de coupe recommandées. Elles se situent en dehors de la zone de fonctionnement de ces plaquettes (la profondeur de passe est supérieure au rayon de la pointe d'outil). En ce qui concerne la rugosité arithmétique R_a , il est montré qu'elle n'est pas influencée par la profondeur de passe.

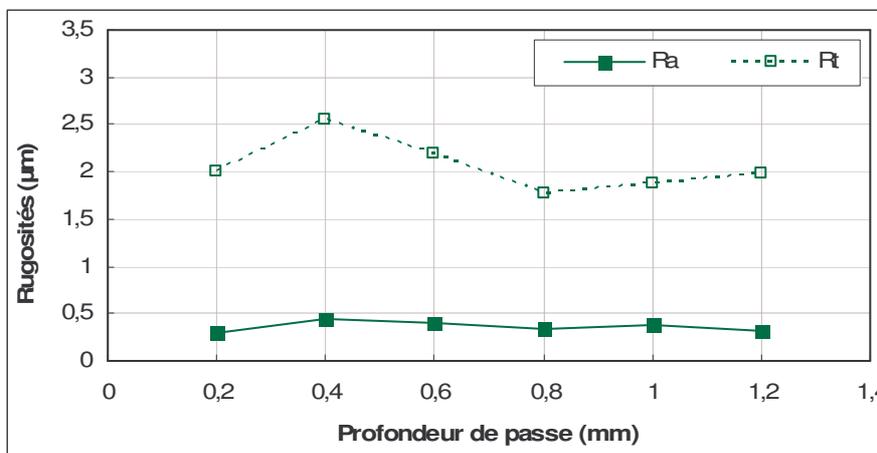


Figure III-20. Evolution de la rugosité en fonction de la profondeur de passe 100Cr6 sans carbure durcis à 55 HRc ($V_c = 150 \text{ m/min}$ et $f = 0,1 \text{ mm/tr}$).

III.3.2.3.2. Influence de la dureté

L'étude à duretés variables est réalisée sur le 100Cr6 avec et sans carbures (55HRc) usiné au cBN, à vitesse de coupe, avance et profondeur de passe constantes. Les résultats obtenus sont présentés dans la Figure III-21. On note dans les deux cas (avec et sans carbures) la présence d'un minimum dans la zone de 53 - 55 HRc. A des duretés inférieures à 55 HRc avec carbures, les rugosités R_a et R_t diminuent. Au-delà de cette valeur, les rugosités sont plus importantes pour des duretés élevées. En comparaison avec les résultats

des pressions spécifiques en fonction de la dureté (Figure III-15), on retrouve une évolution inverse autrement dit, lorsque la pression spécifique augmente la valeur de la rugosité diminue.

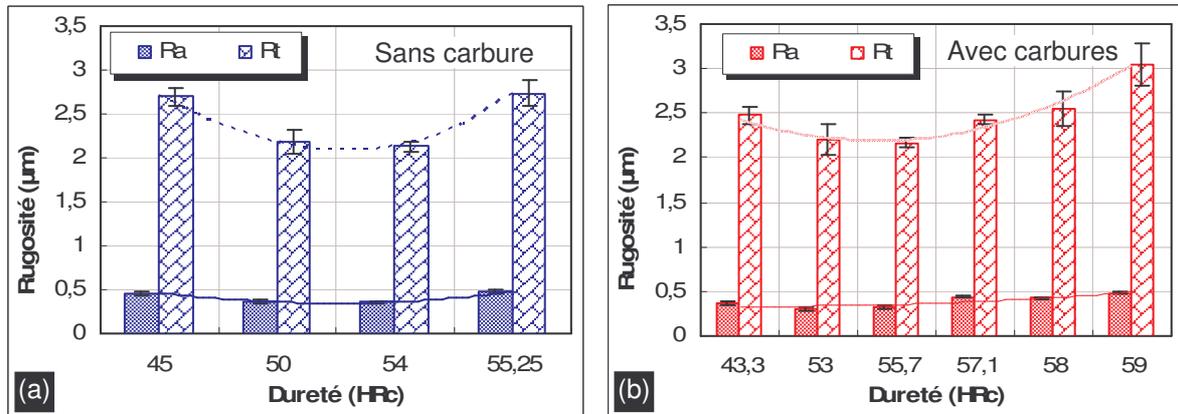


Figure III-21. Evolution des rugosités en fonction de la dureté du matériau usiné.
 (a) $V_c = 150$ m/min, $f = 0,1$ mm/tr et $a_p = 0,2$ mm.
 (b) $V_c = 200$ m/min, $f = 0,1$ mm/tr et $a_p = 0,2$ mm.

III.3.2.3.3. Influence des carbures

Comme pour les efforts de coupe, la présence des carbures a une influence sur les rugosités R_a et R_t (Figure III-22). L'état de surface dépend de la microstructure du matériau usiné. Il est meilleur dans le cas du 100Cr6 avec carbures. C'est-à-dire un meilleur état de surface est obtenu plutôt pour le 100Cr6 avec carbures que pour le 100Cr6 sans carbures.

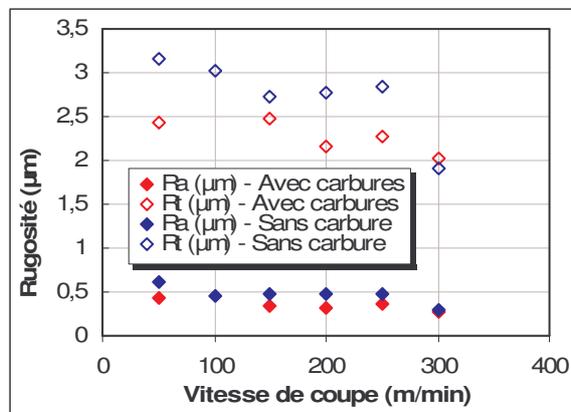


Figure III-22. Evolution de la rugosité en fonction de la présence de carbures pour différentes vitesses de coupe (55HRc, $f = 0,1$ mm/tr et $a_p = 0,2$ mm).

Récapitulatif de l'analyse des états de surface

Dans cette partie, nous avons pu effectuer une analyse des paramètres de coupe sur les états de surfaces usinées (R_a et R_t) pour les deux états métallurgiques : avec et sans carbure. L'influence de l'avance, de la vitesse, de la profondeur de passe et de la dureté a été analysée. Les conclusions retenues sont résumées dans le Tableau III-7. Il ressort que l'état de surface est fortement conditionné par la dureté apparente et la microstructure du matériau usiné.

Tableau III-7. Résumé des évolutions de R_a et R_t en fonction des conditions de coupe.

		Rugosité R_a (μm)	Rugosité R_t (μm)
Vitesse de coupe (m/min)		Tendance à diminuer	
Avance (mm)		↗	
Profondeur de passe (mm)	0 - 0,4	Non significative	↗
	0,4 - 0,8	Non significative	↘
Dureté (HRc)	43 - 53 (sans carbure)	↘	
	43 - 56 (avec carbures)		
	> 53 - 56 (sans carbure)	↗	
	> 56 - 59 (avec carbures)		
Présence de carbures		↘	

Après exploitation des résultats concernant les efforts de coupe et les états de surfaces, il paraît intéressant de voir maintenant comment les différents paramètres et états métallurgiques affectent l'état de contraintes résiduelles.

III.3.2.4. Analyse des contraintes résiduelles par la technique de la diffraction des rayons X

La détermination des contraintes résiduelles est effectuée par la technique de la diffraction des rayons X. Les contraintes sont étudiées selon deux directions (voir Figure III-23) : celle de la vitesse de coupe (contraintes longitudinales, nommées contraintes axiales et notées σ_{xx}) et celle de la vitesse d'avance (contraintes transversales : perpendiculaire aux stries d'usinage, nommées contraintes circonférentielles : parallèle aux stries d'usinage et notées σ_{yy}). La largeur de corde de diffraction (appelé aussi largeur de raie) est analysée. Elle nous renseigne sur le niveau d'écroissage du matériau.

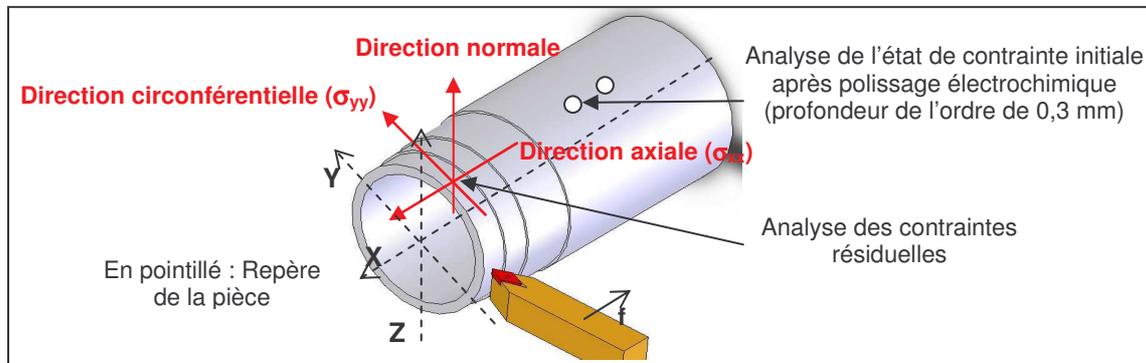


Figure III-23. Direction d'analyse de contraintes résiduelles (directions σ_{xx} et σ_{yy}).

L'appareil utilisé pour l'analyse des contraintes résiduelles est un diffractomètre portable de marque Proto (Figure III-24). Le tube générateur de rayons X utilisé pour le 100Cr6 est constitué d'une anode en Cr. Le collimateur utilisé à un diamètre de 1 mm et la tension utilisée est de 20 kV pour une intensité de 4 mA.

Pour étudier le gradient de contraintes en profondeur, on suit parallèlement l'évolution des contraintes et des largeurs de raies de diffraction dans l'épaisseur de la pièce ; le gradient étudié est complètement décrit lorsque les contraintes viennent se stabiliser au niveau des contraintes présentes à l'état initial, ou lorsque la largeur de raie de diffraction atteint une valeur stable, caractéristique du matériau initial.

Afin d'obtenir le profil des contraintes en profondeur des surfaces usinées, un polissage électrochimique avec un bain acétoperchlorique a été effectué. Nous avons choisi cette technique d'enlèvement de matière car elle n'introduit pas de contraintes résiduelles

supplémentaires. La profondeur polie est contrôlée à l'aide d'une machine à mesurer tridimensionnelle et l'erreur de mesure est estimée à $\pm 5 \mu\text{m}$.

Pour nos mesures, la méthode des $\sin^2\psi$ décrites précédemment (chapitre I) a été utilisée. Elle consiste à mesurer les déformations suivant plusieurs directions de l'espace et à en déduire leur tenseur complet.

Pour chaque analyse l'incertitude de mesure a été évaluée. La valeur moyenne est donnée directement par le logiciel Proto-Xrdwin (elle est évaluée pour chaque angle de mesure ; 7 angles pour chaque détecteur). L'utilisation de deux détecteurs et de différents angles de mesure augmente la précision. Du point de vue de l'intervalle de répétabilité, il est estimé à $\pm 25 \text{ MPa}$.

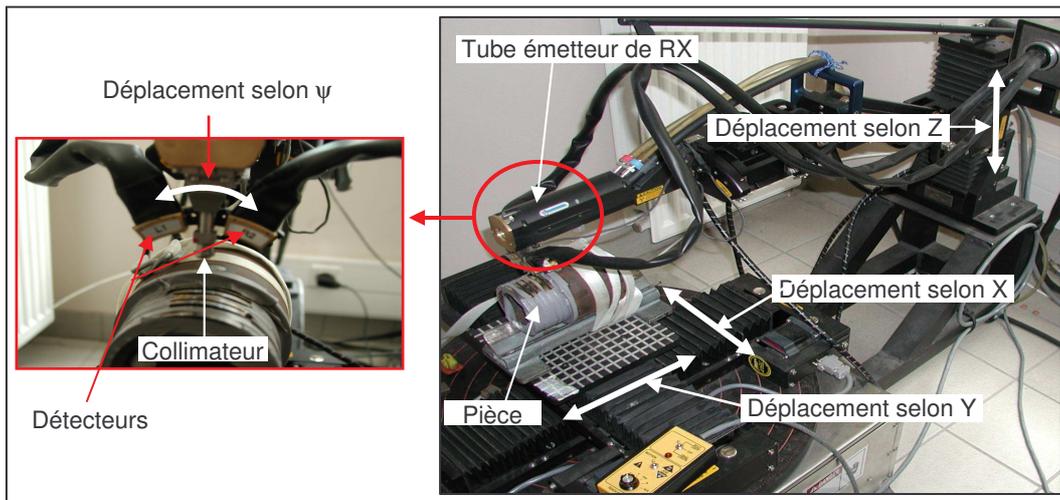


Figure III-24. Diffractomètre à rayon X utilisé pour l'analyse des contraintes résiduelles

En premier lieu, nous avons analysé l'état de contrainte résiduelle et d'écroissage (la largeur de corde de diffraction) du matériau de base et ceci pour tous les tubes utilisés. Ces analyses ont été réalisées après un polissage chimique d'environ $200 \mu\text{m}$ à $500 \mu\text{m}$ afin de s'affranchir de tout effet de préparation de surface. Le Tableau III-8 résume les différents états des tubes utilisés.

Tableau III-8. Exemple sur l'état initial des différents tubes 100Cr6 durcis utilisés pour les essais de chariotage.

Référence tubes (sans carbures)	Tube 1	Tube 2	Tube 3	Tube 4
Longueur (mm)	110			
Diamètre interne (mm)	68			
Diamètre externe (mm)	88			
Dureté (HRC)	43	51	53	55
Température de trempe (°C)	360	275	240	220
Temps de maintien	2h 45	5	6h 40	7
Contraintes résiduelles et largeurs de corde				
Profondeur polissage (μm)	200	430	290	220
σ_{axiale} (MPa)	-162	294	516	544
$\sigma_{\text{circonférentielle}}$ (MPa)	-105	140	362	521
Largeur de corde (°)	4,15	5,8	6,25	6,4

Les résultats, montrent que la plupart des tubes ne se trouvent pas dans le même état de contraintes. Ces contraintes sont en fait liées aux régimes thermiques subis pendant les opérations de trempe. Concernant la largeur de corde, on constate que celle-ci augmente avec la dureté du matériau.

Des analyses de contraintes internes en extrême surface et en profondeur en fonction des paramètres de coupe (vitesse de coupe, avance, profondeur de passe), de la dureté et de la microstructure du matériau usiné ont été réalisées. L'usinage impose sa propre distribution de contraintes résiduelles et de largeur de corde sur toute la profondeur affectée. Dans celle-ci, cette distribution remplace toutes les contraintes préexistantes.

Les paramètres associés à l'analyse de ces contraintes résiduelles sont donnés dans le Tableau III-9.

Tableau III-9. Paramètres utilisés pour l'analyse des contraintes résiduelles.

Matériau	Collimateur (mm)	Longueur d'onde (nm)	Radiation	Angle de Bragg 2θ (°)	(hkl)	Constantes élastiques	
						1/2 S2 (MPa ⁻¹)	-S1 (MPa ⁻¹)
Fe α	2	0,2291	Cr Kα	156,31	211	5,91968 × 10 ⁻⁶	1,277 × 10 ⁻⁶
Angles d'analyse (°) : Déplacement selon ψ							
Détecteur 1	18,15	9,31	0,00	-11,85	-23,69	-33	-41,84
Détecteur 2	-41,84	-33	-23,69	-11,85	0,00	9,31	18,15

Pour analyser l'influence des conditions d'essais sur le gradient des contraintes résiduelles, on définit les paramètres caractéristiques (Figure III-25a et Figure III-25b) :

- ☞ Les contraintes superficielles dans les directions circonférentielle (σ_{S-C}) et axiale (σ_{S-A}) ;
- ☞ Les contraintes maximales de compression en sub-surface dans les directions axiale (σ_{CM-A}) et circonférentielle (σ_{CM-C}) ;
- ☞ La valeur de la largeur de corde en surface (LC_S) ;
- ☞ La profondeur affectée par les contraintes résiduelles (P_{AC}), définie aussi comme étant une profondeur bénéfique à la surface usinée et à la durée de vie en fatigue [Umbrello 2004] [Ambrogio 2006] ;
- ☞ La profondeur à laquelle se trouve le maximum de contraintes en compression (P_{CM}) ;
- ☞ La profondeur affectée par l'écroûissage notée (P_{AE}).

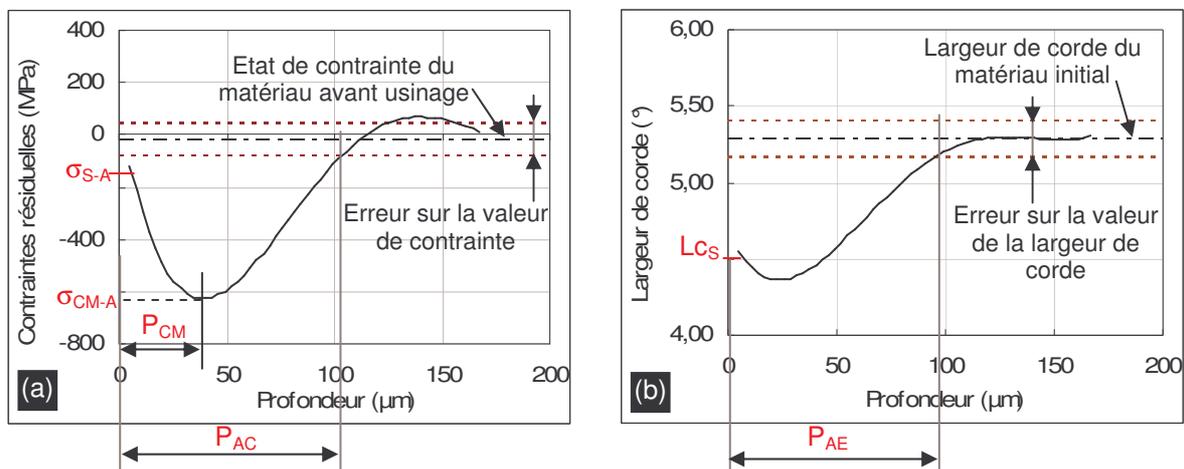


Figure III-25. Définition des points caractéristiques à analyser
(a) exemple de profil de contraintes résiduelles axiale et circonférentielle et (b) exemple de profil de largeur de corde moyenne.

III.3.2.4.1. Influence des paramètres de coupe

Variation de la vitesse de coupe

Pour étudier l'influence de la vitesse de coupe (50 - 300 m/min avec un pas de 50 m/min), nous avons fixé l'avance à 0,1 mm/tr, la profondeur de passe à 0,2 mm, la dureté

à 55 HRC et l'outil BNX10. La Figure III-26 représente l'évolution des contraintes résiduelles et la largeur de corde moyenne en surface en fonction de la vitesse de coupe obtenue pour le 100Cr6 avec et sans carbures.

Dans le cas avec carbures, les résultats montrent la présence d'un minimum aux alentours de 250 m/min pour les contraintes axiales et vers 100 m/min pour les contraintes circonférentielles. Lorsque la vitesse passe de 50 m/min à 250 m/min, la contrainte superficielle axiale passe de tension (+ 54 MPa) en compression (-127 MPa). En revanche, au-delà de 250 m/min, la contrainte axiale a tendance à retourner vers la traction (- 29 MPa). Ce phénomène est accentué lors de l'usinage du 100Cr6 sans carbure. La différence avec le cas en présence de carbures est que le minimum est décalé et il se situe dans l'intervalle de vitesse de coupe entre 150 m/min et 200 m/min. Ces observations nous conduisent à dire qu'à des vitesses de coupe inférieures ou égales à 200 m/min (cas du 100Cr6 sans carbure), les contraintes résiduelles superficielles pourraient être principalement d'origine mécanique. Au-delà de 200 m/min, on se trouve dans une zone où les contraintes changent de signe et passent vers la traction. Ceci peut s'expliquer par le fait que, dans ce cas, c'est l'effet thermique qui l'emporte sur le phénomène mécanique. Ces constatations viennent conforter celles observées sur l'évolution de l'effort de pénétration (radial) en fonction de la vitesse de coupe présentée en Figure III-27 où un minimum de F_r est observé vers 200 m/min.

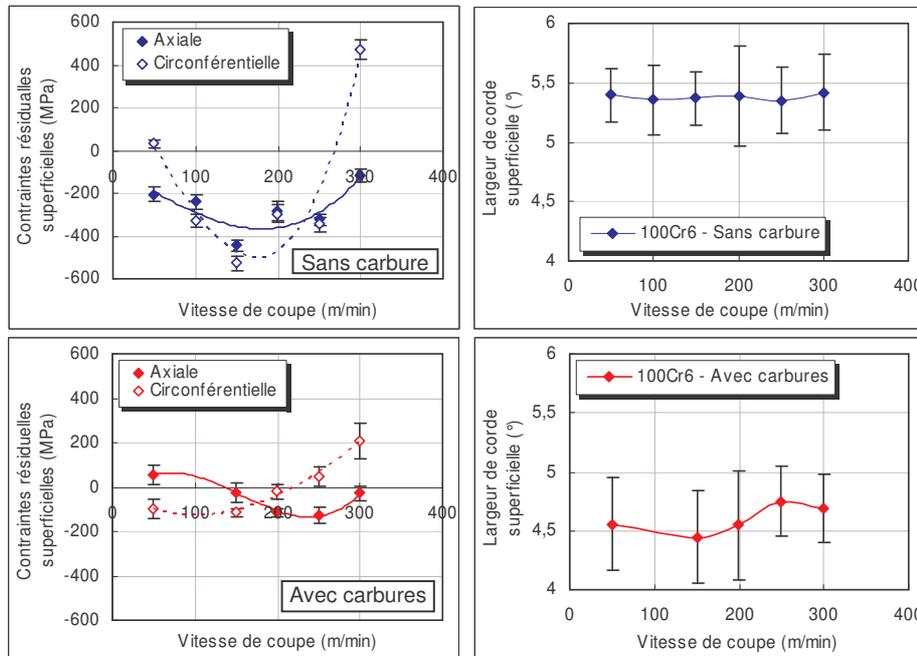


Figure III-26. Evolution des contraintes résiduelles à la surface et des largeurs de corde avec la vitesse de coupe (55 HRC, $f = 0,1$ mm/tr et $a_p = 0,2$ mm).

Nous avons étudié l'évolution des contraintes superficielles dans le sens axial et circonférentiel de la pièce en fonction de la vitesse de coupe. Dans le cas du 100Cr6 sans carbure (Figure III-26), nous avons noté qu'à des vitesses de coupe de 50 m/min et 300 m/min, les contraintes circonférentielles sont plus élevées que les contraintes axiales. Pour le 100Cr6 avec carbures, les contraintes circonférentielles sont inférieures aux contraintes axiales pour des vitesses de coupe inférieures à environ 180 m/min ; au-delà de cette valeur, les contraintes circonférentielles sont supérieures (Figure III-26). Ces évolutions peuvent s'expliquer par un changement des orientations des directions principales des contraintes résiduelles en fonction des vitesses de coupe. A cet effet, et afin de déterminer le tenseur de contraintes résiduelles, nous avons effectué des analyses tensorielles, pour trois surfaces de pièces usinées, à différentes vitesses de coupe. Les analyses de contraintes résiduelles ont été effectuées suivant quatre directions : axiale (σ_{11}), circonférentielle (σ_{22}), à 45° (σ_{45}) et à -

45° (σ_{-45}) de la direction axiale de la pièce. Les résultats de l'analyse tensorielle sont donnés dans le Tableau III-10.

Tableau III-10. Analyse tensorielle en surface en fonction des vitesses de coupe.

100Cr6 sans carbure ($f = 0,1\text{mm/tr}$, $a_p = 0,2\text{ mm}$, dureté 55 HRc)											
V_c (m/min)			50			150			300		
σ_{11} (MPa)	σ_{12} (MPa)	σ_{13} (MPa)	-296	-176	/	-445	-22	/	-116	-315	/
$-\sigma_{12}$ (MPa)	σ_{22} (MPa)	σ_{23} (MPa)	176	6	/	22	-553	/	315	473	/
$-\sigma_{13}$ (MPa)	$-\sigma_{23}$ (MPa)	σ_{33} (MPa)	/	/	0	/	/	0	/	/	0
Contraintes principales (MPa)											
σ_I (MPa)			87			-440			610		
σ_{II} (MPa)			-377			-557			-253		
Angle formé entre σ_{11} et σ_I (degrés)			52			1			64		

L'analyse tensorielle a permis de constater que, pour les vitesses de coupe extrêmes (50 m/min et 300 m/min), les directions principales des contraintes (σ_I et σ_{II}) changent d'orientations. Les sollicitations engendrées par le tournage tridimensionnel ont conduit à ces désorientations. A une vitesse de coupe de 150 m/min, les directions principales sont celles correspondantes aux contraintes axiales et circonférentielles.

La comparaison entre l'évolution des contraintes circonférentielles par rapport à l'évolution des efforts de coupe (Figure III-27.) montre que ces derniers suivent l'évolution des contraintes résiduelles circonférentielles. Pour les vitesses extrêmes (50 m/min et 300 m/min), l'effort radial est plus élevé que l'effort tangentiel. Ceci valide l'explication d'une réorientation des directions principales en fonction de la vitesse de coupe. Ces évolutions des directions principales de contraintes dépendent des phénomènes thermiques et mécaniques générés pendant la formation de copeaux. Aux faibles vitesses, les efforts élevés nécessaires pour la coupe vont favoriser l'orientation des directions principales alors qu'aux vitesses de coupe intermédiaires, il y a compétition, avec les effets thermiques qui conservent les directions principales de contraintes.

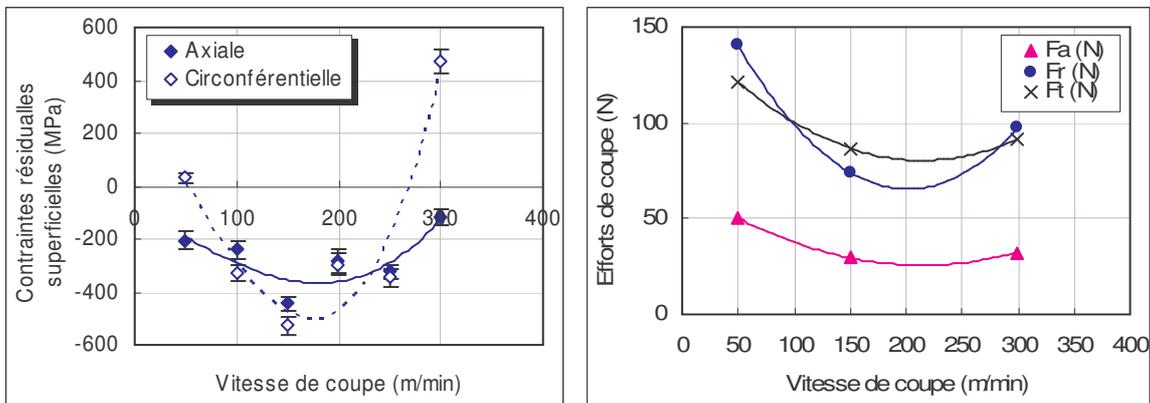


Figure III-27. Comparaison entre l'évolution des contraintes résiduelles et les efforts de coupe en fonction de la vitesse (sans carbure à 55 HRc, $f = 0,1\text{ mm/tr}$ et $a_p = 0,2\text{ mm}$).

Les largeurs de corde moyenne en extrême surface dans le cas avec carbures (Figure III-26b) ont tendance à augmenter pour les grandes vitesses de coupe (300 m/min). Ceci n'est pas vraiment visible dans le cas sans carbure. Afin de mieux voir l'influence de la vitesse de coupe sur ces largeurs de corde moyennes et sur les contraintes résiduelles en sous couche, des gradients de contraintes ont été réalisés sur les surfaces usinées en 100Cr6 avec carbures. Les résultats obtenus sont présentés en Tableau III-11. En surface les contraintes peuvent être légèrement en traction, ou en compression ; ensuite, elles décroissent en profondeur jusqu'à atteindre un maximum en compression ; enfin, elles augmentent pour retrouver les contraintes correspondant à l'état initial. Une augmentation de

la profondeur affectée par les contraintes (P_{AC}) et de la contrainte maximale de compression lorsque la vitesse passe de 50 m/min à 200 m/min. Avec l'augmentation de la vitesse (> 200 m/min), la profondeur ainsi que le minimum en compression diminuent.

Tableau III-11. Influence de la vitesse de coupe sur le gradient de contraintes et les largeurs de corde (cas avec carbures, 55 HRC et $f = 0,1$ mm/tr).

	σ_{S-A}	σ_{S-C}	σ_{CM-A} (50 μm)	σ_{CM-C} (50 μm)	P_{AC}	LC_S	P_{AE}
Vitesse (m/min)	(MPa)	(MPa)	(μm)	(μm)	(μm)	($^\circ$)	(μm)
50	55	-100	-30	20	55	4,5	45
150	-25	-115	-405	-480	85	4,45	70
200	-115	-20	-660	-675	105	4,55	90
250	-130	-50	-330	-430	80	4,75	75
300	-30	205	-185	-100	55	4,70	55

Une corrélation de ces résultats avec les pressions spécifiques de coupe et les contraintes superficielles confirme la présence d'une vitesse de coupe (aux alentours 200 m/min) pour laquelle le matériau change de comportement. Ce même changement est aussi observé dans l'évolution des largeurs de corde avec la vitesse de coupe. En effet, la profondeur affectée P_{AE} augmente jusqu'à une vitesse de coupe de 200 m/min ; ensuite, elle diminue avec l'augmentation de celle-ci.

Lors des essais de coupe à vitesse élevée (> 200 m/min) les températures atteintes dans la zone de coupe induisent une chute du module d'élasticité du matériau et génèrent un écrouissage en surface usinée qui à son tour va produire des contraintes résiduelles de tension (d'origine thermique) lors du refroidissement (Figure III-26a).

Variation de l'avance

L'étude à avance variable est réalisée pour une vitesse de coupe de 150 m/min, une profondeur de passe de 0,2 mm, une dureté de 55 HRC et un outil BNX10. La Figure III-28 représente les contraintes résiduelles superficielles pour une avance variant de 0,05 mm/tr à 0,15 mm/tr analysés sur des surfaces usinées en 100Cr6 avec carbures. L'influence de l'avance est significative. La contrainte superficielle augmente jusqu'à atteindre une valeur au-delà de laquelle elle semble se stabiliser. Quant à la largeur de corde, elle diminue lorsque l'avance passe de 0,05 mm/tr à 0,1 mm/tr. Pour des avances supérieures à 0,1 mm/tr, la largeur de corde semble inchangée.

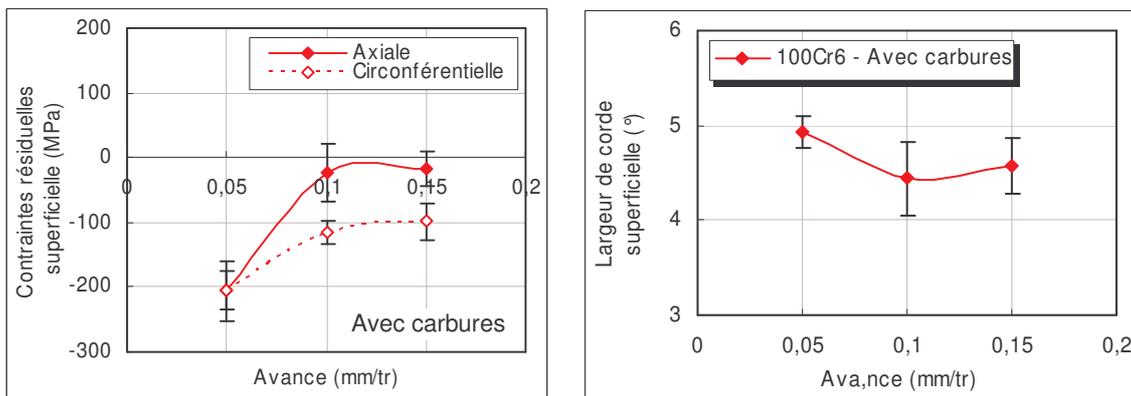


Figure III-28. Influence de l'avance sur les contraintes et les largeurs de corde à l'extrême surface (cas avec carbures à 55 HRC, $V_c = 150$ m/min et $a_p = 0,2$ mm).

L'augmentation observée des contraintes superficielles (σ_{xx} et σ_{yy}) quand l'avance passe de 0,05 à 0,1 mm/tr peut s'expliquer par le fait que l'élévation de celle-ci se traduit par une élévation des efforts de coupe, qui à leur tour vont induire des effets thermiques très

importants dans la zone de coupe. Ainsi, le matériau devient moins écroui (s'adoucit) et les contraintes auront tendance à augmenter et aller vers la traction. Au-delà de 0,1 mm/tr, la stabilité de l'écroissage et des contraintes superficielles sont délicats à expliquer. Néanmoins, les résultats semblent cohérents dans le sens où les contraintes σ_{xx} et σ_{yy} et les largeurs de corde ont la même évolution lorsque l'avance augmente. Afin de vérifier ces observations, on a étudié l'évolution des gradients de contraintes et des largeurs de corde ; on a ainsi montré l'influence de ce paramètre sur les profondeurs affectées par les contraintes et par l'écroissage (Figure III-29).

Comme le montre la Figure III-29, les gradients de contraintes et de largeurs de corde viennent valider les résultats observés sur leurs évolutions à l'extrême surface en fonction de l'avance. Il est à noter qu'à des valeurs d'avance inférieures à 0,1 mm/tr, les profondeurs affectées par les contraintes et par l'écroissage augmentent avec l'élévation de l'avance. Au-delà de cette avance, nous confirmons que la contrainte et la largeur de corde restent inchangées. La stabilisation de P_{AC} et P_{AE} à 0,15 mm/tr ne coïncide pas avec les résultats donnés par la littérature [Umbrello 2004] [MSaoubi 1998a] qui montrent que les profondeurs affectées par les contraintes et par l'écroissage augmentent toujours avec l'avance.

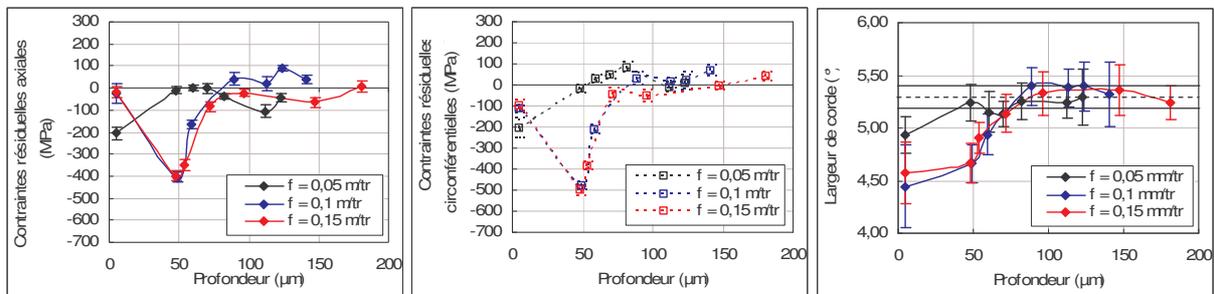


Figure III-29. Influence de l'avance sur les gradients de contraintes et des largeurs de corde (cas avec carbures à 55 HRc, $V_c = 150$ m/min et $a_p = 0,2$ mm).

Variation de la profondeur de passe

L'étude à profondeur de passe variable est menée, pour une vitesse de coupe de 150 m/min, une avance de 0,1 mm/tr et une dureté de 55 HRc. Les résultats obtenus sont présentés en Figure III-30. Les deux composantes (σ_{xx} et σ_{yy}) présentent la même tendance. Par conséquent, nous ne présenterons ici que les contraintes axiales. La Figure III-30 montre qu'en extrême surface, l'évolution des contraintes internes et des largeurs de corde en fonction de la profondeur de passe n'est pas importante voire nulle. Par contre, elle a une influence en sous couche. A 50 µm de la surface usinée, la contrainte maximum, dans le sens axial, obtenue avec une profondeur de passe de 0,2 mm, est de compression (-80 MPa). Lorsque a_p diminue ($a_p = 0,1$ mm), la contrainte est de traction et est 8 fois plus élevée que celle obtenue à 0,2 mm. De plus, la Figure III-30, montre que l'élévation de la profondeur de passe se traduit par l'augmentation de la limite maximale de compression. Les profondeurs affectées par les contraintes et par l'écroissage sont multipliées par environ 2,5 lorsque la profondeur de passe varie de 0,1 mm à 0,2 mm.

L'élévation de la profondeur de passe se traduit par une élévation des efforts de coupe et des effets compressifs (sans effets thermiques importants pouvant affecter l'extrême surface usinée). Ceci engendre des contraintes de compression loin de l'extrême surface et une couche écrouie plus en profondeur ; les contraintes auront tendance à augmenter plus vers la compression. A une profondeur de 50 µm de la surface usinée, la contrainte de compression atteint son maximum et le matériau se trouve dans son état le moins écroui.

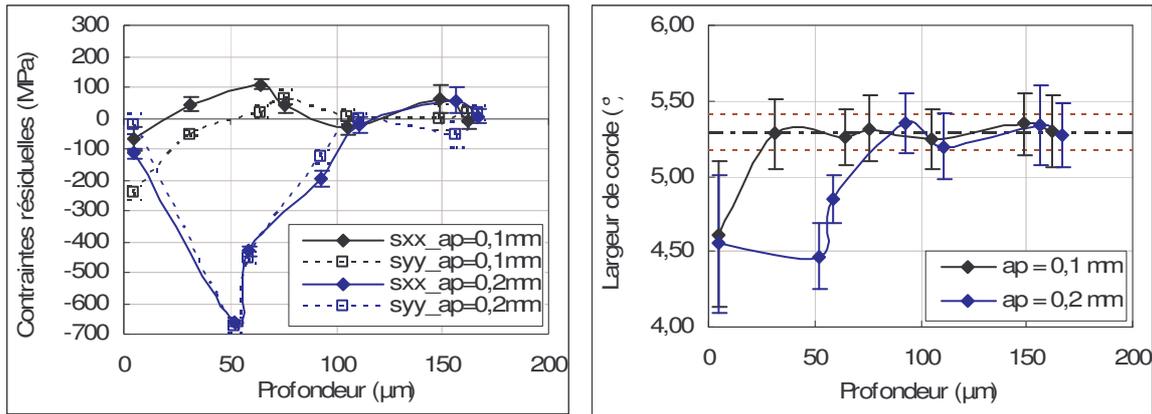


Figure III-30. Influence de la profondeur de passe sur les gradients de contraintes et des largeurs de corde (cas avec carbures à 55 HRc, $V_c = 150$ m/min et $f = 0,1$ mm/tr).

III.3.2.4.2. Influence de la dureté du matériau usiné

On a étudié plus particulièrement la variation en surface des contraintes résiduelles et de la largeur de corde moyenne en fonction de la dureté du matériau dans deux états métallurgiques (avec et sans carbures) à vitesse de coupe (150 m/min), avance (0,1 mm/tr) et profondeur de passe (0,2 mm) constantes. Il est à noter que lorsque la dureté augmente, les contraintes axiale et circonférentielle en surface tendent vers la compression. Le maximum de contrainte de traction est observé pour la plus faible dureté (45 HRc) et le maximum de compression est obtenu pour la dureté la plus élevée (Figure III-31). Le niveau d'érouissage du matériau est plus important lorsque la dureté augmente.

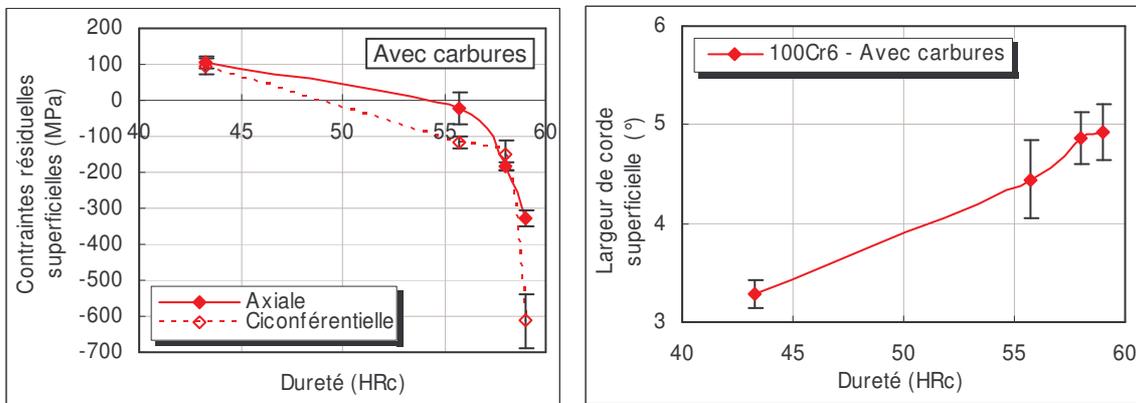


Figure III-31. Influence de la dureté sur les contraintes et les largeurs de corde en extrême surface (cas avec carbures à 55 HRc, $V_c = 150$ m/min, $f = 0,1$ mm/tr et $a_p = 0,2$ mm).

L'allure générale des courbes montre que plus la dureté est élevée, plus les effets compressifs générés sont importants. Il semble que l'évolution des efforts de coupe ne suit pas directement celles des contraintes résiduelles superficielles. L'usinage du 100Cr6 durci à 43 HRc génère en surface un taux d'érouissage important à celui du matériau initial avant usinage. Dans les mêmes conditions de coupe et pour un même état métallurgique, l'élévation de la dureté (55 et 59 HRc) fait augmenter la valeur de la largeur de corde de diffraction.

Il est à noter qu'en profondeur, le matériau est moins affecté par l'usinage pour une dureté de 45 HRc. Pour une dureté de 55 HRc, la profondeur affectée par l'usinage est de l'ordre de 70 à 80 µm (Figure III-32a et Figure III-32b). Elle est plus faible (10 µm) pour une dureté de 59 HRc.

Dans le cas du matériau durci à 55 HRc, en sub-surface, on observe des contraintes de compression qui atteignent un maximum (- 400 MPa) à une profondeur de 50 μm de la surface. Lorsque la dureté augmente (59 HRc), la contrainte passe de compression (en surface) à la traction dès 10 μm de profondeur.

En comparant avec les efforts de coupe (Figure III-15), nous constatons pour une vitesse, avance et profondeur de passe données, que les efforts spécifiques de coupe sont faibles dans le cas d'une dureté de 59 HRc par rapport à 55 HRc. On peut déduire qu'à de très hautes duretés, le matériau possède un comportement fragile ce qui se traduit par une formation du copeau par propagation de fissure et/ou rupture fragile ; d'où la non présence d'effets compressifs en sous couche du matériau. Ces observations sont validées par les analyses de profils de largeur de corde analysés (Figure III-32).

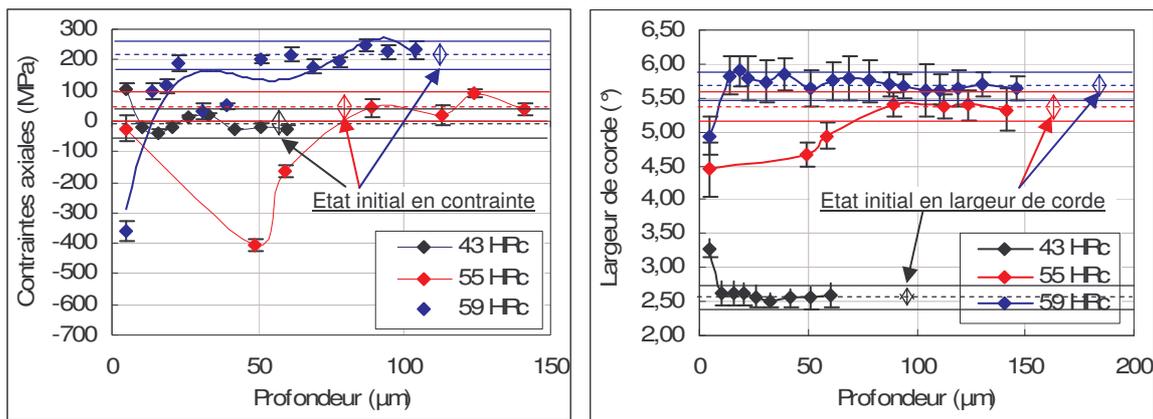


Figure III-32. Influence de la dureté sur les gradients de contraintes axiales et des largeurs de corde (cas avec carbures à 55 HRc, $V_c = 150$ m/min, $f = 0,1$ mm/tr et $a_p = 0,2$ mm).

Le changement de signe des contraintes résiduelles (axiale et circonférentielle) avec l'élévation de la dureté initiale du matériau est observée dans la Figure III-31. Dans le cas sans carbure, l'élévation de ces contraintes est beaucoup plus importante lorsque la dureté passe de 52 à 55 HRc que lorsqu'elle passe de 43 à 52 HRc. Pour le 100Cr6 avec carbures, l'élévation rapide apparaît vers 56 HRc au lieu de 52 HRc (100Cr6 sans carbure).

L'élévation observée des contraintes résiduelles en extrême surface avec la dureté rejoint ce qui à déjà été dit par la littérature. En revanche concernant les profondeurs affectées P_{AC} et P_{AE} et leur élévation pour des duretés élevées (> 56 HRc), nos résultats (diminution des profondeur avec l'augmentation des duretés) sont contraires à ceux de la littérature [Umbrello 2004] [Thiele 2000] [Matsumoto 1986] qui montrent que dans le cas de la coupe orthogonale, à avance donnée, les profondeurs affectées augmentent avec la dureté initiale du matériau.

III.3.2.4.3. Influence de la microstructure

Pour étudier l'influence de la microstructure et des carbures sur l'évolution des contraintes résiduelles superficielles, nous avons fixé les paramètres de coupe ($V_c = 150$ m/min, $f = 0,1$ mm/tr, $a_p = 0,2$ mm) et fait varier la dureté (43 à 59 HRc) et la microstructure (avec et sans présence de carbures) du matériau. La Figure III-33 représente les évolutions des contraintes superficielles axiales et les largeurs de cordes associées. Par souci de simplicité et puisque les deux contraintes axiale et circonférentielle possèdent la même allure, nous avons seulement présenté, les contraintes axiales. On constate que pour les deux états métallurgiques, les courbes (contraintes et largeur de corde) présentent la même allure.

Les résultats obtenus permettent d'indiquer qu'une microstructure sans carbure génère des contraintes superficielles plus en compression. En effet, pour une dureté de 55 HRc, la contrainte est de -500 MPa. Alors qu'elle est dix fois moins importante dans le cas avec carbures pour les mêmes conditions de coupe. De plus le matériau est plus écroui dans le cas sans carbure.

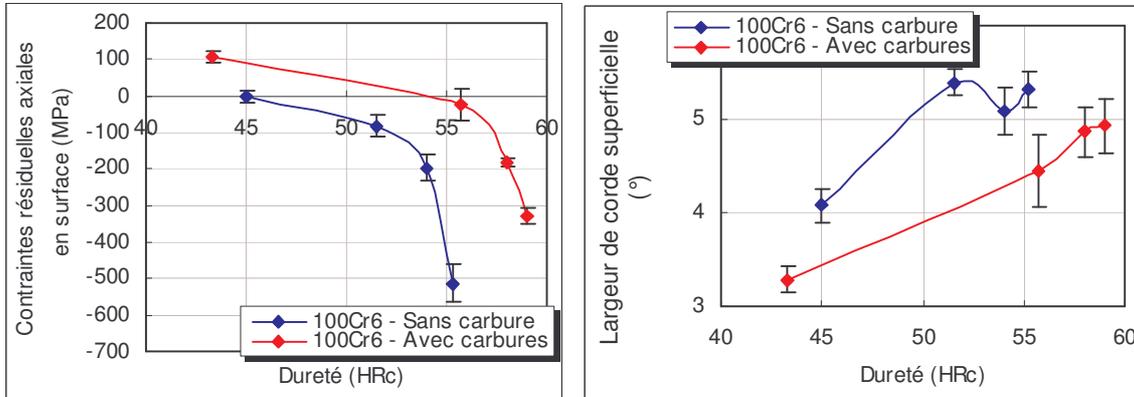


Figure III-33. Influence des carbures sur les contraintes et les largeurs de corde en extrême surface (55 HRc, $V_c = 150$ m/min, $f = 0,1$ mm/tr et $a_p = 0,2$ mm).

Ces résultats montrent clairement que la microstructure joue un rôle important au niveau des contraintes résiduelles en surface puisque celles-ci augmentent quelle que soit la dureté du matériau usiné.

Récapitulatif de l'analyse des contraintes résiduelles

Un certain nombre de points d'ombre sur l'influence de la microstructure ont été soulevés au cours de cette analyse. Les différences du comportement en coupe d'un état métallurgique à un autre s'expliquent par les comportements de chaque microstructure vis-à-vis du frottement et à grande vitesse de déformation comme il a été montré dans le chapitre précédent (Chapitre II). L'analyse du gradient de contraintes associé à l'usinage a permis de résumer les points essentiels dans le Tableau III-12.

Tableau III-12. Résumé sur l'influence des conditions d'essai sur les contraintes résiduelles.

		Contraintes résiduelles en surface		Largeur de raie (°)	Profondeur affectée (µm)
		Axiale (MPa)	Circonférentielle (MPa)		
↗ Vitesse de coupe (m/min)	Sans carbure	↗ compression (V_c entre 50 et 200 m/min)		Variation non significative	↘ (50 - 200)
		↘ compression ($V_c > 200$ m/min)			↗ (> 200)
	Avec carbures	↗ compression (V_c entre 50 et 220 m/min)			↘ (50 - 220)
		↘ compression ($V_c > 220$ m/min)			↗ ($V_c > 220$)
↗ Avance (mm)	Avec carbures	↘ compression (f entre 0,05 - 0,1 mm/tr)			
		Stable (> 0,1 mm/tr)			
↗ Profondeur de passe (mm)	Variation non significative				↗
↗ Dureté (HRc)	↗ compression		↗	↗ (43,5 - 55)	
				↘ (55 - 60)	
Présence de carbures	↘ compression		↘		

Après avoir étudié l'influence des paramètres d'essai et du matériau usiné sur la coupe, il serait intéressant de voir le rôle de la nature de l'outil, et plus particulièrement le rôle associé à l'utilisation d'un revêtement, sur l'usinage du 100Cr6. Ceci est présenté dans le paragraphe suivant.

III.3.2.5. Influence d'un revêtement sur la coupe

La nature de l'outil influe fortement sur la coupe. L'étude à nature d'outil variable est effectuée, pour deux outils différents de géométries identiques : outil cBN non revêtu (BNX 10) et outil cBN revêtu (BNC 150) (Tableau III-1 et Tableau III-2). Dans ce cas, une vitesse de coupe, une avance et une profondeur de passe constantes ont été utilisées. Le matériau usiné pour cette étude est le 100Cr6 sans carbure d'une dureté de 51 HRc. Pour analyser l'influence de la nature de l'outil, il convient de réaliser une comparaison des deux outils dans leur zone de travail ($V_c = 150$ à 300 m/min pour le BNC150 et entre 120 et 250 m/min pour le BNX10). Ainsi, des essais ont été réalisés dans cette zone de travail mais, pour comparer, nous avons choisi une vitesse de coupe identique de 200 m/min (Tableau III-13).

Tableau III-13. Conditions expérimentales utilisées pour étudier l'effet du revêtement.

	Dureté (HRc)	Vitesse de coupe (m/min)	Avance (mm/tr)	Profondeur de passe (mm)
cBN revêtu	51	200	0,1	0,2
cBN non revêtu				

La comparaison est effectuée entre un outil revêtu et un outil non revêtu. Excepté le revêtement, la géométrie de la plaquette et la microstructure du matériau (sans carbure) restent inchangées. Ainsi, on ne considère que l'hétérogénéité du frottement dans la zone de coupe, c'est-à-dire le frottement entre le matériau et le cBN d'une part et entre le matériau et la couche superficielle TiCN d'autre part (malheureusement on ne dispose pas de valeur de coefficient de frottement).

La Figure III-34 donne les résultats des efforts de coupe obtenus pour les deux outils de coupe utilisés. Pour des conditions de coupe équivalentes, l'outil revêtu BNC150 engendre d'une part des efforts axiaux et radiaux (F_a et F_r) plus importants que les outils non revêtus BNX10 et d'autre part un effort tangentiel (effort de coupe) légèrement inférieur. Cette légère diminution de l'effort tangentiel entraîne une chute de la pression spécifique de coupe (Figure III-34).

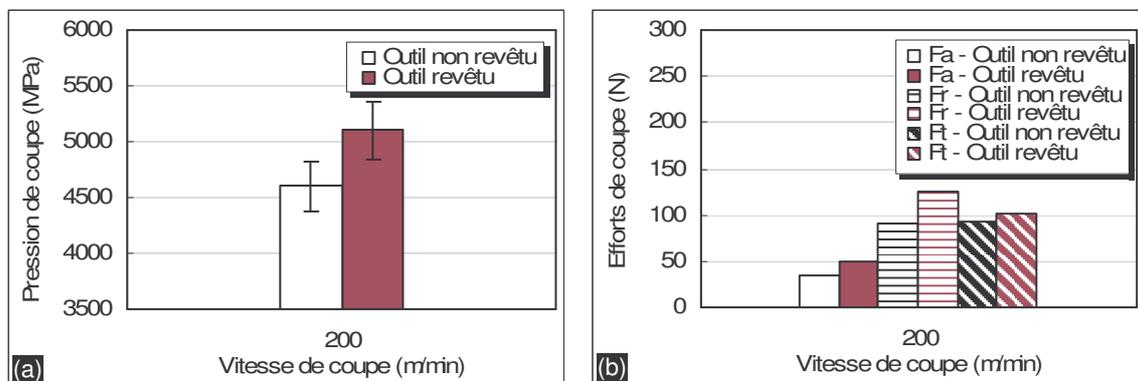


Figure III-34. Influence du revêtement sur (a) la pression spécifique et (b) les efforts de coupe pour deux vitesses de coupe (sans carbure, 52 HRc, $f = 0,1$ mm/tr et $a_p = 0,2$ mm).

Pour l'outil de coupe sans revêtement, l'état de surface est meilleur que celui obtenu avec un outil revêtu (Figure III-35). En effet, pour une vitesse de coupe de 200 m/min, la

rugosité R_a est de $0,46 \mu\text{m}$ pour l'outil revêtu contre $0,34 \mu\text{m}$ pour l'outil non revêtu et la rugosité R_t passe de $2,83 \mu\text{m}$ pour l'outil revêtu à $2,37 \mu\text{m}$ pour l'outil non revêtu soit une diminution d'environ 25 % en R_a et de 16 % en R_t . Les efforts de coupe sont plus importants dans le cas avec revêtement. Il pourrait être à l'origine de l'augmentation de la rugosité.

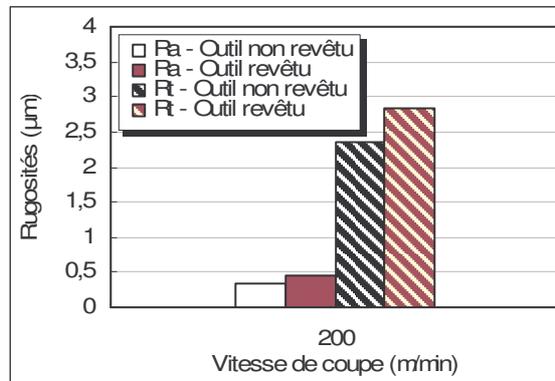


Figure III-35. Influence du revêtement sur l'état de surface (sans carbure, 52 HRc, $f = 0,1 \text{ mm/tr}$ et $a_p = 0,2 \text{ mm}$).

L'évolution des contraintes résiduelles et celle de la largeur de corde de diffraction en fonction des deux outils sont présentées en Figure III-36. En comparant les contraintes résiduelles superficielles générées par l'utilisation des deux outils, on observe l'influence du revêtement sur la génération des contraintes internes

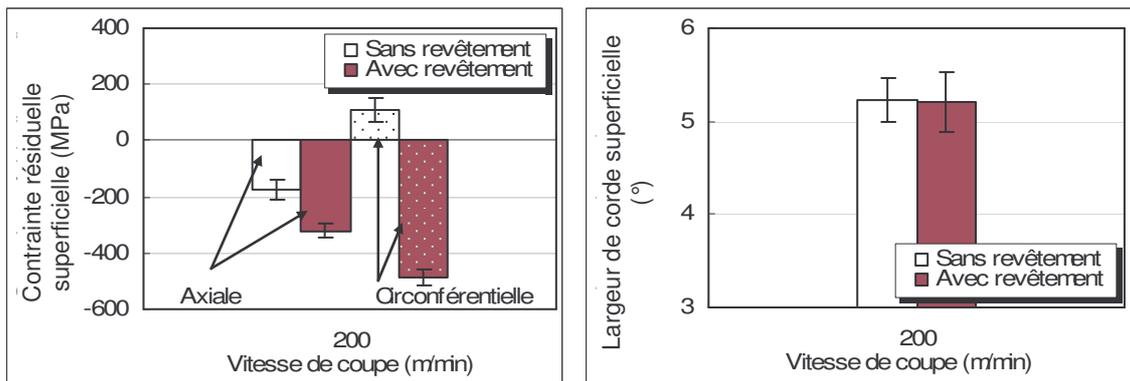


Figure III-36. Influence du revêtement sur les contraintes axiale et circumférentielle et les largeurs de corde en extrême surface (sans carbure, 52 HRc, $f = 0,1 \text{ mm/tr}$ et $a_p = 0,2 \text{ mm}$).

L'outil sans revêtement génère des contraintes circumférentielles de traction. Par contre pour les mêmes conditions de coupe, le cBN revêtu induit des contraintes résiduelles de compression. En effet, l'outil cBN revêtu produit des contraintes résiduelles circumférentielle de compression d'environ - 110 MPa alors que celles obtenues avec un outil cBN nu sont de l'ordre de + 30 MPa. De plus, il est montré que le revêtement n'influe pas sur le taux d'érouissage de la surface usinée. Ces constatations permettent de dire qu'il est préférable d'usiner avec un outil revêtu afin d'obtenir des contraintes résiduelles de compression favorables à l'augmentation de la durée de tenue en service des pièces usinées.

Les résultats présentés ci-dessus montrent que le revêtement augmente légèrement les efforts de coupe, ce qui ne correspond pas toujours aux résultats de la littérature [MSaoubi 1998]. Dans son étude, ce dernier a montré, sur la coupe de l'acier 316L (dureté très faible), que l'effort de coupe a tendance à diminuer avec les revêtements par le fait que l'énergie dissipée dans l'outil revêtu est plus faible que celle évacuée par l'outil nu. Ceci

signifie que l'utilisation de l'outil revêtu joue le rôle de barrière thermique ; ainsi, la grosse partie de la chaleur générée par la coupe est transmise au copeau ce qui induit une diminution des efforts de coupe.

Pour expliquer ces différences avec la littérature et l'effet du revêtement utilisé, seules la nature et les propriétés thermiques sont à prendre en compte. D'après les fournisseurs de plaquettes, la conductivité thermique de l'outil cBN nu est inférieure de 20 % à celle du cBN revêtu. Ceci nous amène à conclure que l'énergie dissipée par le BNX10 est inférieure à celle évacuée par le BNC150. Ainsi, le revêtement joue un rôle de dissipateur d'énergie au lieu de jouer un rôle de barrière thermique comme c'est le cas pour ceux utilisés par MSaoubi [MSaoubi 1998]. Ceci explique l'évolution des efforts de coupe. En effet, l'usinage induit des effets thermiques très importants dans la zone de coupe qui s'évacuent moins facilement avec l'outil sans revêtement qu'avec un outil revêtu. Ainsi, la température du copeau devient importante avec un outil BNX10, ce qui fait chuter la pression spécifique de coupe. De plus, l'augmentation des contraintes résiduelles avec le BNX10 (tendance à aller vers la traction) s'explique par l'origine des contraintes superficielles (σ_{xx} et σ_{yy}) générées qui sont d'origine thermique.

Récapitulatif de l'influence du revêtement sur la coupe

L'ensemble des constatations faites sur le rôle du revêtement sont résumées dans le Tableau III-14. Cette étude a montré que les efforts de coupe et les contraintes résiduelles sont très sensibles à la nature de l'outil de coupe.

Tableau III-14. Récapitulatif de l'effet du revêtement sur les efforts de coupe et intégrité de surface.

	Pression spécifique de coupe (MPa)	Effort total (N)	Rugosité (μm)		Largeur de raie ($^\circ$)	Contraintes résiduelles (MPa)	
			R_a	R_t		Axiale	circconférentielle
Revêtement		↗			Stable	↗	en compression

III.3.3. Synthèse sur la coupe tridimensionnelle

L'originalité de cette partie réside dans le fait qu'elle décrit la réponse de deux états métallurgiques différents du 100Cr6 pendant l'usinage et cela pour une large gamme de vitesses de coupe, d'avance, de profondeur de passe et de dureté. Il existe, certes, plusieurs études qui traitent ce sujet, mais peu d'entre elles utilisent autant de variables de coupe avec autant de duretés pour comprendre leur influence sur la coupe tridimensionnelle et les produits de coupe.

Au travers des résultats expérimentaux, cette étude a permis de mettre en évidence et d'expliquer l'influence des paramètres de coupe, de la microstructure et de la dureté du matériau usiné sur la coupe et sur les produits de coupe. A partir des résultats expérimentaux, nous pouvons ainsi définir des conditions de coupe et un état métallurgique optimaux permettant d'obtenir :

-  De bons états de surface ;
-  Des gradients de contraintes favorables à l'augmentation de la résistance en fatigue des pièces usinées en service ;
-  De faibles efforts de coupe afin de réduire l'usure de l'outil et d'augmenter ainsi sa durée de vie.

L'étude de la morphologie des copeaux en fonction de la dureté apparente du matériau usiné a montré que pour des paramètres de coupe fixés (V_c , f , a_p) et une

microstructure donnée (cas avec carbures), le copeau est parfaitement continu et sans instabilité à la dureté de 43 HRc. A 55 HRc, le copeau se forme par localisation de déformation et il est en dents de scie pour une dureté d'environ 60 HRc. Ces trois morphologies de copeau ont été observées auparavant par d'autres auteurs [Poulachon 1999].

L'étude des efforts de coupe et des pressions spécifiques de coupe a permis de montrer les points suivants :

- D'une manière générale, la pression spécifique diminue avec la vitesse de coupe. Toutefois il faut noter la présence de deux points caractéristiques à 200 m/min et à 500 m/min où le matériau change de comportement ;
- A vitesse de coupe et dureté constantes, la pression de coupe diminue sensiblement avec l'augmentation de l'avance et de la profondeur de passe ;
- Pour des duretés allant de 43 HRc à 53 HRc (cas avec carbures), la pression spécifique de coupe augmente. On note la présence d'un maximum à une dureté de 53 HRc après laquelle on observe une diminution de la pression de coupe ;
- A des vitesses de coupe extrêmes (50 m/min et 300 m/min), considérées par les fabricants de plaquettes comme condition en dehors des conditions de travail, la présence de carbures diminue la pression de coupe. Par contre, c'est l'inverse qui se produit entre ces deux valeurs de vitesses.

Durant cette étude, nous avons aussi étudié l'évolution de l'état de surface en fonction des conditions de coupe. Il ressort que :

- L'état de surface est meilleur pour de faibles avances et pour des vitesses de coupe élevées ;
- Avec l'évolution de la dureté et pour des conditions de coupe constantes (V_c , f , et a_p), il est à noter la présence d'un minimum en valeur de rugosité (R_a et R_t) à 55 HRc ;
- A conditions de coupe et dureté similaires, la microstructure avec carbures donne un état de surface meilleur que celui obtenu pour un état sans carbure.

L'analyse des contraintes résiduelles en fonction des différents paramètres de coupe s'est avérée particulièrement intéressante et originale. Elle nous permet d'en déduire que :

- Pour des vitesses de coupe variables et avance, profondeur de passe, dureté et microstructure du matériau constantes, l'évolution des contraintes axiales superficielles présente un maximum en compression dans l'intervalle de vitesses entre 200 m/min et 250 m/min dans le cas avec carbures. Il est maximal entre 150 m/min à 200 m/min pour le cas sans carbure ;
- Les contraintes maximales superficielles de compression sont obtenues pour une faible avance (0,05 mm), pour des vitesses de coupe entre 150 m/min et 200 m/min et pour des duretés élevées du matériau initial ;
- La profondeur affectée augmente sensiblement avec la profondeur de passe (pour une vitesse de coupe, avance, dureté et microstructures données) ; en revanche, la contrainte et l'écroutissage en extrême surface restent inchangés ;
- Dans le cas avec carbures et pour des conditions de coupe données, la variation de la dureté du matériau initial montre que la profondeur affectée augmente avec la dureté jusqu'à ce qu'elle atteigne son maximum à 56 HRc ; ensuite, elle diminue sensiblement avec l'élévation de la dureté ;
- Pour des conditions d'usinage constantes, il est montré que l'absence de carbure génère des contraintes superficielles de compression plus élevées et des surfaces usinées très écrouies.

De l'ensemble des analyses, il est apparu que des vitesses de coupe allant de 150 m/min à 250 m/min pour le 100Cr6 avec carbures et de 100 à 250 m/min pour le 100Cr6 sans carbure et de faible avance favorisent la génération de contraintes résiduelles de compression en extrême surface. En plus de ces paramètres, la microstructure sans présence de carbure et la dureté élevée aident à la formation de contraintes de compression et la surface générée est plus écaillée. L'influence d'un revêtement sur la coupe est étudiée. Il ressort que le revêtement joue un rôle important sur la surface usinée. Il a peu d'effet sur les efforts de coupe mais a tendance à augmenter les contraintes résiduelles de compression en surface et à accroître la rugosité.

Les différences observées avec la littérature, s'expliquent par la différence existante entre la nature du procédé d'usinage utilisé. Dans notre étude sur le 100Cr6, nous avons étudié le cas d'une coupe tridimensionnelle contrairement à la plupart des auteurs qui traitent le cas d'une coupe orthogonale. La difficulté et la complexité des phénomènes intervenant pendant la coupe à l'interface outil-pièce-copeau rendent la comparaison difficile. Dans la zone de coupe, il y a couplage entre les phénomènes thermiques, mécaniques et métallurgiques et le découplage entre eux est impossible. Aussi, pour comparer nos résultats avec ceux de la littérature, il serait judicieux de les confronter avec des essais réalisés dans des conditions de coupe semblables dans une même configuration (coupe orthogonale ou chariotage). Ceci ne signifie pas qu'il n'est pas possible de déduire une conclusion, bien au contraire. Ces différentes études vont permettre de disposer d'une base de données expérimentales assez riche qui par la suite va aider à mieux comprendre la coupe, à optimiser la coupe et à valider des modèles numériques.

La détermination du champ de température dans la zone de coupe en chariotage est faite à partir de la technique utilisant des caméras CCD-Infrarouge présentées précédemment. Un exemple de cartographie obtenue lors d'un essai de chariotage sur 100Cr6 et une vision dans le visible (avant essai) est présenté dans les Figure III-37a et Figure III-37b. La première caméra permet la visualisation du champ thermique relatif à l'émergence des zones Z_{II} et Z_{III} , alors que la deuxième caméra permet une observation de l'émergence de la zone Z_I sur la face supérieure du copeau.

Par souci de précision, dans cette partie, nous n'avons pas présenté les résultats relatifs à la mesure du champ thermique de la coupe. En effet, on ne peut malheureusement pas connaître la température à l'interface outil-copeau en chariotage. Le copeau, très ondulant et continu vient s'interposer entre les caméras et la zone de coupe. Ainsi, il est difficile de définir la position de la plaquette par rapport au copeau (en-dessous ou au-dessus du copeau formé). La température ainsi mesurée peut correspondre à une température du copeau à un endroit inconnu. Compte tenu de la difficulté d'exploitation des cartes thermiques, nous avons décidé d'étudier la température de coupe en coupe orthogonale.

L'utilisation des caméras en coupe orthogonale va permettre de visualiser la zone de coupe et la zone latérale de coupe avec plus de précision. Connaissant les relations liant formation de copeau (couche blanche, transformation de phase...etc.) avec la température de coupe, nous avons décidé de consacrer le paragraphe suivant aux analyses thermique et microstructurale de la coupe dans la configuration de coupe orthogonale.

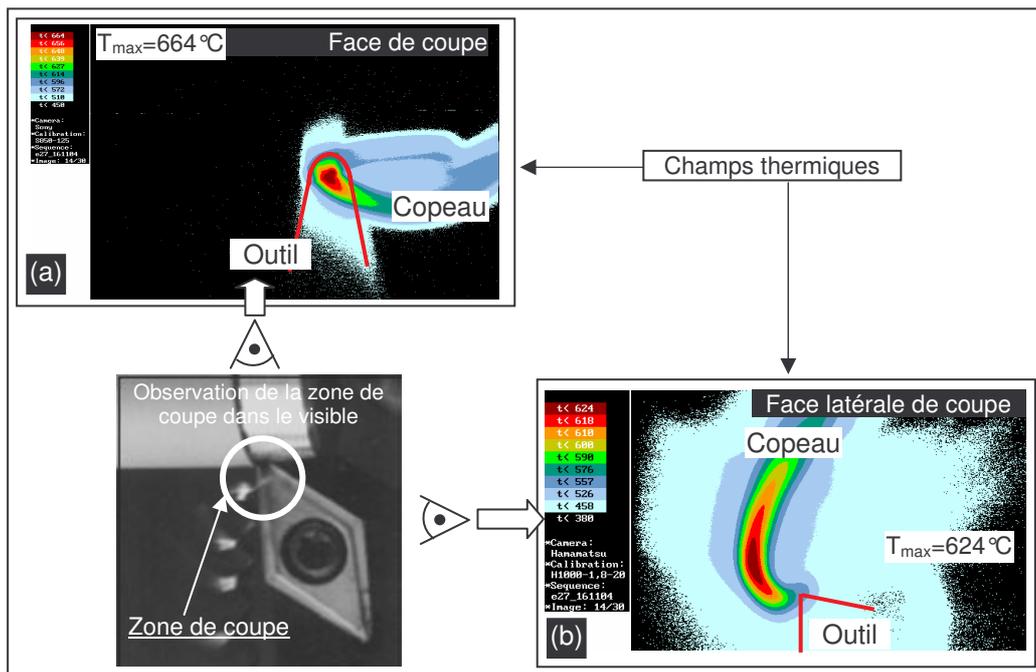


Figure III-37. Exemple de cartographie obtenue par caméra CCD-PIR en chariotage.

III.4. Etude de la coupe orthogonale

Les problèmes rencontrés pour la compréhension de la coupe en chariotage et plus particulièrement l'analyse des champs thermiques sont majeurs. Cela nous a obligé à simplifier le problème tridimensionnel en un problème plan (coupe 2D). La coupe orthogonale permet d'obtenir une déformation plane lors de l'usinage. Le problème est donc simplifié par une réduction des paramètres de coupe. L'objectif de cette partie est de mettre en évidence les phénomènes thermiques, métallurgiques et microstructuraux apparaissant au cours de la coupe. Cette étude passe par une mesure des efforts et des températures induites par la coupe, suivie d'une étude de la formation de copeau et de couches blanches. Une confrontation des résultats avec ceux de l'étude comportementale est alors réalisée.

III.4.1. Méthodologie expérimentale

Pour les essais de coupe orthogonale sur le 100Cr6, on utilise des tubes de 110 mm de long avec un diamètre externe d'environ 88 mm et de diamètre interne de 58 mm. Ces tubes ayant été livrés à l'état recuit (avec une dureté faible) afin de favoriser leur usinage. Avant d'effectuer les traitements thermiques, des paliers de 4 mm de largeur ont été usinés. Le plan détaillé de la pièce utilisée pour la coupe orthogonale est présenté en Figure III-38. Sur un même palier, deux à trois essais ont été réalisés.

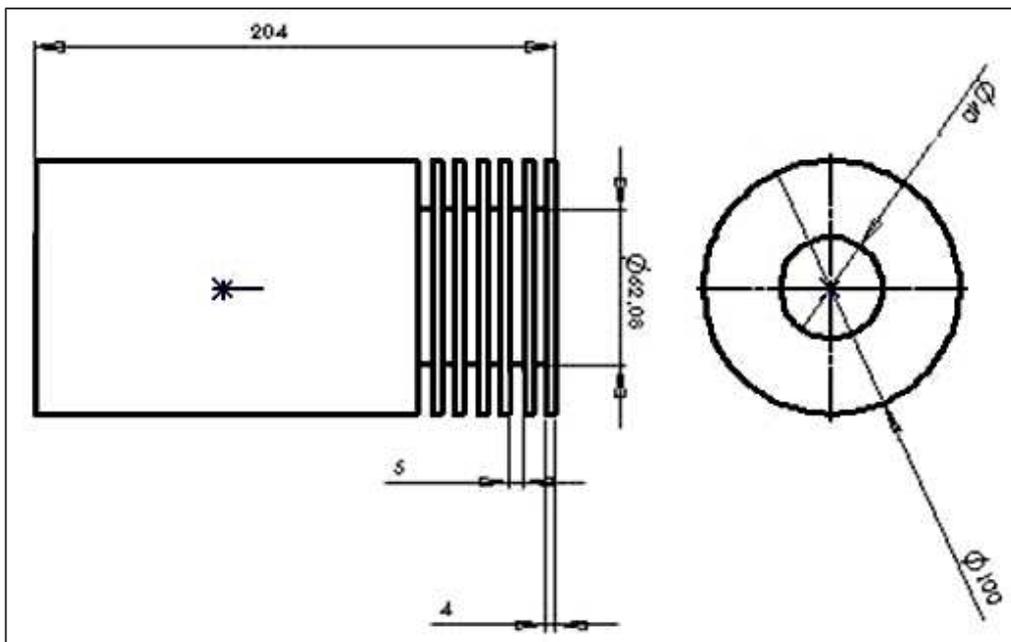


Figure III-38. Paliers utilisés pour réaliser les essais de coupe orthogonale.

La plaquette utilisée pour le 100Cr6 est en carbure de tungstène avec un insert de cBN (Nitrure de Bore cubique) non revêtu brasé sur la surface de coupe. La plaquette a une arête de coupe chanfreinée ($0,2 \text{ mm} \times 20^\circ$), sans brise copeaux avec un angle de coupe négatif, ce qui est recommandé pour l'usinage de cet acier (Figure III-39). En utilisant ce type d'arête, il est nécessaire de travailler avec une avance inférieure à la largeur du chanfrein. La géométrie générale de cette plaquette est présentée en Figure III-39. Les détails dimensionnels et les caractéristiques physiques de la plaquette utilisée sont donnés respectivement dans le Tableau III-15 et le Tableau III-16

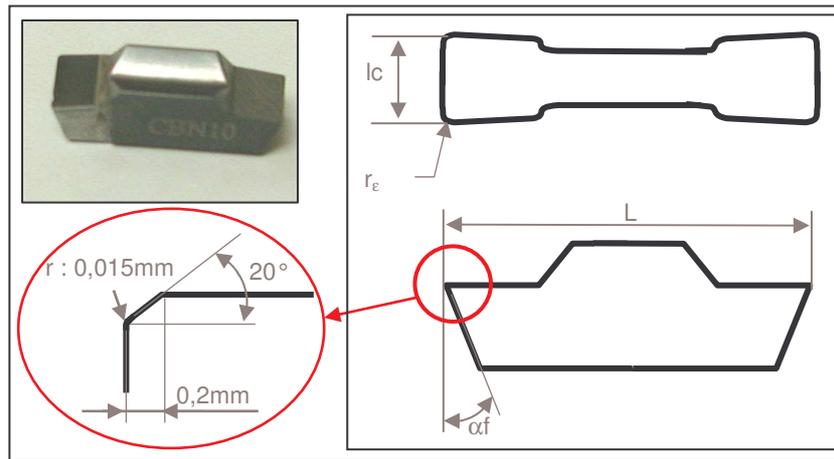


Figure III-39. Géométrie générale d'une plaquette utilisée en coupe orthogonale.

Tableau III-15. Caractéristiques géométriques de la plaquette cBN utilisée en coupe 2D.

Plaquette SECO de nuance CBN10	
Référence	LCGN 160604-0600S-LF
L (longueur)	16 mm
α_f (angle de dépouille)	7°
r_e (rayon de pointe)	0,4 mm
l_c (largeur de coupe)	6 mm

Tableau III-16. Caractéristiques physiques de la plaquette utilisée.

Nuances SECO	Dureté (GPa)	Ténacité $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$	Module de Young (GPa)	Conductivité thermique (W/mK)	Densité (g/cm ³)	TRS* (GPa)
cBN	-	4,04	595	44	4,17	570

*Transverse Rupture Strength.

Les conditions de coupe retenues pour nos essais sont la vitesse de coupe allant de 50 m/min à 300 m/min, des avances allant de 0,02 mm/tr à 0,2 mm/tr. Le Tableau III-17 résume les conditions de coupe utilisées pour chaque cas étudié. Tous ces essais sont réalisés à sec (sans lubrification), avec le même outil. L'usure des outils n'a pas fait l'objet d'une étude particulière. A la fin de chaque essai, les arêtes de coupe sont observées à l'aide d'une loupe binoculaire. Si l'arête présente une usure quelconque (usure en cratère, en dépouille ou autres formes pouvant influencer les conditions de coupe), nous la changeons. Le nombre d'essais exploitables qui ont été réalisés en coupe orthogonale est d'environ 150 essais (ce chiffre ne tient pas compte des essais préliminaires qui ont servi soit pour les réglages, soit pour les préparations de surface). Avant chaque essai, la surface à usiner est régénérée afin d'éviter tout effet de surface et de supprimer les problèmes liés aux démontages et aux remontages des pièces (centrage, circularité).

Tableau III-17. Conditions expérimentales de coupe retenues pour les essais de coupe 2D.

Matériau	Duretés (HRc)	Plaquette	Vitesses de coupe V_c (m/min)	Avances f (mm/tr)
100Cr6 Avec carbures	55	cBN (CBN10)	50 / 100 / 150 / 200 / 250 / 300	0,02 / 0,05 / 0,08 / 0,1 / 0,12 / 0,15 / 0,18 / 0,2
	58			
100Cr6 Sans carbure	51			
	53			
	55			

Comme pour les essais de chariotage, les incertitudes liées à la mesure d'efforts de coupe et des températures de coupe ont été estimées, et la répétabilité d'essais a été vérifiée. La différence avec le chariotage réside dans le fait qu'en coupe orthogonale de

multiples essais ont été réalisés pour la plupart des conditions de coupe. Ainsi, pour chaque condition de coupe nous indiquons la valeur moyenne entre deux à quatre essais. Ceci nous a permis d'estimer la répétabilité des résultats. L'intervalle d'erreur concernant les efforts de coupe est semblable à celui calculé en chariotage c'est-à-dire de l'ordre de $\pm 5\%$ * et celui lié à la mesure de la température est de l'ordre de $\pm 3\%$.

**Remarque : pour une vitesse de coupe de 50 m/min, un problème de broutage lié aux vibrations (efforts de coupe importants) est observé sur les surfaces usinées. Ce broutement commence à diminuer autour de 75 m/min et disparaît à 100 m/min. Les erreurs ainsi mesurées pour 50 et 75 m/min sont élevées et ne sont pas significatives. C'est la raison pour laquelle elles ne seront pas présentées sur les courbes des efforts.*

III.4.2. Analyse des efforts de coupe

III.4.2.1. Influence des paramètres de coupe

Pour un état métallurgique donné, une dureté et une avance fixées, on compare les efforts de coupe obtenus avec différentes vitesses de coupe. La plage de vitesse étudiée est de 50 à 300 m/min. Les résultats obtenus sont présentés sur la Figure III-40. Les efforts tangentiels sont sensiblement et toujours plus importants que les efforts radiaux (efforts normaux). De plus, on observe que la vitesse de coupe réduit la résultante de l'effort de coupe. Une baisse d'environ 22 % est constatée lorsque la vitesse de coupe passe de 50 m/min à 300 m/min pour le 100Cr6 avec carbures. Les efforts sont légèrement inférieurs dans le cas sans carbure. Ces variations sont du même ordre de grandeur pour les deux composantes de l'effort total, à savoir, l'effort tangentiel et l'effort normal.

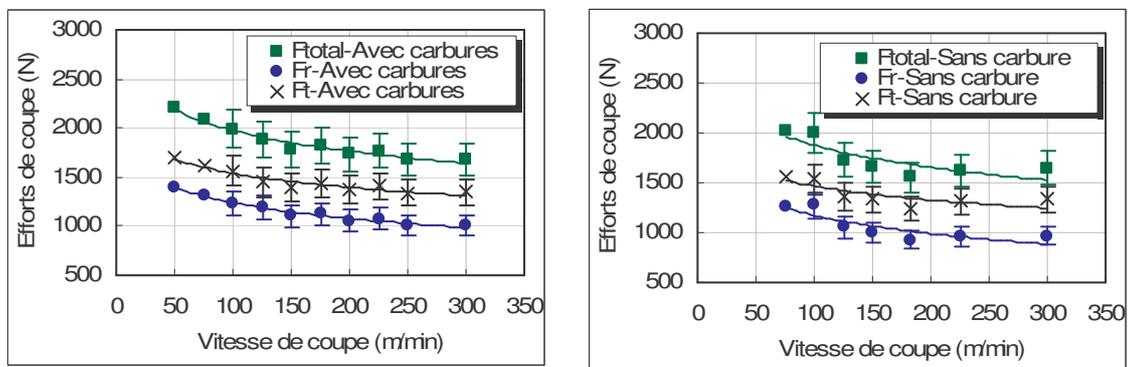


Figure III-40. Evolution des efforts de coupe en fonction de la vitesse de coupe pour les deux états métallurgiques (dureté = 55 HRc et $f = 0,1$ mm/tr).

Pendant l'usinage du 100Cr6, avec et sans carbures, on analyse les efforts de coupe en fonction de l'avance pour une vitesse de coupe de 100 m/min et une dureté de 55 HRc (Figure III-41). Il est à noter que les deux composantes de l'effort de coupe total augmentent fortement avec l'avance et que la composante tangentielle est la plus sensible par rapport à l'influence des efforts radiaux.

Dans le cas avec carbures, l'effort de coupe total passe de 760 à 2740 N lorsque l'avance passe de 0,02 à 0,2 mm/tr. Il est à noter que lorsque l'avance passe de 0,02 mm/tr à 0,12 mm/tr, l'effort total passe de 760 N à 2185 N pour le cas avec carbures et de 700 N à 2086 N pour le cas sans carbure. Cet accroissement des efforts est induit par l'augmentation de la quantité de matière à enlever.

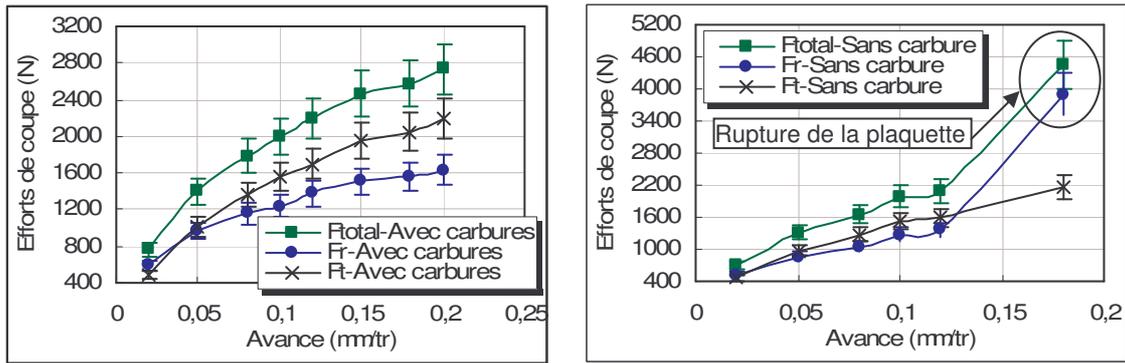


Figure III-41. Variation des efforts de coupe avec l'avance pour les deux états métallurgiques (dureté = 55 HRc et $V_c = 100$ m/min).

Sur la courbe du 100Cr6 sans carbure, on observe une élévation brusque de l'effort total et l'effort tangentiel lorsque l'avance passe de 0,12 mm/tr à 0,18 mm/tr. Cette augmentation est due à une rupture brusque de la plaquette. Lors de nos essais, nous avons constaté que pour une avance de 0,18 mm/tr, la plaquette se casse souvent dans le cas sans carbure.

III.4.2.2. Influence des carbures

La Figure III-42 présente l'évolution des efforts de coupe en fonction de la vitesse de coupe pour les deux cas (avec et sans carbures). Avec la présence de carbures, les efforts de coupe sont légèrement supérieurs (voir quasi identiques pour $V_c = 100$ m/min et 300 m/min) par rapport aux cas sans carbures. La différence observée est de moins de 10% pour la composante tangentielle et peut atteindre 14% pour l'effort radial.

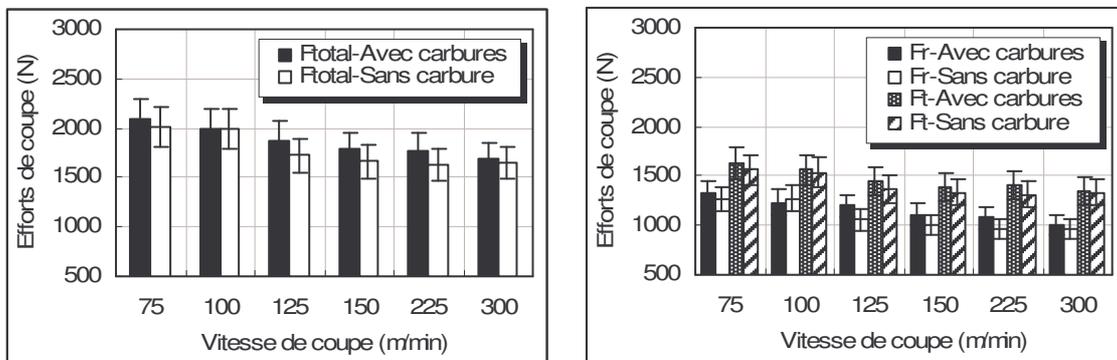


Figure III-42. Variation des efforts de coupe avec la vitesse de coupe pour les deux états métallurgiques (dureté = 55 HRc et $V_c = 100$ m/min).

Ceci montre que pour les deux microstructures, les efforts de coupe diminuent avec la vitesse de coupe. Ils sont légèrement plus importants avec la présence de carbures. Ces résultats ont été comparés avec l'étude des efforts de coupe en coupe tridimensionnelle. Il en ressort que ces résultats (coupe 2D) vont dans le même sens que ceux présentés précédemment (Figure III-15). Les efforts induits lors de la coupe du 100Cr6 avec carbures sont légèrement supérieurs à ceux obtenus pour le 100Cr6 sans carbure.

En accord avec l'étude comportementale, il a été constaté que, pour être déformé (ici par cisaillement) en quasi-statique, le 100Cr6 avec carbures nécessite un effort plus important que le sans carbure pour des duretés de 45 et 50 HRc. Il reste à vérifier l'influence des carbures sur la température de coupe.

III.4.3. Analyse thermique de la zone de coupe

La détermination de la température de coupe et du flux thermique transmis à l'outil pendant la coupe est faite respectivement à l'aide de caméras proches infrarouges (CCD-PIR) et d'un outil instrumenté (appelé dans cette étude outil Thermicar). Les résultats obtenus sont présentés et confrontés ci-dessous. Ces analyses in-situ ont été réalisées pour tous les essais de coupe orthogonale. Elles portent sur les deux états métallurgiques (avec et sans carbures) pour différentes avances et vitesses de coupe avec un même outil de coupe en cBN qui reste inchangé pour toute cette partie d'étude.

L'imagerie CCD infrarouge donne l'allure du champ thermique dans la zone de coupe autour de l'outil et du copeau. La Figure III-43 présente un exemple d'images observées dans le visible et dans l'infrarouge. Deux caméras sont utilisées. La première permet l'acquisition d'une cartographie du côté de la zone de coupe (c'est-à-dire la zone latérale de coupe – cf. Figure III-43a – avec émergence des zones Z_{II} et Z_{III}). La deuxième caméra permet une cartographie de la face supérieure du copeau (Figure III-43b – avec émergence de la zone Z_I sur la face supérieure du copeau). Comme le montre la Figure III-43, une simple superposition des images obtenues dans le visible avec celle dans le proche infrarouge permet de définir la position de l'arête de coupe dans les champs thermiques. Des représentations schématisques de la position des points chauds représentatifs de l'émergence des différentes zones de cisaillement en fonction des conditions de coupe seront présentées dans la suite de ce chapitre.

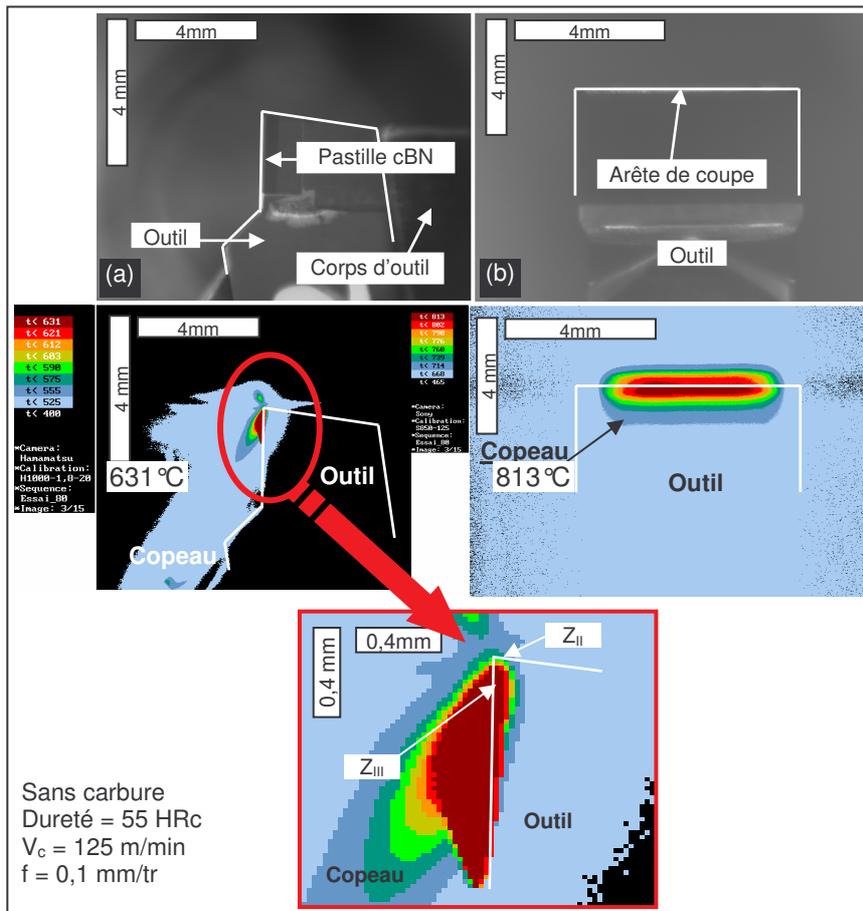


Figure III-43. Exemple de cartographie du champ de température obtenue par caméra CCD-PIR. (a) Face latérale de coupe et (b) Face supérieure du copeau.

Le champ thermique reste stable au cours de l'essai. Les cartes thermiques obtenues sont nouvelles et intéressantes. En effet, c'est la première fois que celles-ci mettent en évidence l'émergence de la zone Z_1 sur la face supérieure du copeau avec précision. L'émergence de la zone primaire de cisaillement s'explique par la haute température atteinte pendant la coupe et la faible conductivité thermique du matériau utilisé. En effet, les mécanismes de transferts thermiques dans la zone de coupe dépendent fortement de la nature du couple outil-matière étudié. Les propriétés thermo-physiques de ces derniers influencent l'évolution et la distribution de température en pointe d'outil. Le 100Cr6 possède une conductivité thermique faible proche de celle du cBN utilisé pour la coupe, voire plus faible vers 800 °C (annexe 5). La température induite par le cisaillement localisé de la zone de cisaillement adiabatique (Z_1) est élevée étant donné que la dissipation de la chaleur vers l'intérieur du copeau est faible (conductivité faible). Cette élévation de la température est localisée dans la zone (Z_1) et favorise son émergence vers la face supérieure du copeau. Les gradients thermiques observés sur les champs thermiques obtenus sont faibles. Ceci confirme la faible conductivité de la pièce et de la plaquette. Sur le copeau, à environ 1 mm du point chaud (face de coupe), la température chute d'environ 18 %. Elle passe de 813 °C à 668 °C. De plus, l'image de la face latérale de coupe montre que la dissipation de chaleur par la plaquette est faible.

III.4.3.1. Influence des paramètres de coupe

Variation de la vitesse de coupe

L'influence de la vitesse de coupe sur le champ de température a été étudiée pour les deux états métallurgiques, avec et sans carbures, et pour une avance ($f = 0,1$ mm/tr) et une dureté (55 HRc) constantes. Les cartes thermiques ainsi obtenues sont présentées sur la Figure III-44.

L'observation des champs de température de la face latérale de coupe permet de distinguer la position d'un point chaud. Ce dernier se situe en retrait de la pointe d'outil, ce qui coïncide avec ce qui a été observé dans la littérature [Le Calvez 1995] [MSaoubi 1998a] [MSaoubi 2004]. Pour une vitesse de coupe de 200 m/min, une avance de 0,1 mm/tr, une dureté de 55 HRc et dans le cas avec carbures, le point chaud se situe à environ 0,15 mm de la pointe d'outil. Il se trouve au niveau de la partie chanfreinée de l'outil (déterminée en superposant les images thermiques avec celle prises en niveau de gris). Sur les relevés de température de la face supérieure du copeau (T_{Z_1}), il est montré pour des conditions de coupe similaires la présence d'une zone chaude qui se situe en retrait de l'arête de coupe. Elle est à environ 0,12 mm à 0,18 mm de l'arête.

Pour de faibles vitesses de coupe (< 100 m/min), la température atteinte n'est pas très élevée (< 700 °C environ) et ceci ne permet pas d'observer l'émergence de la zone Z_1 sur la face supérieure du copeau. Ainsi il est difficile de connaître la position exacte du point chaud sur la face latérale et celle de la zone chaude sur la face supérieure du copeau. La valeur qui sera ainsi prise en compte dans la suite de cette étude sera celle correspondante à la température à 0,15 mm de l'arête de coupe.

L'analyse des champs thermiques sur la face de coupe (Figure III-44) montre qu'à partir de 125 m/min, la zone Z_1 commence à émerger. Au delà de cette valeur, son apparition est systématique. L'élévation de la vitesse de coupe qui augmente inévitablement la température générée, la forme en dents de scie des copeaux et la faible conductivité du couple outil-matière favoriseraient cette émergence. Les images de la face latérale de coupe montrent que la position du point chaud n'est pas sensible à la vitesse de coupe mais son intensité augmente. En d'autres termes, la vitesse de coupe fait augmenter la température de coupe sans pour autant modifier la morphologie générale du champ de température de la face latérale de coupe [Habak 2006b] [Habak 2006c].

Dans une étude comparative menée par [MSaoubi 1998a], entre un outil revêtu (barrière thermique) et un outil nu, il a été montré que le revêtement permet de diminuer les températures aux interfaces (améliorer le comportement tribologique) et que leur rôle de barrière thermique favoriserait une évacuation de la chaleur par le copeau. Dans notre cas, le cBN joue un rôle de barrière thermique. L'essentiel de la température générée est évacué par le copeau et la température $T_{Z_{III}}$ relative au comportement tribologique de l'interface outil-pièce (Z_{III}) n'est pas importante.

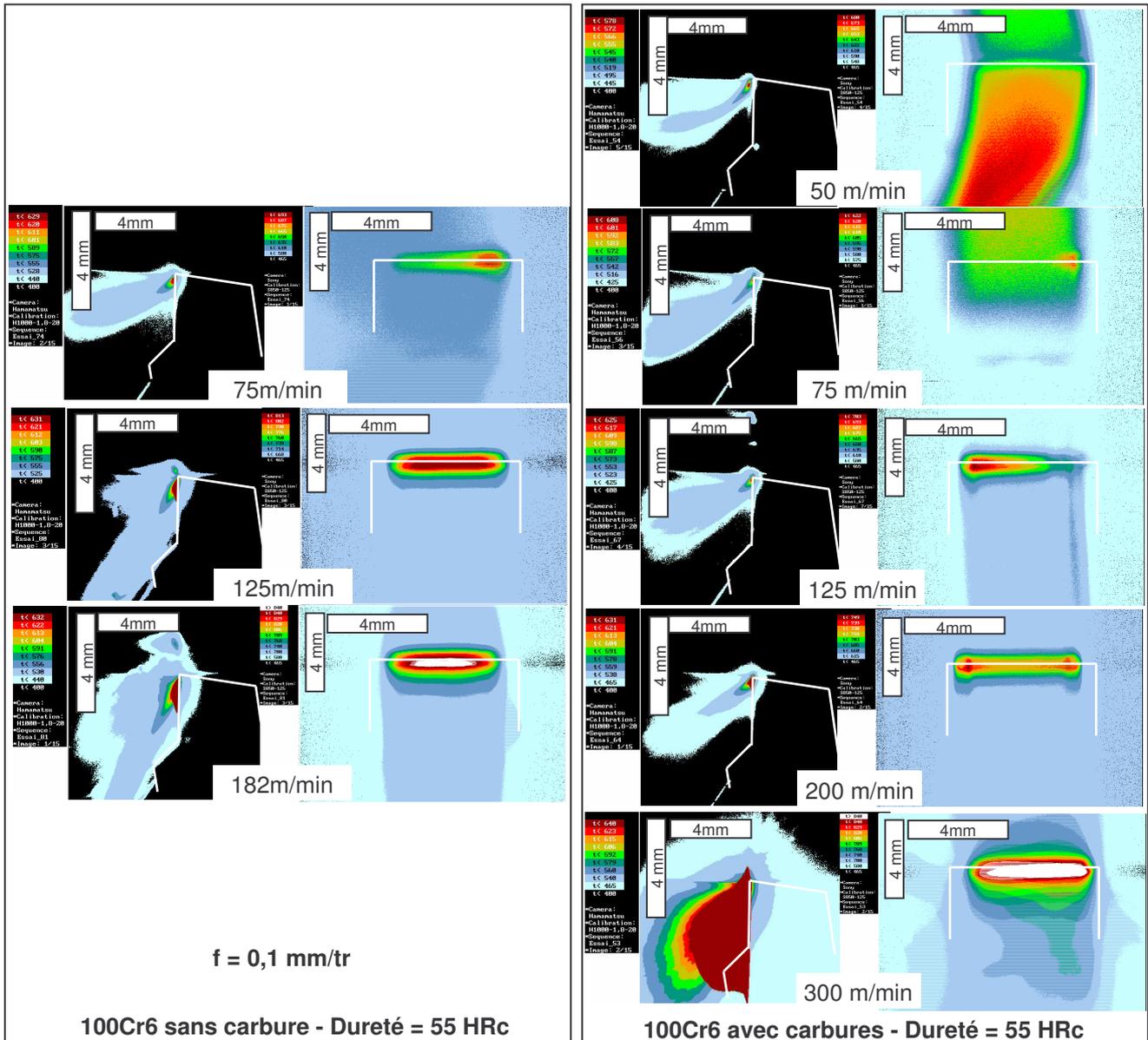


Figure III-44. Influence de la vitesse de coupe sur la carte thermique en coupe orthogonale.

Variation de l'avance

L'étude à avance variable est réalisée sur les deux nuances, pour une dureté constante de 55 HRc, à une vitesse de coupe constante (100 m/min). Les cartographies thermiques obtenues sont données sur la Figure III-45. L'avance influe sur la position du point chaud (on parlera de zone chaude pour la face de coupe). Il semble que ce dernier s'éloigne de la pointe d'outil de 0,08 mm à 0,18 mm lorsque l'avance passe de 0,05 à 0,18 mm/tr pour le cas sans carbure. Ces valeurs sont données à titre indicatif. Pour de

faibles avances (0,02 mm/tr), comme pour les faibles vitesses de coupe, la température de Z_1 qui sera prise en compte par la suite est celle qui se situe à 0,15 mm de l'arête de coupe.

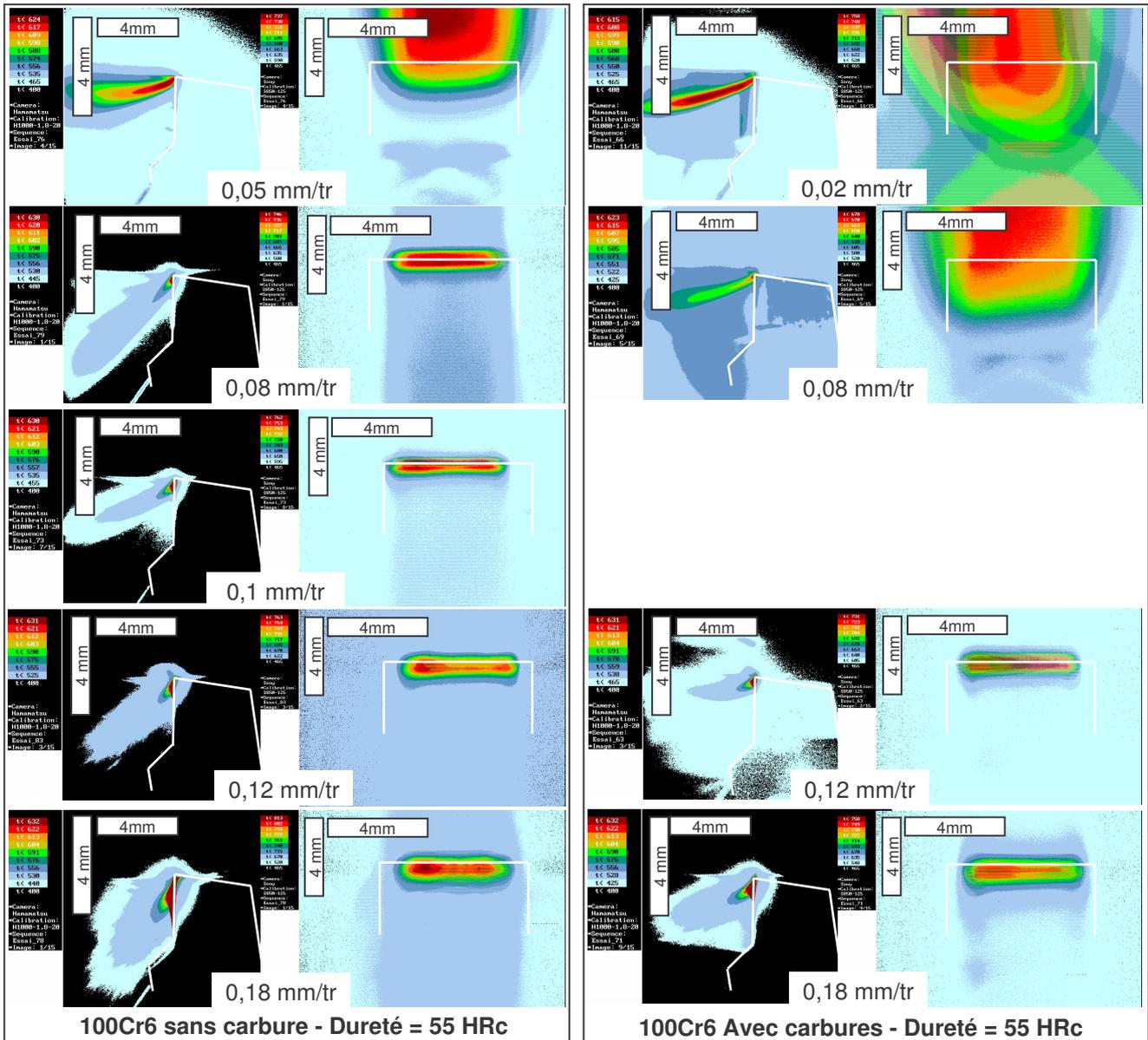


Figure III-45. Influence de l'avance sur la carte thermique en coupe orthogonale ($V_c = 100$ m/min).

Sur les images de la face latérale, il est difficile de quantifier la température du point le plus chaud. La caméra saturé dès que la température atteint 632°C. En effet, les caméras CCD-PIR permettent une mesure sur une certaine plage de température. Pour éviter la saturation de la caméra, une autre campagne d'essais a été réalisée en utilisant une caméra avec une plage d'acquisition de température plus grande (nous avons choisi de mettre la caméra utilisée précédemment pour la face de coupe à la place de celle qui saturé). Les résultats obtenus montrent que l'avance influe fortement sur la valeur de la température du point chaud et sa position (Figure III-46 et Figure III-47). En comparaison avec les premiers résultats, l'éloignement du point chaud de la pointe d'outil avec l'avance est confirmé. Cette observation a déjà fait l'objet de plusieurs études dans le passé [Le Calvez 1995] [MSaoubi 1998a]. L'éloignement du point chaud s'explique par l'épaisseur de la matière à enlever. En coupe orthogonale l'augmentation de l'avance (assimilée à une profondeur de

pas) se traduit par une élévation de cette épaisseur et plus celle-ci est faible, plus la zone de contact qui génère cette température outil-copeau est proche de la pointe d'outil.

III.4.3.2. Influence de la microstructure

L'effet de la microstructure du matériau usiné est étudié pour différentes vitesses de coupe (de 50 m/min à 300 m/min avec un pas de 50) et différentes avances (0,02 mm à 0,2 mm). La Figure III-44 et la Figure III-45 présentent l'évolution du champ de température dans la zone de coupe en fonction de la microstructure du matériau à conditions de coupe et duretés similaires. De ces figures, il découle que la température du point chaud est plus élevée dans le cas sans carbure que dans le cas avec carbures. De plus, il est à noter que la morphologie générale du champ de température généré par la coupe n'est pas sensible à la microstructure du matériau usiné. Les mêmes observations ont été constatées par [Le Calvez 1995]. Cet auteur avait effectué des essais sur trois nuances (obtenus par différents traitements thermiques) de l'acier 32CrMoV13. Les résultats obtenus montraient que la position du point chaud et la forme du champ thermique varient peu avec la microstructure.

L'analyse des champs de température montre que la microstructure du matériau usiné joue un rôle important sur les valeurs de températures de coupe sans pour autant changé l'évolution de la carte thermique. L'usinage du 100Cr6 avec carbures conduit à des températures sur la face de coupe moins élevées que le 100Cr6 sans carbure. De plus, il convient de remarquer que l'émergence de la zone de cisaillement primaire Z_1 est retardée par la présence de carbures. En effet, cette émergence est clairement visible à partir de 125 m/min pour le sans carbure contre 200 m/min pour le cas avec carbures. Cette tendance est aussi constatée avec la variation de l'avance, elle apparaît à 0,08 mm/tr dans le sans carbure et à partir de 0,12 mm/tr pour le deuxième cas. L'analyse des efforts de coupe montre que ceux-ci sont légèrement plus faibles pour le cas sans carbure. Ainsi, l'augmentation de la température est en corrélation avec la chute des efforts de coupe

III.4.3.3. Analyse des nouvelles cartes thermiques

Comme indiqué précédemment, la caméra utilisée pour l'observation de la face latérale sature vite. Ainsi, des essais ont été menés en utilisant l'autre caméra (par contre, nous n'avons pas pu les effectuer pour toutes les conditions de coupe). Les cartes thermiques ainsi obtenues sont satisfaisantes. Un exemple est présenté (Figure III-46 et Figure III-47). Ces nouvelles images des champs de température au niveau de la face latérale de coupe nous donnent l'allure de la morphologie de la carte thermique autour du point chaud et une évaluation des niveaux de température sur la face latérale de coupe. On se propose ainsi de schématiser une cartographie de température à l'interface outil-copeau et sur la face supérieure du copeau (Figure III-48).

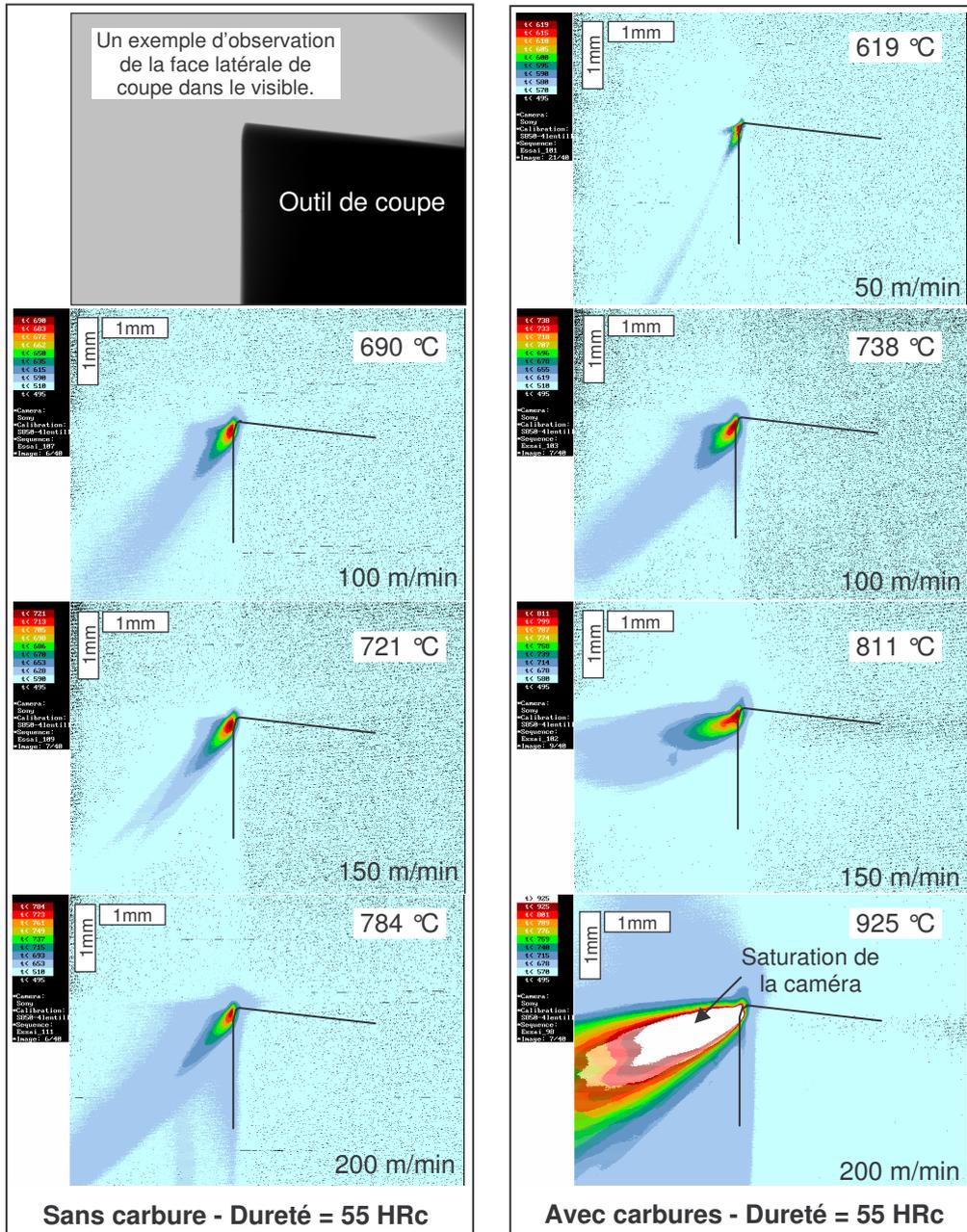


Figure III-46. Températures de la face latérale de coupe $T_{ZII/ZIII}$ (après changement de la caméra CCD). Evolution en fonction de la vitesse de coupe ($f = 0,1$ mm/tr).

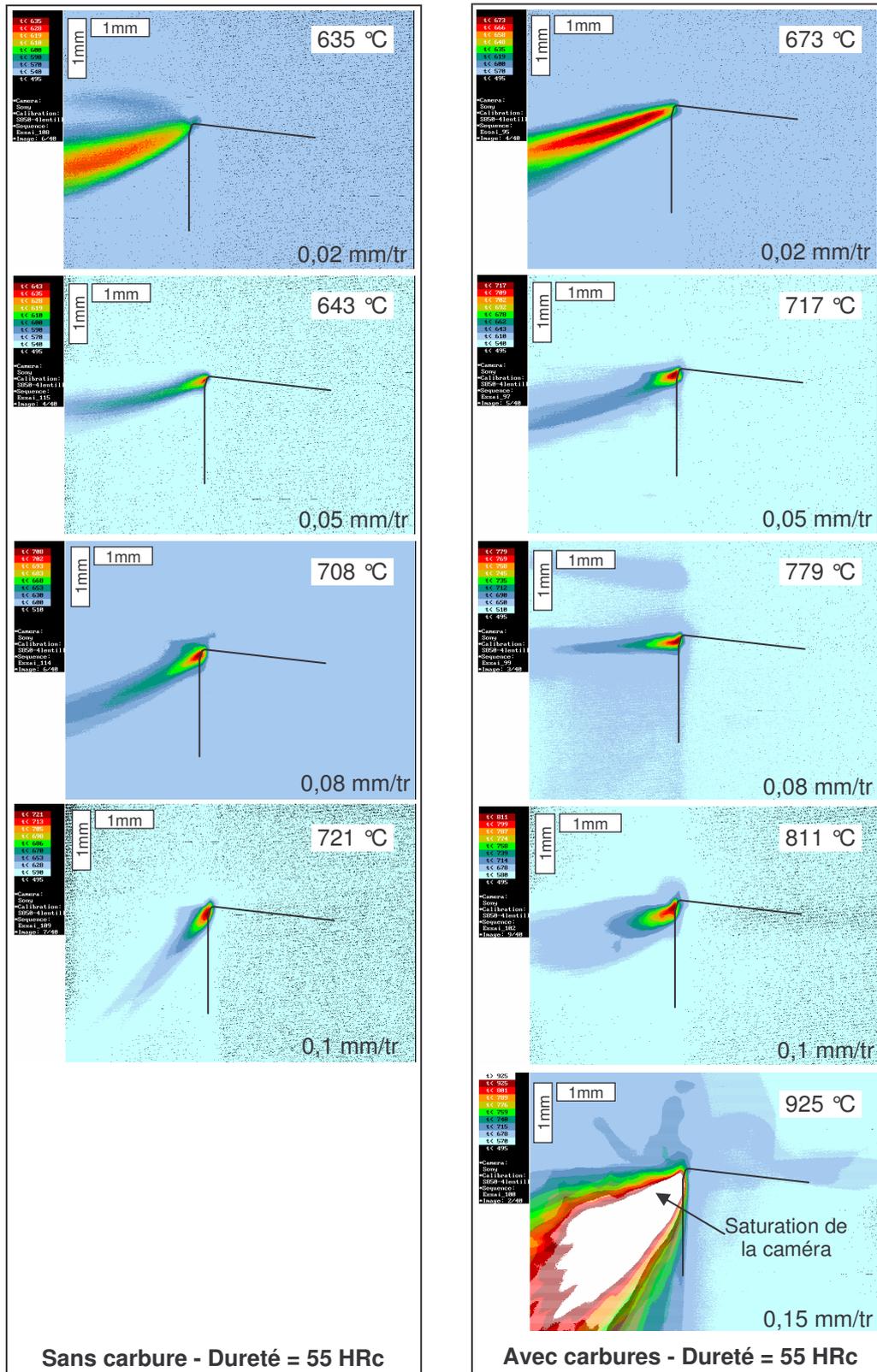


Figure III-47. Températures de la face latérale de coupe $T_{ZII/ZIII}$ (après changement de la caméra CCD). Evolution en fonction de l'avance ($V_c = 150$ m/min).

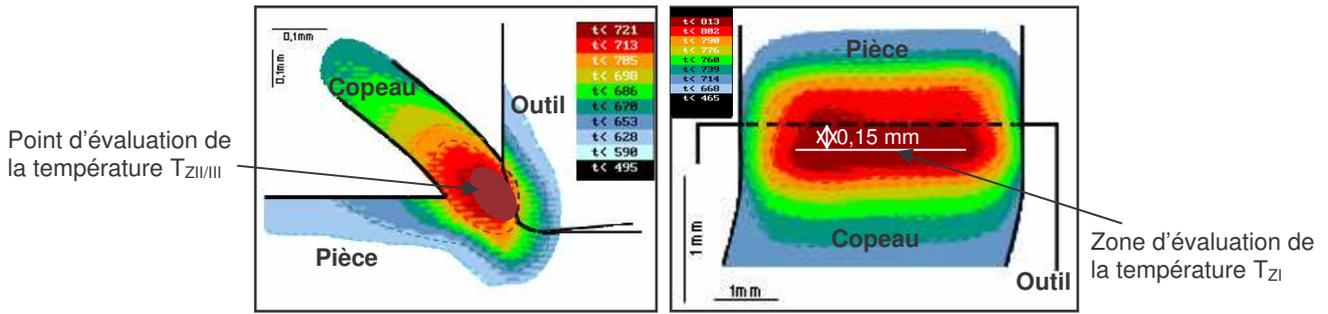


Figure III-48. Description du champ thermique sur la face latérale de coupe et sur la face supérieure du copeau (les valeurs de température indiquées sur les figures sont données à titre indicatif (schématique)).

III.4.3.4. Synthèse sur l'analyse thermique

Les cartographies présentées ci-dessus nous ont permis d'évaluer les températures maximales atteintes par le point chaud (point d'évaluation : cf. Figure III-48) et de mettre en évidence l'émergence de la zone de cisaillement primaire observée sur la face de coupe (zone d'évaluation : cf. Figure III-48). Ainsi, l'évolution de ces deux températures a pu être tracée. Sur les graphiques de la Figure III-49 nous présentons l'évolution du flux thermique transmis dans l'outil, de la température maximale prise au-dessus du copeau (émergence de la zone Z_I , et notée T_{Z_I}) et celle du point chaud prise sur le côté de la zone de coupe (émergence de la zone Z_{II} et/ou Z_{III} , notée $T_{Z_{II/III}}$). Les résultats concernent les cas avec et sans carbures en fonction de la vitesse de coupe, à dureté (55 HRc), à avance (0,1 mm/tr) constantes. Il est à noter que pour les deux microstructures, l'élévation de la vitesse de coupe entraîne un accroissement de la température au niveau de la zone de cisaillement primaire (Z_I) et du flux transmis à l'outil.

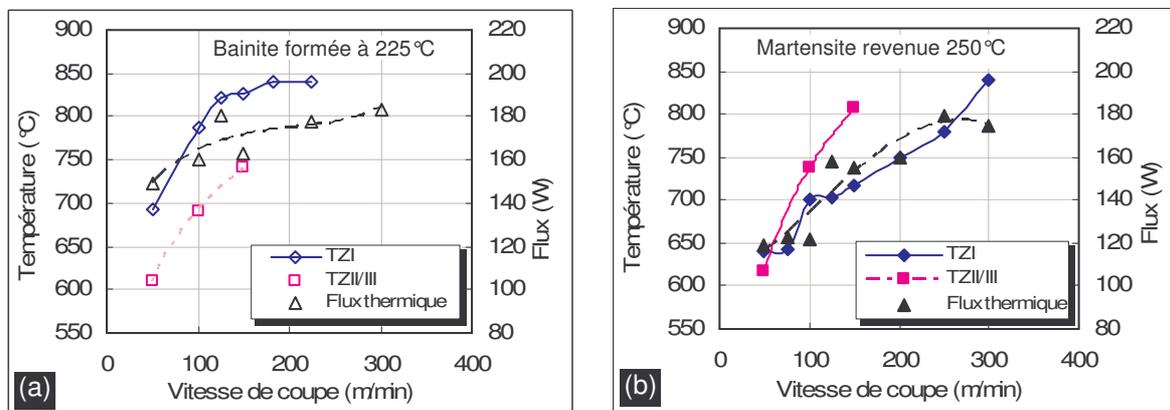


Figure III-49. Evolution des températures T_{Z_I} et $T_{Z_{II/III}}$ en fonction de la vitesse de coupe (Dureté = 55 HRc et $f = 0,1$ mm). (a) sans carbure et (b) avec carbures.

Pour une vitesse de coupe faible (50 m/min), la température T_{Z_I} est d'environ 645°C pour le cas avec carbures. Lorsque la vitesse de coupe augmente, cette température augmente. Elle passe de 645°C à 850°C lorsque la vitesse de coupe passe de 50 m/min à 300 m/min. L'élévation de la température T_{Z_I} avec la vitesse de coupe est pratiquement linéaire. De plus, le flux thermique transmis à l'outil suit la même évolution que la température T_{Z_I} . Ceci est logique si on considère que plus la zone de coupe chauffe, plus le flux transmis à l'outil augmente.

La température prise sur la face latérale ($T_{Z_{II/III}}$) varie énormément avec la vitesse de coupe. Il est à noter que cette température est toujours inférieure à la température T_{Z_I} dans

le cas sans carbure. Par contre, elle est supérieure, sauf pour une vitesse de coupe très faible (50 m/min), pour le cas avec carbures. Pour une vitesse de coupe donnée (150 m/min) et dans le cas sans carbure, la température $T_{Z_{II/III}}$ est de l'ordre de 740°C alors que T_{Z_I} est d'environ 820°C. En revanche, dans le cas avec carbures et pour des conditions de coupe similaires, la température $T_{Z_{II/III}}$ est égale à 807°C alors que T_{Z_I} est de 718°C.

L'étude à avance variable a été effectuée pour une vitesse de coupe de 100 m/min. On observe l'existence d'un minimum dans l'évolution de la température sur la face de coupe avec l'avance (Figure III-50). Ce minimum correspond à une valeur d'avance de 0,08 mm/tr pour la nuance avec carbures. Lorsque l'avance passe de 0,02 à 0,08 mm/tr, la température T_{Z_I} passe de 750 à 660°C. Au delà de cette avance, la température T_{Z_I} augmente jusqu'à atteindre 800°C pour une avance de 0,2 mm/tr. On retrouve la même allure pour la microstructure sans carbure. Sur la Figure III-50, nous n'avons pas présenté l'évolution de la température de la face latérale de coupe car avec la nouvelle caméra, les essais réalisés ne n'ont pas été faits avec la même vitesse de coupe que ceux présentés en Figure III-50. Néanmoins, il est à noter que cette température augmente sensiblement avec l'avance comme le montrent les images de la Figure III-47.

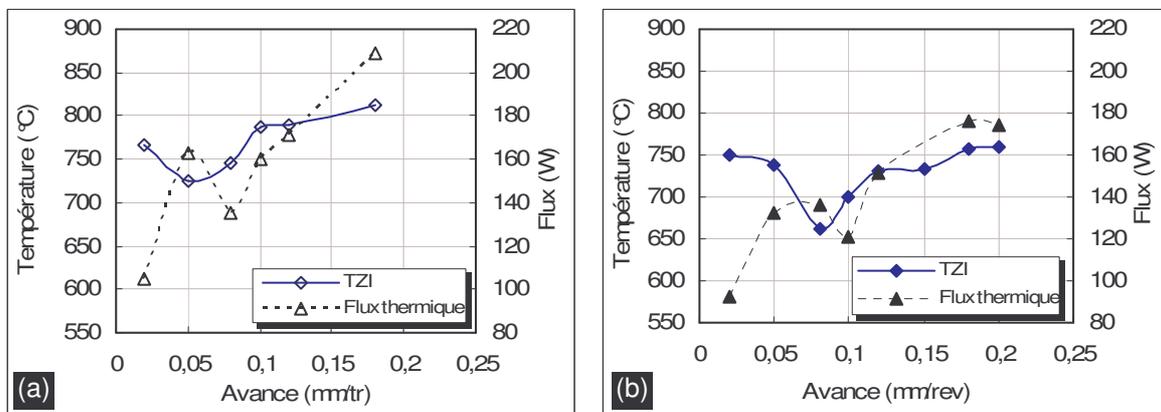


Figure III-50. Evolution des températures T_{Z_I} et du flux thermique transmis à l'outil en fonction de l'avance (Dureté = 55 HRc et $V_c = 100$ m/min).
(a) sans carbure et (b) avec carbures.

Le rôle de la microstructure du matériau usiné a également été étudié. Les résultats indiqués sur la Figure III-51 montrent qu'à une vitesse de coupe donnée, l'usinage du matériau sans carbure génère des températures T_{Z_I} plus importante que celle obtenues avec le cas avec carbures. Les carbures ont donc un rôle très important sur la température de Z_I . L'évolution de cette température avec la vitesse de coupe dans le cas du 100Cr6 avec carbures est pratiquement linéaire, contrairement à ce qui se passe dans le cas sans carbure où on retrouve une élévation rapide de la température jusqu'à saturation de la caméra (palier à environ 840°C) ce qui n'est pas le cas pour le 100Cr6 avec carbures.

En ce qui concerne les efforts de coupe, il apparaît que ceux obtenus pour la microstructure avec carbures sont légèrement plus élevés comparés à ceux obtenus pour la nuance sans carbure. L'élévation des températures de coupe est ainsi en corrélation avec la diminution des efforts de coupe (chute de puissance dissipée par la coupe). Cette observation est aussi confirmée par les évolutions des flux thermiques transmis à l'outil qui sont plus importants pour la microstructure sans carbure.

On peut noter que la présence des carbures fait augmenter la température de la face latérale comme montré précédemment en Figure III-49. En effet, à une vitesse et avance donnée ($V_c = 150$ m/min et $f = 0,1$ mm/tr), la température relative au point chaud dans le cas sans carbure est de 740°C, et elle est de 800°C en présence des carbures. Elle devient ainsi

plus importante que la température T_{Z1} . En confrontant ce résultat avec l'étude de frottement (paragraphe II.3) sur le rôle de la microstructure sur le comportement tribologique en contact avec une plaquette cBN, il est montré que pour une dureté (56 HRC) et une vitesse de glissement (150 m/min) données, la présence des carbures fait augmenter le coefficient de frottement de 20 à 25% par rapport au sans carbures. Ainsi, l'énergie engendrée par frottement est plus importante dans le cas avec carbures que dans le cas sans carbure.

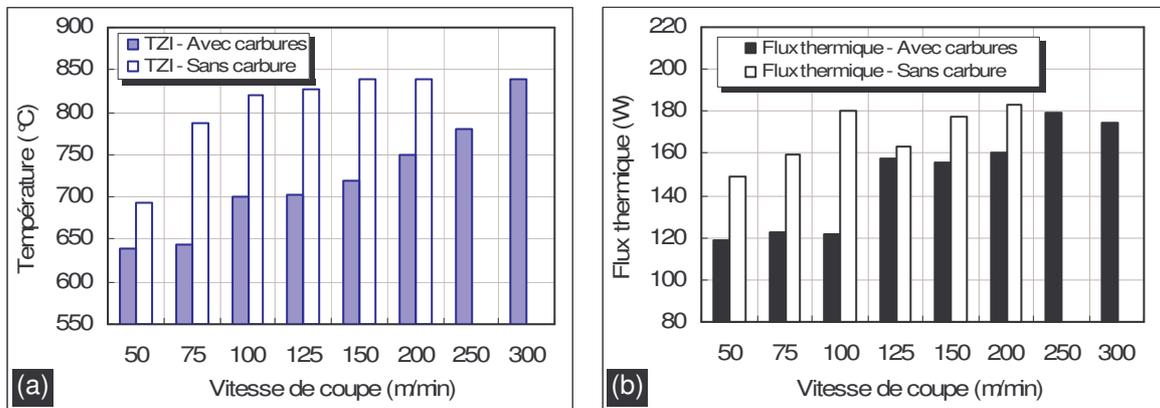


Figure III-51. Comparaison entre les températures T_{Z1} et du flux thermique transmis à l'outil obtenus dans le cas avec et sans carbure avec l'évolution de la vitesse de coupe (dureté = 55 HRC et $f = 0,1$ mm/tr). (a) Température de coupe et (b) Flux thermique.

Comme il a été expliqué précédemment, la température $T_{Z1/III}$ analysée correspond en grande partie à la chaleur induite par le frottement outil-copeau. Le coefficient de frottement élevé du couple avec carbures/cBN explique alors l'augmentation de la température de contact $T_{Z1/III}$ dans ce cas. Ceci met en évidence l'effet de la microstructure sur le comportement tribologique entre le matériau usiné et le matériau usinant.

Quant à l'évolution du flux thermique transmis à l'outil, elle suit la même évolution que celle de la température T_{Z1} . L'énergie dissipée par l'outil pour le cas sans carbure est supérieure à celle du cas avec carbures. Ce résultat s'explique par le fait que le cas sans carbure induit des températures plus importantes. De plus, il s'agit du même couple outil-matière (conductivité thermique supposée inchangée avec la microstructure).

Les valeurs du flux calculées pendant la coupe orthogonale sont à prendre avec beaucoup de précaution. Le niveau de flux mesuré est largement supérieur à celui ayant servi à l'identification de la fonction de transfert du système Thermicar. Le domaine d'application de la fonction de transfert est extrapolé au-delà de son domaine d'identification [Rech 2002]. Les valeurs ainsi obtenues peuvent alors être faussées. Nos essais de coupe orthogonale étant très sévères, la thermistance utilisée atteint des températures proches de ses limites d'utilisation (150 °C). Lors de nos essais, ces limites sont atteintes dès la première seconde et empêchent ainsi une bonne exploitation des résultats. Le système existant actuellement ne permet donc pas d'obtenir de façon précise le flux transmis à l'outil en coupe orthogonale*. Les résultats présentés ci-dessus sont donnés à titre indicatif seulement et ne seront pas traités dans la suite de cette étude. Le problème a été signalé au fournisseur. Une solution est proposée par ce dernier qui consisterait à éloigner la thermistance afin d'augmenter la limite des températures de la thermistance. Cet éloignement s'accompagnerait d'une modification du système d'identification. Ceci conduirait toutefois à une perte de sensibilité.

*Remarque : le même système mais en chariotage a été validé, une étude de différentes géométries d'outil a été menée et les résultats étaient satisfaisants.

Récapitulatif de l'analyse thermique de la coupe

A travers l'analyse des effets thermiques induits par la coupe des aciers à roulement 100Cr6 durcis, nous résumons dans le Tableau III-18 les résultats que nous retiendrons.

Tableau III-18. Eléments de comparaison des résultats obtenus sur les efforts et la température de coupe

		Effort total de coupe (N)	Températures de coupe (°C)	
			T _{ZI}	T _{ZI/III}
↗ Vitesse de coupe (m/min)		↘	↗	↗
↗ Avance (mm/tr)	0,02 – 0,05 (sans carbure)	↗	↘	
	> 0,05 sans carbure		↗	
	0,02 – 0,08 (sans carbure)		↘	
	> 0,08 sans carbure		↗	
Présence de carbures		↗	↘	

III.4.4. Morphologie des copeaux

A la fin de chaque essai, les copeaux sont collectés et sont examinés géométriquement et métallurgiquement à l'aide d'un microscope optique (à l'ENSAM d'Angers) et un microscope électronique à balayage (au sein du Laboratoire GeM de l'Ecole Centrale de Nantes).

L'analyse micrographique des copeaux va permettre de comprendre la genèse de ce dernier et son évolution en fonction des paramètres de coupe et de la microstructure du matériau. De plus la connaissance des largeurs et des orientations des zones de cisaillement primaire et secondaire est un moyen de connaître la quantité de chaleur dissipée dans le copeau et de comprendre le phénomène d'écoulement de ce dernier.

Les copeaux ont été enrobés à chaud avec une résine thermodurcissable, ensuite un poli miroir et une attaque chimique au Nital avant l'analyse micrographique a été effectués. Le traitement des micrographies, notamment la détermination de la géométrie des copeaux a été effectuée à l'aide du logiciel d'analyse d'image Visilog 6.4. Outre la morphologie du copeau, on conserve comme critères d'identification et de comparaison (Figure III-52), le pas entre les copeaux (fréquence), la hauteur, la largeur de la bande de cisaillement primaire, l'épaisseur de la zone blanche, l'angle d'orientation formé entre Z_I et Z_{II} après formation du copeau (Figure III-52) et l'épaisseur de la bande blanche.

Lors de l'opération d'enrobage, il est important d'être méticuleux. En effet, ce qui est observé est la tranche du copeau, or le copeau est courbe et son maintien à la verticale n'est pas toujours facile malgré l'utilisation de pinces spéciales. L'inclinaison du copeau entraîne une incertitude sur les mesures des différents critères présentés précédemment (augmentation des hauteurs, et diminution de l'angle). L'inclinaison du copeau dans l'enrobage est estimée au maximum à 20° (valeur approximative déterminée par observation et par simple calcul géométrique) entraînant ainsi une erreur sur les différents critères. En plus de ces erreurs, on rajoute les erreurs de lecture directe. Ainsi, l'erreur globale est estimée à 15%. Cette valeur est considérée comme étant l'erreur maximale qui peut être commise.

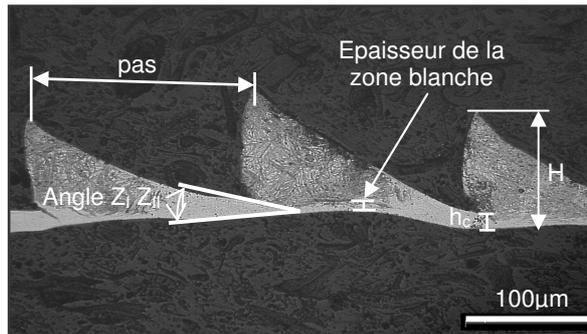


Figure III-52. Critères géométriques retenus pour l'étude sur la morphologie des copeaux.

III.4.4.1. Influence des paramètres de coupe et de la microstructure du matériau

Variation de la vitesse de coupe et de la microstructure

Suite aux différentes observations micrographiques (Figure III-53), on constate que la vitesse de coupe n'a pas d'influence sur la morphologie générale du copeau. En effet, quelle que soit la vitesse de coupe, pour une avance (0,1 mm/tr) et une dureté (55 HRc) données, tous les copeaux sont en "dents de scie". Cette morphologie est souvent observée lors de l'usinage des aciers durs et de faible conductivité thermique [Semiatin 1984] [Poulachon 1999], comme c'est le cas pour le 100Cr6 durci. La faible conductivité thermique et la dissipation rapide d'énergie (V_c élevée) amènent à considérer la zone de cisaillement comme étant une zone de cisaillement adiabatique.

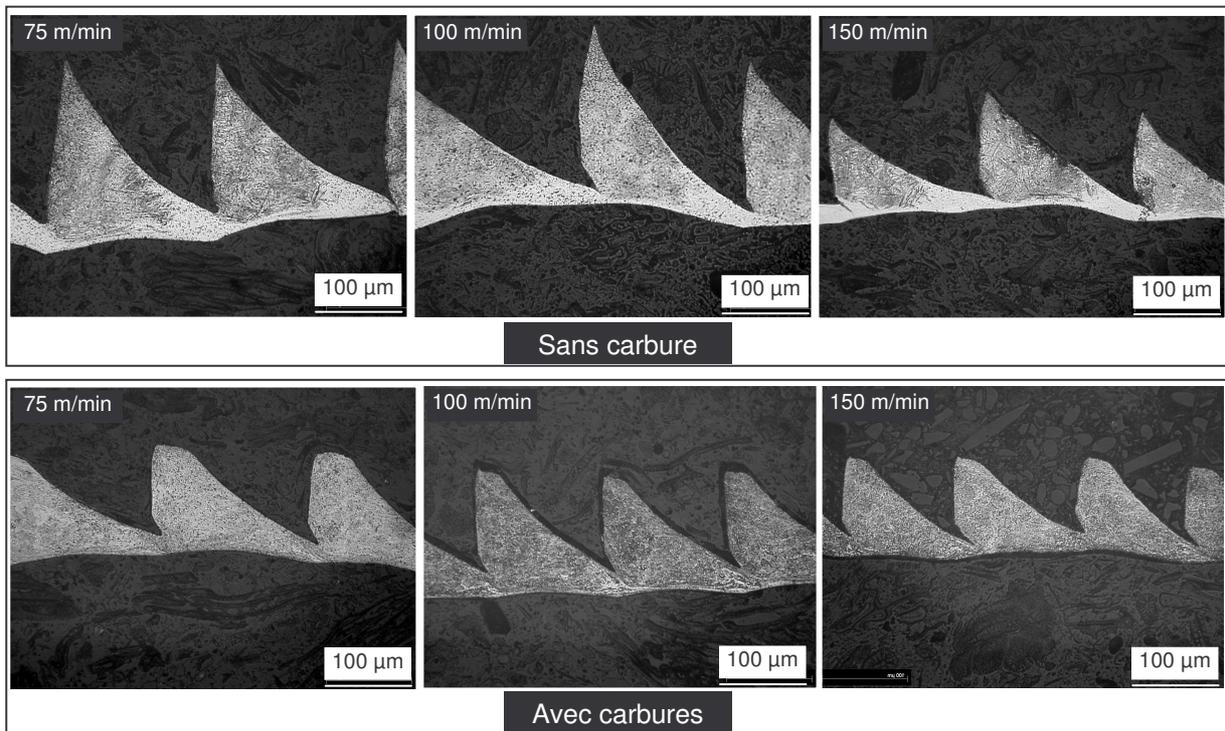


Figure III-53. Micrographies à différentes vitesses de coupe (dureté = 55HRc et $f = 0,1$ mm/tr).

L'épaisseur du copeau correspond environ à la valeur de l'avance. Cette constatation a déjà été observée par [Poulachon 1999] lors de l'usinage du 100Cr6 durcis à 55 HRc et

par [Komanduri 1982] lors de l'usinage à grandes vitesses du 42CrMo4. D'après [Poulachon 1999] l'épaisseur maximale du copeau correspondrait à la valeur de l'avance à 2 % près. Ces observations lui permettent ainsi d'affirmer, en plus des analyses du copeau en coupe interrompue, que l'initiation de la fissure, lors de la formation du copeau, sur la surface de la pièce se produirait à une distance de la face de coupe équivalente à la valeur de l'avance.

De plus, on observe avec l'élévation de la vitesse de coupe, des bandes de cisaillement qui deviennent de plus en plus intenses avec une nette diminution de la largeur de contact entre les segments h_c (Figure III-52). Ceci est attribué au phénomène de déformation localisée dans la zone de cisaillement primaire qui devient plus important avec l'élévation de la température (due à l'auto-échauffement). En effet, dans l'étude de l'évolution de la température de coupe avec la vitesse, il est montré que cette température est plus importante pour des vitesses de coupe élevées. Les propriétés mécaniques du matériau sont ainsi diminuées (dans la zone de coupe). Ceci va alors diminuer la résistance à la déformation plastique et générer ainsi un cisaillement brusque du copeau, en faisant apparaître une instabilité plastique. De plus, il est à noter que pour une avance de 0,1 mm/tr, la fréquence d'apparition des copeaux (périodicité des segments) est d'autant plus élevée que la vitesse de coupe est importante. Cette observation a déjà été effectuée dans le passé [Davies 1997] [Poulachon 1999].

De l'étude de la morphologie du copeau, il est possible de présenter une morphologie d'un segment de copeau obtenu en tournage dur (Figure III-54).

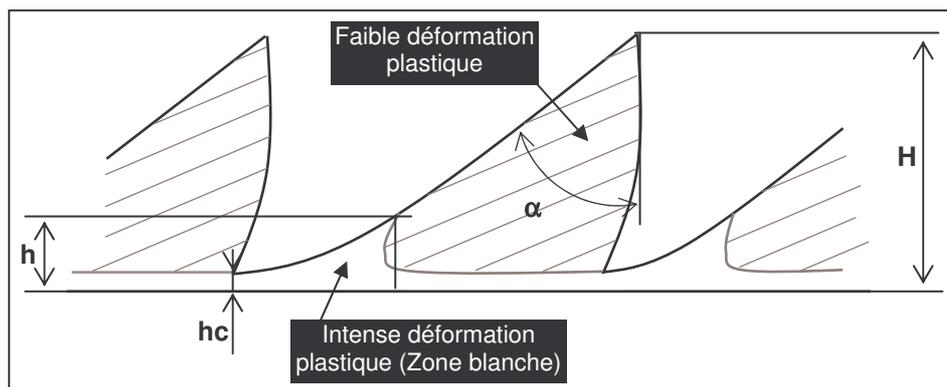


Figure III-54. Morphologie d'un segment de copeau en dent de scie obtenu en usinage dur.

Variation de l'avance et de la microstructure

L'avance influe sur la morphologie des copeaux. On constate aux faibles avances pour le 100Cr6 avec carbures (Figure III-55) que l'on produit un copeau continu. Avec l'augmentation de l'avance, le copeau se festonne de plus en plus. La même observation est constatée pour le 100Cr6 sans carbure mais la transition de géométrie (continue-segmentée) est décalée en termes d'avance (Figure III-55). En effet, pour $f = 0,02$ mm/tr, on observe déjà un copeau intermédiaire (début de segmentation) alors que l'on a un copeau continu pour le cas avec carbures. Ce décalage se retrouve pour une avance de 0,08 mm/tr pour le 100Cr6 avec carbures.

En comparant l'évolution de la morphologie des copeaux avec celle de la température, il a été constaté que le début de festonnage de copeaux (terme utilisé très souvent dans la formation de copeaux dans le cas de l'usinage dur) correspond à la température minimale, qui à son tour coïncide avec la transition entre trois domaines. On peut définir ces domaines de la forme suivante : un premier domaine qui correspond à la

formation d'un copeau continu, le deuxième qui correspondrait au copeau de transition et le troisième domaine est celui de la formation de copeau en dents de scie.

Pour résumer :

 *Cas du 100Cr6 sans carbure*

$f = 0,02 \text{ mm/tr}$: il y a formation de copeau de transition (passage d'un copeau continu à un copeau discontinu) ;

$f \geq 0,05 \text{ mm/tr}$: il y a formation de copeau discontinu (copeau en dents de scie).

 *Cas du 100Cr6 avec carbures*

$f = 0,02 \text{ mm/tr}$: il y a formation de copeau continu ;

$0,02 \text{ mm/tr} < f \leq 0,05 \text{ mm/tr}$: on observe la formation de copeau intermédiaire dit aussi de transition (début du festonnage du copeau).

$f > 0,05 \text{ mm/tr}$: les copeaux obtenus ont tous des géométries en dents de scie.

Le lien entre l'évolution de la température de la face supérieure du copeau et la morphologie des copeaux peut avoir pour origine le fait que pour de faibles avances, la quantité proportionnelle de travail plastique fournie pour la formation de copeau est importante et que la vitesse de dissipation de la chaleur est faible (étant donnée la morphologie du copeau : copeau continu ou de transition). Contrairement au cas des avances élevées où le copeau est festonné, le travail nécessaire est faible. Pour de faibles avances ($< 0,08 \text{ mm/tr}$ pour le cas avec carbures et $< 0,05 \text{ mm/tr}$ pour le cas sans carbure), l'épaisseur du copeau et la largeur de la zone de contact (zone d'attache entre les segments du copeau) augmentent avec l'avance ce qui conduit à une chute de la température de la face supérieure du copeau observée avec la caméra CCD-PIR de la face de coupe. Ceci ne favorise pas l'émergence de la zone Z_1 comme en témoignent les champs thermiques présentés en Figure III-45 (pour une faible avance $< 0,08 \text{ mm/tr}$ pour le cas sans carbure et $< 0,12 \text{ mm/tr}$ pour le cas avec carbures). En revanche, au delà de ces valeurs d'avance, même si l'épaisseur du copeau augmente, la largeur de contact diminue de plus en plus avec l'avance ; elle devient très petite par rapport à l'épaisseur du copeau, et avec l'élévation de température dans la zone primaire. L'émergence de la zone Z_1 devient alors possible (Figure III-45) ; la valeur de la température observée par la caméra CCD-PIR se rapproche plus de la température de la zone de cisaillement primaire. On suppose aussi qu'avec la caméra nous observons la zone de contact entre les deux festons. Ceci n'est pas vrai : la fréquence de la caméra utilisée n'est pas égale à la fréquence d'apparition des copeaux. Une méthode qui pourrait permettre de connaître avec certitude la position de la zone chaude sur un feston consisterait à utiliser une caméra possédant les mêmes caractéristiques que celle utilisée ici mais avec au moins une fréquence d'acquisition égale à la fréquence d'apparition des festons (de l'ordre de 10kHz).

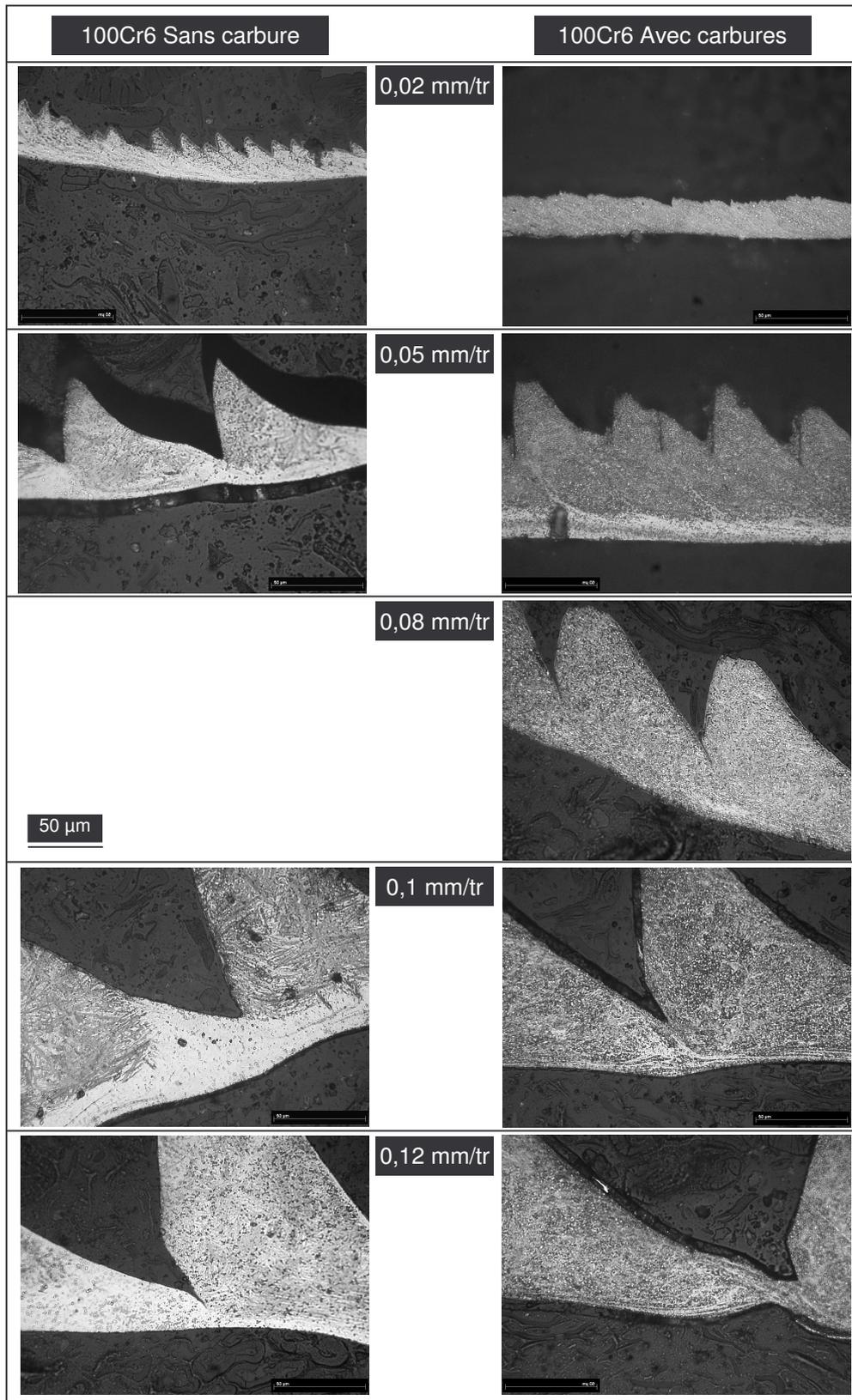


Figure III-55. Micrographies des copeaux à différentes avances (Dureté = 55 HRc et $V_c = 100$ m/min).

III.4.4.2. Récapitulatif de l'influence de la microstructure du matériau usiné

L'étude de l'influence de la microstructure sur la morphologie des copeaux est effectuée. Les résultats obtenus sont présentés précédemment en Figure III-53 et la Figure III-55. Pour une vitesse de coupe ($V_c = 150$ m/min), une avance moyenne ($f = 0,1$ mm/tr) et une dureté de 55 HRc, les copeaux sont en dents de scie. La microstructure semble ne pas avoir un effet très important sur la géométrie générale du copeau. Les travaux de Davies et al. [Davies 1997] et Poulachon [Poulachon 2005] montrent effectivement que la morphologie n'est pas sensible à la microstructure du matériau et que c'est la formation de bandes de cisaillement localisées qui favorise la génération de copeaux en dents de scie.

Par contre, en comparant la bande de cisaillement du 100Cr6 avec carbures à celle du 100Cr6 sans carbure (Figure III-53), on note que ce dernier favorise la formation de ces bandes. Pour une vitesse et une avance données, celles-ci sont moins intenses dans le cas avec carbures. Cette constatation est appuyée par les observations faites sur la variation de l'avance avec la morphologie des copeaux qui montrent bien qu'on atteint plus rapidement un copeau en dents de scie dans le cas sans carbure (Figure III-55). Elle est aussi accentuée par l'étude de l'évolution des températures qui montre que, pour ce cas, la température de l'émergence de la zone de cisaillement primaire est plus élevée.

L'étude du comportement (en quasi-statique) des deux états métallurgiques a montré, pour des conditions expérimentales similaires (pour des vitesses de chargement et duretés équivalentes), que la présence des carbures nécessite un effort de déformation (de cisaillement) des éprouvettes chapeaux plus important que celui dans le cas sans carbure. Par analogie avec la coupe, il ressort que les copeaux en dents de scie sont plus facilement obtenus dans le cas sans carbure. De ces constatations, il découle que la microstructure sans carbure accélère la fragmentation des copeaux.

III.4.5. Formation de couches blanches

III.4.5.1. Analyse des copeaux

Suite aux différentes observations micrographiques, on constate la formation de couche blanche sur la surface du copeau en contact avec l'outil. Son intensité dépend de la microstructure du matériau étudié et des conditions de coupe. Sur les figures présentées précédemment (Figure III-53 et Figure III-45) ; il est à noter que l'élévation de la vitesse de coupe et d'avance induit des zones blanches plus intenses et un volume plus importante. Comme le montre la Figure III-56. Ces zones sont plus importantes dans le cas sans carbure que dans le cas avec carbures.

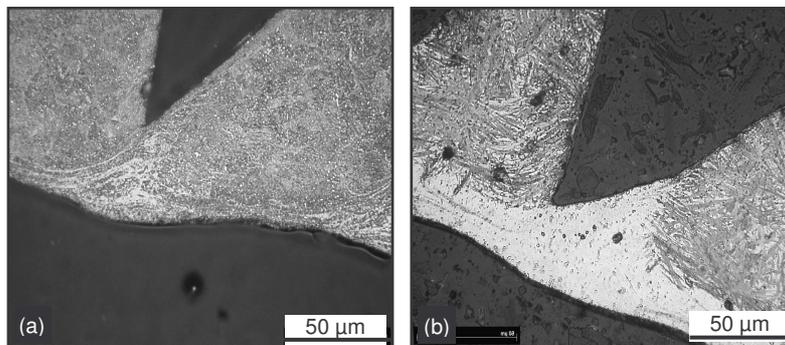


Figure III-56. Exemple de couches blanches observées sur le copeau, (a) avec carbures, (b) sans carbure ($V_c = 100$ m/min et $f = 0,1$ mm/tr).

Afin d'analyser au mieux ces couches blanches, des observations au microscope électronique à balayage ont été menées. Les Figure III-57a et b présentent deux exemples de couches blanches obtenues respectivement sur deux segments de copeaux avec et sans carbures. Pour les deux états métallurgiques (avec et sans carbures), on observe la formation de zones blanches de physionomies différentes. Pour le 100Cr6 sans carbure, la zone blanche est homogène et continue entre les différentes zones de cisaillement (Figure III-57a). Pour le 100Cr6 avec carbures, les zones blanches sont filaires et présentent des discontinuités entre les différentes zones de cisaillement (Figure III-57b). La morphologie de ces bandes blanches et leur évolution avec les paramètres de coupe sont expliquées par Ramesh [Ramesh 2005]. Cet auteur montre que la zone blanche est accentuée lorsque la température de coupe est importante. Ici l'augmentation des paramètres de coupe (vitesse de coupe et d'avance) se traduit par une élévation de la température de coupe ce qui favorise la formation des zones blanches (l'élévation de température va produire de l'austénite qui va se transformer lors du refroidissement en martensite qui apparaît blanche sur les micrographies). La forme filaire ainsi observée dans le cas du 100Cr6 avec carbures est due à une localisation des températures et des déformations importantes dans de fines bandes. Les carbures non dissouts localiseraient donc le cisaillement dans des bandes très fines d'une épaisseur proche de celle des carbures (environ 2 μm).

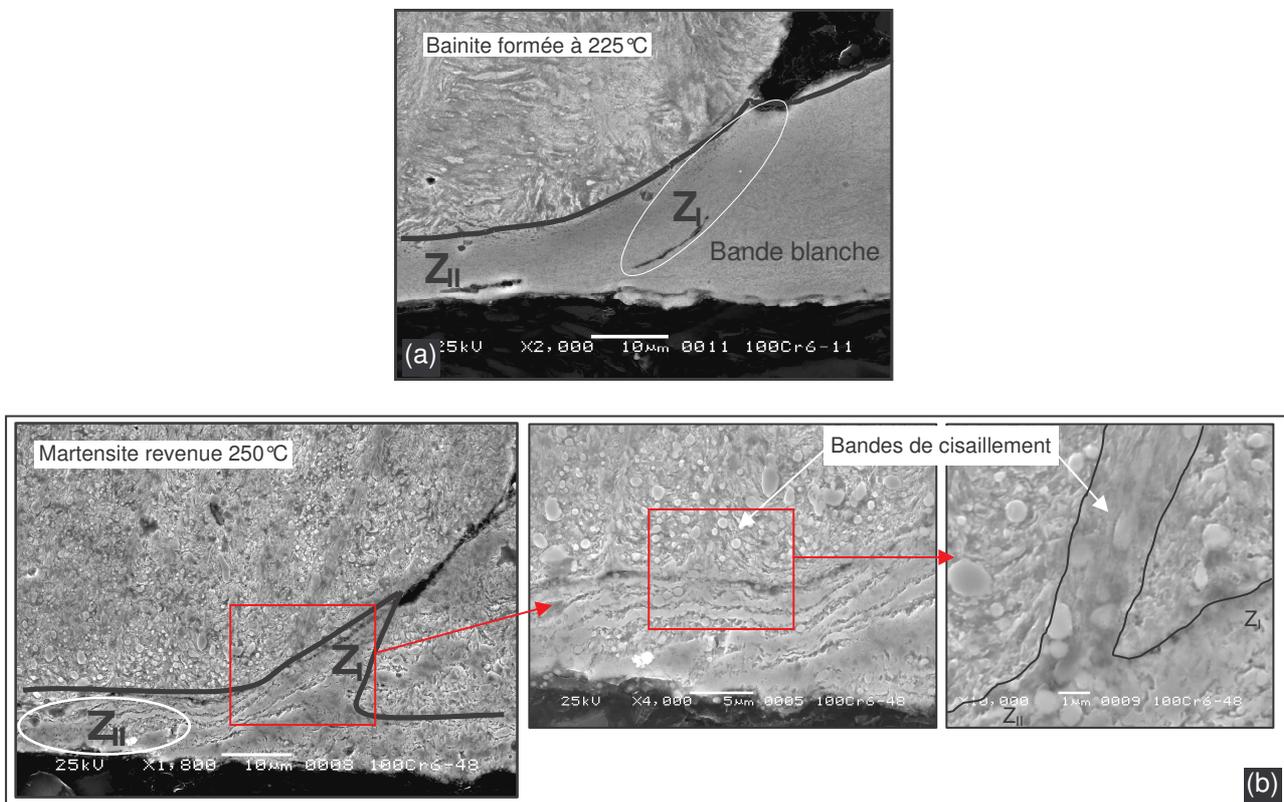


Figure III-57. Micrographies des copeaux observées au MEB (dureté = 55 HRc, $V_c = 100$ m/min et $f = 0,1$ mm/tr). (a) sans carbure et (b) avec carbures.

Dans cette étude, la température de la face latérale de coupe relative à la température de la zone de cisaillement secondaire, à conditions de coupe similaires, est plus importante dans le cas avec carbures que dans le cas sans carbure. On devrait alors observer une zone blanche plus intense dans le cas avec carbures que dans le cas sans carbure. Pourtant, ce n'est pas le cas ici. Les observations des copeaux montrent l'inverse. Une comparaison avec les résultats obtenus dans l'étude comportementale nous conduit à constater que l'apparition des bandes blanches n'est pas aussi simple. Dans le chapitre II, nous avons montré qu'il est possible de générer à basse température apparente des zones

blanches. La température générée par le cisaillement (au niveau de la bande de cisaillement) ne peut être connue. Il est ainsi impossible de savoir si, au niveau de cette bande, la température a atteint des valeurs de transformation de phases ou pas

Comme observé sur les éprouvettes chapeaux, des bandes blanches très localisées peuvent être produites à partir d'une basse vitesse de cisaillement (10 mm/s). Elles sont d'autant plus importantes et plus larges pour des températures et vitesse élevées. Il a été montré que les bandes de cisaillement sont plus élevées dans le cas avec carbures que dans le cas sans carbure qui s'étend sur tout le segment du copeau. Concernant la zone blanche, il a été observé qu'elle est localisée dans le cas avec carbures.

Dans le cas sans carbure, il est possible de générer une bande de cisaillement plus localisée avec un effort de déformation moins important. A travers cette observation et celles présentées précédemment, il est à noter qu'une microstructure sans carbure a toujours tendance à faire apparaître, à des vitesses de coupe plus faibles, les différents phénomènes observés sur la microstructure avec carbures. En effet, pour le cas sans carbure, on atteint un effort de coupe de 1900 N pour une vitesse de coupe de 150 m/min alors qu'il est atteint à 300 m/min pour le cas avec carbures (à une avance constante de 0,1 mm/tr). Ceci est valable pour la température $T_{Z1} = 750^{\circ}\text{C}$ qui est obtenue pour une vitesse de 125 m/min pour le sans carbure et pour 200 m/min pour le cas avec carbures (à $f = 0,1$ mm/tr). Ceci concerne aussi la fragmentation des copeaux qui commence à une avance de 0,08 mm/tr dans le cas avec carbures alors qu'elle est à 0,05 mm/tr pour le cas sans carbure (à $V_c = 100$ m/min). Quant à la température de la face latérale de coupe relative au frottement outil-copeau $T_{Z1/III}$, c'est le mécanisme inverse qui se produit c'est-à-dire qu'une température de 750°C est atteinte, à une avance de 0,1 mm/tr, pour une vitesse de 150 m/min pour le cas sans carbure et pour 100 m/min pour le cas avec carbures.

Sachant que les mécanismes d'apparition de couches blanches sont complexes et qu'ils dépendent fortement de la microstructure du matériau usiné, il n'est pas possible de comparer deux résultats obtenus pour les mêmes conditions de coupe. En effet, l'étude a montré que pour avoir une bonne comparaison entre les deux microstructures, il faudrait comparer deux états métallurgiques ayant subi les mêmes mécanismes de déformation. Ceci signifie qu'il serait judicieux d'optimiser les conditions de coupe pour chaque état de telle manière à leur faire subir la même déformation.

Au niveau des couches blanches générées par la coupe, il est montré que tous les carbures, présents initialement dans la microstructure, sont dissous. Ceci est en parfait accord avec les observations micrographiques des éprouvettes chapeaux cisailées (chapitre II). La largeur de la zone blanche dans ce cas est de l'ordre de 1 à 2 μm (de même largeur que celles observées sur un copeau). Certes la couche blanche est de forme filaire dans le cas avec carbures (sous forme de sous-couches successives entre couches blanches et matériau de base) mais la largeur de chaque sous-couche est de l'ordre du micron et les carbures dans ces sous-couches sont complètement dissouts.

Pour examiner ces couches blanches, des analyses de phase par la méthode de diffraction des rayons X ont été effectuées sur la face arrière du copeau. Les pics de diffraction obtenus ont révélés la présence d'austénite résiduelle. Ceci nous a conduits à affirmer que celle-ci est le résultat de la formation de couches blanches. En effet, des analyses de phase effectuées avant usinage ont montré que le matériau initial ne contient pas d'austénite résiduelle. Ceci est en parfait accord avec les observations de Poulachon [Poulachon 1999].

En plus des analyses de phase sur la face arrière, des essais de nanoindentation sous faible charge (20 mN) ont été réalisés. Après une préparation de l'échantillon (enrobage, polissage miroir et attaque chimique), un balayage par un micro-indenteur a été

effectué autour de la zone blanche (voir Figure III-58). Le déplacement de l'indenteur et l'effort appliqué sont mesurés en chaque point. Ceci nous permet alors d'avoir une courbe force-déplacement. Le but principal de ces essais est de caractériser la zone blanche. Aussi, nous avons choisi de faire ces essais uniquement sur les copeaux en 100Cr6 sans carbure car la couche est dans ce cas homogène. De plus, pour éviter que les carbures viennent perturber la mesure. Les résultats obtenus sont présentés sous forme d'une cartographie de dureté donnée Figure III-58. En superposant la cartographie de dureté sur le copeau, il ressort que la zone blanche présente une dureté supérieure au reste du copeau (partie moins déformée), ce qui lui confère une grande fragilité.

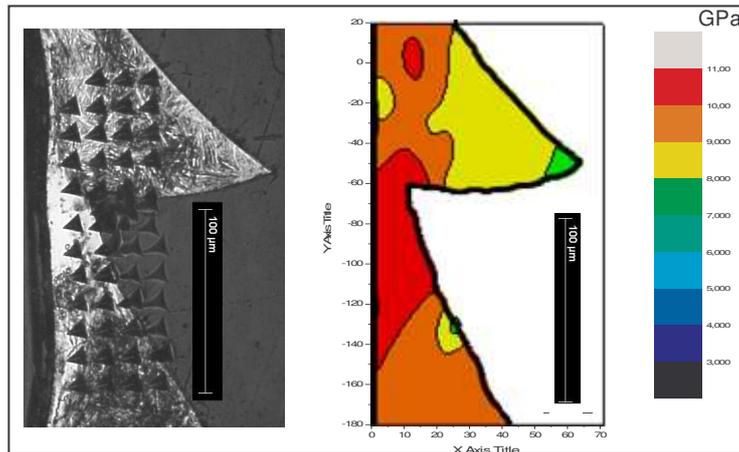


Figure III-58. Copeau examiné au microindenteur avec sa carte de charge correspondante (Sans carbure, Dureté = 55 HRc, $V_c = 100$ m/min et $f = 0,1$ mm/tr).

Les études sur les couches blanches sont nombreuses [Zurecki 2003] [Ramesh 2005] [Poulachon 2005] mais jusqu'à présent les mécanismes régissant leur formation sont encore sujets de controverses. L'apparition de ces zones peut être la conséquence des effets mécaniques intenses entre le copeau et la face de coupe de l'outil, des effets de la montée en température, des fortes contraintes de déformation ou bien tout simplement le couplage de tous ces phénomènes. Une comparaison avec les couches blanches obtenues par des essais de cisaillement sur éprouvettes chapeaux (chapitre II) a été effectuée. La Figure III-59 montre un exemple de résultat obtenu sur le 100Cr6 avec carbures à haute température. La température et la déformation élevées ont généré une bande de cisaillement.

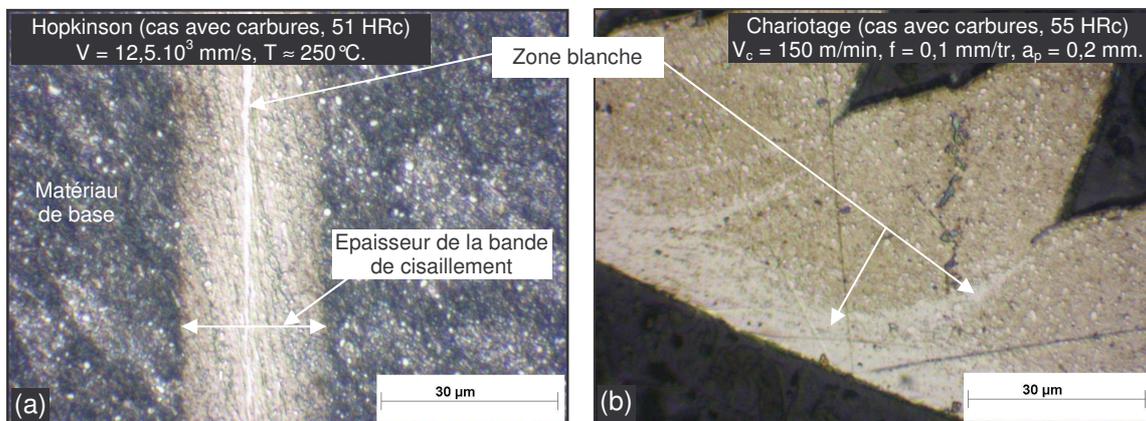


Figure III-59. Comparaison entre une zone blanche (a) obtenue par cisaillement pur (barre Hopkinson) et celle (b) formée en usinage dans le cas du 100Cr6 avec carbures.

De l'analyse microstructurale des éprouvettes cisillées, on voit la formation d'une bande déformée plastiquement importante avec une épaisseur d'environ 25 μm et une bande blanche très localisée d'une épaisseur de 1 à 2 μm . Au niveau de laquelle, on a une dissolution totale des carbures. En comparant avec ce qu'on observe en trace de zone de cisaillement primaire (ou secondaire) sur un copeau, on peut affirmer qu'elle se rapproche de celle obtenue en cisaillement. Ce résultat met en évidence l'apparition de zone blanche sans aucun effet de frottement et ce par simple cisaillement pur à haute température. Ainsi, ils viennent mettre en doute l'hypothèse qui privilégie souvent le contact tribologique entre la surface et la face en dépouille de l'outil pour expliquer l'apparition de zones blanches en extrême surface de la pièce usinée.

L'analyse de ces résultats permet d'avancer une explication sur la formation de couche blanche au niveau du copeau dans le cas de l'usinage des aciers dur (> 45 HRC). Lors de la formation du copeau, l'outil repousse de la matière et génère une la zone de cisaillement primaire. Ainsi, une zone de forte déformation plastique apparait. Dès que la vitesse de déformation atteint un seuil critique, au sein de la zone adiabatique plastiquement déformée, une zone très localisée (de l'ordre de quelques μm) est générée avec une élévation de température importante au niveau de celle-ci (sur une largeur de 1 μm), formant ainsi une bande blanche très fine qui apparaît blanche sous un microscope optique. Avec l'élévation de la température, cette bande blanche devient plus intense et plus large. Lors du cisaillement, l'élévation de la température diminue d'une part les efforts de coupe, d'autre part, elle fait élever la vitesse de déformation et la bande blanche devient ainsi plus intense. L'apparition de zone blanche est alors d'origine thermomécanique.

En plus de la formation de zones blanches, on observe dans certains cas des zones cisillées traversant le copeau (pour le 100Cr6 avec carbures alors qu'elles n'existent pas lorsqu'il n'y a pas de carbure). Ces bandes de cisaillement partent des zones de cisaillement primaires et secondaires en direction de l'extérieur du copeau (Figure III-60). On peut avancer l'hypothèse que ces bandes ont été formées au début de la génération du copeau.

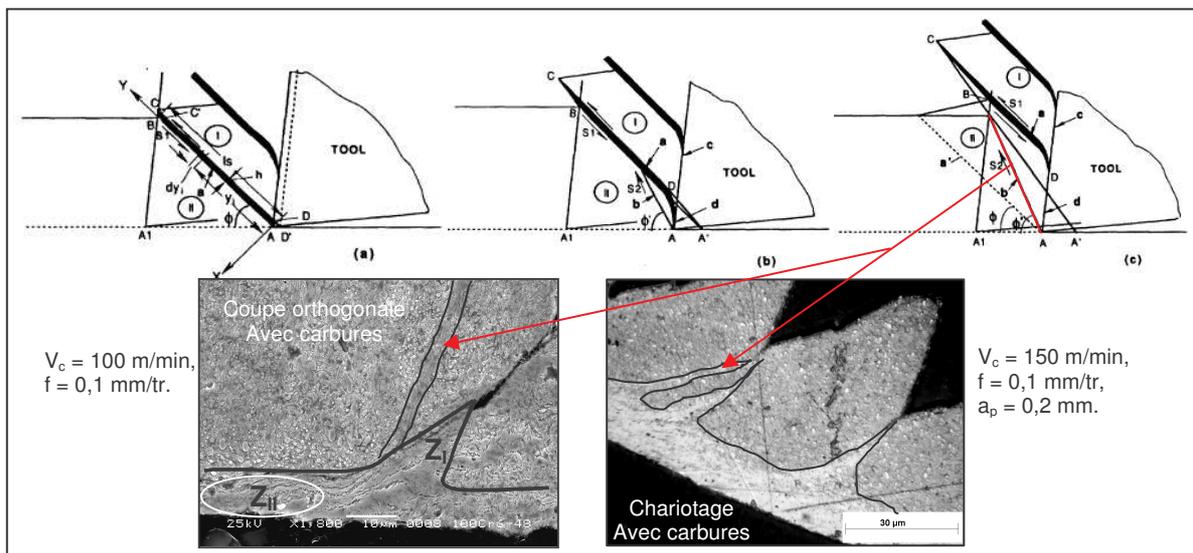


Figure III-60. Mise en évidence de l'instabilité de cisaillement (comparaison entre le schéma de Hou et Komanduri [Hou 1997] et un exemple de résultats obtenus dans cette étude).

Comme il a été expliqué dans le premier chapitre (paragraphe I.6.3), l'engagement de l'outil dans la matière génère un état de contraintes correspondant à la géométrie de l'outil et provoque ainsi une amorce de fissure au niveau de la surface externe de la pièce. Ensuite il y a apparition d'un plan de glissement à l'endroit où la fissure est amorcée vers la pointe d'outil sous la propagation de dislocations. Dans le cas avec carbures, la présence de ces

derniers va générer une hétérogénéité dans la distribution des sollicitations mécaniques dans le copeau et induire ainsi des bandes de déformations dans des directions différentes à celle de la zone primaire de cisaillement. La contrainte devient importante à l'endroit où la fissure était déjà amorcée. Elle continue son chemin vers la pointe de l'outil et génère ainsi la zone de cisaillement primaire. Cette explication signifie qu'il est parfois possible de retrouver une partie des copeaux divisé en deux (avec deux zones de propagation de fissure).

L'hétérogénéité de la distribution des sollicitations mécaniques au sein de la zone de déformation intense (zone de cisaillement primaire) n'est pas un phénomène nouveau. Celui-ci a fait déjà l'objet d'une étude par Hou et Komanduri [Hou 1997]. Dans leurs approches des instabilités de cisaillement, ils proposent un schéma de la formation de copeau (Figure III-60), qui correspond parfaitement à ce qu'on observe dans cette étude, et ils expliquent que cette nouvelle zone de cisaillement est le siège d'une nouvelle source de chaleur. Cette hétérogénéité de la zone de cisaillement est aussi observé par Changeux [Changeux 2001].

III.4.5.2. Analyse des surfaces usinées

Ces traces de changement de phase ont été aussi observées en extrême surface de la pièce que ce soit pour le 100Cr6 avec carbures ou pour le cas sans carbure (Figure III-61). En plus de l'apparition de ces bandes, on observe une réorientation des aiguilles de la bainite suivant la direction d'écoulement de la matière. Il est à noter que la bande blanche qui se trouve sur la pièce est plus fine que celle observée sur la face de frottement du copeau. Il a été observé que sa présence est d'autant plus nette que la vitesse de coupe augmente. Par contre concernant son épaisseur, il est difficile de se prononcer compte tenu de sa faible valeur (~ 1 à $2 \mu\text{m}$). En comparant les deux états métallurgiques, elle semble inchangée malgré l'élévation de température dans le cas sans carbure. Pour quantifier ces bandes blanches d'une façon plus précise, il serait nécessaire d'effectuer des essais de coupe plus agressifs (grande déformation et haute température) pour produire des couches blanches avec des épaisseurs importantes, ce qui facilitera leurs analyses.

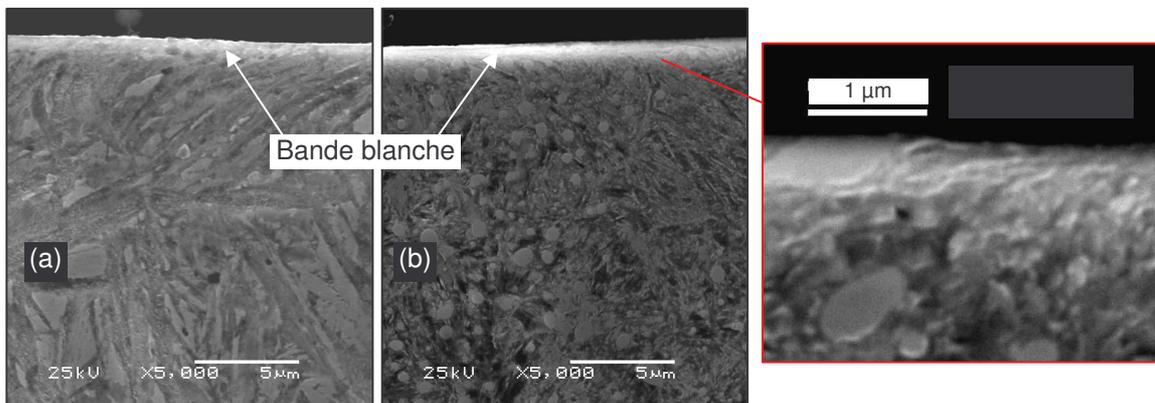


Figure III-61. Micrographies des surfaces usinées observées au MEB (Dureté = 55 HRc, $V_c = 200$ m/min et $f = 0,1$ mm/tr). (a) sans carbure et (b) avec carbures.

La finesse de la couche blanche et sa grande dureté ont des effets néfastes pour la surface de la pièce : par exemple un écaillage de la surface en cours de service. De plus, elles favorisent l'apparition et la propagation de fissure. Néanmoins, au vu de sa résistance à la corrosion, sa microstructure martensitique à grains très fins et sa dureté très élevée, la couche blanche peut devenir (si on maîtrise bien sa formation et son épaisseur), dans certains cas, un concurrent sérieux au traitement de durcissement superficiel conventionnel.

III.5. Conclusions de l'analyse expérimentale de la coupe

A travers cette étude expérimentale sur les phénomènes physiques mis en jeu à l'interface outil-pièce-copeau et des analyses des produits de coupe (pièce et copeau), nous avons mis en évidence la complexité des mécanismes thermomécaniques intervenant pendant la coupe.

Cependant, une première étude sur la coupe tridimensionnelle a permis de montrer l'influence des paramètres de coupe (vitesse de coupe, avance et profondeur de passe), de la dureté apparente et de la microstructure du matériau usiné sur les efforts de coupe et l'intégrité de surface usinée. L'analyse des résultats pourrait nous permettre de définir des conditions de coupe et un état métallurgique optimaux permettant d'obtenir de bons états de surface avec des gradients de contraintes favorables pour augmenter la résistance en fatigue des pièces usinées et pour diminuer les efforts de coupe afin de diminuer l'usure de l'outil et augmenter sa durée de vie.

Les contraintes résiduelles générées par la coupe affectent la sous couche sur environ 100 μm . En fonction de la dureté, celles-ci augmentent avec la dureté jusqu'à ce qu'elles atteignent un maximum à une dureté de 56 HRc ; ensuite, elles diminuent sensiblement avec l'élévation de la dureté. De l'ensemble des analyses, il est apparu que des vitesses de coupe allant de 150 m/min à 250 m/min pour le 100Cr6 avec carbures et de 100 à 250 m/min pour le 100Cr6 sans carbure et de faible avance favorisent la génération de contraintes résiduelles de compression en extrême surface. En plus de ces paramètres, la microstructure sans présence de carbure et la dureté élevée aident à la formation de contraintes de compression.

L'analyse de la morphologie des copeaux en fonction de la dureté a montré que pour des paramètres de coupe (V_c , f , a_p) et microstructure (cas avec carbures) fixés, le copeau dépend fortement de la dureté du matériau. Le copeau est continu pour une dureté de 45 HRc, discontinu à 55 HRc, et en dents de scie pour une dureté d'environ 60 HRc.

La corrélation entre la formation des copeaux avec la température dans les différentes zones de cisaillement (primaire et secondaire) a fait l'objet d'une étude dans la deuxième partie de ce chapitre. Cette partie décrit l'influence de deux états métallurgiques du 100Cr6 pendant l'usinage sur les températures de coupe (T_{Z_I} et $T_{Z_{II/III}}$) et la formation de copeau. Elle a permis notamment de tracer une cartographie thermique dans la zone de coupe.

L'étude de l'évolution de la carte thermique sur la face latérale et la face de coupe a permis de dégager des tendances intéressantes sur l'usinabilité du 100Cr6 à 55 HRc dans les deux états métallurgiques. La présence des carbures a essentiellement été ressentie sur la température, la formation des copeaux et des zones blanches.

L'évolution de la vitesse de coupe entraîne une élévation de température (en Z_I et en Z_{II}) et une chute des efforts de coupe. Les copeaux obtenus sont segmentés et leur morphologie varie peu avec la vitesse. Quant à l'avance, elle conduit à une élévation des efforts de coupe. L'évolution de la température T_{Z_I} avec l'avance montre la présence d'un minimum correspondant au point de transition entre un copeau continu et un copeau discontinu. De plus, il est montré que l'absence de carbure favorise la formation de copeaux segmentés.

La température T_{Z_I} générée par la coupe est plus élevée pour le cas sans carbure. En revanche, la température $T_{Z_{II/III}}$ est plus importante en présence de carbure. Ces observations sont validées par l'étude du frottement qui a montré que le coefficient de

frottement du couple avec carbures/cBN est supérieur à celui du couple sans carbure/cBN, ce qui provoque plus d'échauffement.

La présence des couches blanches est systématique. Elles sont présentes sur toutes les micrographies observées (sauf pour de très faibles avances 0,02 mm/tr). Elles sont d'autant plus importantes et plus intenses pour des vitesses élevées et en l'absence de carbures dans la microstructure. Une comparaison avec les zones blanches issues de l'étude comportementale a montré une similitude entre les deux cas.

Dans l'ensemble, ce chapitre nous a permis d'avoir un ensemble de résultats portant sur le tournage dur et de constituer ainsi une base de données expérimentale assez riche. De plus, il a permis d'identifier les phénomènes qui accompagnent la formation du copeau et peut servir par la suite, avec l'identification de la loi de comportement (chapitre II), comme base d'informations pour la validation de simulation numérique de l'usinage dur. En contraste avec ce que nous avons déjà pu voir dans la littérature, cette étude donne des résultats importants sur la coupe 2D et 3D, tous obtenus dans des conditions de travail similaires et avec le même lot d'acier. Aussi, ce chapitre a permis de comprendre le rôle de l'état métallurgique (microstructure et dureté) sur l'usinabilité des aciers durs. Un bilan de son influence sur la coupe est donné dans le Tableau III-19.

Tableau III-19. Bilan de l'influence des carbures et de la dureté sur la coupe.

	Effet de la présence des carbures	Effet de la dureté
Efforts de coupe en fonction de V_c	Légère augmentation	Augmentation
Efforts de coupe en fonction de f	Légère augmentation	Augmentation
Température de Z_I	Diminution de la température T_{Z_I}	Non testé
Température de Z_{II}	Augmentation des températures $T_{Z_{II/III}}$	
Flux transmis dans l'outil	Diminution du flux transmis dans l'outil	
Morphologie du copeau	Ne favorise pas la fissuration (festonnage)	Favorise le festonnage
Zones blanches	Non homogène	Augmentation de l'épaisseur

INTRODUCTION GENERALE

GENERALITES SUR L'USINAGE

COMPORTEMENT

ANALYSE DE LA COUPE

CONCLUSION GENERALE

Conclusion générale

CONCLUSION GENERALE

L'usinage dur est un procédé d'enlèvement de matière qui permet d'usiner les aciers traités avec des duretés supérieures à 45 HRc. La compréhension des différents mécanismes intervenant pendant le tournage dur a fait l'objet de cette étude. Celle-ci a permis d'apporter des éléments de réponse sur l'usinage de l'acier 100Cr6 durci et sur l'influence de la microstructure sur le comportement tribologique et en coupe de ce matériau.

Dans le premier chapitre dédié à l'analyse de la bibliographie, des généralités sur l'usinage ont été présentées. Nous avons retenu principalement :

-  L'intérêt que représentent les mesures in-situ, comme la température, l'effort de coupe et le flux thermique lors de la coupe ;
-  Les particularités de la formation de copeau en tournage dur ;
-  Les phénomènes d'apparition de couches blanches en tournage dur ;
-  Le rôle de la coupe et de l'état métallurgique du matériau sur l'intégrité de surface des surfaces usinées.

Bien que l'analyse bibliographique ait permis de répondre à un certain nombre de questions concernant l'étude de la coupe. Certains points restent encore aujourd'hui sujets à controverse comme les aspects d'intégrité de surface et de comportement du matériau en usinage dur. C'est dans ce contexte que nous avons exploré un certain nombre de techniques permettant d'analyser les mécanismes qui interviennent lors de la formation de copeau et d'apporter une contribution sur la compréhension de la coupe.

L'étude comportementale menée a permis de décrire le comportement tribologique du couple outil/copeau et identifier les paramètres d'une loi de comportement de type Johnson-Cook par une méthode inverse (par calcul par éléments finis). La détermination des paramètres de cette loi a été possible grâce aux essais de cisaillement quasi-statique et dynamique sur des éprouvettes type chapeau. L'influence de la dureté sur les constantes d'écoulement a été mise en évidence. Trois fonctions polynomiales liant les paramètres A, B et n à la dureté ont ainsi été déterminées et ce pour chaque état métallurgique.

Il a été montré que la microstructure du matériau influe fortement sur le comportement tribologique dans le contact 100Cr6-cBN300. La présence des carbures élève le coefficient de frottement alors que la vitesse de glissement le fait chuter. Cette dernière est due à la température de contact qui est importante pour des vitesses de glissement élevée. En fonction de la dureté apparente du matériau, il est montré que le coefficient de frottement diminue avec l'augmentation de la dureté apparente du matériau.

Connaissant le comportement de notre matériau en frottement et à grande vitesse, nous avons ensuite étudié sa réponse en coupe. Des essais de chariotage ont été menés. Les résultats ont montré une faible sensibilité des efforts de coupe sur la microstructure du matériau. La courbe de l'évolution de l'effort spécifique de coupe avec la dureté présente un maximum à environ 53 HRc. Pour des duretés inférieures à celle-ci, la pression de coupe augmente avec la dureté. Au delà de cette valeur de dureté, l'effort diminue.

L'étude des pressions spécifiques de coupe a également montré l'existence de deux vitesses pour lesquelles le matériau change de comportement. Trois zones ont été mises en évidence. La première correspond à une zone pour laquelle l'effet mécanique domine. Une deuxième zone où l'adoucissement thermique intervient. Elle est suivie par une troisième zone où la viscosité prédomine.

L'étude de l'intégrité de surface de la pièce a consisté principalement en l'analyse de la rugosité et des gradients de contraintes résiduelles par diffraction des rayons X. De

l'analyse des états de surfaces, il ressort que l'état de surface est meilleur pour de faibles avances et pour une dureté de 55 HRc. L'absence de carbure dégrade l'état de surface.

Les contraintes résiduelles générées par la coupe affectent la sous couche sur environ 100 μm . Une dureté élevée et une microstructure sans présence de carbure ont tendance à générer des contraintes superficielles de plus en plus en compression. La profondeur affectée augmente sensiblement avec la profondeur de passe ; en revanche, les contraintes et l'écaillage en extrême surface restent inchangés.

L'influence d'un revêtement sur la coupe est également étudiée. Il ressort que le revêtement joue un rôle important sur la surface usinée. Il a peu d'effet sur les efforts de coupe mais a tendance à augmenter les contraintes résiduelles de compression en surface et à augmenter la rugosité.

L'analyse des aspects thermiques de la coupe par caméra CCD-Proche Infrarouge a permis de dégager des tendances intéressantes sur l'usinabilité du 100Cr6 à 55 HRc. L'influence de la microstructure sur la température de la face latérale et de la face de coupe, sur la formation des copeaux et sur l'apparition des zones blanches a été ressentie.

Une corrélation entre l'analyse thermique et l'analyse du frottement a mis en évidence l'effet de la nature du contact outil-copeau sur la température de la zone de cisaillement secondaire ($T_{ZII/III}$). Une comparaison entre les deux microstructures a montré que la présence des carbures fait augmenter cette température ($T_{ZII/III}$) alors qu'elle fait chuter la température de l'émergence de la zone primaire de cisaillement (T_{ZI}). Grâce à cette étude thermique, le bilan énergétique dans la zone de coupe pourrait être établi.

L'usinage dans les mêmes conditions de l'acier 100Cr6 dans différents états métallurgiques a montré que la morphologie du copeau évoluait en fonction de la dureté et de la microstructure du matériau. Le copeau est parfaitement continu et sans instabilité à la dureté de 45 HRc. A 55 HRc, le copeau se forme par localisation de déformation et il est en dents de scie pour une dureté d'environ 60 HRc. De plus, il est montré que l'absence des carbures favorise la formation de copeaux en dents de scie.

L'apparition de couche blanche sur la face arrière des copeaux et sur les surfaces usinées a été établie. Il est montré qu'elle est d'autant plus intense pour des vitesses élevées et plus homogène pour le cas sans carbure. Une similitude entre celles-ci et celles issues du cisaillement pur a été observée. Un cisaillement très localisé favorise la formation de couche blanche qui est accentuée par l'élévation de la température.

Notre étude assez riche en résultats en coupe 2D et 3D vient de compléter un domaine assez pauvre de la littérature. Elle a permis de comprendre le rôle de la microstructure sur l'usinabilité des aciers durs et la formation de copeau et de couches blanches, des phénomènes qui restent jusqu'à présent peu étudiés.

A partir cette étude, nous pouvons définir des conditions de coupe et un état métallurgique optimaux permettant d'obtenir de bons états de surface avec des gradients de contraintes favorables à l'augmentation de la résistance en fatigue des pièces usinées et de diminuer les efforts de coupe afin de réduire l'usure de l'outil et d'augmenter ainsi sa durée de vie.

Les travaux effectués pourront servir de base de données pour enrichir les simulations numériques et le développement de modèles de la coupe. La méthode d'identification des paramètres de la loi de comportement pourrait être améliorée en développant des méthodes d'optimisations permettant l'identification par méthode inverse. Il paraît intéressant :

-  D'introduire le phénomène de formation de couche blanche dans les modèles numériques (connaissant l'influence de la microstructure sur l'usinage des aciers durs) ;
-  D'utiliser ou de développer d'autres lois de comportement pour décrire par éléments finis la microstructure de matériau et de donner aux carbures et à la martensite leur orientation et leur loi de comportement ;
-  De réaliser différents traitements thermiques sur des aciers permettant d'obtenir différentes microstructure du matériau (avec des tailles de carbures différentes mais une même densité ou autres ...) ;
-  D'établir le bilan énergétique dans la zone de coupe.

De plus, nos travaux pourront être étendus à d'autres matériaux importants, tels que les alliages de Nickel (inconel 718 ou de type gamma et gamma prime) et de titane, utilisés pour les pièces de sécurités aéronautiques.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [Abrão 1997] A.M. Abrão, D.K. Aspinwall
Temperature evaluation of cutting tools during machining of hardened bearing steel using polycrystalline cubic boron nitride and ceramic cutting tools.
Material Science and Technology. Vol. 13, pp. 445-450 (1997).
- [Akan 2002] S. Akcan, S. Shah, S.P. Moylan, P.N. Chhabra, S. Chandraseksar, H.T.Y. Yang.
Formation of white layers in steels by machining and their characteristics.
Metallurgical and Materials Transactions: A. Vol. 33/4, pp. 1245-1254 (2002).
- [Albrecht 1960] P. Albrecht
New developpements in the theory of the metal cutting process. Part I, the ploughing process in metal cutting.
Journal of Engineering for Industry Transactions of ASME. Vol. 82; Série B, pp. 348-362 (1960).
- [Ambrogio 2006] G. Ambrogio, L. Filice, R. Shivpuri, D. Umbrello
Application of NN technique door predicting the residual stress profiles during hard turning of AISI 52100 steel.
The 9th International Conference on Material Forming. ESAFORM 2006. Glasgow, United Kingdom, pp. 595-598 (2006).
- [Babitsky 2003] V.I. Babitsky, A.N. Kalashnikov, A. Meadows, A.A.H.P Wijesundara
Ultrasonically assisted turning of aviation materials
Journal of Materials Processing Technology. Vol. 132, pp. 157-167 (2003).
- [Babitsky 2004] V.I. Babitsky, A.N. Kalashnikov, F.V. Molodtsov
Autoresonant control of ultrasonically assisted cutting.
Mechatronics. Vol. 14, pp. 91-114 (2004).
- [Badie-Levet 2004] D. Badie-Levet, P. Dal Santo, P. Robert
Mechanical and thermal behaviour of the tool-material couple in the process of turning with active cutting coolants and lubricants.
Proceeding of the 2nd International Conference on Tribology in Manufacturing Process (ITCMP). Vol. 1, pp.137-144 (June 2004).
- [Barbacki 2003] A. Barbacki, M. Kawalec, A. Hamrol
Turning and grinding as a source of microstructural changes in the surface layer of hardened steel.
Journal of Materials Processing Technology. Vol. 133, pp. 21-25 (2003).
- [Battaglia 2001] J-L. Battaglia, O. Cois, L. Puigsegur, A. Oustaloup
Solving an inverse heat conduction problem using a non-integer identified model.
International Journal of Heat and Mass Transfer. Vol. 44, pp. 2671-2680 (2001).
- [Belassel 1994] M. Belassel
Etude de la distribution des contraintes d'ordre I et II par diffraction des rayons X dans un acier perlitique.
Thèse Mécanique et Matériaux. ENSAM, N° d'ordre : 1994-01 (1994).
- [Berktoold 1992] A. Berktoold
Drehraümen gehärteter stahlwerkstoffe.
PhD thesis, RWTH Aachen, published in VDI – Verlag (1992).
- [Bissey 2005] S. Bissey
Développement d'un modèle d'effort de coupe applicable à des familles d'outils : cas du fraisage des aciers traités.
Thèse en procédé de fabrication. ENSAM, N° d'ordre : 2005-04 (2005).
- [Bittès 1993] G. Bittès.
Contribution à la connaissance des mécanismes fondamentaux liés à l'usinabilité des aciers de construction mécanique.
Thèse, Université de Toulon et du Var (1993).
- [Bosheh 2006] S.S. Bosheh, P.T. Mativenga
White layer formation in hard turning of H13 tool steel at high cutting speeds using CBN tooling.
International Journal of Machine Tools and Manufacture. Vol. 46/2, pp. 225-233 (2006).
- [Bouzid 1993] W. Bouzid
Etude expérimentale et numérique de la coupe orthogonale.
Thèse de Mécanique et Matériaux. ENSAM, N° d'ordre : 1993-20 (1993).
- [Bowden 1936] FP. Bowden, KEW. Ridler
The surface temperature of sliding metals.
Proceeding of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences. Vol. 154, pp. 640-656 (1936).

- [Blok 1938] H. Blok
Theoretical study of temperature rise at surfaces of actual contact under oiliness lubricating conditions.
Proceedings of General Discussion on Lubrication and Lubricants, Institute of Mechanical Engineers
London, p.22-235 (1938).
- [Brinksmeier 1999] E. Brinksmeier, T. Brockhoff
White layers in machining steels.
Proceedings of the 2nd International German and French Conference on High Speed Machining, pp. 7-13
(1999).
- [Capello 2005] E. Capello
Residual stresses in turning Part I: Influence of process parameters.
Journal of Materials Processing Technology 160 (2005) 221–228.
- [Changeux 2001] B. Changeux
Loi de comportement pour l'usinage. Localisation de la déformation et aspects microstructuraux.
Thèse de Mécanique et Matériaux. ENSAM, N° d'ordre : 2001-12 (2001).
- [Chou 1999] Y.K. Chou, C.J. Evans
White layers and thermal modelling of hard turned surface.
International Journal of Machine Tools and Manufacturing. Vol.39, pp. 1863–1881 (1999).
- [Chou 2005] Y. K. Chou, H. Song
Thermal modelling for white layer predictions in finish hard turning.
International Journal of Machine Tools & Manufacture. Vol. 45, pp. 481-495 (2005).
- [CIRTES 2004] Centre Européen de Prototypage Rapide et Outillage rapide
Plaquette de présentation du procédé ACTARUS, Surveillance de l'usinage.
Fiche produit. Saint-diés-des-Vosges. France (2004).
- [Constant 1992] A. Constant, G. Henry, J-C. Charbonnier
Principe de base des traitements thermiques thermomécaniques et thermochimiques des aciers.
Préface du Professeur Lacombe. Membre de l'Académie des Sciences. Ivry-sur-Seine (Val de Marne) :
PYC ED (1992).
- [Dahlman 2004a] P. Dahlman M. Escursell.
High-pressure jet-assisted cooling: a new possibility for near net shape turning of decarburized steel.
International Journal of Machine Tools and Manufacture, Vol.44, p. 10-115 (2004).
- [Dahlman 2004b] P. Dahlman, F. Gunnberg, M. Jacobson
The influence of rake angle, cutting feed and cutting depth on residual stresses in hard turning
Journal of Materials Processing Technology. Vol. 147/2, pp. 181-184 (2004).
- [Dale 2005] Dale W. Schwach, Y.B. Guo
Feasibility of producing optimal surface integrity by process design in hard turning.
Materials Science and Engineering A 395 (2005) 116–123.
- [Dalverny 1998] O. Dalverny
Vie tribologique à chaud et température interfaciale dans des contacts céramiques.
Thèse ENI de Tarbes. N° d'ordre : 1841 (1998).
- [Davies 1997] M.A. Davies, T.J. Burns, C.J. Evans
On the dynamics of chip formation in machining hard metals.
Annals of the CIRP. Vol. 46/1/1997, p. 25-30 (1997).
- [Dudzinski 1997] D. Dudzinski, A. Molinari
A modelling of cutting for viscoplastic materials.
International Journal of Mechanics Science. Vol. 39, pp. 369-389 (1997).
- [Eda 1981] H. Eda, K. Kishi, S. Hashimoto
The formation mechanism of ground white layers.
Bull. JSME 24 (190), pp. 743-747 (1981).
- [Elbestawi 1996] M.A. Elbestawi, A.K. Srivastava, T. El-Wardany
A model for chip formation when machining hardened steel.
Annals of the CIRP. Vol. 45/1, p. 71-76 (1996).
- [El Mansori 2004] M. El Mansori, V. Iordache, P. Seitier, D. Paulmier
Improving surface wearing of tools by magnetization when cutting dry.
Surface & Coatings Technology, 188-189, pp. 566-571 (2004).
- [El Mansori 2006] M. El Mansori, B. Klamecki
Magnetic Field Effects in machining Processes and on manufactured part mechanical characteristics.
Journal of Manufacturing Science and Engineering, 128 (2006).

- [El Wardany 1996] T.I. El-Wardany, E. Mohammed, M.A. Elbestawi
Cutting temperature of ceramic tools in high speed machining of difficult-to-cut materials.
International Journal of Machine Tools and Manufacture. Vol. 36, n° 5, pp.611-634 (1996).
- [El Wardany 2000] T.I. El-Wardany, H.A. Kishawy, M.A. Elbestawi
Surface integrity of die material in high-speed hard machining, part I: micrographical analysis,
Journal of Manufacturing Science and Engineering. Vol. 122, p. 620-631 (2000).
- [Eyre 1972] T.S. Eyre, A. Baxter,
The formation of white layers at rubbing surfaces.
Tribology 5. pp. 256–261 (1972).
- [Felder 1997] E. Felder
Procédé d'usinage.
Techniques de l'ingénieur, BM 7000, p. 1 - 15 (1997).
- [Field 1971] M. Field, J.F. Kahles
Review of surface integrity of machined components.
Keynote paper n°6. Annals of CIRP 20 (2), pp. 153-163(1971).
- [Follansbee 1988] P.S. Follansbee, U.F. Kocks
A constitutive description of the deformation of copper based on the use of the mechanical threshold stress as an internal state variable.
Acta Metallurgica. Vol. 36/1, pp. 81-93 (1988).
- [Furey 1964] M.J. Furey
Surface temperatures in sliding contact.
ASLE Trans. Vol. 7, pp. 133-46 (1964).
- [Germain 2006] G. Germain, F. Morel, J-L. Lebrun, A. Morel, B. Huneau
Surface integrity of laser assisted machining parts
The 9th International ESAFORM Conference on Material Forming ESAFORM, p. 615 - 618. Glasgow, United Kingdom. April 26-28, 2006.
- [Gilormini 1995] P. Gilormini
Modélisation de la coupe des métaux.
Techniques de l'ingénieur, Traité Mécanique et Chaleur, B 7041, pp. 1 - 11 (1994).
- [Gottwein 1925] K. Gottwein
Measurement of the temperatures in the turning of steels.
Maschinenbau. Vol. 4, pp. 1129-35 (1925).
- [Griffiths 1985] B.J. Griffiths
White layer formations at machined surface and their relationship to white layer formation at worn surfaces..
Journal of Tribology. Vol. 107, pp. 165-171 (1985).
- [Griffiths 1987] B.J. Griffiths
Mechanisms of white layer generation with reference to machining and deformation processes.
Journal of Tribology. Vol. 109, pp. 525-530 (1987).
- [Groover 1971] M.P. Groover, G.E. Kane
A continuing study in the determination of temperatures in metal cutting using remote thermocouple.
Journal of Engineering for Industry, pp. 603-608 (1971).
- [Guétari 2005] Y. Guétari
Vers une meilleure compréhension de la coupe. Aspect rhéologique et simulation numérique par l'approche X-FEM.
Thèse EC Nantes-Université de Nantes. N°ED 0367-217 (2005).
- [Guo 2005] Y.B. Guo, Dale W. Schwach
An experimental investigation of white layer on rolling contact fatigue using acoustic emission technique
International Journal of Fatigue. Vol. 27, pp. 1051-1061 (2005).
- [Guo 2006] Y.B. Guo, Q. Wen, K.A. Woodbury
Dynamic material behaviour modelling using internal state variable plasticity and its application in hard machining simulations.
Journal of Manufacturing Science and Engineering. Vol. 128, pp. 749-759 (2006).
- [Habak 2004] M. Habak, C. Fischer, J-L. Lebrun
Rôle de l'assistance jet d'eau haute pression sur les contraintes résiduelles de pièces en acier inoxydable austénitique usiné.
Journée du GFAC/SF2M, ENSAM Aix en Provence (2004).

- [Habak 2006a] M. Habak, J-L. Lebrun, S. Waldmann, P. Robert, and C. Fischer
Residual stress in high pressure water jet assisted turning of austenitic stainless steel.
Materials Science Forum. Vols. 524-525, pp. 581-586 (2006).
- [Habak 2006b] M. Habak, J-L. Lebrun, A. Braud, B. Huneau
Tournage cBN du 100Cr6 durci à 55HRC.
5èmes Journées de Mécanique. Résumé p158 - Publication sur CD Rom. École Militaire Polytechnique, Alger (2006).
- [Habak 2006c] M. Habak, J-L. Lebrun, B. Huneau, G. Germain, P. Robert
Effect of carbides and cutting parameters on the chip morphology and cutting temperature during orthogonal hard turning of 100Cr6 bearing steel with a cutting tool.
9th CIRP International Workshop on Modelling of Machining Operations. Bled, Slovenia, pp. 517-524 (2006).
- [Herbert 1926] E.G. Herbert
The measurement of cutting temperatures.
Proc. of the 1st Mech. E. (London). Vol. 1, pp. 289-329 (1926).
- [Hong 2001] S. Y. Hong, I. Markus, W. Jeong
New cooling approach and tool life improvement in cryogenic machining of titanium alloy Ti-6Al-4V.
International Journal of Machine Tools & Manufacture. Vol. 41, pp. 2245–2260 (2001).
- [Hou 1997] Z.B. Hou, R. Komanduri
Modelling of thermomechanical shear instability in machining.
International Journal Mechanics Science. Vol. 39, N°11, pp. 1273-1314 (1997).
- [Hua 2005] J. Hua, R. Shivpuri, X. Cheng, V. Bedekar, Y. Matsumoto, F. Hashimoto, T.R. Watkins
Effect of feed rate, workpiece hardness and cutting edge on subsurface residual stress in the hard turning of bearing steel using chamfer + hone cutting edge geometry.
Materials Science and Engineering A 394, pp. 238-248 (2005).
- [Huang 2003] Y. Huang, S.Y. Liang
Force modelling in shallow cuts with large negative rake angle and large nose radius tools – Application to hard turning.
International Journal of Advanced Manufacturing Technology. Vol. 22/9-10, pp. 626-632 (2003).
- [Jacobson 2002] M. Jacobson, P. Dahlman, F. Gunnberg
Cutting speed influence on surface integrity of hard turned bainite steel.
Journal of Materials. Processing Technology. Vol. 128, n°1-3, pp. 318-323 (2002).
- [Jaeger 1942] J.C. Jaeger
Moving sources of heat and the temperature at sliding contacts.
Proceeding of the royal Society of New South Wales. Vol. 76, pp. 203-224 (1942).
- [Johnson 1983] G.R. Johnson, W.H. Cook,
A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high rates and high temperatures,
Proceedings of the Seventh International Symposium on Ballistics, The Hague, the Netherlands, p. 541-547 (1983).
- [Joyot 1993] P. Joyot, R. Rakotomalala, M. Touratier
Modélisation de l'usinage formulée en Euler Lagrange Arbitraire
Journal Physics. Vol. 3, p1141-1144 (1993).
- [Kaminski 2000] J. Kaminski, B. Alvelid
Temperature reduction in the cutting zone in water-jet assisted turning.
Journal of Materials Processing Technology. Vol. 106, pp. 68-73 (2000).
- [Kishawy 1997] H.A. Kishawy, M.A. Elbestawi
Effect of process parameters on chip formation when machining hardened steel.
International Mechanical Engineering Congress and Expansion, ASME-MED 6-2, Dallas, Texas, p. 62-66 (1997).
- [Kitagawa 1988] T. Kitagawa, K. Katsuhiko, A. Kudo
Plasma hot machining for high hardness metals.
Bulletin Japon Society of Precision Engineering. Vol.22, n°2, pp. p145-151 (1988).
- [Komanduri 1981] R. Komanduri, R.H. Brown
The mechanics of chip segmentation in machining.
ASME. Journal of Engineering for Industry. Vol. 103, pp. 33-51 (1981).
- [Komanduri 1982] R. Komanduri, T. Schroeder, B.F. Von Turkovich, J. Hazra, D.G. Flom
On the catastrophic shear instability in high speed machining of AISI 4340 steel.
Trans. ASME. Journal of Engineering for Industry. Vol. 104, pp. 121-131 (1982).

- [Komanduri 2001] R. Komanduri , Z.B. Hou
A review of the experimental techniques for the measurement of heat and temperatures generated in some manufacturing processes and tribology.
Tribology International. Vol. 34, pp. 653-682 (2001).
- [Kovačević 1995] R. Kovačević, C. Cherukuthota, M. Mazurkiewicz
High pressure water jet cooling/lubrication to improve machining efficiency in milling.
International Journal of Machine Tools and Manufacture. Vol. 35, n°10, pp. 1459-1473 (1995).
- [Laheurte 2004] R. Laheurte
Application de la théorie du second gradient à la coupe des matériaux.
Thèse de Mécanique. Université de bordeaux, N° d'ordre : 2935 (2004).
- [Lazard 2004] M. Lazard, P. Corvisier
Modelling of a tool during turning Analytical prediction of the temperature and of the heat flux at the tool's tip.
Applied Thermal Engineering. Vol. 24, pp. 839-849 (2004).
- [Lebrun 2001] J.L. Lebrun
Détermination des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X. Partie I : cas général.
Cours contraintes résiduelles. LPMI-ENSAM/CER d'Angers (Version 2001).
- [Le Calvez 1995] C. Le Calvez
Etude des aspects thermiques et métallurgiques de la coupe orthogonale d'un acier au carbone.
Thèse de Mécanique et Matériaux. ENSAM, N° d'ordre : 1995-48 (1995).
- [Lee 1951] E. H. Lee, B. W. Schaffer
The theory of plasticity applied to a problem of machining.
Journal of applied mechanics, pp. 405-413 (December 1951).
- [Lesourd 1996] B. Lesourd
Etude et modélisation des mécanismes de formation de bandes de cisaillement intense en coupe des métaux. Application au tournage assisté laser et de l'alliage de titane TA6V.
Thèse EC Nantes, ED 82 – 174 (1996).
- [Ling 1963] FF. Ling, TE. Simkins
Measurement of point wise junction condition of temperature at the interface of two bodies in sliding contact.
Trans ASME, J Basic Engineering. Vol. 85, pp. 481-6 (1963).
- [Lo Casto 1989] S. Lo Casto, E. Lo Valvo, F. Micari
Measurement of temperature distribution within tool in metal cutting experimental tests and numerical.
Journal of mechanical working technology. Vol. 20, pp. 35-46 (1989).
- [Maeder 1990a] G. Maeder, J.L. Lebrun, J.M. Sprauel
Détermination par diffraction des rayons X des contraintes internes. Aspects macro et microscopiques.
Physique et mécanique de la mise en forme des matériaux, Edition presses du CNRS-IRSID, PP. 135-155, Ecole d'été d'Oléron (1990).
- [Maeder 1990b] G. Maeder, J.L. Lebrun
Contraintes résiduelles et mise en forme.
Physique et mécanique de la mise en forme des matériaux, Edition presses du CNRS-IRSID, PP. 616-624, Ecole d'été d'Oléron (1990).
- [Matsumoto 1986] Y. Matsumoto, M. M. Barash, C. R. Liu
Effect of Hardness on the Surface Integrity of AISI 4340 Steel
Journal of Engineering for Industry. Vol. 108/3, pp. 169-175 (1986).
- [Matsumoto 1987] Y. Matsumoto, M.M. Barash, C.R. Liu
Cutting mechanism during machining of hardened steel.
Materials Science and Technology. Vol. 13, pp. 229-305 (1987).
- [Merchant 1945a] M.E. Merchant
Mechanics of the metal cutting process I. Orthogonal cutting and a type 2 chip.
Journal of applied physics. Vol. 16, N° 5, pp. 267-275 (1945).
- [Merchant 1945b] M.E. Merchant
Mechanics of the metal cutting process II. Plasticity conditions in orthogonal cutting.
Journal of applied physics. Vol. 16, N° 6, pp. 318-324 (1945).
- [Mkaddem 2006] A. Mkaddem, M. Habak, J-L. Lebrun
Couple damage-plasticity prediction model of residual stress in sheet forming processes.
Far East Journal of Applied Mathematics. Vol. 23, n°1, pp. 91-112 (2006).

- [Molinari 1992] A. Molinari, D. Dudzinski
Stationary shear band in high speed machining.
Journal of Mechanics of Solid, pp. 399-405 (1992).
- [Montheillet 1996] F. Montheillet
Métallurgie en mise en forme.
Technique de l'ingénieur. M600 (1996).
- [Moufki 1998] A. Moufki, A. Molinari, D. Dudzinski
Modelling of orthogonal cutting with a temperature dependent friction law.
Journal Mechanics and Physics Solids. Vol. 46, n°10, pp. 2103-2138 (1998).
- [Moufki 2000] A. Moufki, D. Dudzinski, A. Molinari and M. Rausch
Thermoviscoplastic modelling of oblique cutting: forces and chip flow predictions.
International Journal of Mechanical Sciences. Vol. 42, N°6, pp.1205-1232 (2000).
- [MSaoubi 1998a] R. M'Saoubi
Aspects thermiques et microstructuraux de la coupe. Application à la coupe orthogonale des aciers austénitiques.
Thèse de Mécanique et Matériaux. ENSAM, N° d'ordre : 1998-09 (1998).
- [MSaoubi 1998b] R. M'Saoubi, J.L. Lebrun, B. Changeux.
A new method for cutting tool temperature measurement using CCD infrared technique: influence of tool and cutting.
Machining Science and Technology. Vol. 2. (1998).
- [MSaoubi 1999] R. M'Saoubi, J.C. Outeiro, B. Changeux, J-L. Lebrun, Morao Dias.
Residual stress analysis in orthogonal machining of standard and resulfurized AISI 316L steels.
Journal of Materials Processing Technology. Vol. 96, pp. 225-233 (1999).
- [MSaoubi 2004] R. M'Saoubi, H. Chandrasekaran.
Investigation of the effects of tool micro-geometry and coating on tool temperature during orthogonal turning of quenched and tempered steel
International Journal of Machine Tools & Manufacture. Vol. 44, pp. 213-224 (2004).
- [Nakayama 1974] K. Nakayama
The formation of saw-toothed chip in metal cutting.
Proc. Of Int. Conf. on Production Engineering. Part I, pp. 572-577. Tokyo (1974).
- [Norme 1994] *Couple Outil-Matière : Domaine de Fonctionnement des Outils Coupants.*
Norme AFNOR NF E 66-520, Vol. 1 à 6 (1994).
- [Outwater 1952] JO. Outwater, MC. Shaw
Surface temperatures in grinding.
Trans ASME. Vol. 74, pp. 73-86 (1952).
- [Oxley 1989] P.L.B. Oxley
Mechanics of machining.
Ellis Harwood Ltd, Chichester, England (1989).
- [Pantale 1996] O. Pantale
Modélisation et simulation tridimensionnelles de la coupe des métaux
Thèse de l'Université de Bordeaux I, N220-PAN (1996).
- [Paris 1994] J.Y. Paris
Discontinuité de comportement en frottement et usure d'une zircone quadratique polycristalline.
Thèse INP de Toulouse. N° d'ordre : 973 (1994).
- [Pomey 1971] J. Pomey
Phénomènes de mécanique physique qui régissent la coupe des métaux.
Méca. Mat. Elect., Vol. 256, pp. 8 - 36 (1971).
- [Poulachon 1999] G. Poulachon
Aspects phénoménologiques, mécaniques et métallurgiques en tournage c-BN des aciers durcis. Application : usinabilité de l'acier 100Cr6.
Thèse de Mécanique et Matériaux. ENSAM, N° d'ordre : 1999-14 (1999).
- [Poulachon 2002] G. Poulachon, A.L. Moisan, M. Dessoly
A contribution to the study of the cutting mechanisms in hard turning
Mécanique & Industries 3, pp. 291–299, (2002).

- [Poulachon 2004] G. Poulachon
Usinabilité des matériaux difficiles. Application aux aciers durcis.
Techniques de l'ingénieur, BM 7048, pp. 1 - 18 (2004).
- [Poulachon 2005] G. Poulachon, A. Albert, M. Schluraff, S. Jawahir
An experimental investigation of work material microstructure effects on white layer formation in PCBN hard turning.
International Journal of Machine Tools and Manufacture. Vol. 45, pp. 211-218 (2005).
- [Puigsegur 2002] L. Puigsegur
Caractérisation thermique d'un procédé d'usinage par tournage. Approche analytique et par identification se systèmes non entiers.
Thèse de Mécanique, Université de Bordeaux I, N° d'ordre 2543 (2002).
- [Ramesh 2005] A. Ramesh, S.N. Melkote, L.F. Allard, L. Riestler, T.R. Watkins
Analysis of white layers formed in hard turning of AISI 52100 steel
Materials Science and Engineering A 390, pp. 88–97 (2005).
- [Rech 2002] J. Rech
Contribution à la compréhension des modes d'actions tribologiques et thermiques des revêtements en usinage
Thèse de Mécanique. ENSAM, N° d'ordre : 23 (2002).
- [Rech 2003] J. Rech, A. Moisan
Surface integrity in finish hard turning of case-hardened steels.
International Journal of Machine Tools & Manufacture. Vol. 43 (2003) 543–550.
- [Rmadna 2001] M. Rmadna
Le comportement du système usinant en tournage dur. Application au cas d'un acier trempé usiné avec des plaquettes CBN (Nitrure de Bore Cubique).
Thèse INSA de Lyon. 01 ISAL 00 22 (2001).
- [Rosseto 1971] S. Rosseto, U. Koch
An investigation of temperature distribution on tool flank surface.
Annals of the CIRP, Vol. XVIV, pp. 551-557 (1971).
- [Sasahara 2005] H. Sasahara
The effect on fatigue life of residual stress and surface hardness resulting from different cutting conditions of 0.45%C steel
International Journal of Machine Tools & Manufacture. Vol. 45, pp. 131-136 (2005).
- [Schreiber 1987] E. Schreiber, H. Schlicht
Residual stresses after turning of hardened components.
Residual stresses in science and technology. Vol. 2, pp. 853-860 (1987).
- [Shaw 1976] M.C. Shaw
Assessment of machinability
Machinability, vol. 11 ISI special report 94, the Iron steel, Institute, London (1976).
- [Shaw 1994] M.C. Shaw, A. Vyas
Heat-affected zones in grinding steel.
Annals of the CIRP 43 (1), pp. 279-282 (1994).
- [Shirakashi 1994] Shirakashi, Sasahara, Obikawa, Wada
The Analytical Prediction of Residual Stress within Machined Sublayer and Its Effect on Accuracy.
International Journal Japan Soc. Prec. Eng. Vol. 28, n°3, pp.200-205 (1994).
- [Shet 2003] C. Shet, X. Deng, A. E. Bayoumi
Finite element simulation of high-pressure water-jet assisted metal cutting.
International Journal of Mechanical Sciences. Vol. 45, pp.1201-1228 (2003).
- [Shore 1925] H. Shore
Thermoelectric measurement of cutting tool temperatures.
Journal of Washington Academic Sciences. Vol. 15, pp. 85-8 (1925).
- [Seco 2006] Secomax PCBN
Technical guide. Seco (2006).
- [Semiatin 1984] S.C. Semiatin, J.J. Jonas
Formability and workability of metals: plastic instability and flow localization.
American Society for Metals, Metals Park, Ohio, p.627 (1984).

- [Snoeys 1978] R. Snoeys, M. Maris, J. Peters,
Thermally induced damage in grinding.
Annals of the CIRP 27 (2) 571-581 (1978).
- [Steinberg 1979] D.J. Steinberg, S.G. Cochran, M.W. Guinan,
A constitutive model for metals applicable at high-strain rate,
Lawrence Livermore National Laboratory, UCRL-80465, Revision 2, (1979).
- [Tarasov 1946] L.P. Tarasov
Detection, causes and prevention of injury in ground surfaces.
Trans. ASME. Vol. 36, pp. 389-451 (1946).
- [Thiele 2000] J. D. Thiele, S. N. Melkote, R. A. Peascoe, T. R. Watkins
Effect of cutting edge geometry and Workpiece Hardness on Surface Residual Stresses in finish hard turning of AISI 52100 steel.
ASME Journal of Manufacturing Science and Engineering, Vol. 122, pp. 642-649 (2000).
- [TraMetal 2002] TraMetal
Outils CBN : ils usinent dur et chassent la rectification.
TraMetal : Outils coupants, pp. 7-18 (novembre 2002).
- [Trent 1981] E.M. Trent and E.F. Smart
Distribution de la température dans les outils de coupe des aciers.
Matériaux et techniques (août-Sept 1981).
- [Trent 1991] E. M. Trent
Métal cutting, 3^{ème} édition
Butterworth-Heinemann (1991).
- [Trigger 1948] K.J. Trigger
Progress report no. 1 on chip-tool interface temperatures.
Trans ASME. Vol. 70, pp. 91-8 (1948).
- [Trigger 1949] K.J. Trigger
Progress report no. 2 on chip-tool interface temperatures.
Trans ASME. Vol. 71, pp. 163-74 (1949).
- [Turley 1975] D.M. Turley
Nature of the white-Etching surface layers produced during reaming of ultra-high strength steel.
Materials Science and Engineering. Vol. 19, pp. 79-86 (1975).
- [Umbrello 2004] D. Umbrello
FE – Analysis of machining processes: Innovative experimental techniques for results assessing.
Ph. D Thesis. University of Calabria. Italie (2004).
- [Vyas 1999] A. Vyas, M.C. Shaw
Mechanics of saw-tooth chip formation in metal cutting.
Journal of Manufacturing Science and Engineering, vol. 121, p. 163-172, (1999).
- [Wakabayashi 1984] M. Wakabayashi
X-Ray measurement of residual stress in machined layer.
Proc. 21st X-ray symp. Mech. Bech. Mat. Kyoto, pp. 13-18 (1984).
- [Warren 2006] A.W. Warren, Y.B. Guo, M.L. Weaver
The influence of machining induced residual stress and phase transformation on the measurement of subsurface mechanical behaviour using nanoindentation
Surface & Coatings Technology. Vol. 200, pp. 3459-3467 (2006).
- [Wright 1978] P.K. Wright
Correlation of tempering effects with temperature distribution in steel cutting tools.
Trans ASME, Journal of Engineering for Industry. Vol.100, p. 131-136 (1978).
- [Zener 1944] C. Zener, J. Hollomon
Effect of strain rate upon plastic flow of steel.
Journal of Applied Physics. Vol. 15, pp. 22-32 (1944).
- [Zerilli 1987] F.J. Zerilli, R.W. Armstrong,
Dislocation-mechanics-based constitutive relations for materials dynamics calculations.
Journal of Applied Physics. Vol. 61/5, p. 1816-1825 (1987).
- [Zurecki 2003] Zbigniew Zurecki, Ranajit Ghosh, and John H.
Investigation of white layers formed in conventional and cryogenic hard turning of steels.
International Machine Engineering Congress and Exposition. Washington, D.C. 16-21 (2003).

LSITE DES FIGURES

Figure I-3.	Représentation de la pointe de l'outil (plans et angles en main sur un outil de chariotage).....	5
Figure I-4.	Exemple de l'évolution de l'angle de coupe avec les caractéristiques du matériau d'outil.....	6
Figure I-5.	Représentation de la coupe tridimensionnelle (chariotage).....	6
Figure I-6.	Représentation de la coupe 2D (coupe orthogonale).....	6
Figure I-7.	Principe de l'usinage assisté jet d'eau haute pression.....	7
Figure I-8.	Principe de l'assistance magnétique.....	9
Figure I-9.	Les différentes zones de déformation lors de la formation d'un copeau en coupe orthogonale.....	10
Figure I-10.	Formes macrographiques de copeaux classées selon la norme ISO DIS 3685.....	11
Figure I-11.	Copeau continu ($V_c = 100\text{m/min}$, $f = 0,2\text{ mm/tr}$).....	11
Figure I-12.	Copeau avec arête rapportée.....	12
Figure I-13.	Copeau discontinu.....	12
Figure I-14.	Copeau d'acier inoxydable de géométrie continue.....	13
Figure I-15.	Différentes étapes de la genèse du copeau en dent de scie obtenu par des essais de coupe interrompue.....	14
Figure I-16.	Exemples de couches blanches obtenues en usinage dur (100Cr6 sans carbure, 55 HRc).....	15
Figure I-17.	Efforts de coupe selon Albrecht.....	19
Figure I-18.	Chronogramme sur la modélisation de la coupe d'après.....	21
Figure I-19.	Distribution des flux de chaleur générés par en coupe orthogonale.....	22
Figure I-20.	Plaquette instrumentée CIRTES.....	25
Figure I-21.	Principe d'identification de la fonction de transfert thermique et de l'évaluation du flux de chaleur durant l'usinage.....	26
Figure I-22.	Exemple de résultats obtenus par Le Calvez.....	28
Figure I-23.	Exemple de cartographies thermiques obtenues par Changeux.....	29
Figure I-24.	Ordres de contraintes résiduelles.....	30
Figure I-25.	Géométrie de diffraction.....	31
Figure I-26.	Coordonnées de la direction de mesure n dans le repère principal des déformations.....	32
Figure I-27.	Exemple de profil de contraintes résiduelles obtenues lors de l'usinage de l'acier 316 L.....	33
Figure I-28.	Schéma des différentes composantes de l'effort de coupe.....	36
Figure II-1.	Microstructure "MEB" du 100Cr6 à l'état brut de livraison (recuit).....	39
Figure II-2.	Observation MEB du 100Cr6 avec carbures (55 HRc).....	39
Figure II-3.	Observation MEB du 100Cr6 sans carbure (55 HRc).....	40
Figure II-5.	Analyse de phases obtenue sur un acier 100Cr6 durci à 55 HRc.....	41
Figure III-1.	Différentes géométries de préparation d'arête en CBN d'après.....	78
Figure III-2.	Etapes de fabrication des outils CBN.....	78
Figure III-3.	Exemples de relevés d'efforts de coupe mesurés avec la platine Kistler.....	79
Figure III-4.	Description de l'émergence des différentes zones de cisaillement (ZI, ZII, ZIII) observés sur les cartographies de températures.....	80
Figure III-5.	Tour RAMO instrumenté pour nos expériences.....	80
Figure III-6.	Représentation du nombre d'essais effectués par tube.....	81
Figure III-7.	Représentation schématique de la plaquette utilisée en chariotage.....	82
Figure III-8.	Exemples d'essais réalisés pour déterminer la répétabilité de mesure des efforts de coupe en chariotage carbure à 54 HRc (cBN revêtu).....	82
Figure III-10.	Evolution de la pression de coupe en fonction de la vitesse de coupe.....	85
Figure III-11.	Evolution des efforts de coupe en fonction de la vitesse de coupe.....	87
Figure III-12.	Evolution des efforts de coupe et de la pression spécifique en fonction de l'avance.....	87
Figure III-13.	Evolution de la pression spécifique de coupe et des efforts de coupe en fonction de la profondeur de passe.....	88
Figure III-14.	Evolution de (a) la pression spécifique de coupe et (b) des efforts de coupe en fonction de la dureté.....	89
Figure III-15.	Evolution des efforts de coupe et de la pression spécifique de coupe en fonction de la vitesse de coupe et de l'état métallurgique du matériau usiné à 55 HRc.....	89
Figure III-16.	Dispositif de mesure de rugosité.....	91
Figure III-17.	Critères de rugosité.....	91
Figure III-18.	Evolution des rugosités en fonction de la vitesse de coupe.....	92
Figure III-19.	Evolution des rugosités en fonction de l'avance de l'outil.....	92
Figure III-20.	Evolution de la rugosité en fonction de la profondeur de passe.....	93
Figure III-21.	Evolution des rugosités en fonction de la dureté du matériau usiné.....	94
Figure III-22.	Evolution de la rugosité en fonction de la présence de carbures pour différentes vitesses de coupe.....	94
Figure III-23.	Direction d'analyse de contraintes résiduelles (directions σ_{xx} et σ_{yy}).....	95
Figure III-24.	Diffractomètre à rayon X utilisé pour l'analyse des contraintes résiduelles.....	96
Figure III-25.	Définition des points caractéristiques à analyser.....	97
Figure III-26.	Evolution des contraintes résiduelles à la surface et des largeurs de corde avec la vitesse de coupe.....	98
Figure III-28.	Influence de l'avance sur les contraintes et les largeurs de corde à l'extrême surface.....	100
Figure III-29.	Influence de l'avance sur les gradients de contraintes et des largeurs de corde.....	101
Figure III-30.	Influence de la profondeur de passe sur les gradients de contraintes et des largeurs de corde.....	102
Figure III-31.	Influence de la dureté sur les contraintes et les largeurs de corde en extrême surface.....	102
Figure III-32.	Influence de la dureté sur les gradients de contraintes axiales et des largeurs de corde.....	103
Figure III-33.	Influence des carbures sur les contraintes et les largeurs de corde en extrême surface.....	104
Figure III-36.	Influence du revêtement sur les contraintes axiale et circonférentielle et les largeurs de corde en extrême surface.....	106
Figure III-37.	Exemple de cartographie obtenue par caméra CCD-PIR en chariotage.....	110
Figure III-38.	Paliers utilisés pour réaliser les essais de coupe orthogonale.....	111
Figure III-39.	Géométrie générale d'une plaquette utilisée en coupe orthogonale.....	112

LISTE DES TABLEAUX

Tableau II-1.	Composition chimique de l'acier 100Cr6.	38
Tableau II-2.	Température de revenu et valeurs de duretés correspondantes.	39
Tableau II-3.	Température de transformation et valeurs de duretés correspondantes.	40
Tableau II-4.	Caractéristiques de la plaquette CBN300.	44
Tableau II-5.	Evolutions du coefficient de frottement en fonction des paramètres d'essais.	52
Tableau II-6.	Conditions expérimentales pour les essais de compression quasi-statique.	56
Tableau II-7.	Caractéristique du banc Hopkinson.	59
Tableau II-8.	Conditions expérimentales pour les essais en dynamique des éprouvettes chapeaux.	62
Tableau II-9.	Paramètres de la loi Johnson-Cook identifiés avec les essais sur éprouvettes "chapeau" pour chaque état métallurgique étudié.	70
Tableau II-10.	Constantes de la loi de Johnson-Cook d'après la littérature.	74
Tableau II-11.	Evolutions de la couche blanche en fonction des paramètres d'essais.	75
Tableau III-1.	Caractéristiques géométriques des plaquettes utilisées en chariotage.	81
Tableau III-2.	Caractéristiques physiques des plaquettes utilisées en chariotage.	82
Tableau III-3.	Conditions expérimentales de coupe retenues pour les essais de chariotage.	83
Tableau III-4.	Exemples de calculs qui ont permis d'estimer les écarts de mesures.	83
Tableau III-5.	Résumé des résultats obtenus.	90
Tableau III-6.	Comparaison entre les rugosités mesurées et calculées.	93
Tableau III-7.	Résumé des évolutions de Ra et Rt en fonction des conditions de coupe.	95
Tableau III-8.	Exemple sur l'état initial des différents tubes 100Cr6 durcis utilisés pour les essais de chariotage.	96
Tableau III-9.	Paramètres utilisés pour l'analyse des contraintes résiduelles.	97
Tableau III-10.	Analyse tensorielle en surface en fonction des vitesses de coupe.	99
Tableau III-11.	Influence de la vitesse de coupe sur le gradient de contraintes et les largeurs de corde.	100
Tableau III-12.	Résumé sur l'influence des conditions d'essai sur les contraintes résiduelles.	104
Tableau III-13.	Conditions expérimentales utilisées pour étudier l'effet du revêtement.	105
Tableau III-14.	Récapitulatif de l'effet du revêtement sur les efforts de coupe et intégrité de surface.	107
Tableau III-15.	Caractéristiques géométriques de la plaquette cBN utilisée en coupe 2D.	112
Tableau III-16.	Caractéristiques physiques de la plaquette utilisée.	112
Tableau III-17.	Conditions expérimentales de coupe retenues pour les essais de coupe 2D.	112
Tableau III-18.	Eléments de comparaison des résultats obtenus sur les efforts et la température de coupe.	125
Tableau III-19.	Bilan de l'influence des carbures et de la dureté sur la coupe.	137

ANNEXE 1 : USINAGE ASSISTE JET D'EAU HAUTE PRESSION ET SON INFLUENCE SUR LES CONTRAINTES RESIDUELLES

Materials Science Forum Vols. 524-525 (2006) pp. 581-586
 online at <http://www.scientific.net>
 © (2006) Trans Tech Publications, Switzerland



Residual stress in high pressure water jet assisted turning of austenitic stainless steel

Malek HABAK^{1,a}, Jean-Lou LEBRUN^{1,b}, Stefan WALDMANN^{1,2,c}, Patrick ROBERT^{1,d} and Cyril FISCHER^{1,e}

¹LPMI/EPPM- EA 1427. ENSAM. 2, Bd du Ronceray. BP 93525. 49035 Angers Cedex 1. France.

²Institut für Werkstofftechnik, Universität Kassel Mönchebergstr. 334109 Kassel. Germany.

^amalek.habak@angers.ensam.fr, ^bJean-lou.LebRUN@angers.ensam.fr,

^cWaldmann@etudiants.ensam.fr, ^dPatrick.Robert@angers.ensam.fr,

^ecyril.fischer@angers.ensam.fr

Keywords: Austenitic stainless steel, jet assisted turning, high pressure, and residual stresses.

Abstract. In this paper, the effect of a high pressure water jet, directed into the tool chip interface, on surface residual stresses and chip shape, in face turning of AISI 316L stainless steel has been investigated. Tests have been carried out with a standard cutting tool. This tool is not specifically meant for the machining of this type of material. The cutting speeds used were 80 m/min and 150 m/min, with a constant feed rate of 0.1 mm/rev and a constant cutting depth of 0.1 mm. Three jet pressures were used: 20, 50 and 80 MPa. Residual stress profiles have been analysed using the X-ray diffraction method in both longitudinal and transversal directions. The results show that by using a high pressure jet directed into the tool-chip interface, it is possible to create a well fragmented chip in contrast to the continuous chip formed using dry turning. It is also possible to control the chip shape and increase tool life. When the jet pressure is increased the residual stress at the surface decreases however it is increased by an increase in cutting speed. It can be concluded that surface residual stresses can be reduced by the introduction of a high pressure water jet. A reduction in the residual stress value by about 20 to 40 % can be observed when using high pressure water jet assisted turning compared to dry turning. Also, it has been observed that the jet pressure does not have a great influence on the depth affected by residual stress and by hardening.

Introduction

Turning introduces on the surface of workpiece a residual stress gradient that is critical for the components life, its fatigue behaviour, and corrosion resistance. The generation mechanisms of the residual stresses are very complex and generally result from a coupling between thermal, mechanical and metallurgical effects intervening in the cutting zone during the generation of the chips [1-7]. It is thus necessary to know the gradient of residual stresses after machining. The study of these gradients makes it possible to characterize the surface integrity.

Austenitic stainless steels find extensively applications thanks to their excellent physical and metallurgical properties. Unfortunately these same properties result in relatively poor machinability [1,8,9]. Hence, the cutting of these materials requires the use of new processes that make it possible to break chips, to improve the tool life and the quality of surface machining. High pressure jet assisted turning (HPWJAT) is one of the main methods used for these purposes. Some studies have shown that this technique leads to control of the chip shape [10,12]. With this process, it is not only a question of lubricating the cutting zone, but of directing a high pressure water jet between the tool and chip to create a hydraulic corner. This improves chip breakage.

Different studies have been carried out to determine the effect of cutting fluids on tool wear mechanisms, chip shapes and surface roughness obtained after machining [10-14]. The effects of high and ultra-high pressure water jets directed into the tool chip interface on tool temperature, cutting forces, chip shape and surface roughness in turning have been explored by [15]. The results show a significant reduction in the tool edge temperature of about 40 to 45%. This author concluded

that the water jet can be used to obtain good heat dissipation, to control the chip forming process, and to change the cutting process by changing the frictional conditions. The simulation of high pressure water jet assisted orthogonal cutting has been carried out by Shet et al. [15]. In this study, the water is injected directly into the tool-chip interface through a small hole on the rake face of the tool. Simulation shows a fall in temperature, cutting force and residual stresses for water-jet assisted cutting conditions.

Indeed, in spite of the great number of studies relating to machining, little of them treat high pressure water jet assisted turning methods and their effect on the residual stresses. In this study, the effect of high pressure water jet assisted turning (HPWJAT) on residual stresses is investigated and the analysis of the physical mechanisms intervening in the generation of the chip and on the surface of machined workpiece is carried out.

Experimental procedure

Face turning experiments were conducted on a numerically controlled lathe (RAMO RACN20). Cylinders of austenitic stainless steel (AISI 316L) with a diameter of 110mm were selected for the study. The chemical composition of this material is presented in table 1.

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	S	P	Nb	Co	Cu	V	Sn	Ti
0.031	0.509	1.764	10.561	17.493	2.107	0.024	0.026	0.042	0.114	0.433	0.084	0.021	0.009

Table 1. Chemical analysis of AISI 316L (steel used for this work)

Cutting tests were conducted at 80 m/min and 150 m/min cutting speeds (V_c), at a feed rate (f) of 0.1 mm/rev and with a cutting depth (a_p) of 1 mm. Experiments were carried out under dry turning conditions and with high pressure water jet assisted turning (HPWJAT). Three jet pressures were used: 20, 50 and 80 MPa. An external high pressure pump was used to provide the high jet pressure. A standard orifice of 6 mm in diameter was fixed on the tool holder. The jet was directed into the tool chip interface as shown in fig. 1.

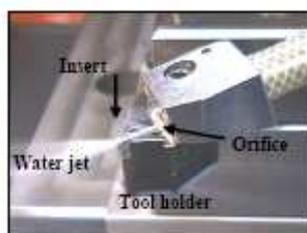


Fig.1. Principle of high pressure jet assisted turning

A standard tool insert was chosen for all tests. The insert reference is TCMW16T304H13 from Sandvik (this tool is not normally suitable of the machining of austenitic stainless steels).

For all tests, chips shape were examined and their microstructures were observed using an optical microscope.

Residual stresses, which depend on the cutting speed and jet pressure, were investigated. The residual stress profile and Mean X-ray diffraction peak width have been analysed using a portable X-ray diffractometer from Proto-XRD, and successively removing the surface layer of the workpiece by electropolishing. The stresses were analysed in longitudinal (circumferential) σ_{xx} and

transversal directions (radial) σ_{yy} (see fig. 2). The parameters used to measure the stresses are given in table 2.

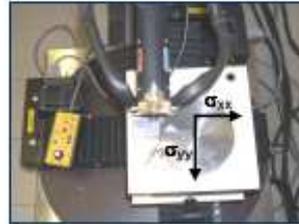


Fig.2. Residual stresses were analysed by x-ray diffraction in σ_{xx} and σ_{yy} directions.

Test material	Collimator [mm]	Wavelength [nm]	Radiation	Bragg angle 2θ [°]	hkl	1/2 S2 [MPa ⁻¹]	-S1 [MPa ⁻¹]
Fe γ	2	0.210	Mn_K α	152.3	311	6.531×10^{-6}	1.429×10^{-6}

Table 2. Parameters used for the X-ray analysis

Results and discussions

Chip morphology. An example of different chip shapes obtained in dry and HPWJA turning for the different test conditions are presented in Fig. 3a.

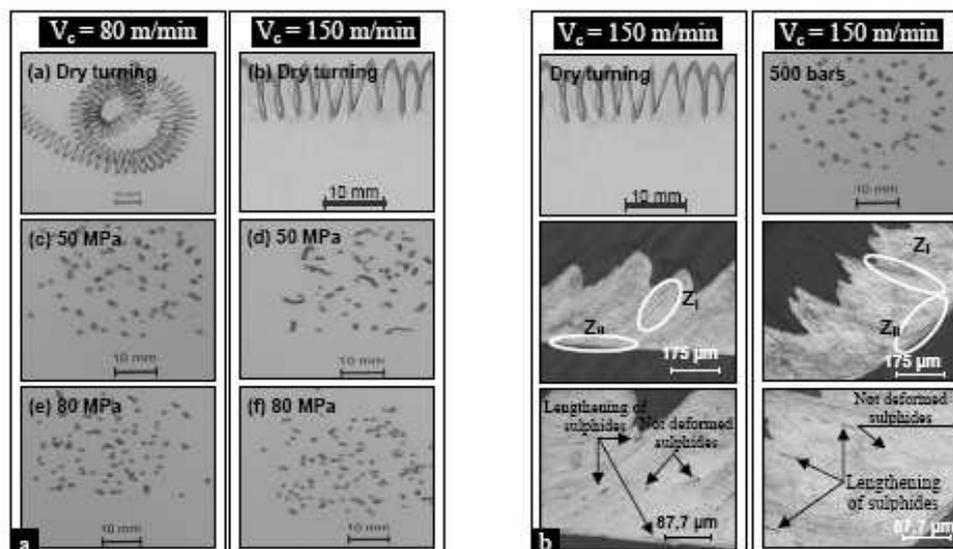


Fig. 3. Chip shape and microstructure obtained by dry turning and HPWJAT at $V_c=150$ m/min and $f=0.1$ mm/rev. (a) Chip shapes and (b) Chip micrographies.

It can be concluded that for dry turning, the chips were not broken at cutting speeds of 80m/min and 150m/min. In the case of HPWJAT, it was noted that jet pressure has a strong influence on chip geometry. The typical chip microstructure obtained using HPWJAT for a cutting speed of $V_c = 150$ m/min and a feed rate of $f = 0.1$ mm/rev at three different jet pressure values $P = [20, 50, 80]$ MPa are shown in Fig. 3a. It can be observed that when using dry turning, the chips were curled and not broken. With the same parameters in HPWJAT, good chip control was provided. It can be concluded that the introduction of a high pressure jet into the tool-chip interface, makes it possible

to break the chips into the desired shape and to evacuate the chips without altering the workpiece surface.

Fig.3b shows the typical chip microstructure obtained for a cutting speed of $V_c = 150$ m/min and a feed rate of $f = 0.1$ mm/rev by dry turning. The chip microstructure presented in fig. 3b show intense shearing action in the case of HPWJAT and that the sulphur particles were strongly deformed in the primary (Z_I) and secondary (Z_{II}) shearing zones. The chip microstructure show intense shearing indicated by the big serrations. When the high pressure jet is applied, friction is reduced at the tool-chip interface due to the formation of a cushioning layer which prevents close contact at the tool-chip interface, and consequently leads to the bending and breakage of the chips. These experimental results highlight the advantages of the HPWJAT in terms of chip fragmentation.

Residual stresses. In this section, depth profiles of the residual stress on the machined workpiece are plotted for HPWJAT and dry turning for different cutting conditions ($V_c = 80$ m/min and 150 m/min). As shown in fig. 4, the residual stress profiles can be divided into 2 regions. The region closest to the surface of the workpiece (A_1) which is affected by longitudinal tensile stresses and the compressive region. In this figure, the same evolution between the longitudinal σ_{xx} and transversal σ_{yy} stresses (see fig. 4) can be observed. Hence, the longitudinal stress profiles are not discussed in the following.

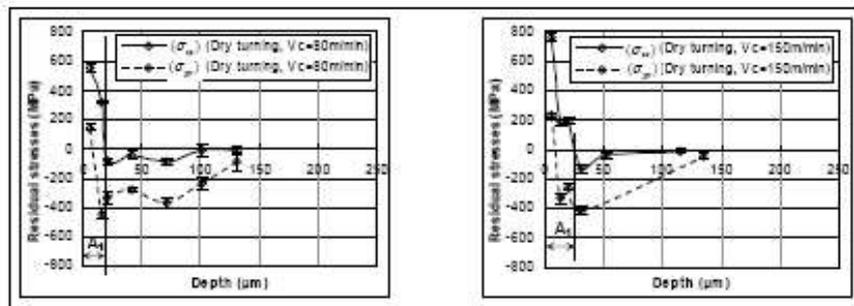


Fig. 4. Longitudinal and transversal residual stress profiles obtained in dry turning ($f = 0.1$ mm/rev, $a_p = 1$ mm).

Figs. 5 shows different depths profiles obtained in this work in the case of dry and HPWJA turning. The maximum stress is located at the surface of the workpiece. The maximum value of residual stress ranges from +760MPa (tension) to -220MPa (compression) for a cutting speed of $V_c=150$ m/min and a feed rate of $f=0.1$ mm/rev. When using the high pressure jet the surface residual stress ranges from +460MPa (tension) to -220MPa (compression) for a cutting speed of $V_c=80$ m/min and from +600MPa to -180MPa for a cutting speed of $V_c = 150$ m/min (see fig. 5).

On the machined surface, tensile stress fields were obtained for each condition investigated. This has also been observed by [1,8,14]. This is essentially attributed to the thermal gradient, the mechanical effects and the high deformation introduced during the turning operation.

The sensitivity of the residual stress to the jet pressure is very pronounced. On the surface, the tensile stresses decrease when the jet pressure is increased. The surface residual stress (+460 MPa) obtained using HPWJAT at $V_c = 80$ m/min with a jet pressure of $P = 20$ MPa is much higher compared to the values obtained (+220 MPa) using HPWJAT at $V_c= 80$ m/min with a jet pressure of $P = 80$ MPa. An average change of approximately 100 to 200 MPa was observed. These results can be explained by the temperature reduction due to the use of the jet. The pressure exerted by the jet on the chip face reduces friction along the tool-chip interface.

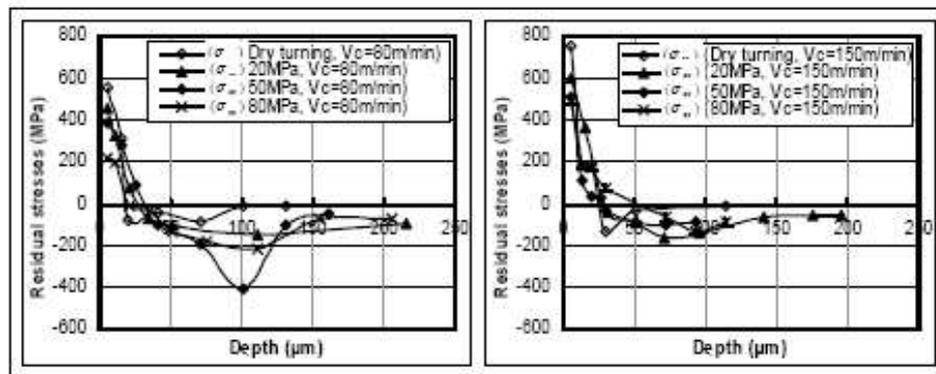


Fig. 5. Longitudinal residual stresses profiles obtained using HPWJAT ($f = 0.1\text{mm/rev}$, $a_p = 1\text{mm}$).

The study of the effect of cutting speed has been carried out, for two cutting speed values [80, 150] m/min and for different jet pressures [20, 50, 80] MPa. Figure 5 shows that when the cutting speed is increased from 80 m/min to 150m/min the external residual stress increases by approximately 200 MPa to 250 MPa in dry turning as well as in HPWJAT. When the cutting speed increases, the heat gradient introduced by the process becomes more significant, which has a tendency to produce tensile stresses at the surface. The influence of cutting speed can also be explained by the chip flow speed in the cutting zone, which increases with greater cutting speed and leads to greater heat evacuation. These results are in agreement with those obtained by Wiesner [7] for the orthogonal machining of AISI 304 steels and by M'Saoubi et al. [1.8] for the orthogonal turning of AISI 316L steels. Thus, it seems that the cutting speed has not a great influence on the depth of the residual stress zone affected by tension (A_1), which varies between 20 and 50 μm .

Hardening (Mean X-ray diffraction peak width). The evolution of mean X-ray diffraction peak width determines the hardening level and the depth affected by hardening in turning. The depth profiles of the mean X-ray diffraction peak width obtained at cutting speeds of 80 m/min and 150 m/min, using dry turning and HPWJAT are illustrated in fig.6. As shows in this figure, the zone representing the thickness affected by hardening (A_2) is defined.

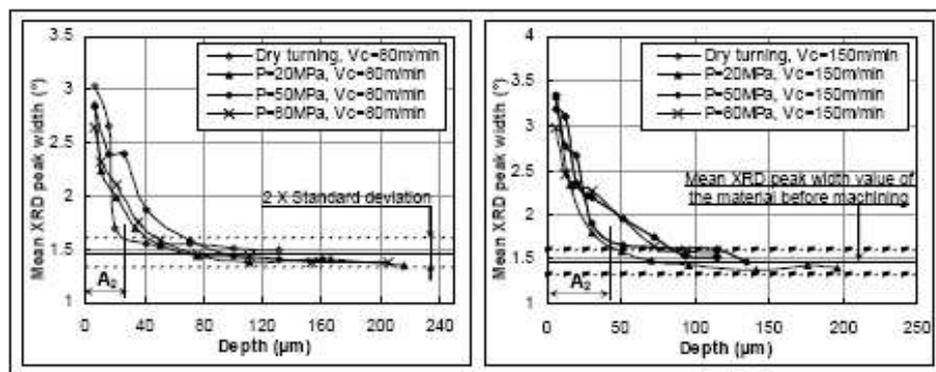


Fig. 6. Mean X-ray diffraction peak width profiles obtained by using dry and HPWJA turning.

For all cases the same evolution of Mean X-ray diffraction peak width as a function of depth can be observed. It can be observed that the tensile stresses are associated with strong workhardening in the workpiece surface layer. The maximum mean X-ray diffraction peak width value is greater than

3 degrees. The values decrease continuously with the depth and then stabilised at 1.5 degrees corresponding to the initial material state. The surface Mean X-ray diffraction peak width obtained using dry turning at $V_c = 150$ m/min, and that obtained using HPWJAT at $V_c = 150$ m/min and $P = 80$ MPa are 3.5° and 2.9° respectively. Also, the depth A_2 affected by hardening varies from 60 to 80 μm (at $V_c = 150$ m/min). Hence, it can be concluded that high jet pressure does not greatly influence on the depth of zone A_2 .

Conclusion

This paper has presented the influence of HPWJAT on residual stresses and chip shape for the turning of AISI 316L steels (using a standard tool). The experimental results show that by using a high pressure jet directed into the tool-chip interface, it is possible to create good chips and to control the chip shape compared to dry turning. It is concluded that the jet pressure has a strong influence on the residual stresses determined in the machined surface. Surface residual stresses can be reduced by using HPWJAT. A reduction of the longitudinal residual stresses value by approximately 20 to 40 % can be observed when using HPWJAT compared to dry turning.

- (a) On the surface, work hardening decreases if HPWJAT is used compared to dry turning.
- (b) HPWJAT makes it possible to decrease the surface tensile stresses. On the other hand, it has little influence on the thickness of the layer affected by tensile residual stress.
- (c) The effect of jet pressure on the depth affected by hardening is relatively small.

References

- [1] R. M'Saoubi, J.C. Outeiro, B. Changeux, J.L. Lebrun, Morao Dias: *J. of Mat. Proc. Tech.* Vol. 96 (1999), p. 225-233
- [2] E. Capello: *J. Mat. Proc. Tech.* Vol. 160 (2005), p. 221-228
- [3] J. Rech, A. Moisan: *Int. J. Mach. Tools and Manuf.* Vol. 43 (2003), p. 543-550
- [4] M. Jacobson, P. Dahlman, F. Gunnberg: *J. Mat. Proc. Tech.* Vol. 128 (2002), p. 318-323
- [5] P. Dahlman, F. Gunnberg, M. Jacobson: *J. Mat. Proc. Tech.* 147 (2004), p. 181-184
- [6] Dale W. Schwach, Y.B. Guo: *Mat. Sci. and Eng. A* 395 (2005), p. 116-123
- [7] C. Wiesner: *Metall. Trans. A*23 (1989), p. 989-996.
- [8] R. M'Saoubi: *Aspects thermiques et microstructuraux de la coupe. Application à la coupe orthogonale des aciers austénitiques* (Thèse de Méc. et Mat. ENSAM Paris, (1998), n°1998-09).
- [9] M. Habak, C. Fischer, J-L. Lebrun: *Rôle de l'assistance jet d'eau haute pression sur les contraintes résiduelles de pièces en acier inoxydable austénitique usiné* (Journée du GFAC/ SF2M, ENSAM Aix en Provence 2004).
- [10] P. Dahlman M. Escursell: *Int. J. Mach. Tools and Manuf.* Vol. 44 (2004), pp 10-115.
- [11] R. Kovačević, C. Cherukuthota, M. Mazurkiewicz: *Int. J. Mach. Tools Manufact.* Vol. 35/10 (1995), p. 1459-1473.
- [12] J. Kaminski, B. Alvelid: *J. Mat. Proc. Tech.* Vol. 106 (2000), p. 68-73
- [13] R.F. Avila, A.M. Abrao: *J. Mat. Proc. Tech.* Vol. 119 (2001), p. 21-26
- [14] J.M. Viera, A.R.Machado, E.O.Ezugwu: *J. Mat. Proc. Tech.* Vol. 116 (2001), p. 244-251.
- [15] C. Shet, X. Deng, A.E. Bayoumi: *Int. J. Mech. Sci.* Vol. 45 (2003), p. 1201-1228

ANNEXE 2 : DIAGRAMMES TTT D'UN 100Cr6

Les figures A2.1 présente les diagrammes de transformation isotherme d'un acier 100Cr6 après austénitisation à :

-  850 °C, 30 min (cas avec carbures) ;
-  1000 °C, 30min (cas sans carbure).

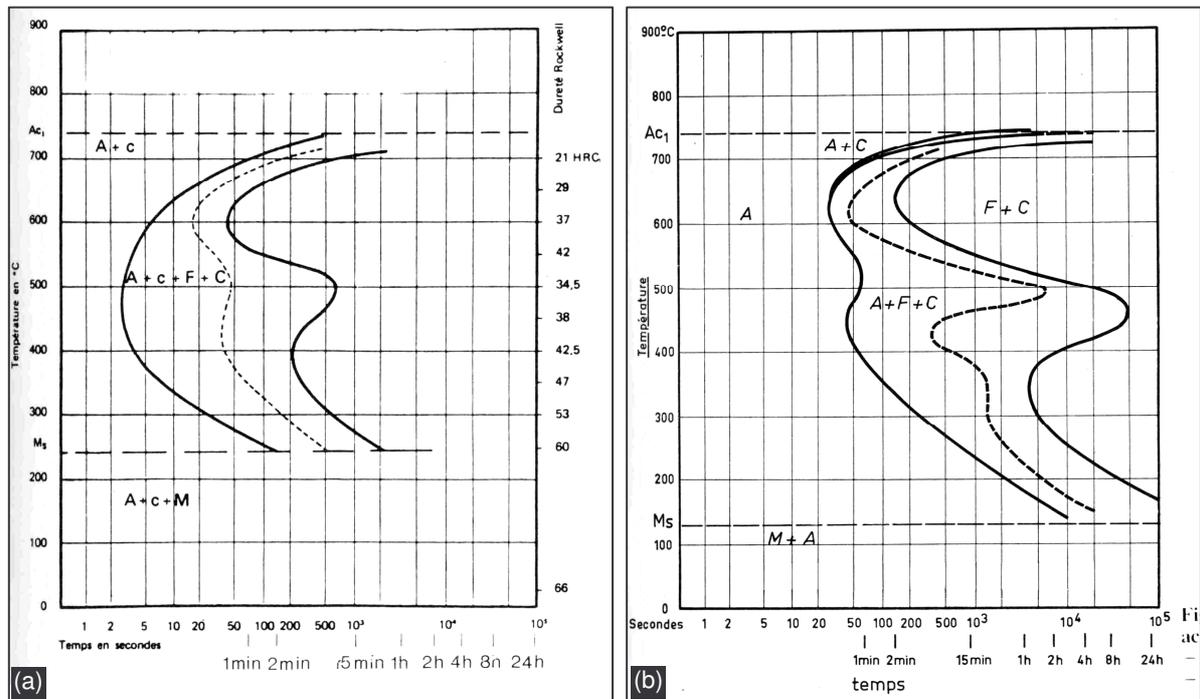
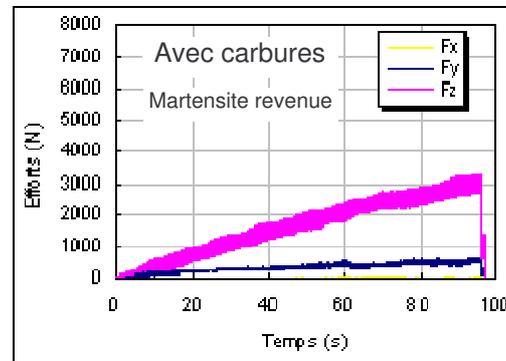
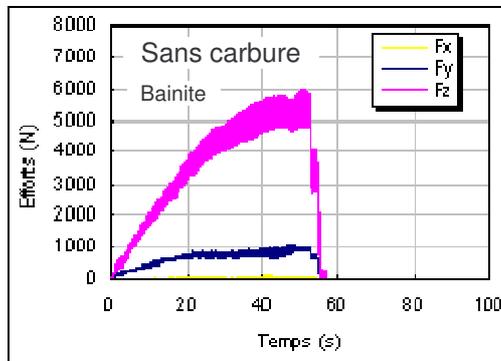
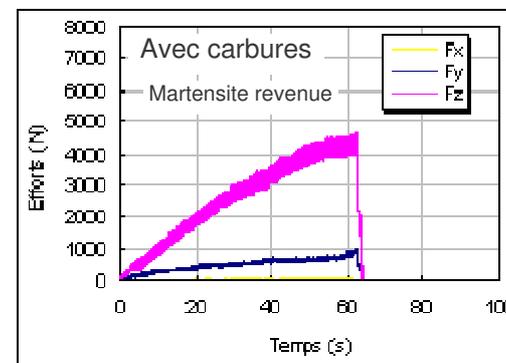
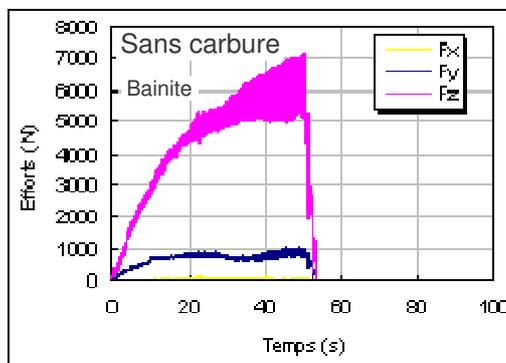
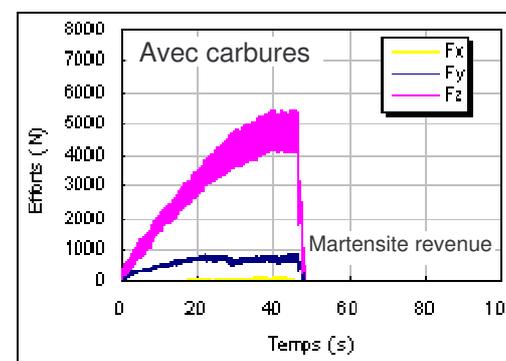
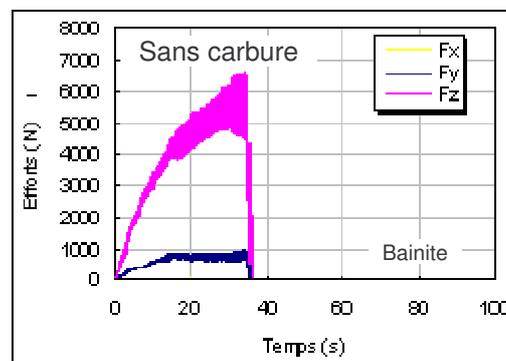
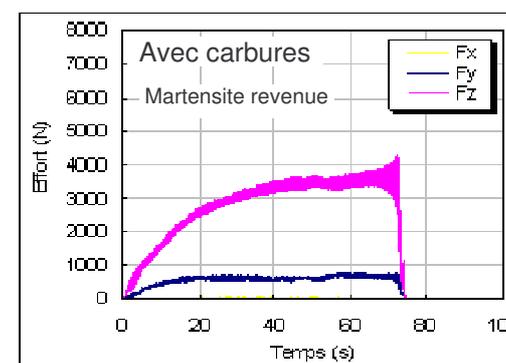
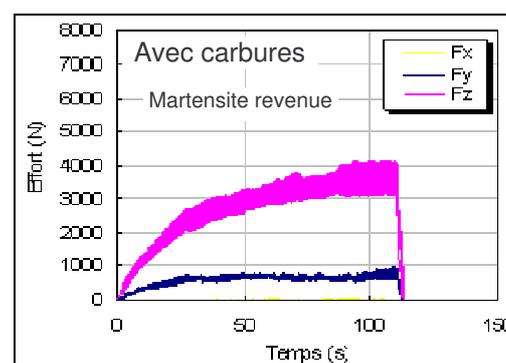


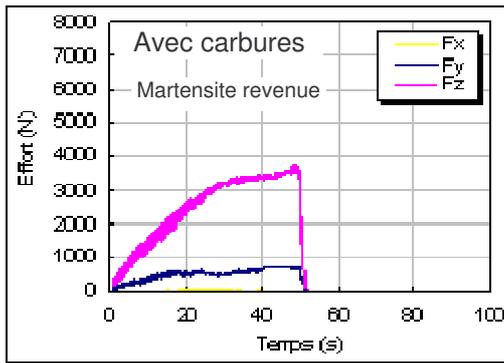
Figure A2.1. Diagramme de transformation isotherme d'un acier 100Cr6 [Constant 1992].
(a) Austénitisation à 850 °C, 30 min et (b) Austénitisation à 1000 °C, 30 min.

ANNEXE 3 : QUELQUES RESULTATS BRUTS

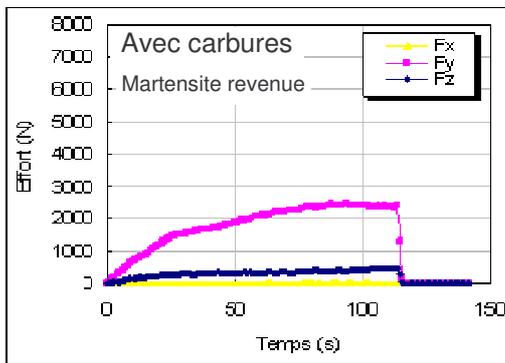
Essais de frottement 100Cr6/cBN300

Quelques résultats expérimentaux bruts des essais de frottements en fonction de la dureté, de la vitesse de glissement, de la charge appliquée et de la microstructure.

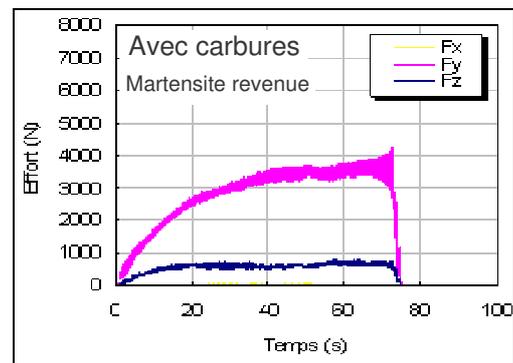
45 HRC, $V_{\text{glissement}} = 2,5$ tr/s, charge = 10k N51 HRC, $V_{\text{glissement}} = 2,5$ tr/s, charge = 10k N56 HRC, $V_{\text{glissement}} = 2,5$ tr/s, charge = 10k N56 HRC, $V_{\text{glissement}} = 1,7$ tr/s, charge = 6 k N56 HRC, $V_{\text{glissement}} = 2,5$ tr/s, charge = 6 k N



56 HRC, $V_{\text{glissement}} = 3,4 \text{ tr/s}$,
charge = 6 k N



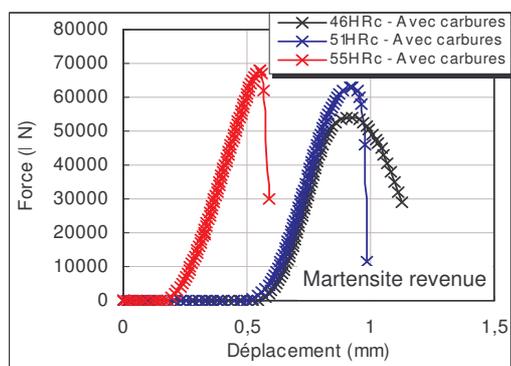
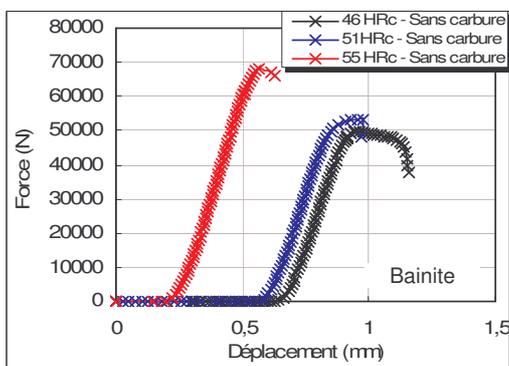
56 HRC, $V_{\text{glissement}} = 2,5 \text{ tr/s}$,
charge = 4 k N



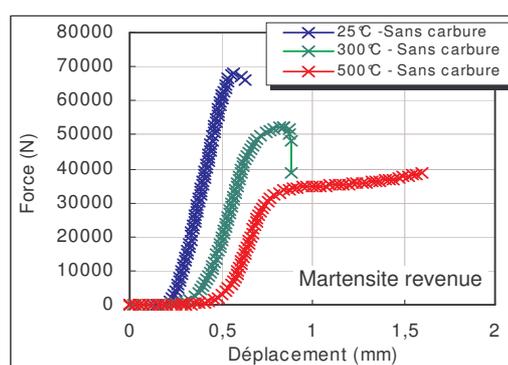
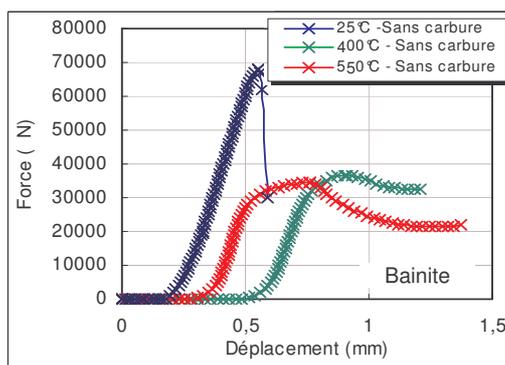
56 HRC, $V_{\text{glissement}} = 2,5 \text{ tr/s}$,
charge = 6 k N

Essais de cisaillement quasi-statique

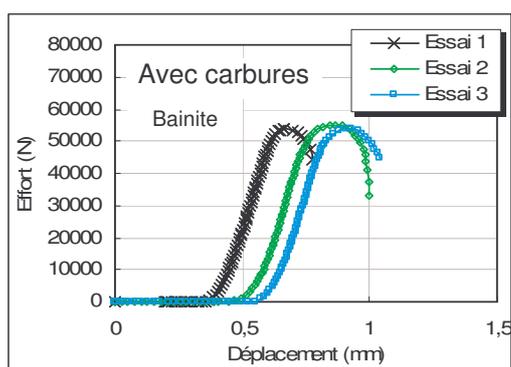
Quelques courbes expérimentales forces-déplacements brutes des essais de cisaillement (éprouvette chapeau) en fonction de la dureté, de la température, de la vitesse d'application de la charge et de la microstructure.



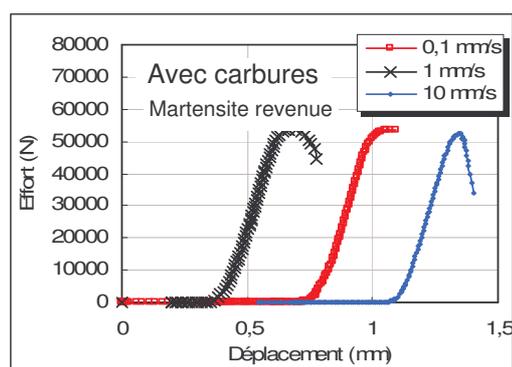
$V_{\text{charge}} = 1 \text{ mm/s}$ à l'ambiante



55 HRc, $V_{\text{charge}} = 1 \text{ mm/s}$

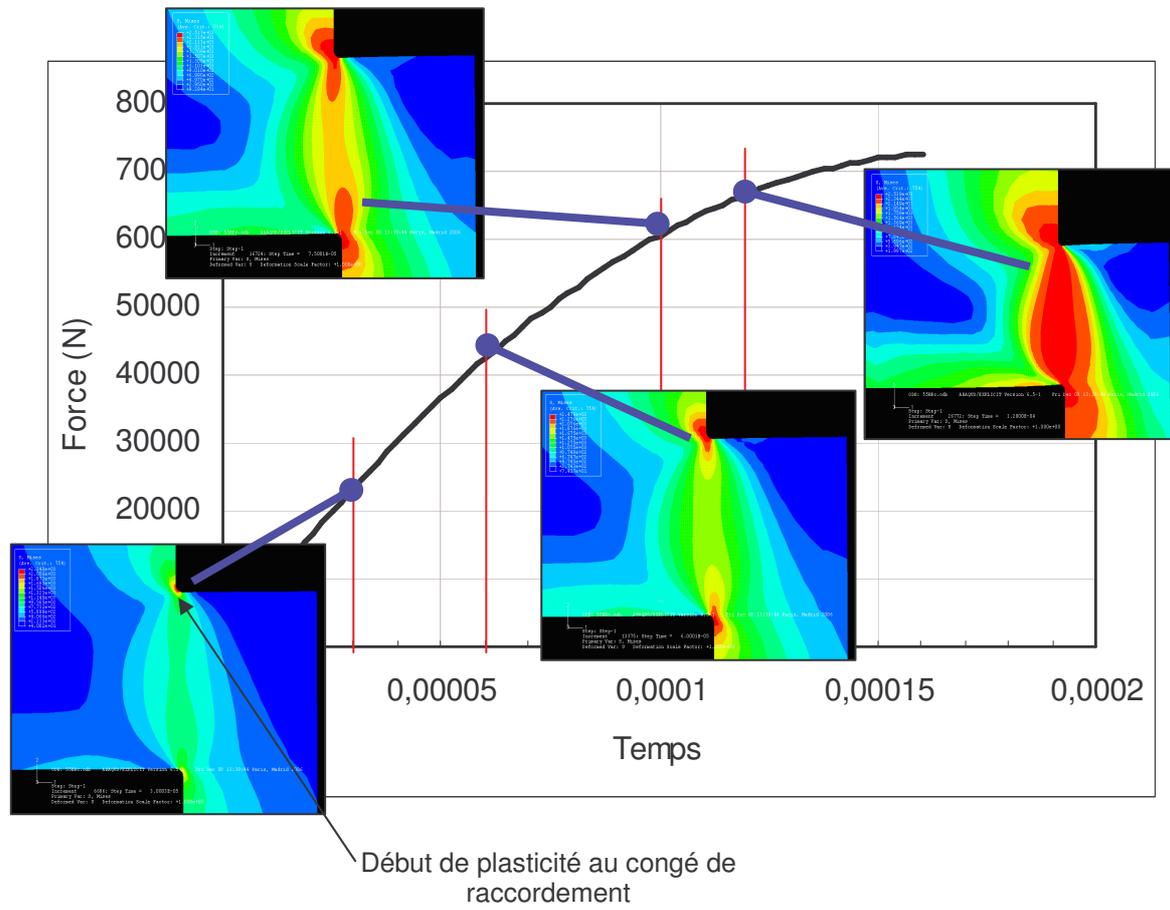


46 HRc, $V_{\text{charge}} = 1 \text{ mm/s}$ à l'ambiante



46 HRc à l'ambiante

Exemple d'interprétation d'une courbe force-déplacement obtenue en cisaillement des éprouvettes "Chapeau"



Microstructure avec carbures à 55 HRc, $V_{\text{charge}} = 1 \text{ mm/s}$ à l'ambiante

ANNEXE 4 : TECHNIQUE D'ANALYSE DE TEMPERATURE A LA POINTE D'OUTIL PAR IMAGERIE CCD-PROCHE INFRAROUGE

La technologie CCD-Proche Infrarouge (CCD-PIR) a été utilisée pour effectuer l'analyse thermique dans la zone de coupe. Le dispositif utilisé cette analyse se compose de :

- ☐ Deux caméras sensibles aux rayonnements du visible et du proche infrarouge :
 - Une caméra CCD Sony XC75 CE (768 x 512 pixels) avec une cadence de 25 à 50 images par seconde (suivant la résolution) ;
 - Une caméra CCD refroidie Hamamatsu C4880 21-24 A avec 1 contrôleur/digitaliseur (512 x 512 pixels) ;
- ☐ Un PC d'acquisition ;
- ☐ Deux cartes d'acquisitions Matrox : Pulsar et Météor II dig ;
- ☐ Une carte graphique Matrox Millénium G400 AGP.

Les caméras CCD-PIR permettent une mesure dans une certaine plage de température. En effet, si on monte trop haut en température, la caméra sature, et si on est trop bas en température, la caméra ne détecte plus rien. Afin de décaler vers de plus hautes ou de plus basses températures, on peut jouer principalement sur deux paramètres, le temps d'exposition et l'ouverture du diaphragme. Ainsi, en diminuant le temps d'exposition la quantité d'énergie perçue par la caméra est plus faible, on peut donc monter plus haut en température sans saturer et vice versa. Le diaphragme joue un rôle similaire : plus on diminue son diamètre plus la quantité d'énergie reçue est faible.

Pour de faible temps d'exposition ($< 1/250^{\text{ème}}$), avec la caméra Sony, une hétérogénéité de l'image apparaît. Celle-ci est plus accentuée pour des températures élevées. Dans ce cas, on se trouve aux limites de la matrice CCD. En moyenne, l'hétérogénéité de l'image introduite par la matrice CCD de la caméra Sony entraîne une erreur de $\pm 3^\circ$. En ce qui concerne la caméra Hamamatsu, à des niveaux de gris élevés, un phénomène de blooming apparaît. Ceci est similaire à la fluorescence en photographie classique. Certains pixels débordent sur les pixels voisins et va ainsi diminuer la précision de l'image. Il est par conséquent conseillé de ne pas se fier aux résultats quand le thermosignal renvoyé par la caméra est élevé.

Il faut faire attention à la résolution de détection. En effet, la correspondance niveau de gris-température n'est pas linéaire, il est donc important de connaître au préalable un ordre de grandeur des températures qui vont être atteintes afin de se positionner au mieux pour les essais. Enfin, la mesure de température n'est pas instantanée, la valeur donnée par le système n'est donc qu'une moyenne sur un temps donné. En effet, la fréquence d'échantillonnage des caméras est lent (20ms pour nos essais).

La qualité et la précision des mesures dépendent, certes du bon positionnement des caméras et des lentilles (image nette), mais aussi de la calibration. En effet, des paramètres comme la distance de mesure, le temps d'exposition, l'ouverture du diaphragme ou encore le zoom peuvent modifier la réponse des caméras. Il est nécessaire de calibrer les deux caméras (correspondance niveau de gris/température) pour chaque configuration.

Etalonnage des caméras

L'objectif de la calibration est de faire correspondre des températures à des niveaux de gris qui sont enregistrés par les caméras CCD-Proche Infrarouge. Par définition, un corps rayonne quel que soit sa température, et ce rayonnement se traduit par un dégagement de chaleur sous forme de rayonnement infrarouge. Ce sont ces rayonnements que capte la caméra.

Pour calibrer nos caméras, nous avons utilisé un corps noir, comme source de chaleur, de marque LAND INFRARED de type P1200B (cf. Figure A3.1). Celui-ci est une cavité dont la forme et le matériau sont optimisés afin qu'il ait une émissivité égale à 1. Cette cavité est chauffée par des résistances et présente un orifice par lequel est mesuré le rayonnement. Plus la cavité est grande par rapport au diamètre de l'orifice de mesure, plus l'émissivité se rapproche de 1. Le four se comporte comme un corps noir dans l'intervalle de température 450°C et 1000°C. Grâce à ce thermocouple, nous mesurons la température réelle du corps noir.

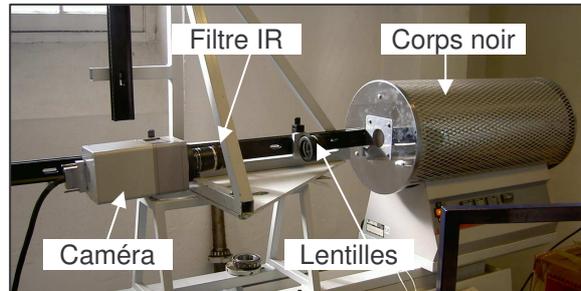


Figure A3.1. Positionnement de la caméra devant un corps noir pour la calibration.

Le principe consiste à chauffer le corps noir à une température parfaitement connue (mesurée par un thermocouple) et à mesurer le rayonnement émit à l'aide de la caméra à étalonner. Une correspondance entre la température réelle du corps noir et le thermosignal de sortie de la caméra est ainsi obtenue. Cette manipulation est refaite pour différentes températures (de 450°C à 1000°C avec un pas de 5°C) afin d'obtenir une courbe de calibration de la caméra : niveau gris = $f(T^{\circ}\text{C})$, (cf. Figure A3.2). La courbe de calibration dépend de la caméra utilisée, du temps d'exposition, de l'ouverture du diaphragme ou encore du zoom. D'où la nécessité de calibrer les deux caméras dans les mêmes configurations d'essais.

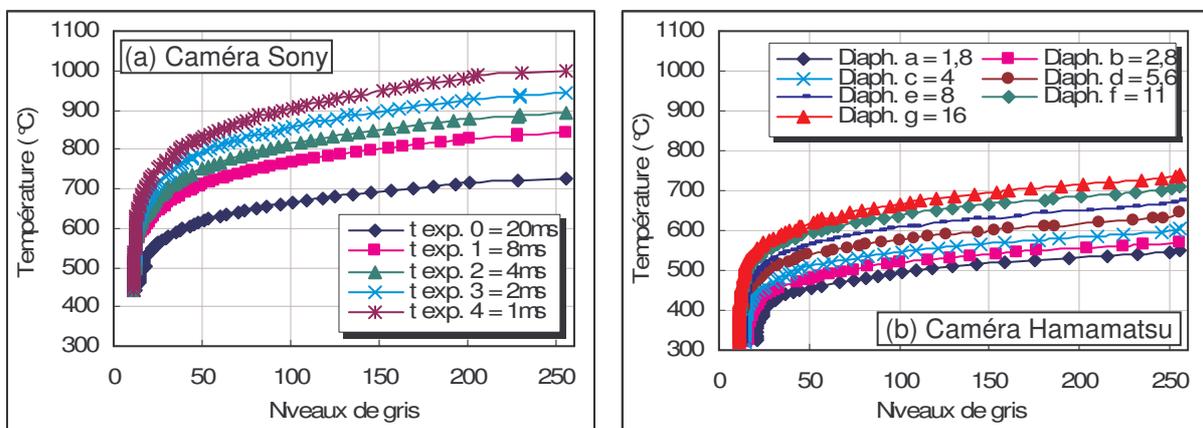


Figure A3.2. Evolution des courbes de calibration en fonction du (a) temps d'exposition pour la caméra Sony et (b) de l'ouverture du diaphragme pour la caméra Hamamatsu.

La technique CCD-PIR travail dans le bas infrarouge (0,8 - 1,1 μm) et permet de réduire les limites des mesures infrarouges. Elle diminue la sensibilité aux effets parasites ambiants et minimise l'erreur liée à la mauvaise connaissance de l'émissivité. Cette méthode introduit des erreurs. La première erreur commise (que l'on négligera) vient de l'émissivité du corps noir. Une seconde erreur est introduite avec le thermocouple. En effet, la température du corps noir est prise avec un thermocouple de type N dont l'erreur est de $\pm 2^{\circ}\text{C}$ entre 450 et 1000°C. En outre, le contact entre le thermocouple et le corps noir n'étant pas parfait, on introduit un décalage de température qui est estimé à $\pm 2^{\circ}\text{C}$.

ANNEXE 5 : CARACTERISTIQUES DE L'ACIER A ROULEMENT 100CR6

Propriétés thermo-physiques de l'acier 100Cr6 [Poulachon 1999]

Température (°C)	Dilatation linéique α_1 ($K^{-1} \cdot 10^{-6}$)	Module d'élasticité E (MPa)	Conductivité thermique λ (W/m.K)	Masse volumique ρ (kg/m^3)	Chaleur massique Cp (J/kg.K)
0			37,5	7834	486
20		213000			
100	12,2		40,5	7809	519
200		202000	40	7781	544
300			38	7749	578
400		188000	36,5	7713	615
500			34,5	7675	662
600		167000	32	7634	745
700			28,5	7592	2089
800			24,5	7565	649
900			25,5	7489	657
1270			29	7302	619
1450			39,3	7026	672
1550			40,3	6965	765
1600			41,5	6934	804

Propriétés mécaniques de l'acier 100Cr6 pour différents revenus après trempe martensitique [Poulachon 1999]

Dureté (HV ₁₀)	730	650	560	480	380	330	250
Dureté (HRC)	~ 60,7	~ 57,1	~ 52,3	~ 47,1	~ 39	~ 34	~ 23,5
Température de revenu (°C)	250	350	425	500	560	600	700
Limite élastique R _{p0,2} (MPa)	-	2150	1750	1430	1220	1070	790
Résistance maximale R _m (MPa)	-	2140	1820	1580	1330	1160	832
Résilience KV (J/cm ²)	1,6	2,5	6	9,4	12,3	19	38,8
Ductilité A%	-	0,9	1,3	4,5	8,6	8,9	14,5
Energie par unité de volume (J/mm ³)	-	133480	194560	464771	905214	1447800	5759670

ETUDE DE L'INFLUENCE DE LA MICROSTRUCTURE ET DES PARAMETRES DE COUPE SUR LE COMPORTEMENT EN TOURNAGE DUR DE L'ACIER A ROULEMENT 100Cr6

RESUME

Aujourd'hui, en raison des contraintes environnementales et économiques, l'usinage fait parti des domaines en plein développement. Le tournage dur est un procédé récent qui permet d'usiner des aciers traités avec des duretés élevées supérieures à 45 HRc. Il permet en particulier d'obtenir, sans lubrification, des pièces avec un état de surface et une précision proche de ceux issus de la rectification. La maîtrise du procédé d'usinage nécessite la compréhension des mécanismes intervenant dans la zone de coupe. Ces derniers dépendent d'une part de la nature de l'outil utilisé et d'autre part du matériau. Cette étude concerne principalement l'effet de la microstructure d'un acier à roulement sur l'usinabilité et les caractéristiques d'intégrité de surface. Cet acier (100Cr6) a été étudié avec différents états métallurgiques caractérisés par la présence ou non de carbures dans une matrice bainitique ou martensitique. Les deux états métallurgiques ont été étudiés pour des duretés identiques comprises entre 45 HRc et 59 HRc. Plusieurs techniques d'analyses mécaniques et thermiques ont permis de mieux comprendre les mécanismes moteurs lors de la formation des copeaux en usinage dur. En particulier, un thermotribomètre a été utilisé pour décrire l'influence de la microstructure et la dureté sur la tribologie du couple 100Cr6-cBN. En effet, il est montré que le coefficient de frottement augmente avec la présence de carbures.

Un banc d'essais de barres Hopkinson a permis d'identifier par approche inverse les lois de comportement de type Johnson-Cook pour les différents états métallurgiques. Les essais ont été conduits sur des éprouvettes chapeaux permettant de reproduire le cisaillement dynamique de la zone primaire de cisaillement générée dans la coupe. L'influence de la dureté sur les constantes d'écoulement a été mise en évidence.

Des essais de chariotage ont été ensuite menés. Les résultats ont montré une faible sensibilité des efforts de coupe suivant l'état métallurgique du matériau. Trois comportements différents ont été observés avec la vitesse de coupe. L'évolution de l'intégrité de surface en fonction des paramètres de coupe a été quantifiée par l'analyse de l'état de surface et des contraintes résiduelles. L'état de surface est amélioré pour de faibles avances, pour une dureté de 55 HRc et avec la présence de carbures. Une dureté élevée et l'absence de carbure ont tendance à générer des contraintes superficielles de plus en plus en compression.

Des essais complémentaires en coupe orthogonale ont permis d'examiner les aspects thermiques, par caméra CCD-Proche Infrarouge, de la zone de coupe. De plus, l'analyse des copeaux et des couches blanches a été menée. Il est montré que la présence des carbures fait augmenter la température de l'émergence de la zone de cisaillement secondaire alors qu'elle fait diminuer la température de l'émergence de la zone primaire de cisaillement. L'existence de la couche blanche sur la face arrière des copeaux et sur les surfaces usinées a été établie. Il est montré qu'elle est d'autant plus intense pour des vitesses élevées et plus homogène pour l'état métallurgique sans carbure. Un cisaillement très localisé et une élévation de la température favorisent son apparition. Enfin, nous expliquons ces influences à travers une comparaison des résultats obtenus avec ceux de l'étude comportementale.

Mots clés : *acier à roulement 100Cr6, microstructure, carbures, usinage dur, contrainte résiduelle, copeau, couche blanche, barres de Hopkinson, frottement, loi de comportement.*

A STUDY OF THE INFLUENCE OF THE MICROSTRUCTURE AND CUTTING PARAMETERS ON THE MATERIAL BEHAVIOUR OF BEARING STEEL 100Cr6 IN HARD TURNING

ABSTRACT

Due to environmental and economic constraints, machining is currently a field under development. Hard turning is a recently developed process which makes it possible to machine hardened steels (i.e. with hardnesses higher than 45 HRc). It is possible to obtain, without lubrication, a part with a precision and surface quality near to those resulting from grinding.

The control of the machining process requires the comprehension of the mechanisms intervening in the cutting zone. These depend both on the nature of the tool used and on the material. This study is principally concerned with the effect of the microstructure on the machinability of bearing steel and the resulting surface integrity. The bearing steel (100Cr6) was studied in various metallurgical states characterized by the presence or absence of carbides in a bainitic or martensitic matrix. The two metallurgical states were studied for identical hardnesses ranging between 45 HRc and 59 HRc. Several mechanical and thermal analyses techniques were used to better understand the driving mechanisms during the formation of chips. In particular, a thermotribometer was used to describe the influence of the microstructure and hardness on the tribology of the interface 100Cr6-cBN. Indeed, it is shown that the presence of carbides increases the coefficient of friction.

Hopkinson bar tests made it possible to identify, by a reverse approach, the Johnson-Cook material behaviour laws for different metallurgical states. The tests were carried out on hat-shaped specimens. With this type of test it is possible to reproduce the dynamic shearing in the primary shear zone generated in the cut. The influence of hardness on the yield values was highlighted.

Conventional straight turning tests (3D turning) were then carried out. The results showed that the cutting force is relatively insensitive to the metallurgical state of the material. Three different types of behaviour were observed with the cutting speed. The evolution of the surface integrity with respect to the cutting parameters was quantified by the resulting surface quality and residual stress measurements. The surface quality is improved for slow advances, a hardness of 55 HRc and with the presence of carbides. High hardness and the absence of carbides tend to generate more compressive surface residual stresses.

Complementary orthogonal cutting tests (2D turning) made it possible to examine the thermal aspects of the cutting zone, by using a CCD-Near Infra-red camera. In addition, the analysis of the chips and white layers were carried out. It is shown that the presence of carbides increase the temperature of the secondary shear zone, whereas they decrease the temperature at the emergence of the primary shear zone. The existence of a white layer on the reverse faces of the chips and on the machined surfaces was established. It is shown that the white layer is more intense for high speeds and more homogeneous for the metallurgical state without carbide. Very localised shearing and a rise in the temperature support its appearance. Lastly, we will explain these influences through a comparison of the results obtained with those of the material behaviour study.

Keywords: *AISI 52100 bearing steel, microstructure, carbides, hard turning, residual stresses, chip, white layer, Hopkinson bars, friction, material behaviour law.*