



HAL
open science

Etude du comportement en sollicitations extrêmes et de l'usinabilité d'un nouvel alliage de titane aeronautique : le ti555-3

Tarek Braham Bouchnak

► To cite this version:

Tarek Braham Bouchnak. Etude du comportement en sollicitations extrêmes et de l'usinabilité d'un nouvel alliage de titane aeronautique : le ti555-3. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Arts et Métiers ParisTech, 2010. Français. NNT : 2010ENAM0051 . pastel-00560093

HAL Id: pastel-00560093

<https://pastel.hal.science/pastel-00560093v1>

Submitted on 27 Jan 2011

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

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

Doctorat ParisTech

T H È S E

pour obtenir le grade de docteur délivré par

l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers

Spécialité " Mécanique "

présentée et soutenue publiquement par

Tarek BRAHAM BOUCHNAK

le 10 Décembre 2010

**ETUDE DU COMPORTEMENT EN SOLLICITATIONS EXTRÊMES ET DE
L'USINABILITE D'UN NOUVEL ALLIAGE DE TITANE AERONAUTIQUE :
LE TI555-3**

Directeur de thèse : **Benoit FURET**

Co-encadrement de la thèse : **Jean-Lou LEBRUN**
Guenael GERMAIN

Jury

M. Albert TIDU, Professeur, LETAM, ENI Metz
M. Gilles DESSEIN, Professeur, LGP, ENI Tarbes
M. Olivier CAHUC, Professeur, LMP, Université de Bordeaux 1
M. Jean-Michel DE MONICAULT, Expert, Snecma-space engines division, SNECMA Vernon
M. Benoit FURET, Professeur, IRCCYN, Université de Nantes
M. Jean Lou LEBRUN, Maitre de conférences, LAMPA, Arts et Métiers Paristech Angers
M. Guenael GERMAIN, Maitre de conférences, LAMPA, Arts et Métiers Paristech Angers
M. Daniel LALLEMENT, Expert, Messier-Dowty

Rapporteur
Rapporteur
Examineur
Examineur
Examineur
Examineur
Examineur
Invité

**T
H
È
S
E**

Je dédie ce modeste travail à :

*Mon très cher père et à ma très chère mère
qui ont sans cesse cru en moi et à qui je dois tout.*

*Ma très chère sœur et mon beau frère qui
m'ont toujours soutenu*

*La mémoire de mes grands parents et de mes
oncles*

Toute la famille

Tout mes ami(e)s

Remerciements

Cette étude a été réalisée au Laboratoire Arts et Métiers ParisTech Angers (LAMPA) de Arts et Métiers ParisTech sous la direction de Monsieur Benoit FURET, Professeur des Universités de Nantes à qui j'exprime toute ma gratitude pour avoir accepté d'encadrer ce travail et pour m'avoir accordé toute sa confiance. J'associe ses remerciements à Monsieur Jean Lou LEBRUN pour m'avoir accueilli, m'avoir confié ce sujet et m'avoir ainsi permis de réaliser ces travaux de recherches en pleine autonomie.

Je tiens à remercier chaleureusement Guenael GERMAIN, Maître de Conférence à Arts et Métiers ParisTech centre d'Angers, pour m'avoir guidé dans le vaste monde de l'usinage avec beaucoup de patience et de professionnalisme et qui a permis l'aboutissement de ce travail de thèse. Ce fut un réel plaisir de travailler avec lui.

Je remercie également, l'ensemble des directeurs qui se sont succédé au centre d'Angers, Monsieur GUILLAUMAT, Monsieur MOREIRA MIGUEL et plus particulièrement Monsieur RESZKA pour m'avoir accueilli dans leur établissement et dans lequel j'ai passé de bons moments.

Je témoigne ma reconnaissance à Monsieur Olivier CAHUC, Professeur des Universités de Bordeaux I, pour avoir accepté d'examiner mon travail et de présider le jury de ma soutenance de thèse.

Monsieur Gilles DESSEIN, Professeur des Universités à ENI Tarbes et Monsieur Albert TIDU, Professeur des Universités à ENI Metz m'ont fait l'honneur de rapporter ce long travail de thèse, ont accepté de consacrer leur temps précieux pour juger ce travail de recherche. Pour tout cela, je les remercie vivement de l'intérêt qu'ils ont porté à mon travail.

J'exprime toute ma gratitude à Messieurs Jean-Michel DE MONICAULT, Expert SNECMA et Daniel LALLEMENT, Expert MESSIER DOWTY, pour avoir accepté d'examiner ce travail.

Je suis très reconnaissant envers Messieurs Patrick ROBERT, Franck MOREL, Philippe DAL-SANTO pour leur aide, leur conseil, leur encouragement permanents qu'ils m'ont apportés durant ces années. J'y associe Anne MOREL, Maîtres de Conférences à Arts et Métiers ParisTech pour son soutien, ses conseils avisés et d'avoir accepté de corriger mon mémoire.

Je tiens à remercier Monsieur Dominique COUPARD et Mademoiselle Madalina CALAMAZ pour nous avoir ouvert leur porte et nous permettre d'utiliser leurs matériels afin de réaliser nos mesures de champs de déformation par corrélations d'image.

Je tiens à exprimer ma plus profonde gratitude aux personnes qui sont aujourd'hui mes amis : Grand Chef Agoun (Anis, Même s'il supporte l'Espérance de Tunis, je tiens à lui dire qu'il sera toujours mon ami), Imade (Inventeur du Concept Agoun) sans qui l'ambiance du laboratoire n'aurait pas été la même, Chef Eric pour m'avoir guidé et conseillé avant qu'il parte pour d'autres horizons, Titou (AK c'est rien du tout...) pour sa gentillesse, et récemment Mohamed avec qui je passe de bons moments. Un grand Merci, aussi, à : Alexandre, Benjamin, Camille, Cyril, Cédric, Danny, Etienne, Raphael, Karima, Fei, Marie-Elise, Sylvie, Gino, Daniel, Sylvain, Sébastien, Julien, Claude, Gilles et tout le personnels du Laboratoire et de l'ENSAM pour leur soutien et contribution.

Table des matières

I. ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE.....	5
A. USINAGE, USINABILITE, DE L'ECHELLE MACROSCOPIQUE A L'ECHELLE MESOSCOPIQUE.....	7
1. <i>Génération de surfaces en usinage</i>	7
a) La coupe orthogonale.....	7
b) Le chariotage paraxial.....	8
2. <i>Formation du copeau à l'échelle mésoscopique</i>	9
3. <i>Usinabilité</i>	11
a) Facteurs influents sur l'usinabilité.....	11
B. USINAGE ET INTEGRITE DE SURFACE.....	15
1. <i>Couches blanches</i>	15
2. <i>Contraintes résiduelles</i>	17
a) Leurs origines.....	17
b) Contraintes résiduelles associées à une opération de tournage.....	18
3. <i>Mesures thermiques en usinage</i>	20
a) Origine et répartition des effets thermiques.....	20
b) Les moyens de mesure.....	21
C. USINAGES AVANCES.....	25
1. <i>Assistance magnétique</i>	26
2. <i>Assistance ultrasonore</i>	26
3. <i>Assistance cryogénique</i>	27
4. <i>Usinage assisté laser (UAL)</i>	28
a) Principe.....	28
b) Principaux résultats des différents travaux réalisés en UAL.....	29
5. <i>Usinage assisté jet d'eau haute pression (HP)</i>	32
a) Principe.....	32
b) Principaux résultats des différents travaux réalisés en jet d'eau.....	33
6. <i>Conclusion</i>	36
II. ETUDE EXPERIMENTALE DE LA COUPE.....	38
A. INTRODUCTION.....	40
B. MATERIAUX USINANTS ET USINES.....	41
1. <i>Alliages de titane étudiés – géométrie des lopins</i>	41
a) Matériaux.....	41
b) Géométrie de la pièce.....	44
2. <i>Outils de coupes</i>	45
a) Géométrie de la plaquette.....	45
b) Revêtements.....	45
C. MOYENS D'INSTRUMENTATION ET D'ANALYSE.....	47
1. <i>Mesure des efforts de coupe</i>	47
2. <i>Mesure des températures par caméras CCD-PIR</i>	48
3. <i>Mesure du flux transmis dans l'outil</i>	49
4. <i>Analyse des contraintes résiduelles</i>	50
D. USINABILITE DE L'ALLIAGE TI555-3 ET COMPARAISON AVEC L'ALLIAGE TI-6AL-4V.....	52
1. <i>Couple Outil Matière</i>	52
a) Influence de la vitesse de coupe et de l'avance sur les efforts de coupe.....	52
b) Comparaison avec le Ti-6Al-4V :.....	54
c) Influence de la nature de l'outil :.....	55

2.	<i>Températures de coupe</i>	56
a)	Influence de la vitesse de coupe	57
b)	Influence de l'avance	60
c)	Influence des revêtements utilisés	61
3.	<i>Morphologies des copeaux</i>	64
4.	<i>Contraintes résiduelles</i>	71
a)	Evolution des contraintes résiduelles en fonction de la vitesse de coupe	72
b)	Evolution des contraintes résiduelles en fonction de l'avance	74
c)	Influence du revêtement de l'outil	75
E.	SYNTHESE	77
III.	COMPREHENSION DES MECANISMES DE FORMATION DU COPEAU	80
A.	INTRODUCTION	82
B.	CARACTERISATION DU CISAILLEMENT RENCONTRE DANS LA ZONE DE FORMATION DU COPEAU	83
1.	<i>Type de sollicitations rencontrées en usinage</i>	83
2.	<i>Essais en cisaillement extrême</i>	84
3.	<i>Résultats des essais en cisaillement</i>	89
a)	Courbe Effort / Déplacement enregistrée	89
b)	Analyse post mortem des zones cisailées	93
C.	IDENTIFICATION DE LA LOI DE COMPORTEMENT DES DEUX ALLIAGES DE TITANE	97
1.	<i>Lois de comportement utilisés en dynamique à chaud</i>	97
2.	<i>Identification de la loi de comportement (Johnson Cook)</i>	101
3.	<i>Conclusion sur l'identification de la loi de comportement</i>	109
D.	COMPREHENSION DES PHENOMENES RENCONTRES EN USINAGE	110
1.	<i>Modélisation mise en place</i>	110
2.	<i>Validation de la simulation</i>	113
3.	<i>Influence des paramètres de coupe sur la formation du copeau</i>	114
a)	Influence de la vitesse de coupe sur les efforts expérimentaux et numériques	114
b)	Influence de l'avance sur les efforts expérimentaux et numériques	114
c)	Influence de la vitesse de coupe sur la géométrie du copeau	115
d)	Influence de l'avance sur la géométrie du copeau	115
e)	Influence des paramètres sur les températures	116
f)	Comparaison Ti6Al4V et Ti555-3	117
g)	Formation d'une bande de cisaillement adiabatique	119
E.	CONCLUSION	122
IV.	INFLUENCE DES ASSISTANCES SUR L'USINABILITE	124
A.	INTRODUCTION	126
B.	USINAGE ASSISTE LASER (UAL)	127
1.	<i>Moyens expérimentaux</i>	127
a)	Principe de l'assistance laser	127
b)	Moyens expérimentaux	127
2.	<i>Effet du chauffage laser</i>	128
3.	<i>Influence du laser sur l'usinabilité</i>	132
a)	Conditions expérimentales	132
b)	Influence sur l'effort de coupe	133
c)	Influence sur l'intégrité de surface	135
d)	Influence sur la morphologie du copeau	140
C.	USINAGE ASSISTE JET D'EAU HAUTE PRESSION (HP)	144
1.	<i>Moyens expérimentaux</i>	144
a)	Principe de l'assistance jet d'eau Haute pression	144
2.	<i>Modélisation analytique de l'action du jet d'eau HP</i>	145

3.	<i>Influence des paramètres du jet d'eau sur l'effort de fragmentation</i>	147
4.	<i>Etude du point d'impact du jet sur la plaquette</i>	151
1.	<i>Etude expérimentale de l'assistance jet d'eau haute pression</i>	152
a)	Choix des paramètres étudiés	152
b)	Morphologie du copeau	152
c)	Evolution de l'effort de coupe	154
d)	Usure	157
e)	Intégrité des surfaces	161
2.	<i>Discussion</i>	164
D.	CONCLUSION	166
V.	CONCLUSION GENERALE	168
VI.	BIBLIOGRAPHIE	182
VII.	ANNEXES	192

I. Introduction

Un des enjeux de la construction aéronautique d'aujourd'hui est la réduction des émissions polluantes des nouveaux avions. Pour cela les constructeurs sont contraints de diminuer la masse notamment au niveau des pièces structurelles. Pour y parvenir, les formes sont repensées, et de nouveaux matériaux avec des caractéristiques spécifiques importantes sont développés. Les alliages de titane sont déjà fortement utilisés du fait de leur faible densité associée à leurs très bonnes caractéristiques mécaniques. Dans cette famille de matériaux, les alliages à microstructure quasi-beta offrent le meilleur compromis ténacité /résistance mécanique au regard des alliages à microstructure $\alpha+\beta$.

En 2005, les compagnies Boeing et Airbus ont toutes deux annoncé le remplacement du matériau utilisé dans la fabrication des trains d'atterrissage des avions 747 et A350XWB [Jones 2008]. Elles ont alors opté pour un alliage Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr, plus connu sous le nom de Ti555-3 contre le Ti-10Al-2V-3Mo qui était utilisé auparavant. De ces deux alliages à microstructure quasi-beta, le Ti555-3 est celui qui possède les caractéristiques mécaniques les plus importantes, avec une résistance mécanique supérieure à 1200 MPa. Néanmoins peu de données relatives à l'usinabilité de ce matériau sont disponibles dans la littérature. L'alliage Ti-6Al-4V à microstructure $\alpha+\beta$, qui représente plus de 50% de la production d'alliage de titane, reste le plus étudié dans le domaine des procédés de fabrication [Calamaz 2008] [Puerta Velasques 2007]. Seul P. Arrazola [Arrazola 2009] propose quelques résultats sur l'alliage Ti555-3, qui mettent en évidence une usinabilité médiocre de cet alliage par rapport à celle de l'alliage Ti-6Al-4V.

C'est dans ce contexte que le comité usinage de l'Association Titane a jugé pertinent de soutenir la réalisation d'un travail de recherche sur l'usinage de l'alliage Ti555-3. Cette étude propose donc d'analyser l'usinabilité de cet alliage et de la comparer à celle d'un alliage de référence, le Ti-6Al-4V. Trois aspects ont été explorés : l'analyse expérimentale de la coupe du Ti555-3 et celle du Ti6Al4V, la compréhension de la formation du copeau dans ce type de matériau et l'étude de l'influence d'assistances sur leur usinabilité. Ces trois aspects sont organisés dans le manuscrit en quatre chapitres :

Le premier chapitre synthétise les principales données bibliographiques disponibles sur l'usinage et l'usinabilité des alliages de titane. L'accent est mis sur les mécanismes de formation du copeau. Des techniques d'analyse post-mortem (forme du copeau, couche blanche, contraintes résiduelles) et in-situ (cartographies thermiques et outil instrumenté) sont explorées. La fin du chapitre présente différentes assistances à l'usinage et détaille plus finement les deux assistances utilisées dans cette étude.

Le deuxième chapitre présente une étude expérimentale de l'usinage d'un alliage Ti555-3 en le comparant à celui de l'alliage Ti-6Al-4V. Après une présentation des matériaux étudiés et du dispositif expérimental utilisé, nous détaillons les résultats obtenus pour une large gamme de conditions de coupe (vitesse de coupe et avance) en termes d'efforts de coupe, de champ de température et de flux thermique évacué par l'outil. Une analyse de l'intégrité

de surface et de la morphologie des copeaux est aussi réalisée. Des couches blanches au niveau des zones de cisaillement sont notamment mises en évidence dans l'alliage Ti555-3, leur évolution en fonction des conditions de coupe est étudiée. Trois différentes nuances d'outils sont comparés : un outil non revêtu, un outil avec revêtement CVD (TiCN+Al₂O₃+TiN) et un outil avec revêtement PVD (TiAlN+TiN). Le rôle d'un revêtement sur le comportement tribologique en usinage est analysé.

Le troisième chapitre traite de la compréhension de la formation du copeau pour les alliages de titane étudiés. Il s'articule en deux grandes parties. La première partie met en évidence les problèmes de comportement en zone de cisaillement primaire liés aux conditions d'usinage. Pour cela des essais de caractérisation en cisaillement sont réalisés sur des éprouvettes dites 'chapeau' utilisées dans plusieurs études [Meyers 94] [Changeux 2001] [Habak 2006]. Cette géométrie d'éprouvettes permet de reproduire la sollicitation en cisaillement qui intervient lors de la formation du copeau. Ces essais mécaniques, réalisés sur une large gamme de vitesse et de température, permettent l'identification de la loi de comportement du matériau qui a été choisi de type Johnson-Cook. En se basant sur une simulation numérique de l'essai sur l'éprouvette chapeau, les coefficients de la loi de comportement sont identifiés par méthode inverse. La seconde partie du chapitre utilise cette identification pour simuler numériquement la formation du copeau. Après avoir présenté la modélisation numérique retenue, la validation de la simulation est menée par comparaison avec des résultats expérimentaux (efforts de coupe et forme générale du copeau). Une confrontation entre les essais menés dans le chapitre 2 et la modélisation numérique est ensuite proposée. Cette confrontation est effectuée en termes d'efforts, de champ de température, de morphologie du copeau et de contraintes résiduelles. Du fait d'un manque de données physiques sur le Ti555-3, cette étude s'est principalement focalisée sur le Ti-6Al-4V. Un paragraphe traite néanmoins du cas de l'alliage Ti555-3, en changeant seulement la loi de comportement et en gardant les mêmes paramètres physiques. Enfin, une comparaison des champs de déformation obtenus par la simulation numérique, avec les champs de déformation mesurés par corrélations d'images est proposée en fin chapitre.

Le quatrième chapitre propose une voie d'amélioration de l'usinabilité de l'alliage Ti555-3. Celle-ci peut être obtenue par la mise en place d'une assistance à la coupe. Ce chapitre est là encore partagé en deux parties. Le premier traite de l'influence de l'usinage assisté laser (UAL) sur la coupe de l'alliage de titane. Une présentation du principe et des moyens utilisés en UAL est donnée en début de partie. L'influence du laser seul est explorée par l'étude du chauffage de la pièce parcouru par un faisceau laser avec différentes vitesses de déplacement. Cette étude est effectuée en mesurant la température de surface à l'aide d'observations par caméra CCD-Proche Infrarouge. Une analyse des contraintes résiduelles induites par le chauffage laser est aussi réalisée en fonction de la puissance du laser. Les essais expérimentaux réalisés montrent l'influence du chauffage laser sur les efforts de coupe, sur l'intégrité de surface, et la morphologie du copeau. La modélisation présentée

dans le chapitre 3 en configuration d'UAL permet de comprendre les phénomènes intervenant lors du préchauffage de la pièce par le laser sur la formation du copeau. La seconde partie s'attarde sur l'usinage assisté jet d'eau haute pression (UAJEHP) et son influence sur l'usinage de l'alliage Ti555-3. Les paramètres de la buse haute pression sont d'abord déterminés par une étude théorique préliminaire. Après avoir choisi un diamètre de buse et un angle d'inclinaison du jet, une comparaison entre un usinage à sec, sous lubrification conventionnelle et sous assistance jet d'eau à différentes pressions est menée. Cette étude porte principalement sur les efforts de coupe, l'usure, la durée de vie des outils, la fragmentation des copeaux et l'analyse des contraintes résiduelles. Les résultats observés permettent de définir des domaines de productivité pour les différentes configurations étudiées. Enfin une comparaison avec l'usinage conventionnel du Ti6Al4V est effectuée pour montrer l'intérêt des assistances dans l'usinage du Ti555-3.

Des perspectives sont regroupées en fin de rapport pour proposer des voies d'amélioration de l'usinage des alliages de titanes étudiés.

I. Etude bibliographique

L'objectif que nous nous fixons dans cette partie est de faire le bilan des connaissances acquises en ce qui concerne les aspects micro et macrostructuraux liés à l'usinage par tournage des matériaux. Après avoir présenté brièvement les principaux paramètres associés au tournage, en particulier la coupe orthogonale, nous dresserons un bilan des différents travaux expérimentaux liés à la détermination des températures de coupe. Nous nous intéresserons ensuite au rôle des paramètres sur l'intégrité de surface des pièces usinées. Nous aborderons, enfin, l'usinage assisté où nous nous focaliserons essentiellement sur l'Usinage Assisté Jet d'Eau Haute Pression (UAJEHP) et sur Usinage Assisté Laser (UAL).

A. Usinage, usinabilité, de l'échelle macroscopique à l'échelle mésoscopique

1. Génération de surfaces en usinage

L'usinage est un procédé d'enlèvement de matière qui consiste à générer des surfaces à l'aide d'un outil de coupe dans une configuration déterminée. Les paramètres influençant la coupe sont relativement nombreux. Ils peuvent se regrouper en 3 grandes familles suivant ce sur quoi ils agissent :

- Les paramètres liés au procédé : vitesse de coupe, vitesse d'avance, profondeur de passe, type d'opération...
- Les paramètres liés à l'outil : géométrie, forme, angles de coupe, nuance du substrat, revêtement, fixation de l'outil....
- Les paramètres liés à la pièce usinée qui se composent en deux sous-parties :
 - paramètres géométriques : forme, élancement, diamètre du lopin,
 - paramètres liés au matériau (dureté, composition chimique, état microstructural..) regroupés sous la dénomination d'usinabilité.

Ces paramètres étant relativement nombreux, pour en limiter le nombre, le choix est souvent fait en tournage d'étudier deux configurations : la coupe orthogonale et le chariotage paraxial. Ces configurations sont succinctement décrites dans les paragraphes suivants et seront utilisées dans la suite de l'étude.

a) La coupe orthogonale

Cette opération permet de réduire au maximum le nombre de paramètres pour faciliter l'analyse et décrire simplement l'interaction entre l'outil, le copeau et la pièce. La coupe orthogonale implique une arête de coupe rectiligne et perpendiculaire à la fois à la direction donnée par la vitesse de coupe V_c et à celle donnée par la vitesse d'avance (Figure I-1).

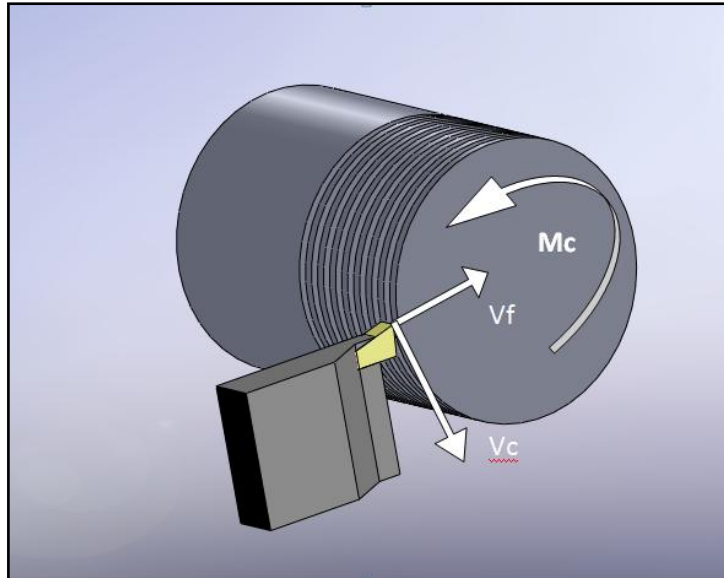


Figure I-1: Représentation de la coupe orthogonale

Cette opération est très intéressante car si l'on se place dans une configuration avec une profondeur de passe faible par rapport à la largeur du palier, il est possible de se ramener à un problème plan, et plus précisément à un état de déformation plane (effets de bords négligés). Cette configuration permet donc des comparaisons cohérentes avec les modélisations numériques effectuées en 2D.

b) Le chariotage paraxial

C'est une opération de coupe 3D permettant d'usiner un cylindre par le déplacement de l'outil. On définit, en premier lieu une profondeur de passe (a_p) en déplaçant l'outil perpendiculairement à l'axe, puis l'outil suit son mouvement d'avance parallèlement à l'axe de rotation du cylindre.

Le chariotage paraxial comporte plus de paramètres ce qui rend la compréhension des phénomènes plus difficile comparativement à la coupe orthogonale. Mais son étude est importante car cette opération reste très utilisée industriellement.

Pendant la coupe, seules des valeurs macroscopiques comme les trois composantes de l'effort de coupe, la vitesse de coupe, la profondeur de passe et l'avance par tour peuvent être mesurées assez simplement. Le phénomène d'usinage doit cependant être étudié sous différents points de vue selon l'échelle spatiale utilisée. L'intérêt de cette décomposition en trois échelles réside bien sûr dans la définition fine de chacune d'elles, mais c'est surtout dans la connaissance des transitions d'une échelle à l'autre. C'est là que réside la richesse du procédé, les points d'intérêt pour l'usineur à une échelle donnée trouvant leur source à l'échelle inférieure.

2. Formation du copeau à l'échelle mésoscopique

Les trois échelles de modélisation sont présentées Figure I-2.

- L'échelle macroscopique correspond à l'échelle de la machine-outil. C'est l'échelle des problèmes de rigidité dynamique, de vibrations, liées à la machine dans son ensemble et à la pièce ; on se soucie entre autres de la tenue des cotes et de la prévision de la rugosité résultante en surface de pièce.

- L'échelle mésoscopique considère les quelques mm³ autour de la pointe de l'outil. La notion d'usinabilité est attachée à cette échelle. C'est l'échelle de création des surfaces, de la genèse de la morphologie du copeau, des couplages entre thermique, mécanique et métallurgie, celle de l'intégrité de surface et de l'usure.

- L'échelle microscopique, ou celle du matériau est l'échelle des cristaux (et des inclusions) constituant le matériau, et des phénomènes de localisation de déformation, des modifications de microstructure.

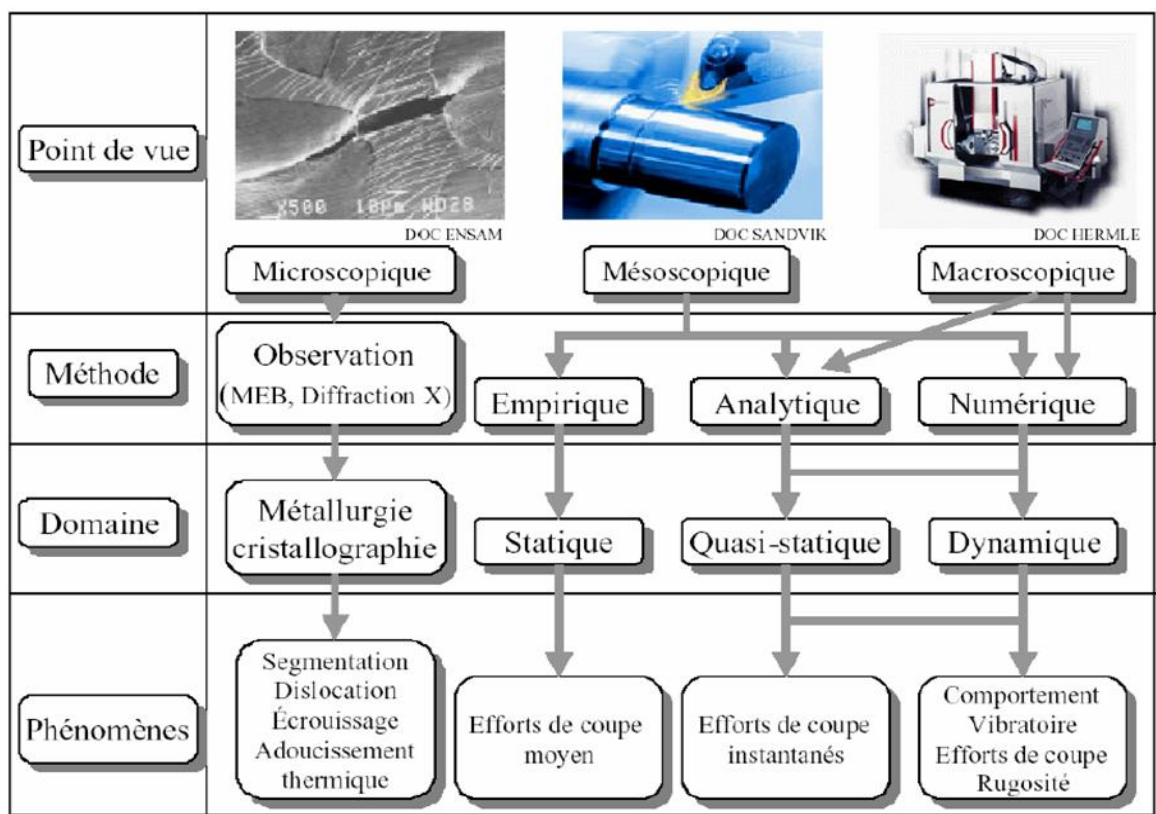


Figure I-2: Les différentes échelles d'étude du procédé de coupe [Chérif 2003].

En coupe orthogonale, il est possible de définir trois zones de fortes déformations et d'échauffement intense qui permettent la formation du copeau (Figure I-3). Ces zones, nommées zones de cisaillement, conditionnent les phénomènes de coupe et d'intégrité de surface.

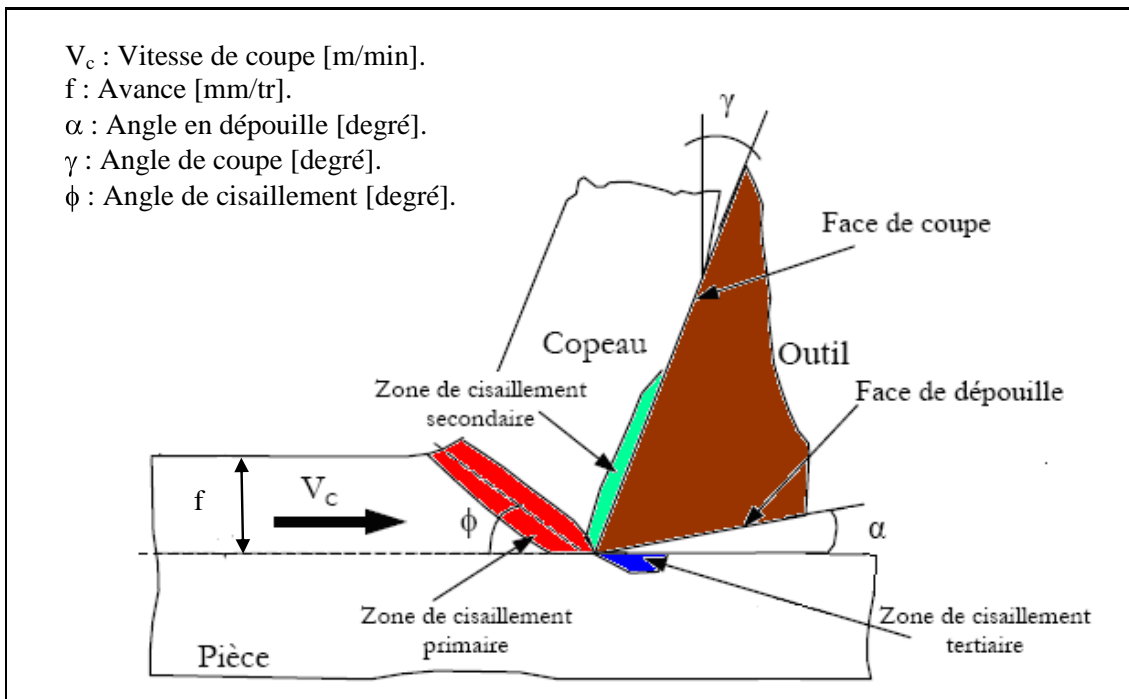


Figure I-3: Formation du copeau en coupe orthogonale

Lors de l'opération d'usinage, l'outil sépare la couche superficielle de la pièce en générant un cisaillement intense entre la pointe de l'outil et la surface de la pièce [Merchant 1945]. Cette zone de formation du copeau est appelée zone de cisaillement primaire ZI. Elle est inclinée d'un angle ϕ par rapport à la vitesse de coupe et s'étend sur une largeur plus ou moins importante suivant sa localisation.

La deuxième zone est la zone de cisaillement secondaire ZII, qui correspond à la zone de frottement du copeau sur la face de coupe de l'outil.

Une troisième zone est observée ; elle est le résultat du frottement entre la nouvelle surface usinée et la face de dévaille de l'outil. Cette zone est appelée zone de cisaillement tertiaire ZIII. Cette zone est la plus petite des trois zones mais elle n'est pas à négliger pour autant. En effet, c'est cette zone qui influence très fortement l'intégrité de surface de la pièce notamment au niveau des contraintes résiduelles et de l'écrouissage.

Les déformations plastiques engendrées par cisaillement dans les trois zones précitées peuvent atteindre des valeurs très élevées (1 à 6) et les vitesses de déformation plastique sont souvent comprises entre 10^3 et 10^6 s⁻¹. La génération de chaleur induite d'une part par la déformation plastique (auto-échauffement) et d'autre part par les frottements outil-copeau et outil-pièce conduisent à une élévation de température dans ces zones pouvant atteindre plusieurs centaines de degrés. La répartition de la chaleur ainsi produite se fait entre le copeau, l'outil et la pièce.

Le comportement de ces zones à l'échelle mésoscopique va conditionner la bonne ou la mauvaise formation du copeau qui sera défini à l'échelle macroscopique par la notion d'usinabilité.

3. Usinabilité

L'usinabilité est la capacité d'un matériau M1 à être usiné par un matériau usinant M2. Les critères pouvant permettre d'évaluer l'usinabilité d'un matériau sont nombreux et dépendent non seulement du type d'opération, mais aussi de l'objectif de l'usineur. L'usinabilité peut être évaluée à partir d'une combinaison des paramètres suivants :

- L'évolution des efforts de coupe et de la puissance consommée
- Le débit copeaux
- La durée de vie des outils
- La productivité
- L'intégrité de surfaces

La notion d'usinabilité dépend donc d'un critère choisi par l'usineur mais reste néanmoins toujours liée à la production au moindre coût et/ou à la meilleure qualité pièce.

De nombreux travaux relatifs à l'usinabilité des aciers sont disponibles dans la littérature. Les principaux résultats sont synthétisés ci-dessous. Le dernier paragraphe regroupe des données plus spécifiques à l'usinabilité des alliages de titane.

a) Facteurs influents sur l'usinabilité

(1) La dureté.

Plusieurs études ont été menées afin d'étudier l'influence de la dureté en tournage. Nous retiendrons particulièrement les travaux de G. Poulachon [Poulachon 1999] et de M. Habak [Habak 2006] sur un acier 100Cr6.

De façon générale, l'usinabilité décroît avec l'augmentation de la dureté. Par exemple, les travaux de G. Poulachon montrent que la courbe d'évolution des efforts spécifiques de coupe avec la dureté présente un maximum à 53 HRC.

Cette influence de la dureté conditionne le choix de réaliser l'usinage avant ou après trempe de la pièce :

- En cas de trempe après usinage, il n'est pas constaté de problème particulier d'usinage mais la trempe génère des déformations de la pièce qui doivent être compatibles avec les spécifications fonctionnelles de la pièce,
- En cas de trempe avant usinage, les déformations induites par la trempe sont supprimées par l'usinage mais l'usinabilité du matériau est plus faible. Ce choix est possible avec les matériaux de coupe modernes (céramiques, CBN...).

La dureté est donc un facteur influent de l'usinabilité. Néanmoins les constituants de l'acier peuvent avoir une répartition et une dureté locale très variables tandis que la dureté macroscopique reste du même ordre de grandeur. De même, M. Habak [Habak 2006] a montré que le même acier avec la même dureté mais avec deux microstructures différentes, pouvait ne pas présenter la même usinabilité.

(2) La microstructure

La taille du grain joue un rôle important [Trombert 1998] :

- un grain grossier limite l'usure de l'outil.
- Un grain fin permet d'obtenir un meilleur état de surface sur la pièce usinée.

Habak [Habak 2006] a étudié l'influence de la microstructure sur l'usinabilité de l'acier 100Cr6 trempé. Pour une même dureté, deux états métallurgiques sont considérés : une microstructure bainitique sans carbures visibles et une microstructure martensitique avec présence de carbures. L'auteur constate que les efforts de coupe varient peu avec la microstructure, mais qu'un meilleur état de surface est observé pour une structure avec carbures. Une comparaison entre les deux microstructures montre que la présence de carbures fait augmenter la température d'interface copeau/outil alors qu'elle fait chuter celle générée lors de la formation de zone de cisaillement primaire. Une différence d'usinabilité est donc constatée en fonction des états métallurgiques choisis. Il reste délicat d'estimer la meilleure usinabilité, cette dernière dépendant du critère de définition choisi.

(3) Les inclusions

L'influence sur l'usinabilité de la présence d'inclusions de sulfures dans un acier 42CrMo4 a été étudiée par Brion [Brion 1993]. Cet auteur montre que les inclusions de sulfures modifient les conditions d'apparition du cisaillement principal à la racine du copeau et celles du cisaillement secondaire (Figure I-4).

La déformation du sulfure sous les efforts de coupe suit la plus grande déformation principale. L'interface sulfure-matrice est rompue. Le métal cisailé offre une résistance au cisaillement d'autant plus faible que la teneur en soufre est grande. Le copeau est alors fragilisé et sa fragmentation est plus facile à obtenir, favorisant l'usinabilité.

D'ailleurs des matériaux dopés en sulfures, dit à usinabilité améliorée, sont développés par les métallurgistes afin d'optimiser les opérations d'usinage.

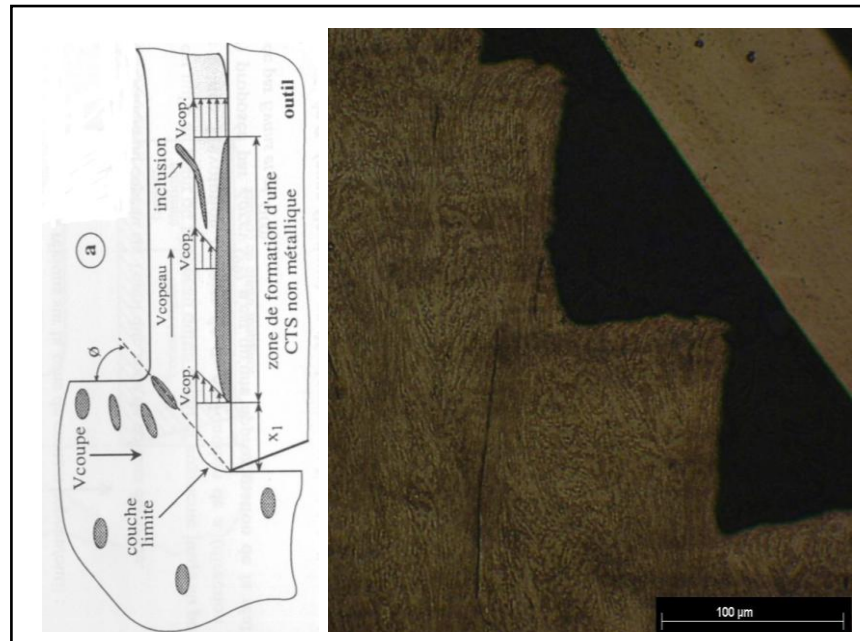


Figure I-4: Allongement des inclusions dans la zone primaire de cisaillement ZI [Brion 1993]

D'autres types d'inclusions peuvent être présents dans les aciers. L'élaboration des aciers nécessite en effet une phase de désoxydation par de l'aluminium, ce qui provoque la formation d'alumine de type Al_2O_3 . Ces grains abrasifs et anguleux, qui favorisent l'usure prématurée de l'outil, sont alignés dans la matrice de l'acier. Pour limiter ce phénomène, deux solutions sont possibles :

- changer l'élément de désoxydation, par exemple utiliser le silicium. Les inclusions résultantes seront alors fusibles à la température de coupe.
- Disperser les alignements d'alumine par un traitement au calcium (élément plus avide d'oxygène que l'aluminium), et ajout de soufre. Cela permet des interactions entre le soufre et le calcium ainsi qu'entre l'alumine et le calcium. Ainsi les inclusions oxydées seront enrobées de sulfures ou de calcium, qui les rendent moins abrasives.

(4) Cas des alliages de titane

Si les alliages de titane présentent généralement des caractéristiques thermo-physiques et mécaniques intéressantes, ces mêmes propriétés induisent de nombreux problèmes lors des opérations d'usinage et affectent leur usinabilité.

Les alliages de titane présentent une très mauvaise conductivité thermique. Elle est d'environ $7,2\text{W/m.K}$ pour l'alliage Ti6Al4V alors qu'elle est de 46W/m.K pour l'acier 42CrMo4 . De plus, les propriétés mécaniques des alliages de titane sont élevées et ne diminuent qu'à très hautes températures (Figure I-5), ce qui entraîne des efforts de coupe plus élevés notamment sur la face de coupe. Les efforts de coupe lors de l'usinage d'une

pièce en alliage de titane sont donc généralement plus importants que ceux obtenus pour l'usinage d'une pièce en acier.

De plus, sa très mauvaise conductivité conduit à ce que l'énergie thermique générée par le frottement outil/copeau reste confinée au niveau de cette interface. La température atteinte au niveau du contact outil/copeau est donc beaucoup plus importante pour l'usinage d'un alliage de titane que pour l'usinage d'un acier. Cette température importante entraîne donc une dégradation rapide de l'outil. Cette dégradation rapide de l'outil dû aux effets thermiques conduit à utiliser des vitesses de coupe faibles pour limiter les températures de coupe.

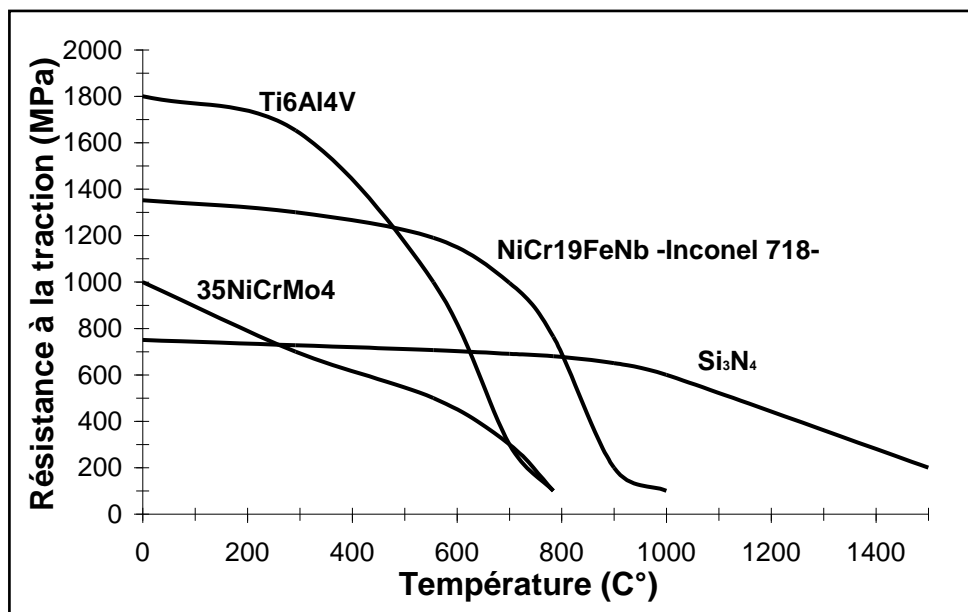


Figure I-5: Evolution de la résistance mécanique en fonction de la température pour différents matériaux. [Malot 2001]

Par ailleurs la formation du copeau lors de l'usinage d'un alliage de titane s'accompagne d'une fragmentation caractéristique généralement associée à du cisaillement adiabatique dans les conditions de coupe usuelles. Cette fragmentation crée des oscillations thermiques à la surface de l'outil et provoque des conditions de fatigue responsables des fissurations dans les outils carbures.

Le dernier aspect important lors de l'usinage d'un alliage de titane est sa forte réactivité chimique à haute température avec la plupart des matériaux d'outils de coupe. Le titane devient chimiquement actif dans le cas d'une élévation de la température. Cette affinité du titane entraîne une tendance à durcir superficiellement pour former en surface des oxydes et des carbures abrasifs beaucoup plus durs que le matériau lui-même.

La combinaison de tous ces facteurs conduit à une faible usinabilité des alliages de titane.

B. Usinage et intégrité de surface

L'usinage des alliages de titane est susceptible d'avoir des effets marqués sur l'intégrité des surfaces, dont il est indispensable de tenir compte en raison des conséquences sur le comportement des pièces. Ces effets incluent la rugosité de la surface, la microstructure des sous-couches et les contraintes résiduelles.

La suite de l'étude s'attachera à apporter des éléments concernant ces trois aspects. En revanche cette partie bibliographique met plutôt l'accent sur les deux derniers. Nous traiterons d'abord du phénomène de formation des couches blanches au niveau de la surface et dans le copeau. Ces phases généralement dures et fragiles en surface peuvent provoquer la présence de fissures et d'autres défauts de surface qui peuvent poser problème lors de la phase de mise en service des pièces. Puis nous nous intéresserons aux champs de contraintes résiduelles induits par l'opération d'usinage.

1. Couches blanches

Pendant certaines opérations d'usinage (tournage dur, rectification, perçage...), il est possible de voir apparaître des couches blanches sur la surface usinée ou dans le copeau au niveau des bandes de cisaillement adiabatique. On les nomme ainsi car elles ne présentent aucune particularité microstructurale et apparaissent blanches après attaque lors de l'observation au microscope optique [Griffiths 1987] [Barbacki 2003] [Chou 1999].

Ces couches blanches sont reportées dans la littérature essentiellement dans des publications liées à l'usinage des aciers durs [Poulachon 1999] [Habak 2006]. Ces auteurs expliquent l'apparition de couches blanches par une montée en température dans ces zones au delà de la température de transformation (α - γ). Cette montée rapide et localisée est due à la création d'énergie mécanique et thermique lors du cisaillement dans la zone ZI et lors du frottement dans les zones ZII et ZIII. Ces analyses confirment les premières observations faites par Field [Field 1971].

Plusieurs auteurs se sont intéressés aux effets des paramètres de coupe sur la morphologie des couches blanches [Chou 1999] [Barbacki 2003] [Ramesh 2005] [Habak 2006]. Tous sont d'accord pour conclure que l'élévation des vitesses de coupe et d'avance produit des zones blanches plus intenses avec un volume plus important. Ils affirment que la formation des couches blanches semble être principalement dominée par un processus thermique impliquant la transformation de phase de l'acier. Par contre, Ramesh montre lors d'une étude sur un acier 100Cr6 durci (62Hrc) que l'affinage des grains dus à l'intensité de la déformation plastique est la cause de la formation des bandes blanches pour les vitesses de coupe faibles. L'aspect thermique n'est donc pas nécessaire pour obtenir une zone blanche.

Les conditions de coupe ne sont pas les seuls facteurs d'apparition de couches blanches. En effet, plusieurs auteurs ont montré qu'un outil dégradé peut faciliter l'apparition de ces couches ou, au moins, faire évoluer leur épaisseur [Chou 2005] [Che-Haron 2001]

[Poulachon 2005]. Che-Haron observe, pour l'usinage à sec d'un alliage de titane Ti6Al4V, la formation d'une couche blanche d'une épaisseur de 10 μm pour des conditions de coupe classiques mais avec des outils fortement usés. Or, Puerta Velasquez [Velasquez 2007], pour des conditions de coupes beaucoup plus sévères, n'observe pas de couche blanche sur les surfaces usinées avec des outils neufs. En revanche, il remarque que selon le mode de polissage effectué sur les échantillons pour les observations microscopiques, des couches blanches peuvent apparaître qu'il suppose être un artefact métallographique. C'est pour cela qu'il conclue : « ... les couches blanches reportées par Che-Haron et Jawaid pourraient être le résultat d'une mauvaises interprétation ou être dues à un artefact de polissage ».

L'apparition de couches blanches est bien sûr également fortement liée aux caractéristiques du matériau usiné. Dans sa thèse, M. Habak [Habak 2006] montre que la dureté n'est pas le seul facteur d'apparition de couches blanches. La microstructure du matériau joue aussi un rôle primordial, notamment sur leur forme et leur intensité. Il étudie la morphologie des copeaux lors de l'usinage d'un acier 100Cr6 pour deux microstructures différentes mais ayant la même macro-dureté (52 HRC) : l'une est martensitique avec une présence homogène de carbures de fer et de chrome non dissous, et l'autre est bainitique avec l'ensemble des carbures dissous par le traitement thermique. Les premières observations montrent que les couches blanches n'ont pas les mêmes aspects morphologiques. La couche blanche est homogène pour le 100Cr6 sans carbure alors qu'elle est discontinue et localisée pour le 100Cr6 avec carbures. Une corrélation (Figure I-6) entre des essais de cisaillement à grande vitesse sur des éprouvettes chapeaux et des essais de coupe est réalisée. Elle permet d'affirmer que la largeur des bandes blanches est d'autant plus grande que la vitesse de déformation augmente. Comme pour les copeaux, les bandes sont plus diffuses lors du cisaillement du 100Cr6 sans carbure. L'auteur conclut que l'apparition des couches blanches est un phénomène thermomécanique gouverné par la vitesse de déformation et la température.

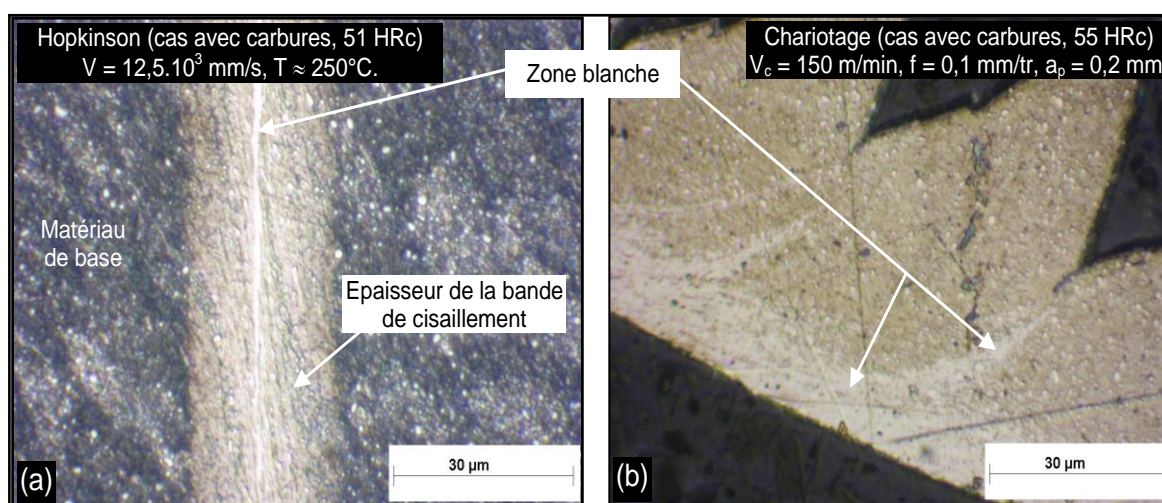


Figure I-6: Formation d'une bande blanche dans le 100Cr6 avec carbures [Habak 06]

Très récemment, des modèles numériques ont permis de prédire l'apparition et l'évolution des bandes blanches en fonction de la dureté du matériau. Umbrello et al [Umbrello 2010] ont développé un modèle empirique implémenté dans un code d'éléments finis, prédisant la transformation de phase lors de la formation des bandes blanches. Ce modèle permet de mettre en évidence des domaines à risque en termes de paramètres de coupe pour un couple matériau / outil donné. Le modèle nécessite néanmoins d'être affiné pour prédire efficacement l'apparition des zones blanches. De plus, les modèles utilisés pour réaliser cette prédiction devront être adaptés à chaque nouveau matériau.

2. Contraintes résiduelles

a) Leurs origines

Les contraintes résiduelles sont des contraintes qui subsistent en l'absence de toute force extérieure appliquée à la pièce. Elles ont pour origine un dépassement local de la limite d'élasticité ce qui peut entraîner la génération d'une déformation plastique hétérogène.

- En usinage, l'apparition de contraintes résiduelles résulte d'une combinaison d'effets produits par l'opération de coupe : Des transformations physico-chimiques (transformations microstructurales, changements de phase dus à l'élévation de la température).
- Des effets thermiques (échauffement non homogène)
- Des effets mécaniques (écrouissage, mécanismes de la coupe)

Les contraintes résiduelles sont la superposition de trois types de contraintes que l'on appelle du 1er ordre, 2ème ordre et 3ème ordre (Figure I-7).

Les contraintes du premier ordre σ_I sont celles qui s'appliquent à l'échelle d'un grand nombre de grains, celles du deuxième ordre σ_{II} à l'échelle du grain, celles du troisième ordre σ_{III} à l'échelle de quelques distances interatomiques.

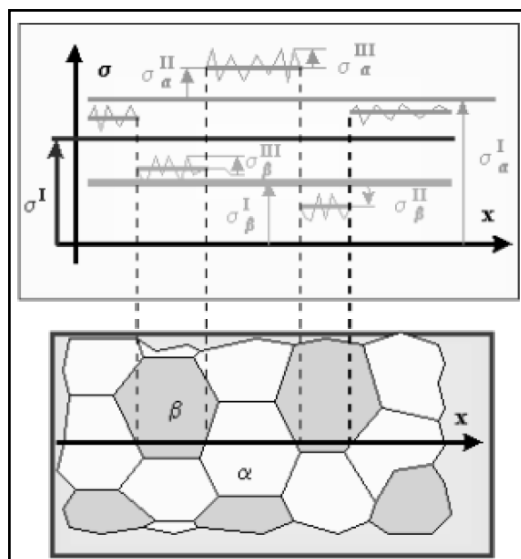


Figure I-7: Ordres des Contraintes Résiduelles

Les contraintes du premier ordre ou macro contraintes entraînent un déplacement du pic de diffraction et les contraintes du deuxième et du troisième ordre génèrent un élargissement de ce pic de diffraction qui peut s'interpréter en termes de micro contraintes. Cet élargissement permet de caractériser l'état de déformation plastique ou écrouissage du matériau.

b) Contraintes résiduelles associées à une opération de tournage.

Dans une opération de tournage classique, les contraintes résiduelles longitudinales ou transversales peuvent être de compression ou de traction. Généralement, elles sont de traction en surface, elles décroissent en profondeur et passent alors en compression (Figure I-8). Elles passent par un minimum et augmentent pour retrouver l'état de contraintes du matériau initial. Les paramètres utilisés pour la description du profil sont reportés sur cette même figure : σ_{circsurf} et σ_{axsurf} sont les contraintes axiales et circonférentielles en surface, σ_{circmin} et σ_{axmin} sont les valeurs minimales en compression en sous-couche, DEC est la profondeur en compression et DAC est la profondeur affectée par les contraintes résiduelles.

Les contraintes de traction sont d'origine thermique, elles sont généralement dues à l'élévation de la température de coupe en surface produite par le frottement entre la pièce et l'outil. Des phases de dilatation et de contraction apparaissent sous l'effet de la chaleur, ce qui va générer de forts gradients de déformation induisant des zones plastifiées. Les contraintes de compression sont d'origine mécanique, elles sont dues aux déformations plastiques qui accompagnent la formation du copeau (Figure I-9).

Les contraintes résiduelles obtenues sont donc dues à la compétition de ces deux phénomènes pendant l'usinage.

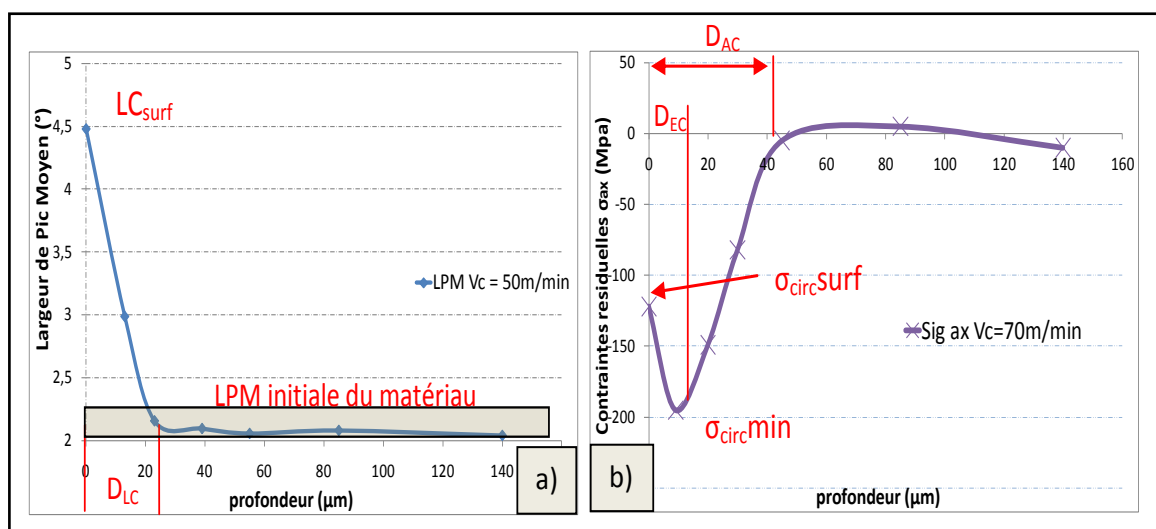


Figure I-8: Profil de Largeur de pic moyen a) et de Contraintes Résiduelles b) en profondeur pour une opération de tournage

Les études de plusieurs auteurs ont tendance à montrer que, de manière générale, l'augmentation de la vitesse de coupe entraîne une augmentation des contraintes résiduelles en surface et de la profondeur affectée [M'saboui 1999] [Rech 2003] [Dahlman 2004].

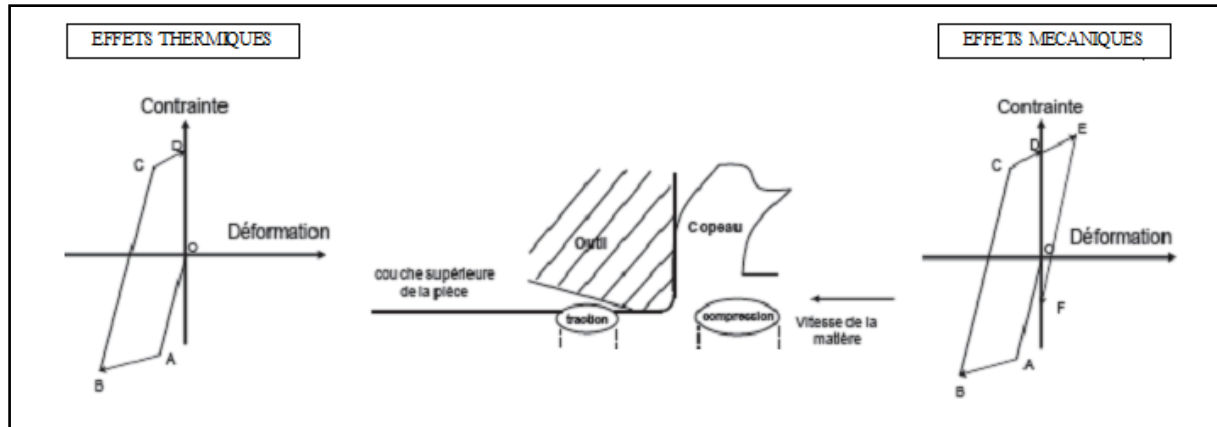


Figure I-9: Influence des effets thermiques et mécaniques sur les contraintes résiduelles.

Une étude récente a été effectuée par Valiorgue [Valiorgue 2008] sur l'influence des paramètres de coupe sur la répartition des contraintes résiduelles dans un acier inoxydable austénitique 316L. Les résultats confortent ceux obtenus par M'saboui et Le Calvez. Valiorgue modélise de plus le phénomène par une approche hybride dans laquelle les sollicitations thermomécaniques équivalentes à celle de la coupe sont directement appliquées sur la géométrie finale de la pièce usinée. Il déduit de cette modélisation un effet de la vitesse de coupe sur la valeur en surface des contraintes résiduelles et suggère que l'avance influe plus sur la profondeur affectée.

Peu de données sont disponibles dans la littérature sur l'intégrité de surfaces des alliages de titane.

Sun et Guo [Sun 2008] ont, néanmoins, conduit un certain nombre d'essais sur un alliage de titane Ti-6Al-4V afin de caractériser les aspects d'intégrité de surface pour différentes conditions de fraisage. Ils concluent que la surface usinée présente une nature non régulière avec une rugosité arithmétique variant de $0,6\mu\text{m}$ à $1,0\mu\text{m}$. Les contraintes résiduelles de surface sont de compression dans les deux directions. La vitesse de coupe et l'avance ont des effets différents. La valeur absolue des contraintes résiduelles de compression augmente avec la vitesse de coupe jusqu'à atteindre un maximum pour une vitesse de coupe de 80 m/min , alors qu'elle décroît avec l'avance. Ces remarques sont confortées par Shridhar [Shridhar 2003] qui a étudié l'effet des paramètres de coupe en fraisage sur la distribution des contraintes résiduelles dans un alliage de titane IMI -834.

Récemment Puerta Velasquez [Velasquez 2007] a étudié les copeaux et l'intégrité de surface en usinage à grande vitesse de l'alliage Ti-6Al-4V. Il observe une modification des contraintes

résiduelles dans les surfaces usinées en fonction de la vitesse de coupe. Il note un passage de contraintes de compression à des contraintes en traction à partir d'une certaine valeur de vitesse de coupe. A cette vitesse, les contraintes en surface seraient nulles. Plus exactement, la valeur moyenne dans le volume diffractant serait nulle. Ce volume diffractant d'épaisseur de l'ordre de $5\mu\text{m}$ contient sans doute une couche en traction et une couche en compression.

Cette partie nous a permis de montrer que les contraintes résiduelles sont dues à la compétition entre l'effet mécanique et l'effet thermique. L'effet mécanique peut être estimé par la mesure des composantes de l'effort de coupe. Il est aussi important de pouvoir quantifier l'effet thermique pour affiner notre compréhension de l'apparition des contraintes résiduelles, mais aussi des couches blanches.

3. Mesures thermiques en usinage

L'augmentation de température due à la déformation plastique du matériau dans la zone ZI et au frottement outil-copeau et outil-pièce influence très fortement le comportement du matériau usiné et la tenue de l'outil. L'usure rapide des outils peut être due à cette élévation de température dans la zone de coupe qui engendre un mécanisme de diffusion d'éléments chimiques du matériau vers l'outil ou l'inverse. De plus, une température élevée peut favoriser des transformations métallurgiques telles que l'apparition de couches blanches, décrites précédemment au chapitre I.1, au niveau de la surface de pièce et/ou dans les zones de cisaillement du copeau. Sans conduire jusqu'à une transformation métallurgique, l'élévation de la température influence fortement les niveaux de contraintes résiduelles qui participent à l'intégrité de surface de la pièce.

a) Origine et répartition des effets thermiques

En usinage, la majorité de la puissance mécanique est transformée en chaleur - généralement on cite une valeur de 90% de puissance transformée en chaleur. Ces sources de génération de chaleur qui correspondent naturellement aux zones de cisaillement, influencent la zone de coupe.

En première approximation la quantité de chaleur générée lors de l'usinage est considérée comme proportionnelle à la puissance de coupe. Elle dépend donc de la vitesse de coupe et de l'effort de coupe. Les températures de coupe augmentent quand :

- La vitesse de coupe augmente ;
- La section coupée augmente (augmentation de l'avance et/ou la profondeur de passe) ;
- La résistance mécanique du matériau à usiner augmente

De plus, les températures dans la zone de coupe dépendent aussi des conditions de refroidissement réalisées principalement par :

- La pièce – plus la conductibilité thermique est élevée, plus la chaleur pourra se dissiper facilement.
- L’outil – les propriétés thermiques du revêtement de l’outil permettent d’obtenir une barrière réfractaire ou une bonne évacuation calorifique.
- La lubrification.

J.L. Battaglia [Battaglia 2002] propose un schéma, en Figure I-10 de la zone de coupe qui récapitule les générations de chaleur engendrées lors de l’usinage par les trois zones de cisaillement et leur répartition dans les différentes parties de l’outil, de la pièce et du copeau. Il a été observé que la plus grande partie de la chaleur produite est évacuée par le copeau (80%), le reste est dissipé par l’outil et la pièce, alors qu’une partie minimale est évacuée par l’air.

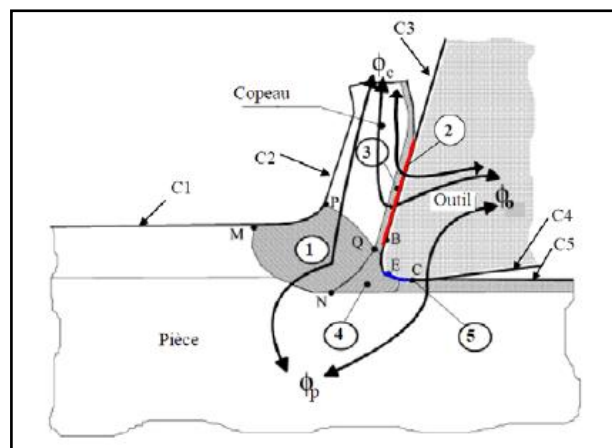


Figure I-10: représentation des flux thermiques dans la zone de coupe [Battaglia 2002]

La connaissance de la distribution du champ thermique en pointe de l’outil constitue une information précieuse dans la mesure où elle permet de mieux appréhender les mécanismes de transferts thermiques aux interfaces ce qui autorise la connaissance :

- des sollicitations thermiques sur l’outil – ce qui permet d’optimiser les revêtements des outils,
- des sollicitations thermiques sur la surface de la pièce qui influent sur les contraintes résiduelles et éventuellement les transformations de phases localisées.

b) Les moyens de mesure

Depuis les années 70, on essaye de quantifier les températures en usinage. Plusieurs méthodes expérimentales ont été proposées. On peut les différencier selon deux classes : les méthodes avec contact et les méthodes sans contact. Nous présenterons ici les méthodes les plus communément utilisées.

(1) Méthodes avec contact

Il existe plusieurs méthodes de mesures thermiques avec contact. Ces méthodes sont actuellement utilisées dans le domaine de la recherche et l'industrie.

(a) *Vernis et peinture thermosensibles :*

Cette technique mise en place par Rossetti [Rosetto 1971] consiste à déposer sur l'outil un vernis thermosensible dont la couleur change à partir d'une certaine température. La frontière entre les deux couleurs du vernis matérialise l'isotherme correspondant à la température de changement de couleur. C'est une technique globale permettant de localiser les points chauds sur l'ensemble du dispositif mais l'étalonnage est fastidieux et la méthode discontinue (les plages de températures sont petites) [Bisson 2001].

(b) *Thermocouples*

Pour mesurer une température élevée, la première méthode à laquelle on peut penser est l'utilisation de thermocouples. Bittès [Bittes 1993], Bouzid [Bouzid 1993], Le Calvez [LeCalvez 1995] ou encore Abrão [Abrao 1997] ont utilisé cette méthode. Elle consiste à placer des thermocouples au plus près de la zone d'analyse sollicitée en y perçant des trous par électroérosion. Cette méthode a été utilisée avec succès par Bouzid [Bouzid 1993] qui a évalué la cartographie thermique dans un outil carbure. Plus tard, Le Calvez [LeCalvez 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 du thermocouple et une bonne conductivité thermique. Cette méthode présente l'avantage de pouvoir s'utiliser dans tous les procédés de coupe avec ou sans lubrification. Cependant, le fait d'implanter un thermocouple dans l'outil va modifier les champs de température. La présence du capteur perturbe la grandeur à mesurer. De plus, les très forts gradients du champ de température et ses évolutions très rapides sont souvent incompatibles avec la taille et les temps de réponse des thermocouples.

Birgand [Birgand 1992] et Hirao [Hirao 1989] ont utilisé directement l'effet Seebeck. Le principe est de prendre deux corps en mouvement relatif comme deux éléments d'un thermocouple : la pièce et l'outil étant l'un et l'autre les deux éléments. Le problème réside dans la localisation de la zone où se produit l'effet Seebeck, et dans la détermination des propriétés thermoélectriques du bi-matériau considéré.

Cette technique est commercialisée sous deux produits distincts :

Il y a quelques années, la société Actarus [Cirtes 2004] a mis en place une technique dans laquelle une sonde est intégrée dans la plaquette. Le but est de détecter le seuil d'usure de l'outil et d'effectuer un contrôle continu de l'arête de coupe en mesurant la température à l'interface pièce-outil et/ou copeau-outil comme critère. Cette technique présente un certain nombre d'inconvénients comme le prix de la plaquette (très onéreux à cause de

l'intégration de la sonde), une fragilisation de la pointe de l'outil par l'introduction de la sonde ou encore le risque d'endommager la sonde dans le cas d'une usure trop importante de la plaquette. De plus, les gradients de température étant très importants dans la zone de coupe, les mesures ne sont pas très précises.

L'outil Thermicar est une autre technique de mesure développée par le laboratoire TREFLE de l'ENSAM de Bordeaux. Le principe consiste à mesurer directement le flux de chaleur en pointe d'outil à l'aide d'une thermistance implantée dans l'outil (au lieu de l'implanter dans la plaquette, ce qui évite de fragiliser cette dernière). La particularité de cette mesure réside dans l'identification de la fonction de transfert entre le flux en pointe d'outil et le flux mesuré par le capteur. Cette méthode donne une valeur de flux globale évacué par l'outil qui peut être un complément très intéressant des mesures de température effectuées par thermographie.

(2) Méthodes sans contact

(a) *Pyrométrie optique*

La pyrométrie optique est une méthode de mesure de la température basée sur la relation entre la température d'un corps et le rayonnement optique (infrarouge ou visible) que ce corps émet (

Figure I-11). L'intérêt de la pyrométrie optique est de permettre la détermination d'une température sans contact avec l'objet ; c'est donc une méthode appropriée quand les conditions expérimentales n'autorisent pas l'utilisation de capteurs thermométriques classiques :

- Mesures à grande distance ;
- Environnement très agressif ;
- Pièce en mouvement ;
- Localisation des points chauds.

Les méthodes pyrométriques ne donnent en général qu'une information ponctuelle sur la température et la taille du point de mesure reste souvent importante par rapport à la dimension de la surface analysée. Le pyromètre monochromatique exige la connaissance des paramètres liés aux propriétés d'émissivité des matériaux. De plus les techniques de balayage posent des difficultés pour l'observation des zones à fort gradient thermique à cause du temps de réponse des cellules réceptrices et du temps nécessaire au balayage de la surface.

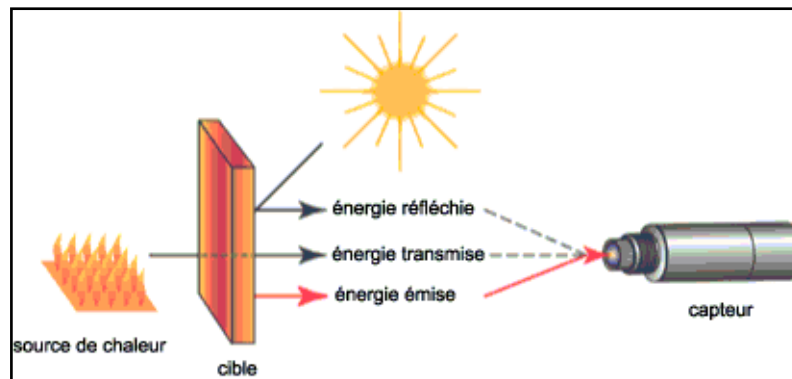


Figure I-11: Schéma de principe du pyromètre

(b) *Caméra « thermique »*

Le développement de techniques de mesure par caméra thermique est déjà ancien mais reste d'actualité. D'après Pajani [Pajani 2001], la technique de thermographie peut être définie selon quatre propriétés :

- elle permet une cadence d'acquisition très élevée
- elle est discriminative par sa résolution spatiale et thermique
- elle permet de fournir une cartographie thermique de la scène observée. On peut alors facilement détecter la position des points chauds lors du processus d'usinage.
- Elle est discrète au sens de la mesure puisqu'elle observe sans contact et de manière passive une scène thermique.

Afin de comprendre les phénomènes thermomécaniques issus de la coupe, il est intéressant de connaître la distribution des champs de température dans cette zone. C'est dans cette optique que plusieurs études ont été menées ces dernières années.

Des travaux ont été effectués en utilisant des caméras infrarouges [Bouزيد 1993] [Guétari 2005]. Ces études ont permis d'observer plus particulièrement l'évolution du champ de température sur la face latérale de l'outil. Par contre, il a été observé que pour des caméras infrarouges classiques (les longueurs d'ondes sont de 5 à 10 μm) les effets parasites de l'air ambiant et la méconnaissance de l'émissivité induisent des erreurs considérables. Les mesures permettent d'avoir une cartographie qualitative de la zone de coupe mais pas forcément quantitative.

D'autres solutions ont été envisagées par [Le Calvez 1995] [M'Saoubi 1998] [Changeux 2001] et utilisées par [Habak 2006] (Figure I-12) afin d'améliorer les mesures par caméra infrarouge. C. Le Calvez propose l'utilisation d'un système de caméras CCD classiques couplées à des filtres passe-haut proche-infrarouge coupant ainsi les longueurs d'onde inférieures à 0,8 μm . Les caméras CCD travaillent alors dans le proche infrarouge ce qui permet une nette diminution de l'erreur de mesure due à la méconnaissance de l'émissivité de la scène. De plus, les caméras utilisées étant des caméras classiques, il est possible

d'utiliser des objectifs et chemins optiques courants et donc moins onéreux. Il est alors possible d'adapter ces caméras à des champs d'observation très variés. En revanche, l'utilisation d'un tel système ne permet pas d'observer des températures inférieures à 500 °C, ce qui n'est pas trop gênant en usinage. Une description plus détaillée est présentée en Annexe 2.

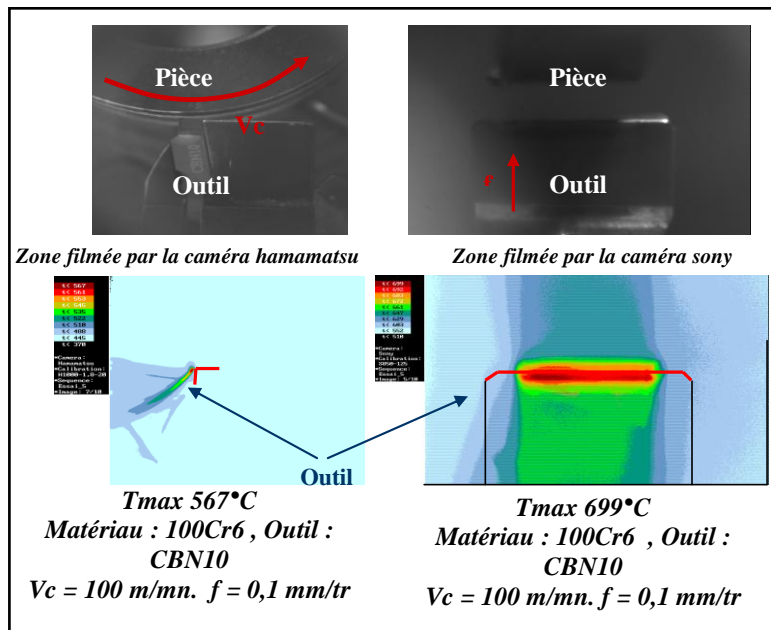


Figure I-12: Exemple de cartographie thermique en coupe orthogonale [Habak 2006]

C. Usinages avancés

Les précédents paragraphes ont montré que l'usinage des alliages de titane présente certaines difficultés. Les voies d'amélioration peuvent passer par l'optimisation des paramètres de coupe ou le choix des outils utilisés. Des études sont menées dans ce sens mais les gains espérés restent relativement limités. Une autre solution consiste peut-être à modifier le procédé lui-même en ajoutant une assistance à l'usinage qui agit directement sur la zone de formation du copeau.

Différents types d'assistance peuvent être utilisés :

- L'assistance magnétique
- L'assistance ultrasonore
- L'assistance cryogénique
- L'assistance laser
- L'assistance jet d'eau haute pression

Les trois premières vont être succinctement décrites dans la suite du chapitre. Les deux dernières seront plus détaillées. Elles feront l'objet d'un travail expérimental important dans la suite de l'étude.

1. Assistance magnétique

Le principe de l'usinage par assistance magnétique est d'usiner une pièce dans un champ magnétique généré par une ou plusieurs sources de courant ou par des corps aimantés (Figure I-13).

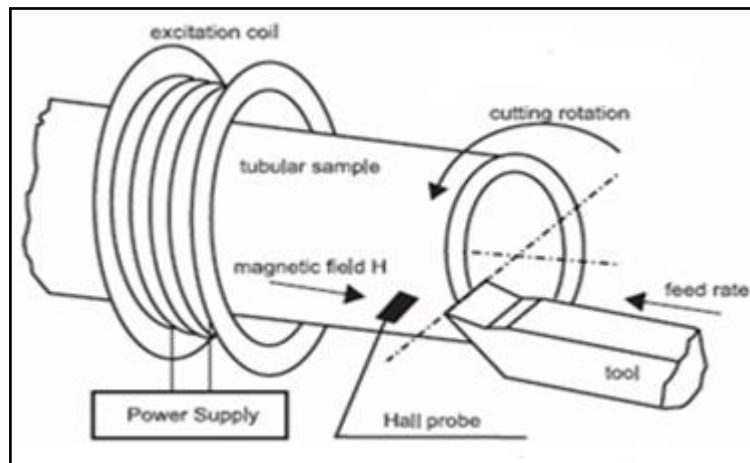


Figure I-13: Principe de l'usinage par assistance magnétique

El Mansori et al, ont étudié son influence sur un acier C50 et ont montré une diminution de l'usure de l'outil, qui peut dans certains cas être divisée par deux [Mansori 2004]. Une explication peut être la formation d'arête rapportée favorisée par l'assistance magnétique. Ces avantages semblent être dus au fait que l'assistance permet de modifier la position et la forme de la zone de cisaillement ZI mais aussi les propriétés tribologiques du matériau soumis au champ magnétique.

2. Assistance ultrasonore

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 de matériaux ductiles, l'assistance ultrasonore augmente la température de la zone de coupe d'environ 50% [Babitsky 2003]. De plus, ce procédé permet d'améliorer les états de surfaces usinées d'environ 30%.

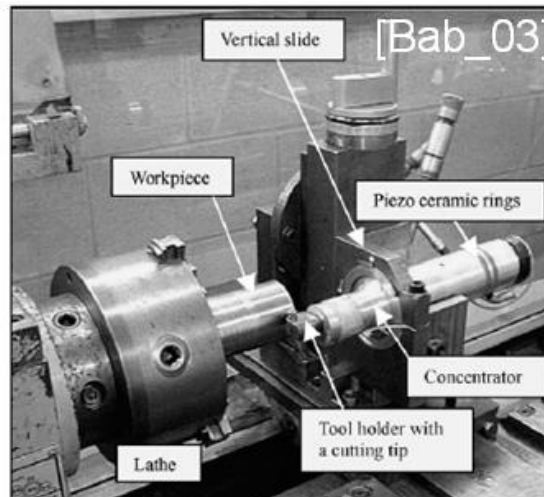


Figure I-14: Principe de l'usinage assisté ultrasonore.

Des auteurs proposent un système d'excitation ultrasonore autorésonant permettant d'améliorer la commande de l'assistance [Babistky 2004b]. L'assistance ultrasonique n'a qu'une légère influence sur la microstructure des couches de surface (mesure de la couche écrouie par nano-indentation) mais elle forme un copeau continu (déformation homogène du copeau sur sa longueur). S. Chang [Chang 05] montre une forte diminution des bavures pour les opérations de perçage assisté par ultrasons sur une pièce en aluminium pur. Des modélisations numériques du procédé assisté ultrason ont été mises en place pour montrer l'influence des vibrations sur la coupe [Babistky 2004a] et [Mitorov 2005].

Une étude plus récente a été menée Gautreau et al [Gautreau 2007] sur l'usinage ultrasonore du bois. Un prototype a été réalisé pouvant tourner à une vitesse maximale de 500 tr/mn, peut vibrer à une fréquence de 20 KHz pour une amplitude maximale de 230 μm . Ainsi, les auteurs ont observé que les efforts de coupe étaient plus de deux fois supérieures pour un usinage à 10 000 tr/mn sans ultrasons qu'un usinage à 500 tr/mn avec une vibration ultrasonore. L'observation des surfaces usinées met en évidence un brulage important du bois pour l'usinage à 10 000 tr/mn sans ultrasons alors qu'il est conforme avec les ultrasons et une rotation de 500 tr/mn.

3. Assistance cryogénique

L'assistance cryogénique permet d'envoyer un jet d'azote liquide entre le copeau et l'outil (Fig. 10). Cette technique est utilisée pour l'usinage de matériaux comme l'alliage de titane (Ti6Al4V). Pour ces matériaux, la température de coupe est très grande car le copeau n'évacue que très peu de chaleur. Cette température élevée affecte l'outil qui s'use très rapidement même à des vitesses de coupe faibles. L'assistance cryogénique permet donc d'évacuer l'énergie calorifique générée par la coupe. Hong [Hong 2001a] a étudié la température de coupe avec différentes lubrifications et avec une assistance cryogénique sur un alliage de titane Ti-6Al-4V. Il a mis au point un nouveau dispositif de buses (Figure I-15b) qui apporte l'azote liquide plus près de la zone de coupe que l'ancien dispositif (Figure I-15a).

Des mesures de température et des modélisations éléments finis ont mis en évidence une diminution de la température de coupe d'environ 500 °C (de 900 °C à 400 °C) avec l'assistance cryogénique [Hong 2001b] et une augmentation de la durée de vie de l'outil (multipliée par 5 dans certaines configurations) [Hong 2001a]. En revanche, les efforts de coupe ont tendance à augmenter avec ce procédé [Hong 2001c].

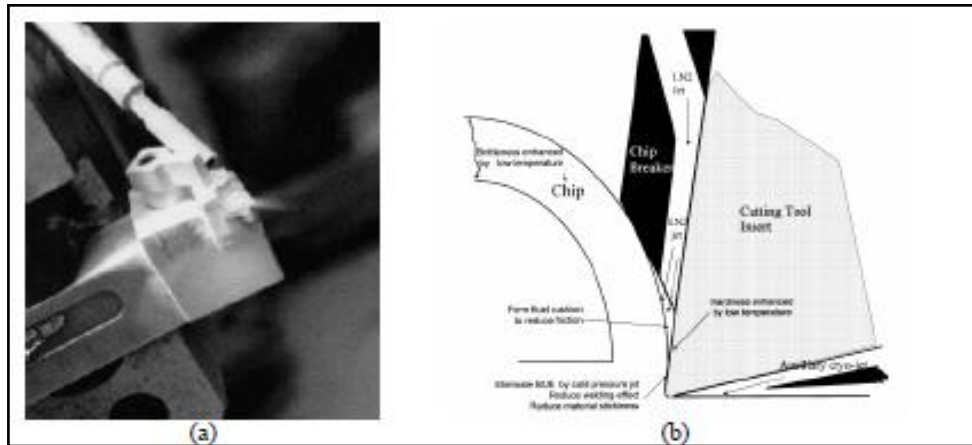


Figure I-15: Principe de l'usinage assisté par cryogénie

Venugopal [Venugopal 2007] étudie l'influence de la cryogénie sur l'usure des outils dans l'usinage du Ti-6Al-4V. Il compare cette assistance avec l'usinage à sec et l'usinage avec lubrification classique. Il en déduit que l'usinage par assistance cryogénique améliore considérablement la durée de vie des outils carbure non revêtus. Ainsi, la durée de vie est multipliée par 2, par rapport à un usinage avec lubrification et par plus de 3 par rapport à un usinage à sec. Par contre cet avantage n'est constaté que pour les faibles vitesses de coupe

4. Usinage assisté laser (UAL)

a) Principe

L'UAL permet un chauffage localisé avec une densité de puissance très importante. Le faisceau laser (de type Nd-YAG) vient chauffer la pièce en amont de l'outil juste avant la coupe, permettant ainsi de modifier de façon temporaire et locale les propriétés du matériau afin d'améliorer son usinabilité. En effet, en chauffant la pièce, les caractéristiques mécaniques chutent avec l'augmentation de la température (Figure I-5). Ce procédé peut aussi permettre d'effectuer un traitement thermique de surface, en ajustant la position du spot laser par rapport à l'outil de coupe (Germain 2006).

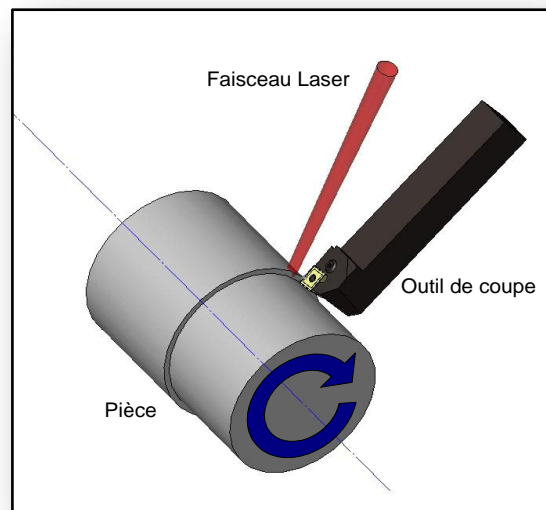


Figure I-16: Principe du tournage assisté laser

Trois sources différentes peuvent actuellement être exploitées pour l'assistance laser :

- Laser CO₂ : elle a été la première source utilisée et reste encore aujourd'hui la plus puissante. Le transport du faisceau s'effectue par jeux de miroirs, ce qui constitue un frein très important pour l'implantation de ce type de laser dans des machines nécessitant des déplacements en 3D.
- Laser Nd-YAG (Néodyme - Yttrium Aluminium Garnet) : cette technique a été mise au point dans les années 70. Des puissances plus faibles sont développées mais les évolutions des dernières années ont permis d'obtenir des puissances suffisantes pour l'assistance au tournage. Le transport de la source laser réalisé par fibre optique facilite considérablement son implantation sur une machine industrielle.
- Laser à semi-conducteurs ou diode laser : Malgré leur puissance insuffisante lors de leur mise au point dans les années 80, les progrès des dernières années ont permis de regrouper suffisamment de diodes lasers pour fournir un faisceau de plusieurs kilowatts facilement intégrables à une machine-outil car transportables par fibre optique. Economiques et compactes, elles constitueront sûrement par la suite les sources les plus intéressantes pour réaliser de l'assistance laser.

b) Principaux résultats des différents travaux réalisés en UAL

Différents travaux de recherche menés dans plusieurs laboratoires ont porté sur l'assistance laser. Les premiers visant à intégrer l'outil laser dans l'industrie ont débuté aux Etats-Unis en 1975. Des initiatives françaises ont ensuite été menées conjointement avec des industriels, des centres techniques et des universités à partir de 1985.

Plus concrètement, un projet BRITE (1997-1999) regroupant des laboratoires de recherche européens a été initié pour fournir à l'industrie européenne des données technologiques sur

l'usinage assisté par laser de matériaux tels que l'Inconel 718 ou l'alliage de titane Ti6Al4V et la céramique Si₃N₄ en tournage et en fraisage. Ces études, orientées vers les passes d'ébauche, ont porté sur la modélisation globale du procédé ainsi que l'influence des paramètres de coupe et du faisceau laser sur la répartition de température sur la cible. Cependant, le cas particulier des passes de finition pendant une opération de tournage ou de fraisage précis n'a pas été envisagé.

Des travaux récents [Germain 2006] [Fan 1994] montrent une notable amélioration de l'usinabilité des matériaux réputés difficiles à usiner tels que les aciers durs ou les alliages de titane par le procédé UAL. La comparaison avec un usinage conventionnel, effectué dans les mêmes conditions de coupe, met en évidence différentes améliorations : une diminution notable des efforts de coupe, de l'amplitude des vibrations et une amélioration de l'état de surface usinée. La diminution de la résistance à la coupe permet une meilleure génération et un meilleur écoulement du copeau. Une des causes d'usure par diffusion disparaît car l'effort de coupe ou la pression entre l'outil et la pièce diminue mais la température augmente favorisant la diffusion. Une étude très récente a été menée à l'université sur l'influence de l'assistance laser sur l'usinage un acier dur AISI 4130 [Ding 2010]. Les résultats obtenus montrent que l'UAL, avec un enlèvement de matière quatre fois plus rapide que le tournage dur suivi d'une rectification, produit une rugosité Ra inférieure à 0,3 µm, et ne génère pas d'adoucissement et de modification de la microstructure de la surface usinée. En comparant avec plusieurs conditions de tournage dur, l'effort de coupe ou de l'énergie spécifique de coupe en UAL est environ 20% plus faible avec l'augmentation de la puissance laser.

Des études de matériaux plus exotiques tels que les céramiques ont été réalisées ces dernières années, particulièrement à l'université de Purdue. Ces essais réalisés avec un laser CO₂ à 1,5 kW et un outil PCBN ont permis de mettre en évidence une diminution de la contrainte dans la zone primaire de cisaillement avec l'augmentation de la température de la pièce [Lei 2000]. En outre, Chang a montré que l'utilisation de l'usinage assisté laser sur des céramiques permettait une amélioration de l'état de surface [Chang 2006].

Des essais ont été réalisés sur un composite à matrice métallique Al₂O₃p/Al avec un outil carbure et un laser YAG de 200W par Wang [Wang 2002]. Ils montrent que l'utilisation du laser permet une diminution des efforts de coupe de 30 à 50 % et une augmentation de la durée de vie de l'outil de 20 à 30 %.

Des paramètres optimisés en usinage assisté par laser devraient donc permettre d'obtenir une température optimale au niveau de la zone de coupe. Ces conditions pourraient entraîner une diminution de l'usure de l'outil par diffusion, mais aussi par adhésion et par abrasion, ce qui va dans le sens de l'amélioration de la micro-géométrie des surfaces coupées.

Le lien entre usinage assisté laser et intégrité de surface a été abordé au centre Arts et Métiers Paristech d'Angers par G. Germain [Germain 2006] sur deux matériaux différents : un acier 100Cr6 traité et un alliage de titane Ti-6Al-4V. Cet auteur s'est plus particulièrement intéressé à l'influence de l'assistance laser sur les profils de contraintes résiduelles et sur l'écroûissage lors de l'usinage de ces matériaux. Quels que soient les paramètres de coupe, les contraintes résiduelles dans les directions axiales et tangentielles ont tendance à remonter vers la traction. Par exemple pour un acier 100Cr6, avec comme paramètres de coupe $V_c = 240 \text{ m.mn}^{-1}$, $f = 0,1 \text{ mm.tr}^{-1}$ et $a_p = 0,5 \text{ mm}$, ces contraintes superficielles remontent vers la traction de plusieurs centaines de MPa lors de l'UAL (Figure I-17). Cette augmentation est due à la hausse de la température qui par dilatation crée des contraintes de compression en surface qui génèrent après refroidissement des contraintes résiduelles de traction.

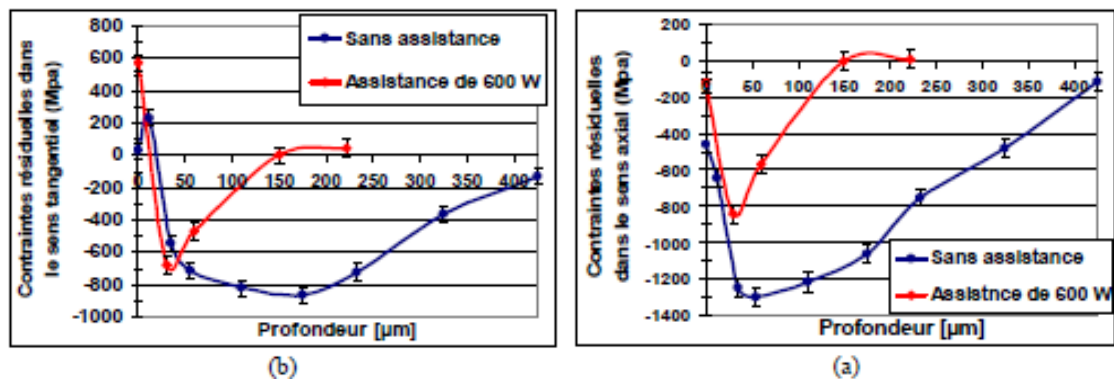


Figure I-17: Profil en profondeur de profil de contraintes résiduelles dans le sens axial (a) et dans le sens tangential (b) pour un usinage conventionnel et UAL acier 100Cr6

La profondeur affectée par les contraintes résiduelles diminue avec la puissance laser. Elle passe de $400\mu\text{m}$ sans assistance à $150\mu\text{m}$ avec une puissance laser de 600W . Cette conclusion est confirmée par la profondeur affectée par l'écroûissage. La coupe produit une déformation plastique significative de la couche superficielle.

Des essais réalisés sur un alliage de titane Ti-6Al-4V à microstructure équiaxe, mettent en évidence la possibilité de faire des traitements thermiques superficiels avec des densités de puissance et de vitesse de déplacement grandes [Germain 06c]. Pour des puissances de laser élevées, une couche dendritique apparaît en surface à la suite de la fusion de l'alliage. Sous cette couche est créée une microstructure aiguillée qui est plus ou moins fine selon la vitesse de refroidissement obtenue. Avant de retrouver une structure initiale, une zone de transition à microstructure bimodale apparaît (

Figure I-18). Ces observations permettent de déterminer la profondeur affectée thermiquement. L'auteur conclut que celle-ci est proportionnelle à l'énergie calorifique apportée. Cette énergie calorifique est égale à la puissance laser absorbée par le matériau multipliée par le temps d'interaction, soit pour une taille de spot donnée, l'énergie est proportionnelle à la puissance laser et inversement proportionnelle à la vitesse de

déplacement du faisceau. Elle augmente avec la puissance du laser et est d'autant plus grande que la vitesse est faible.

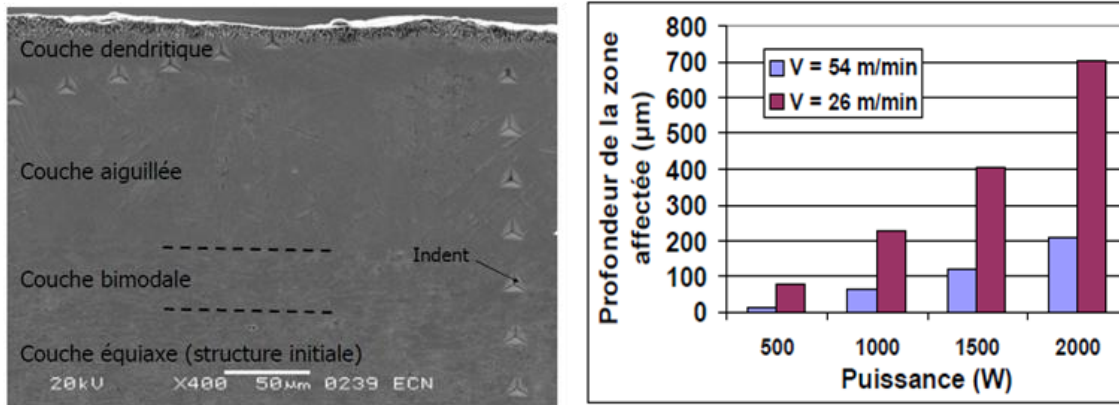


Figure I-18: Traitement thermique en UAL sur du Ti6Al4V [Germain 2006c]

Un modèle thermique transitoire tridimensionnel est développé pour prédire le champ de température dans le lopin en cours d'usinage subissant l'assistance laser. L'effet de l'assistance laser sur la qualité de surface et l'intégrité de la sous-couche est étudié en termes de rugosité, microdureté, microstructures et contraintes résiduelles. Les contraintes résiduelles en surface remontent vers la traction d'environ 150 MPa dans cet alliage de titane.

5. Usinage assisté jet d'eau haute pression (HP)

a) Principe

L'assistance jet d'eau haute pression est réalisée par la projection d'un jet de lubrifiant sur un endroit précis de la zone de coupe (Figure I-19) suivant une direction, un débit et une pression donnés.



Figure I-19: configuration de l'usinage assisté jet d'eau haute pression

Ce jet HP permet une lubrification et une évacuation des calories produites lors de la coupe plus efficace que la lubrification conventionnelle. La lubrification haute pression ajoute la

possibilité de fractionner les copeaux par action mécanique du jet et cela de manière indépendante des paramètres de coupe. L'action du jet permet donc d'augmenter très sensiblement la zone de fragmentation du copeau pour des paramètres de coupe fixés.

De plus, dans certaines conditions le jet d'eau HP peut s'insérer de manière durable entre le copeau et l'outil ce qui permet une protection de celui-ci. Dans ce cas, la durée de vie de l'outil peut être augmentée très sensiblement, les efforts diminués et les contraintes résiduelles évoluent alors vers la compression.

b) Principaux résultats des différents travaux réalisés en jet d'eau

Plusieurs études ont été menées au cours de ces dernières années. Un des premiers à avoir étudié l'assistance jet d'eau haute pression est Kovacevic [Kovacevic 1995] qui s'est intéressé à son rôle dans le cas du fraisage. Il observe que selon la direction du jet et sa position, les efforts de coupe diminuent de manière considérable, environ 40%.

Kaminski et al [Kaminski 2000] a étudié, quant à lui, les effets d'un jet d'eau haute basse pression et ultra haute pression dirigé vers l'interface outil /copeau sur la température de l'outil, les efforts de coupe, la forme du copeau et la rugosité de surface lors d'opérations de tournage. Pour évaluer l'effet du refroidissement, des plaquettes spéciales avec des thermocouples intégrés ont été utilisées. Les résultats montrent une réduction significative de la température en pointe d'outil, de 40-45%. Ceci est réalisé en utilisant des pressions du jet dans la gamme 40-300 MPa.

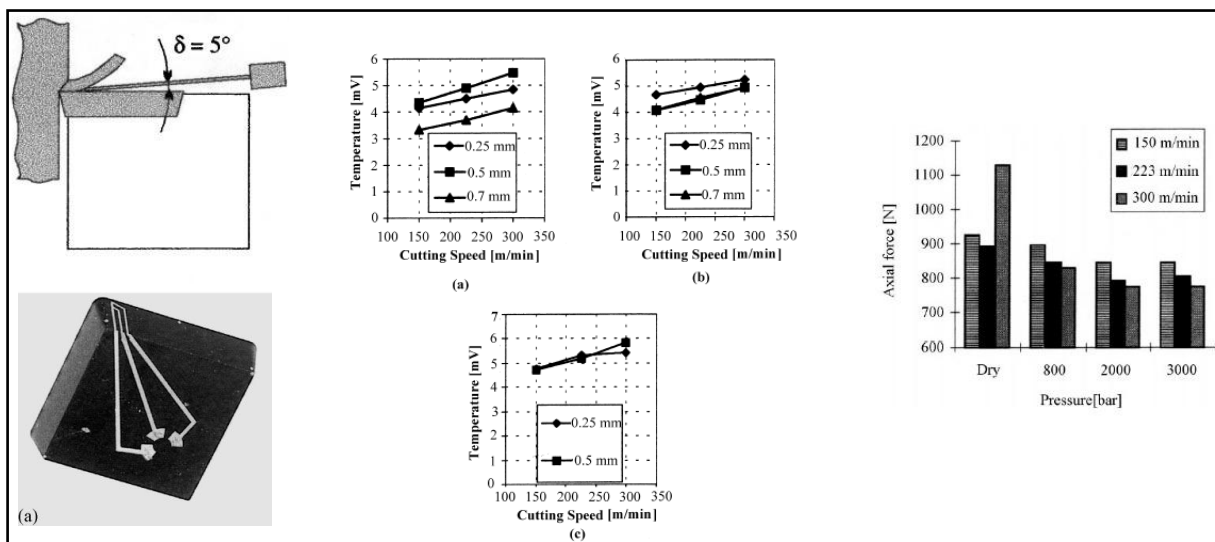


Figure I-20: influence de la pression sur la Température et les efforts de coupe [Kaminski 2000]

Ezugwu s'est plutôt intéressé à l'usinage de l'Inconel 718 sous assistance jet d'eau haute pression [Ezugwu 2005]. L'Inconel 718 a été usiné avec un outil carbure revêtu PVD (TiCN/Al₂O₃/TiN) à des vitesses de coupe allant jusqu'à 50 m.min⁻¹ en utilisant une lubrification classique et des pressions pouvant atteindre 200 bar. La durée de vie des outils, la rugosité de surface (Ra), l'usure des outils et les efforts de coupe ont été enregistrés. Les

résultats des essais montrent que l'état de surface est acceptable et que la durée de vie de l'outil est amélioré lors de l'usinage d'Inconel 718 avec des pressions élevées du lubrifiant. Par rapport à une lubrification classique, la durée de vie d'outil augmente de 340%, lors de l'usinage à 200 bars et à une vitesse de 50 m min⁻¹. De manière générale, cet auteur observe qu'une augmentation de la pression induit une diminution de l'usure de l'outil. Selon lui, ceci peut être attribué à la capacité du jet à soulever le copeau en s'insérant vers la pointe de l'outil. Cette action entraîne une diminution de la zone de contact outil/copeau qui entraîne à son tour la réduction des températures de coupe et des composantes d'efforts. La fragmentation du copeau lors de l'usinage dépend de la profondeur de passe, de la vitesse d'avance et de la vitesse de coupe employées ainsi que de la pression du jet.

Des études sur l'influence du refroidissement haute pression en tournage de l'alliage Ti-6Al-4V ont été réalisées par Nandy [Nandy 2008]. Il a étudié l'influence de l'huile pure et de l'huile soluble sur la forme et la fragmentation du copeau, les efforts de coupe, le coefficient de frottement, la longueur de contact, la durée de vie des outils et l'état de surface en comparant avec un usinage classique. Il observe un gain d'environ 250% sur la durée de vie des outils lorsqu'il utilise la haute pression avec huile soluble alors qu'avec l'huile pure l'usinage assisté ne présente aucun bénéfice. Le refroidissement haute pression offre une bonne fragmentation des copeaux même si celle-ci est plus prononcée avec l'huile soluble que l'huile entière.

Il observe aussi que la résultante tangentielle de l'effort de coupe tangentiel F_t est plus faible pour l'huile entière que pour l'huile soluble. Il suppose que la réduction de F_t est attribuée à une meilleure lubrification. La réduction des efforts de coupe radial et axial F_r et F_a , pour l'huile soluble, serait plutôt due à la diminution de la longueur de contact en raison de la courbure plus importante du copeau.

Plusieurs études ont porté sur les influences de la haute pression sur les contraintes résiduelles induites par le tournage.

Tout d'abord, M. Habak [Habak 2006 b] a étudié les effets de la haute pression du jet d'eau dirigée à l'interface outil/copeau sur les contraintes résiduelles et la forme des copeaux lors du tournage d'un acier inoxydable austénitique 316L. La particularité de son approche réside dans l'utilisation d'un outil non adapté à ce type de matériau et à 3 pressions de jet bien distinctes : 200 bars, 500 bars et 800 bars. Les résultats montrent qu'il est possible de créer une bonne fragmentation des copeaux et ainsi pouvoir contrôler la forme du copeau et réduire l'usure de l'outil même avec un outil non adapté. De plus, les contraintes résiduelles en surface diminuent (contrainte plus fortement en compression) lorsque la pression du jet augmente. Cette réduction peut être de 20 à 40 %, dans les deux directions d'analyse, par rapport au tournage sec. Par contre, la profondeur affectée par ces contraintes et par l'écaillage n'est pas affectée.

Manouchehr Vosough [Vosough 2005] a aussi étudié ce phénomène pour l'usinage de l'alliage Ti-6Al-4V. Ces résultats confortent ceux de M. Habak mise à part la profondeur affectée par les contraintes résiduelles. Il trouve que cette profondeur est deux fois plus grande lors de l'usinage assisté jet d'eau haute pression.

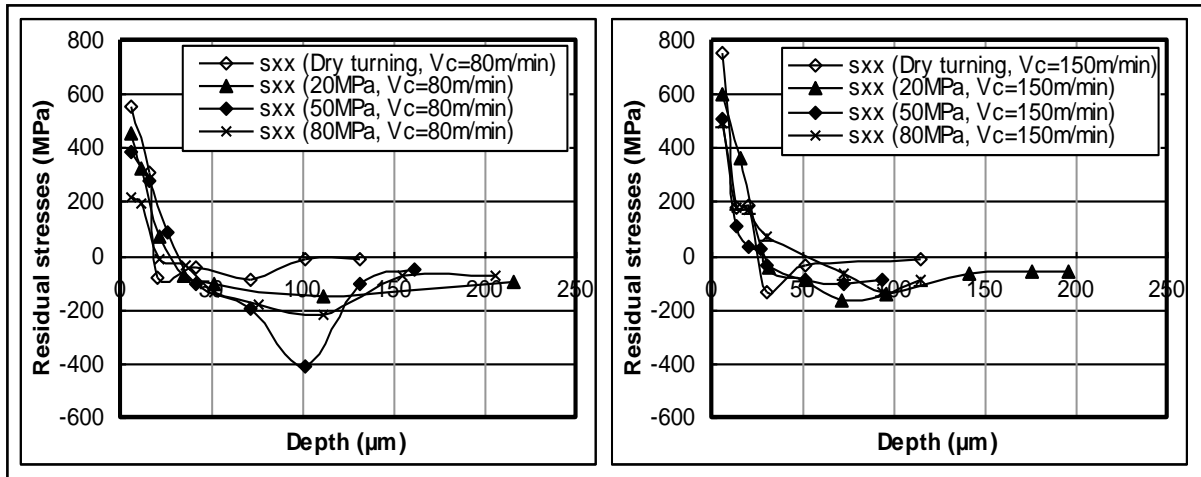


Figure I-21: Profil de contraintes résiduelles en fonction de la pression [Habak 2004b] acier austénitique 316L

Shet [Shet 2003] est un des seuls à avoir modélisé en éléments finis l'assistance jet d'eau haute pression en coupe orthogonale. Le jet d'eau est injecté directement à l'interface outil/copeaux par l'intermédiaire d'un trou sur la face de coupe. L'effet mécanique du jet est modélisé par un chargement reparté sur l'interface. Les interactions sont prises en compte par une loi de frottement de type Coulomb et la fragmentation par une technique de séparation des nœuds basée sur un critère de contrainte critique. La distribution de température induite par les effets du jet d'eau haute pression est modélisée par un coefficient de transfert de chaleur convectif. Grâce à cela, il étudie l'effet de la position du jet et de la pression. La simulation a montré une réduction de la température, de l'effort de coupe et des contraintes résiduelles avec l'assistance jet d'eau. L'auteur conclut que ces avantages sont dus à une réduction de la pression de contact et de la contrainte de cisaillement le long de l'interface outil/copeau et donc de la longueur de contact.

6. Conclusion

Dans ce chapitre, il a été présenté les principaux phénomènes entrant en jeu dans la zone de coupe lors de l'usinage. En coupe, la puissance mécanique 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 des alliages de titane quasi beta notamment les intégrités de surface de ces alliages. 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'alliage de titane Ti555-3 et du Ti6Al4V.

Dans le chapitre suivant, une étude expérimentale de la coupe de ces deux alliages sera présentée. Elle présentera l'influence des conditions de coupe sur les efforts, l'intégrité de surface, les températures en zone de coupe et la morphologie du copeau.

II. Etude Expérimentale de la coupe

A. Introduction

Le chapitre précédent a permis de synthétiser l'état de l'art sur l'usinage des alliages de titane. Les principaux résultats relatifs à l'usinabilité de l'alliage Ti-6Al-4V ont été rappelés, mais peu d'informations sont disponibles sur l'usinage de l'alliage Ti555-3. Ce chapitre va donc s'intéresser à l'étude de la coupe dans cet alliage, en comparant aux données disponibles sur l'alliage Ti-6Al-4V, pris comme référence. Après une description des matériaux et du protocole expérimental suivi, les conditions d'usinage (vitesses de coupe, avance, nuance de l'outil) seront analysées pour qualifier leurs effets sur l'effort de coupe, les températures, la morphologie du copeau et l'intégrité de surface. Nous insisterons sur l'importance de quantifier correctement les efforts de coupe car ces derniers s'avèrent directement liés à l'usinabilité du matériau. Nous nous intéresserons également à la nature et aux propriétés de l'outil, et plus précisément à leurs effets sur la distribution de température dans la zone de coupe. Nous effectuerons ensuite une analyse expérimentale des produits de coupe qui s'articulera autour de l'observation de copeaux et d'une analyse des contraintes résiduelles des surfaces usinées. La part jouée par les effets thermiques et celle jouée par les effets mécaniques seront enfin discutées dans les mécanismes de génération du copeau et d'apparition de contraintes résiduelles dans la pièce.

B. Matériaux usinants et usinés

1. Alliages de titane étudiés – géométrie des lopins

Les pièces utilisées pour les essais permettent de réaliser des opérations de coupe orthogonale. Leur géométrie et les deux alliages de titane utilisés sont présentés dans les deux parties suivantes.

a) Matériaux

Le titane est souvent utilisé sous forme d'alliages. Les éléments d'addition stabilisent soit la phase α (élément alphagène), soit la phase β (élément bêtagène). Les éléments alphagènes augmentent la valeur de la température de changement de phase T_{β} ; les éléments bêtagènes baissent cette dernière. Les éléments alphagènes sont les suivants :

- l'aluminium (Al) ;
- l'oxygène (O) ;
- le carbone (C) ;
- l'azote (N).

Les éléments bêtagènes peuvent être de type isomorphes (V, Mo, Nb, Ta) ou eutectoïdes (Fe, Cr, Mn, Si).

En comptabilisant les quantités d'éléments d'addition alphagènes (Al équivalent) et bêtagènes (Mo équivalent), la position de l'alliage Ti555-3 comparé aux autres alliages de titane, en particulier l'alliage Ti-6Al-4V, est donnée sur la Figure II-1.

Le Ti-5553 est un alliage de titane quasi-beta développé pour la construction de grandes pièces soumises à de fortes sollicitations mécaniques comme les trains d'atterrissage d'avion. Il s'agit d'une variante de l'alliage russe VT22 (Ti-5Al-5V-5Mo-1Cr-1Fe) et une alternative à l'alliage Ti-10Al-2V-3Mo. Ses propriétés mécaniques sont excellentes [Cotton 2007].

Très peu d'informations sont actuellement disponibles pour ce matériau relativement nouveau. L'alliage Ti555-3 β -stabilisé possède une température de transformation α/β moins haute que celle du Ti-6Al-4V (entre 845°C et 860°C contre 990°C). Ces caractéristiques mécaniques sont plus élevées. Le forgeage industriel de cet alliage requiert des efforts importants ce qui conduit généralement à augmenter la température de mise en forme, et ainsi le coût total du processus.

L'alliage Ti-6Al-4V, introduit en 1954, est l'alliage de titane le plus utilisé actuellement. Il représente environ 50% du marché mondial du titane. Il présente un bon compromis entre résistance mécanique et ténacité, ainsi qu'une excellente résistance à la corrosion.

Les principales propriétés mécaniques des deux alliages sont données dans le Tableau II-1.

Grandeur	Symbole	Ti6Al4V	Ti555-3	Unité
Masse Volumique	ρ	4,42	4,65	g.cm^{-3}
Dureté	Hv	349	354	Hv
Limite d'élasticité	Σ_e	880	1174	MPa
Contraintes à la rupture	σ_R	950	1236	MPa
Allongement	A%	14%	6%	%
Module d'Young	E	113,8	112	GPa
Coefficient de Poisson	N	0,342	0.32	-
Température de changement de phase T β	$T\beta$	980	845	°C
Température de fusion	Tf	1649	-	°C
Conductivité thermique	K	6,7	-	$\text{W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$
Capacité thermique massique	Cp	526,3	-	$\text{J.kg}^{-1}.\text{K}^{-1}$

Tableau II-1: Propriétés mécaniques et thermiques des alliages de titane.

Le Tableau II-2 présente la composition chimique de ces alliages, selon la norme AFNOR :

	Al	V	Cr	Mo	Fe	H	C	O	N
Ti 5553	4,91	5,25	2,98	5,22	0,35	0,001	0,008	0,135	0,006
Ti6Al4V	6,02	4,09	1,6	4,7	0,06	0,001	0,015	0,16	0,006

Tableau II-2: Composition chimique des alliages de titane

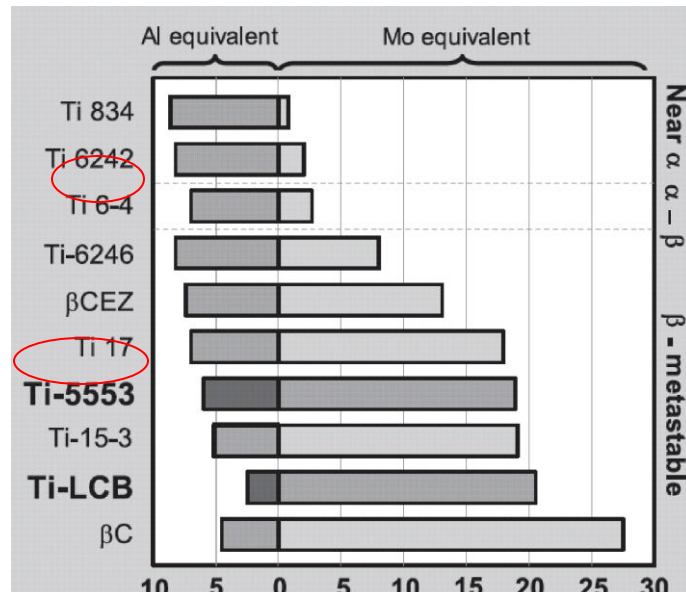


Figure II-1 : Classification des alliages de titane en fonction de la quantité d'éléments d'addition.

L'alliage de titane Ti-6Al-4V est un alliage biphasé ($\alpha + \beta$) à microstructure équiaxe ; la phase β à structure cubique centrée se trouve entre les grains α majoritaires à structure hexagonale compacte (Figure II-2b).

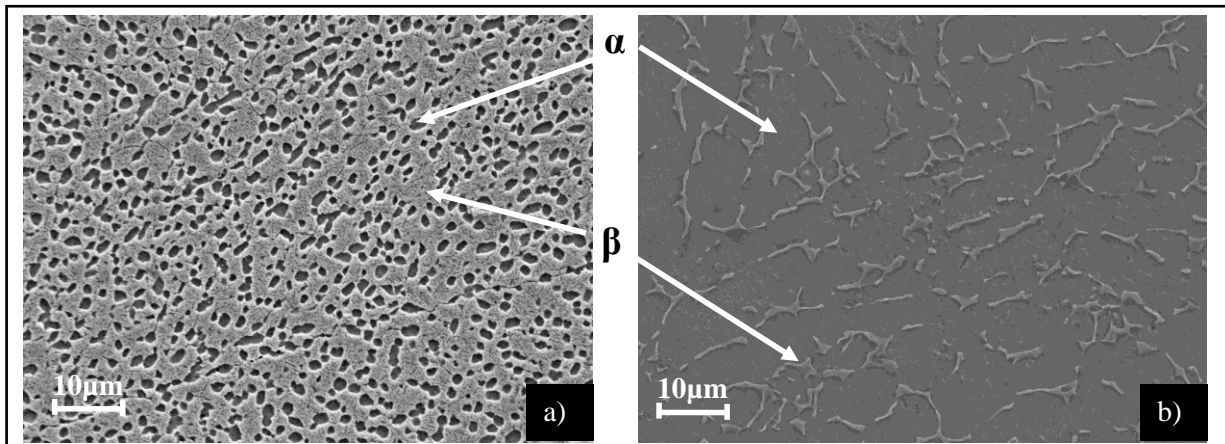


Figure II-2: Microstructure du a) Ti555-3 et b) Ti6Al4V

La microstructure du Ti555-3 se compose de particules α , sous forme de nodules, dans une matrice β , comme on peut le voir sur la Figure II-2a. La taille de ces nodules varie d'environ $1 \mu\text{m}$ à une dizaine de microns. Il existe aussi des particules α intragranulaires de dimension nanoscopique qu'on appelle phase α s secondaire issue de la transformation de la phase β lors d'un revenu (Figure I-3).

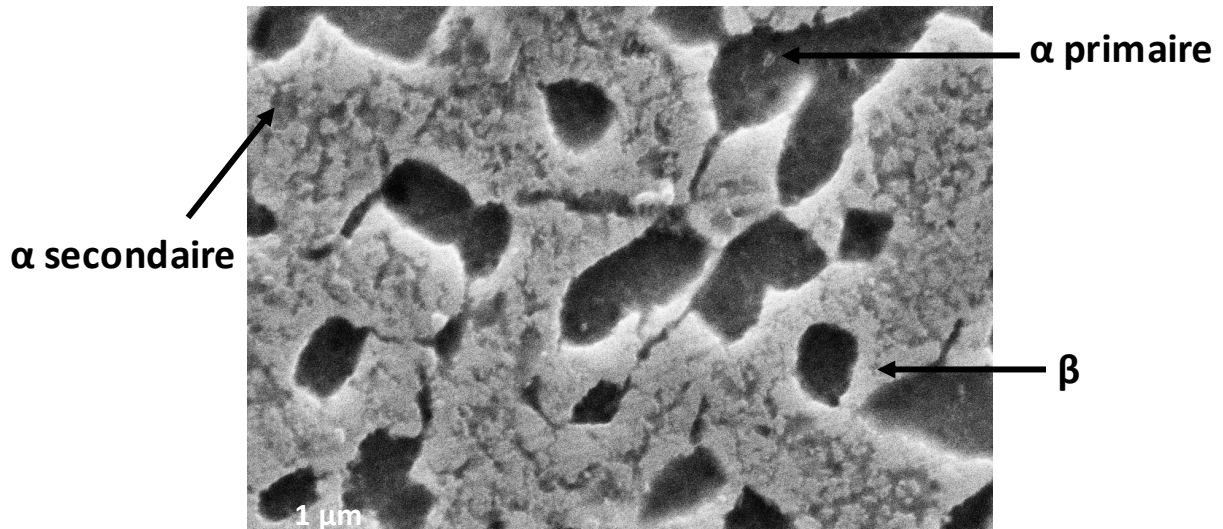


Figure II-3: Microstructure détaillé du Ti555-3

b) Géométrie de la pièce

Les essais sont effectués en configuration de coupe orthogonale. Des essais de chariotage ont également été réalisés, mais les résultats ne seront pas présentés ici. Les essais en coupe orthogonale ont été conduits sur un lopin de diamètre initial de 150 mm et une longueur de 200 mm. Afin d'éviter les effets de bords sur l'outil, la largeur des paliers est fixée à une valeur de 3 mm, ce qui est inférieur à la largeur de l'outil. Cette largeur est choisie pour deux raisons : la première est que la puissance disponible à la broche est seulement de 28kW, la seconde est que le rapport largeur/avance doit être inférieur à 5,2 comme préconisé par Changeux [Changeux 2001] et Young&Chou [Young 1993] pour pouvoir considérer le problème comme plan.

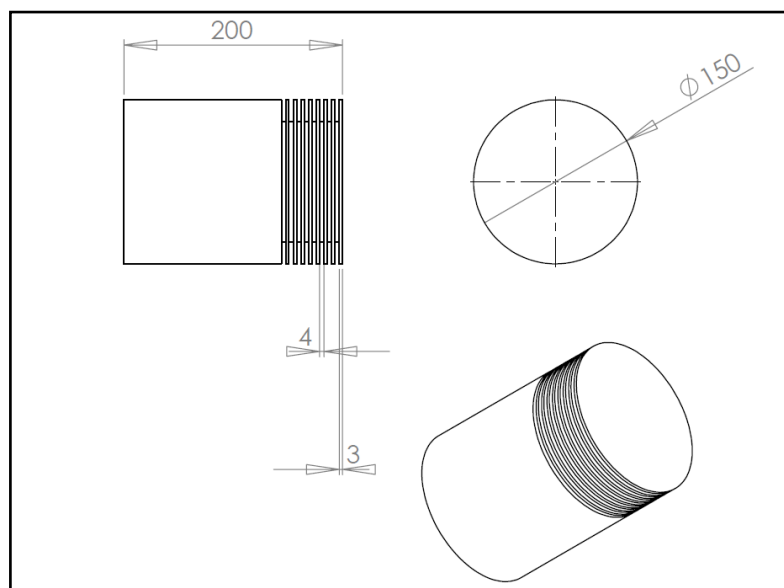


Figure II-4: Paliers réalisés pour les essais de coupe orthogonale

2. Outils de coupe

Pour les essais de coupe, trois outils de tronçonnage sont utilisés afin de réaliser des opérations de coupe orthogonale sur les paliers de la pièce. Tous ont un substrat en carbure de tungstène. Seules les trois nuances de revêtements diffèrent. L'outil principal est l'outil CP500 de Seco, revêtement PVD. Deux autres outils sont utilisés à titre de comparaison, l'un de Seco le FT890, carbure nu et un de Sandvik le S05F, avec revêtement CVD.

a) Géométrie de la plaquette

Les outils utilisés sont des outils de tronçonnage ayant tous un angle de coupe nul. Les dimensions de la plaquette sont rapportées dans la Figure II-5.

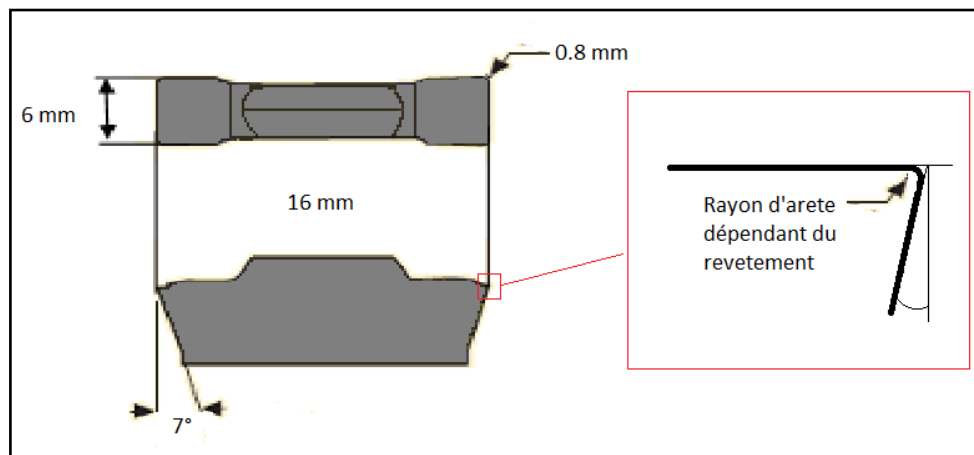


Figure II-5: géométrie de l'outil

Les rayons d'acuité d'arête sont différents selon les revêtements étudiés. Les mesures des rayons sont présentées dans le paragraphe suivant.

b) Revêtements

Deux des outils utilisés possèdent un revêtement. Les fonctions attribuées à un revêtement doivent se traduire par des objectifs en lien avec des propriétés physiques. Le système substrat+revêtement doit avoir une ténacité élevée, une parfaite adhésion au substrat, une résistance à la fissuration, une dureté élevée, une faible conductivité thermique et une résistance à l'oxydation.

Le premier outil CP500, outil de référence, est une nuance micro grain avec un revêtement PVD de type TiAlN+TiN, recommandé par le constructeur pour l'usinage des aciers inoxydables et pour les alliages de titane. Le second outil S05F est une nuance à grains fins avec un revêtement CVD TiCN+Al₂O₃+TiN, adapté à l'usinage des alliages réfractaires.

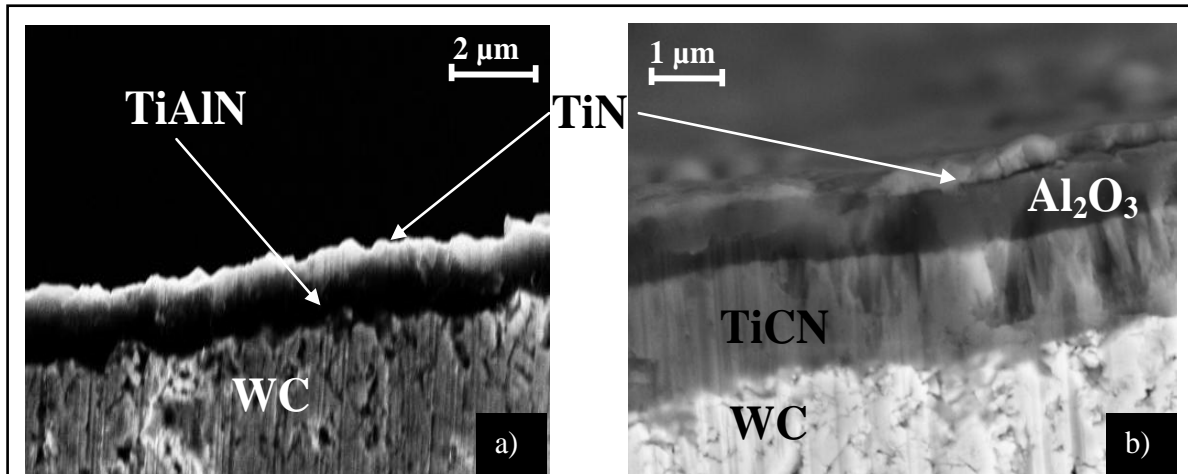


Figure II-6: Composition des revêtements a) CP500 et b) S05F

Ces deux revêtements (Figure I-6) présentent une couche extérieure de TiN. Celle-ci possède de bonnes caractéristiques tribologiques pour diminuer les frottements à l'interface copeau / outil afin de minimiser l'effort de coupe et les effets thermiques. La couche d'Al₂O₃ que l'on retrouve dans la nuance CP500, est utilisée comme barrière thermique. La chaleur sera donc essentiellement évacuée par le copeau. La couche de TiAlN est aussi une bonne barrière thermique mais sa principale fonction est la résistance à l'usure grâce à sa haute ténacité et sa résistance à l'oxydation.

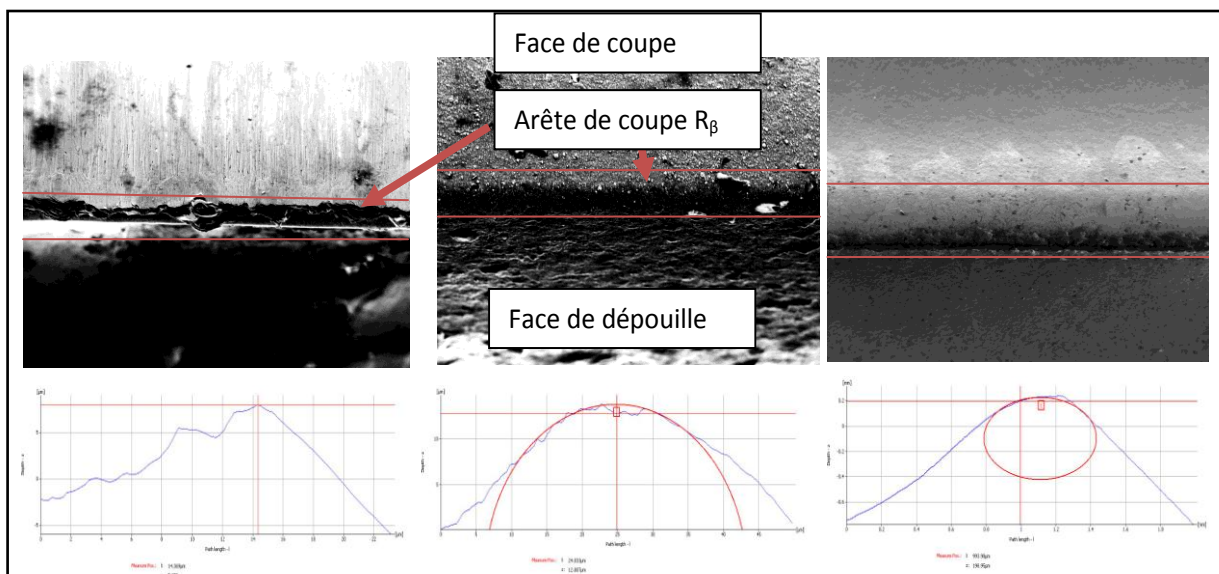


Figure II-7: Comparaison du rayon R_β entre l'outil nu FT890, l'outil revêtu CP500 et S05F par reconstruction 3D

Nous avons mesuré à l'aide d'une reconstruction 3D des plaquettes (Figure II-7), les rayons d'acuité d'arête sur chaque nuance utilisée. Nous pouvons constater que le rayon d'acuité d'arête de coupe R_β est fortement augmenté avec le dépôt de revêtements. En effet, on passe d'un rayon de 6 μm pour l'outil nu FT890 à un rayon de 35 μm pour l'outil revêtu CP500 (PVD TiAlN+TiN) et de 73 μm pour le S05F.

C. Moyens d'instrumentation et d'analyse

Pour réaliser les essais de coupe orthogonale et les essais de chariotage, nous avons disposé d'un tour à broche horizontale (RAMO RVS modèle 1983) avec une commande numérique NUM. La puissance disponible à la broche est de 28kW avec une puissance maxi de 35kW. La commande numérique permet d'asservir le tour en vitesse de coupe constante, quel que soit le rayon usiné.

Des essais de coupe orthogonale et de chariotage ont été réalisés afin d'étudier l'usinabilité des deux alliages de titane présentés. Le domaine de coupe retenu est défini comme suit : une vitesse de coupe allant de 10 m/min à 90 m/min, une avance de 0,05 mm/tr à 0,3 mm/tr. Ces conditions sont utilisées pour les deux matériaux (Ti555-3 et Ti 6Al-4V) avec les trois outils déjà présentés. Les essais de coupe orthogonale se font sur des paliers de largeur 3 mm. Le tour est instrumenté de manière à pouvoir faire des relevés d'efforts de coupe (platine Kistler), de températures (caméras proches infrarouges), et de flux thermique évacué par l'outil en cours d'usinage (outil Thermicar). L'implantation des différents capteurs de mesure est présentée sur la Figure II-8.

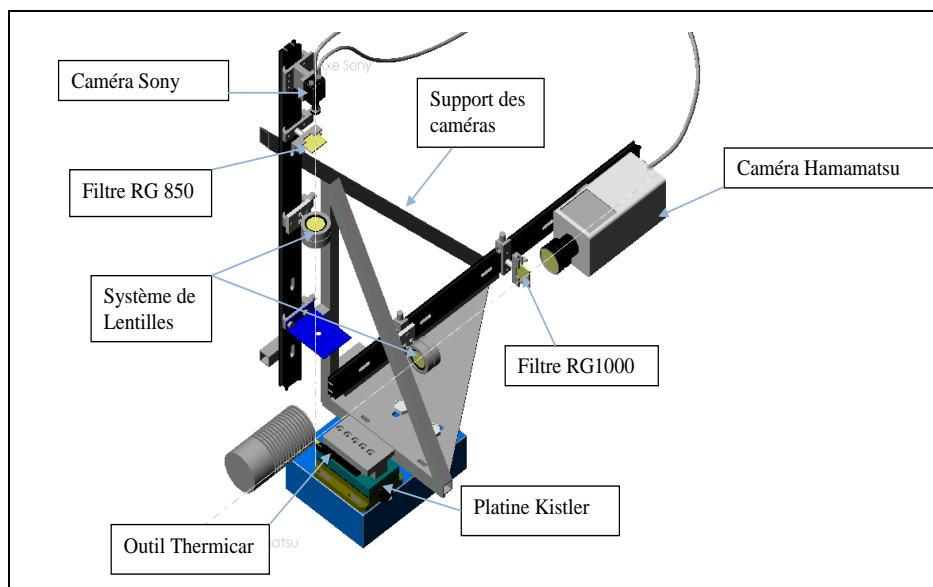


Figure II-8: Montage expérimental

1. Mesure des efforts de coupe

Lors d'une opération d'usinage, l'interaction entre l'outil et la pièce se traduit par un effort de coupe qui dépend fortement des paramètres de coupe. Cet effort est à l'origine de déformations plastiques dans les zones de cisaillement et est un paramètre très important pour connaître les sollicitations sur l'outil. Cet effort peut être décomposé suivant trois composantes orthogonales qui sont nommées suivant leur direction. On définira donc les composantes tangentielle, radiale et axiale. Il est très important de connaître leurs valeurs

afin de pouvoir par exemple les utiliser dans un calcul prévisionnel de la durée de vie de l'outil ou pour estimer la puissance dissipée dans le modèle de la coupe orthogonale. De plus, elles servent dans la plupart des cas comme données expérimentales pour valider les modèles numériques ou analytiques. Dans le cas de la coupe orthogonale, cet effort a seulement deux composantes : l'effort tangentiel F_t et l'effort radial F_r , l'effort axial F_a étant nul.

Le moyen le plus souvent utilisé pour la mesure des différentes composantes de l'effort de coupe est la table dynamométrique piézo-électrique. Les mesures d'effort ont dans cette étude été réalisées avec une platine Kistler de type 9441B. Ce dynamomètre fournit les trois composantes orthogonales de l'effort d'usinage. Il possède une haute rigidité et une fréquence propre de 2 kHz. Les quartzs piézo-électriques installés en quatre points transforment l'effort local en un signal électrique proportionnel à la force. Ce signal est amplifié par l'intermédiaire d'un amplificateur de charge de type Kistler 5011, qui réalise la conversion analogique digital. Les tensions sont transmises à une carte d'acquisition d'un ordinateur de type PC. La Figure II-9 présente l'allure des efforts de coupe ainsi que leur reproductibilité lors de trois essais similaires.

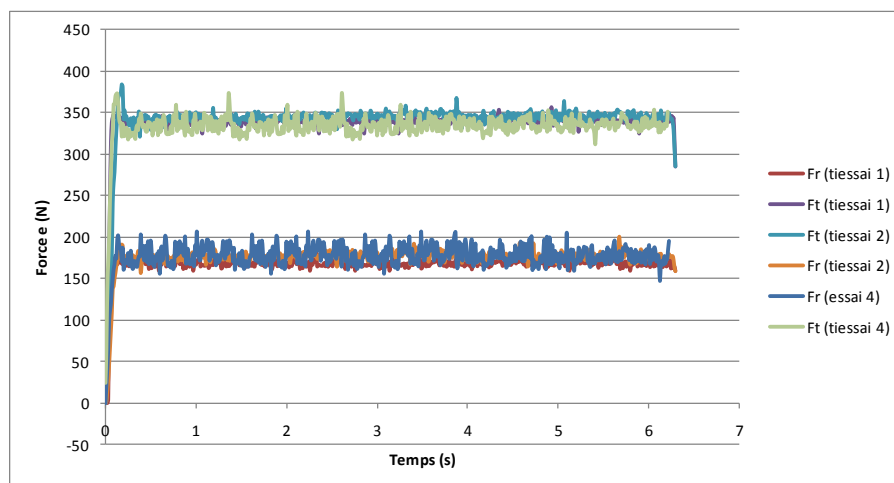


Figure II-9: Reproductibilité des mesures d'efforts

2. Mesure des températures par caméras CCD-PIR

Cette technique de mesure des températures a été développée par LeCalvez et Msaoubi lors de leur thèse [LeCalvez 1995] [Msaoubi 1998]. Elle consiste à filmer la zone de coupe à l'aide d'une caméra CCD à laquelle on a ajouté un filtre proche infrarouge (longueur d'onde transmise compris entre $0,8 \mu\text{m}$ et $1,1 \mu\text{m}$). Cette technique présente un certain nombre d'avantages par rapport aux caméras infrarouge usuelles. Tout d'abord le fonctionnement de ce type de caméra permet l'utilisation d'objectifs photos classiques, ce qui facilite grandement l'observation de la zone de coupe. D'autre part, la faible longueur d'onde utilisée diminue sensiblement les effets parasites ambiants et minimise l'erreur liée à une mauvaise prise en compte de l'émissivité.

Une limite de la technique, comme dans toute technique de mesure radiative, est qu'elle n'autorise que des mesures qu'en atmosphère sèche, ce qui ne nous permet pas d'envisager une détermination des températures en coupe lubrifiée. Le montage utilisé actuellement, avec deux caméras (Figure II-8) permet l'observation simultanée de la température sur la face latérale et la face de coupe de l'outil. L'utilisation de ces caméras nécessite la réalisation d'une calibration, c'est-à-dire, pour un chemin optique donné, la connaissance de la correspondance entre le niveau de gris (seule donnée chiffrable donnée par la cellule CCD) et la température de l'objet visé (Figure II-10). Pour cela, nous utilisons un corps noir qui possède une émissivité de 1. L'avantage d'utiliser un corps noir est que son émissivité est connue et stable en fonction de la température même si l'émissivité réelle de la zone d'observation (outil, pièce, copeau) est de l'ordre de 0,8. Cette émissivité indique le rapport de luminance du corps avec celle du corps noir. Elle dépend du matériau, de l'état de surface de la pièce, de sa température et de la longueur d'onde, d'où la difficulté à connaître précisément et à chaque essai la valeur de cette émissivité. L'intérêt de travailler à des longueurs d'ondes du proche infrarouge (0,8 à 1,1 μm) est qu'on réduit l'influence de la méconnaissance de l'émissivité [Pajani 2001]. Des calculs détaillés présentés en annexe 2 nous montrent que l'erreur commise est au maximum de l'ordre de 5% pour $\lambda=1\mu\text{m}$ au lieu de 20% pour $\lambda=5\mu\text{m}$.

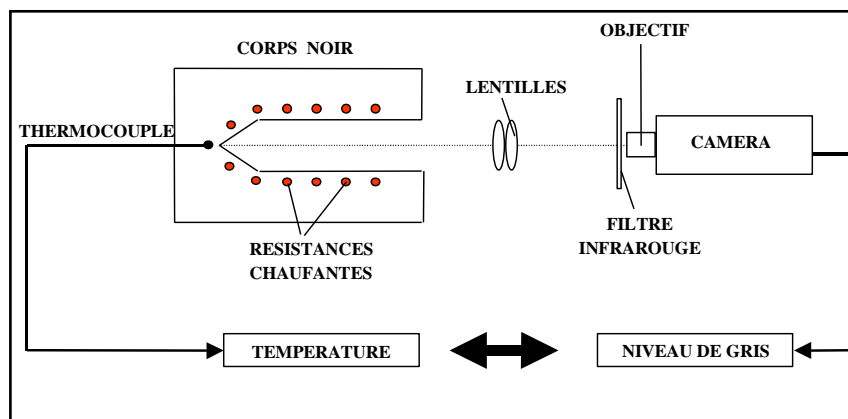


Figure II-10: principe d'étalonnage des caméras proche infrarouge.

3. Mesure du flux transmis dans l'outil

Afin de compléter l'analyse thermique de la zone de coupe réalisée à l'aide des caméras CCD, une mesure du flux thermique s'échappant dans l'outil a été réalisée à l'aide d'un outil instrumenté par un thermocouple. Cette technique a été développée par Battaglia dans le Laboratoire Trèfle du centre Arts et Métiers Paristech de Bordeaux. Cette méthode consiste à mesurer la température à l'aide d'un thermocouple situé sur l'insert du porte-plaquette pour remonter au flux de chaleur transmis dans l'outil par la relation suivante [Battaglia 2001] [Puisseguir 2002] :

$$\sum_{i=0}^N \alpha_i D^{\frac{i}{2}} T_c(t) = \sum_{j=0}^P \beta_j D^{\frac{j}{2}} \Phi(t)$$

avec $T_c(t)$ la température du thermocouple, Φ le flux de chaleur de la zone de coupe et α_i , β_i étant les paramètres à identifier.

L'identification de ces paramètres se fait à l'aide d'un dispositif qui applique un flux connu sur la pointe de l'outil et qui mesure la température au niveau du thermocouple afin de déterminer la fonction de transfert entre la température mesurée et le flux imposé. Lors d'une opération d'usinage, il suffit d'inverser cette fonction de transfert afin d'évaluer le flux transmis dans l'outil en connaissant la température au niveau du thermocouple. On pourra ainsi mettre en évidence le rôle des différentes nuances de revêtements sur le flux thermique dans l'outil.

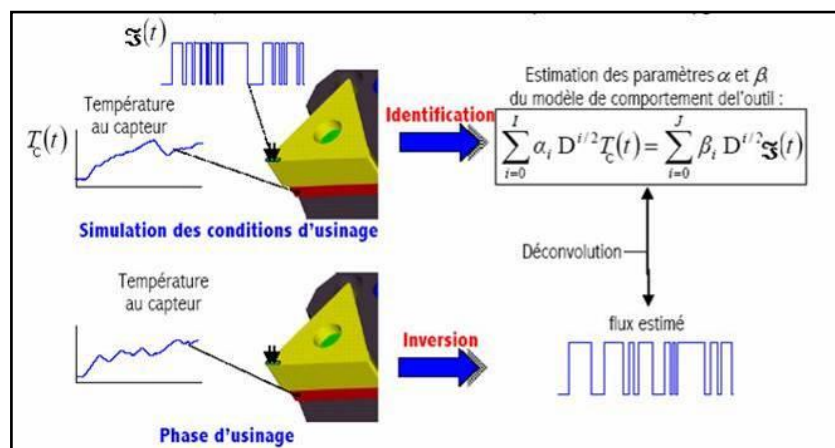


Figure II-11: Principe de mesure du flux thermique transmis à l'outil et son identification [Puisseguir 2002]

4. Analyse des contraintes résiduelles

Pour analyser les champs de contraintes résiduelles existant dans la pièce après usinage, nous avons utilisé un diffractomètre à rayons X portable de marque PROTO, permettant de faire les acquisitions de pics de diffraction et le traitement automatique des résultats. Le système s'appuie sur la méthode des $\sin^2\psi$. Le principe consiste à utiliser la variation des distances interréticulaires d_{hkl} comme jauge de déformation. La présence de contrainte va induire une variation Δd de la distance d_0 (distance correspondant au matériau initialement non contraint). La mesure de la déformation résultante peut être reliée par l'intermédiaire de la loi de Bragg à la mesure du déplacement $\Delta(2\theta)$ du pic de diffraction correspondant à la famille des plans (hkl) considérés :

$$\lambda = 2 \cdot d \cdot \sin \theta \quad (II.1)$$

$$\frac{\Delta d}{d} = \varepsilon_{micro} = -\frac{1}{2} \cdot \cot \theta \cdot \Delta(2\theta) \quad (II.2)$$

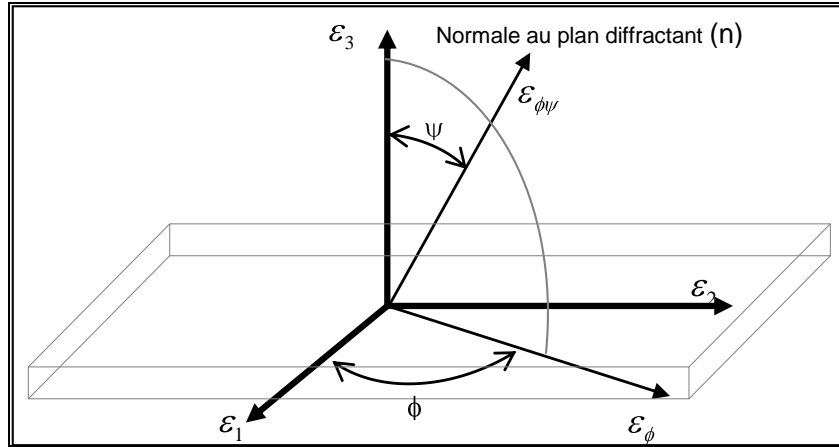


Figure II-12: repérage de la normale au plan diffractant par rapport à la pièce

D'autre part, nous pouvons relier la déformation $\varepsilon_{\phi\psi}$ suivant la direction n définie par les angles Φ et Ψ , aux contraintes σ_{ij} dans le repère Φ qui est celui de la mesure (Figure II-12) par la relation :

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{1}{2} S_2 [(\sigma_{11}^{\phi} - \sigma_{33}^{\phi}) \sin^2 \psi + \sigma_{13}^{\phi} \sin 2\psi + \sigma_{33}^{\phi}] + S_1 [\sigma_{11}^{\phi} + \sigma_{22}^{\phi} + \sigma_{33}^{\phi}] \quad (\text{II.3})$$

Avec $\frac{1}{2} S_2 = \frac{1+\nu}{E}$ et $S_1 = -\frac{\nu}{E}$ dans le cas d'un matériau isotrope élastique.

En combinant les formules II.2 et II.3, on peut relier les angles $2\theta_{\phi\psi}$ aux valeurs moyennes des contraintes $\langle \sigma^{\phi} \rangle$ dans le repère Φ et on obtient :

$$2\theta_{\phi\psi} = 2\theta_0 + \left(\frac{1}{K_1}\right)_{hkl} [(\langle \sigma_{11}^{\phi} \rangle - \langle \sigma_{33}^{\phi} \rangle) \sin^2 \psi + \langle \sigma_{13}^{\phi} \rangle \sin 2\psi + \langle \sigma_{33}^{\phi} \rangle] + \left(\frac{1}{K_2}\right)_{hkl} [\langle \sigma_{11}^{\phi} \rangle + \sigma_{22}^{\phi} + \sigma_{33}^{\phi}] \quad (\text{II.4})$$

Avec K_1 et K_2 des constantes faisant intervenir les constantes d'élasticité radio-cristallographiques qui tiennent compte de la sélectivité de la diffraction X :

$$\left(\frac{1}{K_1}\right)_{hkl} = -\frac{360}{\pi} \tan \theta_0 \frac{1}{2} (S_2)_{hkl} \quad (\text{II.5})$$

$$\left(\frac{1}{K_2}\right)_{hkl} = -\frac{360}{\pi} \tan \theta_0 (S_1)_{hkl} \quad (\text{II.6})$$

Nous voyons que la formule II.4 fait intervenir les contraintes de $\langle \sigma_{ij} \rangle$ qui peuvent exister par équilibre des contraintes entre les différentes phase du matériau. Ce sont des contraintes dites d'ordre II (à l'échelle des phases ou des grains). Pour ce qui concerne la valeur de $\langle \sigma_{33} \rangle$, celle-ci est en général très faible [Maeder 90] et l'on est conduit à supposer communément, compte tenu de la précision expérimentale que $\langle \sigma_{33} \rangle = 0$. En tenant compte de ces considérations, la formule (II.5) devient :

$$2\theta_{\phi\psi} = 2\theta_0 + \left(\frac{1}{K_1}\right)_{hkl} [(\langle \sigma_{11}^{\phi} \rangle - \langle \sigma_{33}^{\phi} \rangle) \sin^2 \psi + \langle \sigma_{13}^{\phi} \rangle \sin 2\psi] + \left(\frac{1}{K_2}\right)_{hkl} [\langle \sigma_{11}^{\phi} \rangle + \langle \sigma_{22}^{\phi} \rangle] \quad (\text{II.7})$$

En portant ensuite les valeurs de $2\theta_{\phi\psi}$ en fonction de $\sin^2\Psi$, on obtient :

- Une droite pour un état biaxial de contraintes $\langle\sigma_{i3}\rangle = 0$
- Une ellipse dans le cas d'un état triaxial de contraintes, avec deux branches correspondant respectivement à $\Psi > 0$ et $\Psi < 0$.

La pente moyenne dans le cas de l'ellipse ou la pente de la droite dans le cas biaxial sont proportionnelles à $\langle\sigma_{11}^{\phi}\rangle$ et l'ouverture des branches de l'ellipse donne accès à la valeur de $\langle\sigma_{13}^{\phi}\rangle$. On peut également obtenir le tenseur complet des contraintes en effectuant des mesures pour au moins trois directions indépendantes (par exemple $\Phi = 0, 45^{\circ}, 90^{\circ}$).

D. Usinabilité de l'alliage Ti555-3 et comparaison avec l'alliage Ti-6Al-4V

1. Couple Outil Matière

Les essais sont conduits en coupe orthogonale selon le dispositif présenté chapitre II.C. Pour chaque mesure, l'évolution des efforts en fonction du temps est enregistrée. L'analyse des efforts de coupe doit permettre de vérifier la stabilité des conditions de coupe et d'évaluer la quantité d'énergie nécessaire à la coupe.

Afin de comparer facilement les différents essais faits sur des paliers qui peuvent présenter des largeurs légèrement différentes, nous représenterons les efforts pour un usinage d'un palier d'un millimètre d'épaisseur. Les efforts seront donc donnés en N/mm.

On s'intéresse à la zone de stabilité des efforts. Dans cette zone, les efforts observés sont pour la plupart stables tout au long de l'expérience. Ils varient autour d'une valeur moyenne ; l'amplitude des variations définit une incertitude pour chaque mesure (maximum ± 50 N). Pour les vitesses de coupe élevées et aux avances importantes, une tendance des efforts à croître régulièrement en fonction du temps pendant l'usinage du palier est néanmoins observée. Cette évolution est sûrement due à une usure très rapide de l'outil pendant l'usinage.

a) Influence de la vitesse de coupe et de l'avance sur les efforts de coupe

Par souci de clarté et du fait que l'on observe une évolution des résultats quasi identique quelque soit l'outil de coupe utilisé, nous présenterons ici uniquement les essais d'usinage du Ti555-3 avec l'outil revêtu CP500. La Figure II-13 et la Figure I-14 présentent respectivement l'influence de la vitesse de coupe et celle de l'avance sur les efforts tangentiels et les efforts radiaux.

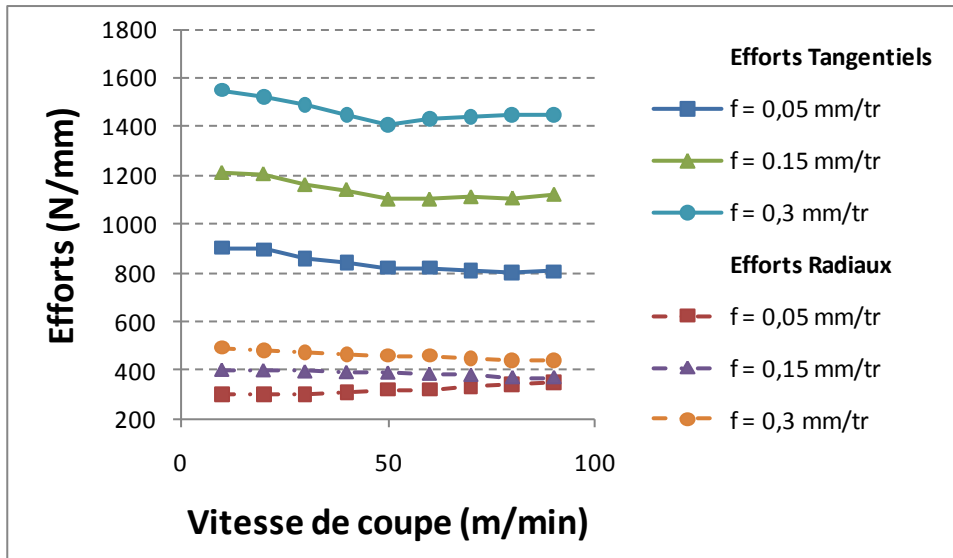


Figure II-13: Influence de la vitesse de coupe sur les efforts

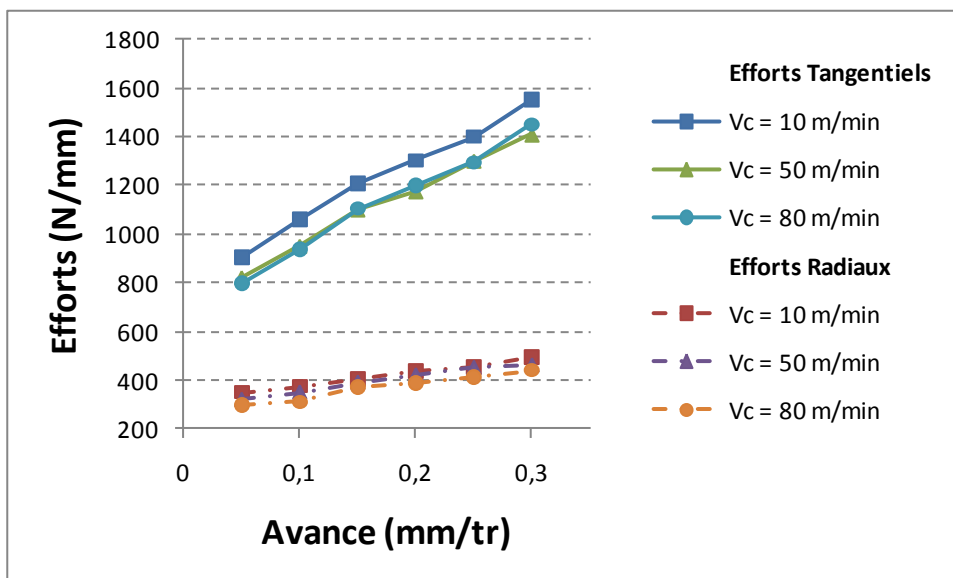


Figure II-14: Evolution des efforts en fonction de l'avance

On note d'abord que les efforts tangentiels sont toujours plus importants que les efforts radiaux, quels que soient les paramètres de coupe utilisés. On remarque de plus une légère décroissance des efforts de coupe avec l'augmentation de la vitesse de coupe, (diminution d'environ 100 N/mm entre 10 m/min et 50 m/min). Les efforts tangentiels augmentent fortement et quasi linéairement avec l'avance, quelle que soit la vitesse de coupe. Ainsi pour une vitesse de coupe de 50 m/min quand l'avance passe de 0,1 mm/tr à 0,3 mm/tr, les efforts augmentent de 800 N/mm à 1400 N/mm, soit une hausse de 75%. Cette forte augmentation est due au fait que la quantité de matière à enlever est plus importante lorsque l'avance augmente. On peut aussi noter que les efforts tangentiels sont plus sensibles à l'avance que les efforts radiaux (+72% pour F_t et +40% pour F_r avec f allant de 0,05 mm/tr à 0,3 mm/tr).

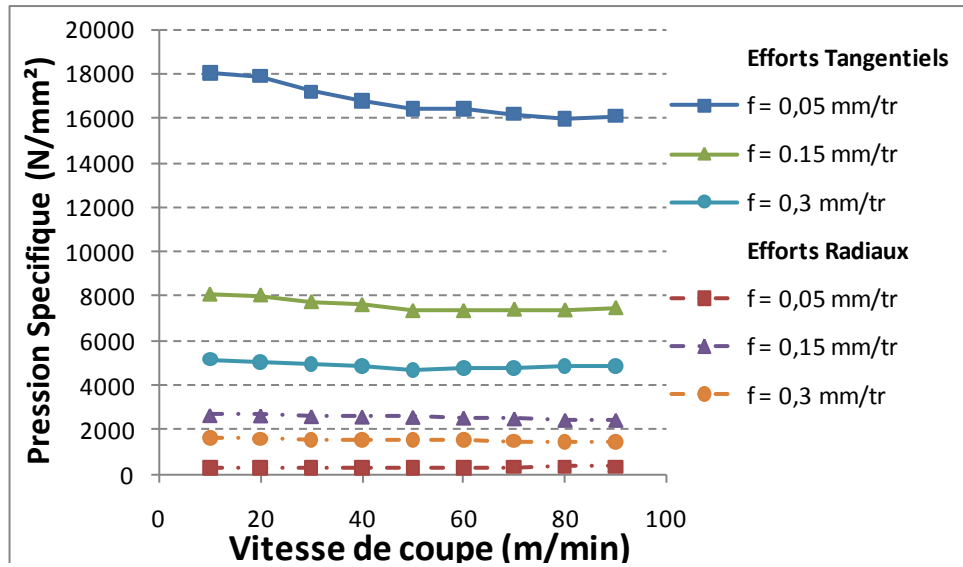


Figure II-15: Evolution de la pression spécifique de coupe en fonction de la vitesse

La pression spécifique de coupe a tendance à diminuer avec l'avance par tour (Figure I-15). Pour une vitesse de 50 m/min, la pression exercée passe de 16400 N/mm² à 4700 N/mm², soit une diminution de 70%.

b) Comparaison avec le Ti-6Al-4V :

Pour comparer les alliages de titanes Ti555-3 et Ti-6Al-4V, des essais ont été réalisés avec l'outil CP500 en fixant l'avance à 0.15 mm/tr, mais en faisant varier la vitesse de coupe (Figure II-16).

On constate que les efforts induits par l'usinage du Ti555-3 sont supérieurs à ceux du Ti-6Al-4V d'environ 20%. Pour une vitesse de coupe de 50 m/min l'effort tangentiel sur l'alliage T 555-3 atteint 1100 N/mm alors que sur l'alliage Ti-6Al-4V elle n'approche que 850 N/mm, soit une différence de 22%. Cette différence est beaucoup plus importante pour les efforts radiaux puisque l'écart entre les deux quantités est d'environ 40%. L'effort plus important sur le Ti555-3 est dû aux propriétés mécaniques plus importantes de ce matériau qui se traduisent par la nécessité d'avoir une contrainte plus importante pour la formation de la bande de cisaillement ZI. De plus, pour les vitesses de coupe plus élevées (> 50 m/min), les efforts tangentiels augmentent sensiblement pour le Ti555-3. Cette montée est sûrement due à l'usure qui apparaît sur la face de coupe de l'outil. Cette remarque est confirmée par le graphe représentant l'évolution de l'effort en fonction du temps sur lequel on constate que la courbe croit considérablement en fin d'essai. Nous atteignons ainsi l'usure catastrophique avant la fin de l'essai.

A contrario, les efforts tangentiels sur le Ti-6Al-4V décroissent sur toute la gamme de vitesse étudiée, l'usure n'est donc pas encore influente à ces vitesses.

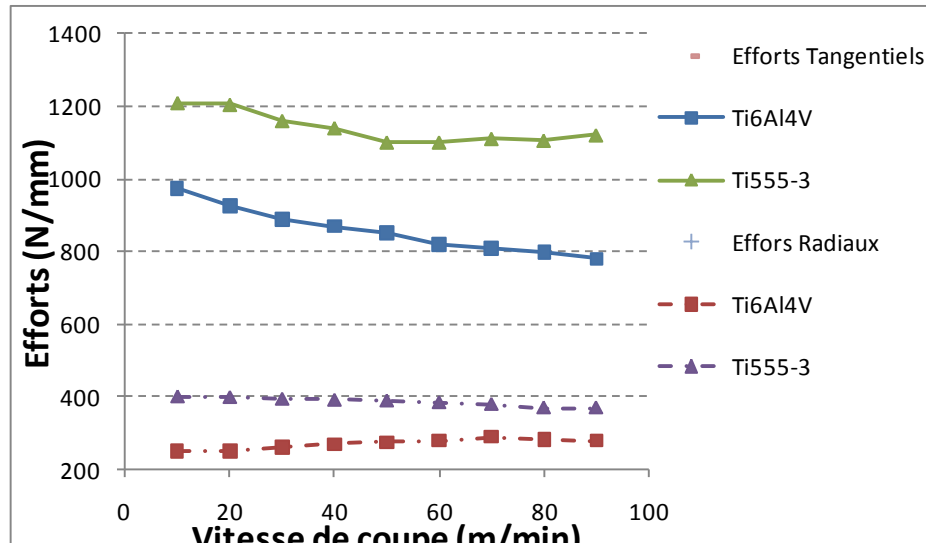


Figure II-16: Comparaison des efforts entre le Ti555-3 et le Ti6Al4V

Les observations d'Arrazola et al [Arrazola 2009] sur l'usinabilité de l'alliage de titane Ti555-3 en chariotage confirment nos résultats. Ces auteurs constatent, pour un temps d'usinage de 15 min, que l'usure en dépouille augmente très rapidement à 50 m/min pour le Ti 555-3 mais qu'il faut aller jusqu'à 80 m/min pour le Ti-6Al-4V pour voir apparaître ce phénomène.

c) Influence de la nature de l'outil :

Pour un matériau et une vitesse de coupe données, on compare les efforts de coupe obtenus avec trois outils différents, présenté au chapitre B.2 : un outil non revêtu, un outil revêtu CVD, un outil revêtu PVD (Figure II-17). La plage des vitesses de coupe est la même que précédemment. Il en résulte que pour des conditions de coupe identiques, l'outil non revêtu engendre des efforts tangentiels et radiaux plus importants que les outils revêtus CVD et PVD. Pour une vitesse de coupe de 50 m/mn et une avance de 0,15 mm/tr, l'outil nu consomme plus de puissance (9000 W) que les outils revêtus (7300 W pour l'outil PVD et 6800 W pour le CVD). Il est connu qu'une couche de TiN a un coefficient de frottement plus faible que le carbure de tungstène [M'saoubi 1998]. Ces propriétés tribologiques peuvent sans doute expliquer la valeur importante des efforts radiaux obtenus pour l'outil nu par rapport aux outils revêtus. Des essais complémentaires présentés dans le paragraphe suivant auront pour but d'affiner ces résultats en évaluant les températures générées par le frottement dans les zones ZII et ZIII.

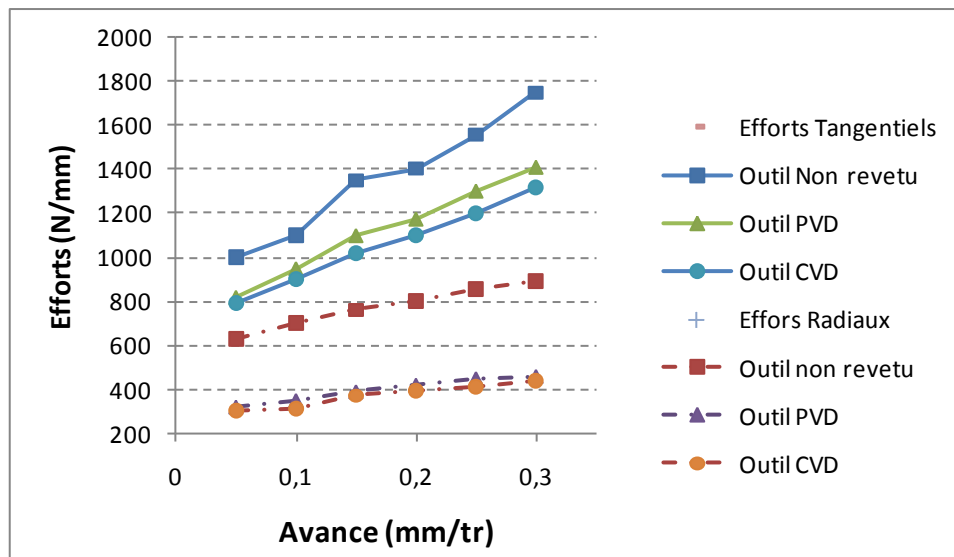


Figure II-17: Influence de la nature des outils sur les efforts de coupe

2. Températures de coupe

L'imagerie CCD-PIR nous fournit une allure de la cartographie thermique autour du point chaud de l'outil ainsi qu'une estimation des températures dans les trois zones de cisaillement. L'utilisation de deux caméras (Figure II-8 au début du paragraphe) nous permet ainsi d'obtenir la cartographie thermique de la zone de coupe (émergence des zones ZII et ZIII) à l'aide de la caméra Hamamatsu visant la face latérale de l'outil qu'on appellera TZFL, et de la face supérieure du copeau à l'aide de la camera Sony visant la face de coupe de l'outil, qu'on nommera TZFC. Des images dans le visible ont permis de déterminer la frontière de l'outil pour pouvoir le repérer sur les cartographies thermiques (Figure II-18). L'outil instrumenté Thermicar donne en complément l'évolution du flux thermique traversant l'outil. Ces résultats seront étudiés pour les deux alliages de titane en fonction des deux paramètres suivants : la vitesse de coupe et l'avance.

Les mécanismes de transferts thermiques dans la zone de coupe dépendent fortement de la nature du couple outil-matière envisagé. Il convient de regarder comment la nature chimique et les propriétés thermo-physiques de l'outil peuvent affecter la distribution de la température en pointe d'outil. Cette étude est présentée sur la base des observations effectuées ci-dessous.

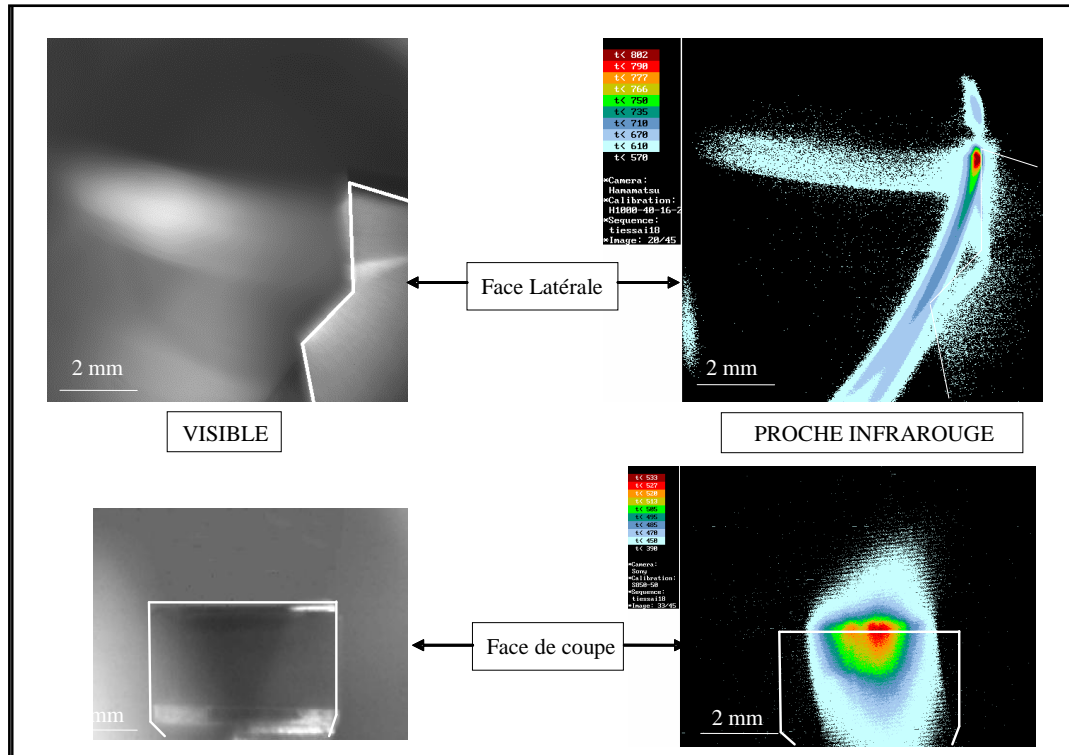


Figure II-18: Obtention d'une cartographie thermique ($V_c = 30 \text{ m/min}$ $f = 0.15 \text{ mm/tr}$)

a) Influence de la vitesse de coupe

L'influence de la vitesse de coupe est étudiée à partir d'essais effectués avec l'outil revêtu CP500 et une avance de $0,15 \text{ mm/tr}$. La Figure II-19 présente ainsi l'évolution des cartographies thermiques pour différentes vitesses de coupe. On peut noter, en accord avec plusieurs auteurs utilisant la technique CCD-PIR [Le Calvez 95] [M'saoubi 98] [Habak 2006], que le point chaud se trouve décalé sur la face de coupe par rapport à la pointe de l'outil. Contrairement à M'saoubi qui trouve un point chaud sur la face de dépouille, nous trouvons, comme M. Habak, que notre point chaud se trouve au niveau de la face de coupe, zone de frottement entre le copeau et l'outil (Zone II). Pour les très faibles vitesses, les températures de coupe sont peu importantes et donc difficilement observables par la caméra. En effet, les températures atteintes lorsqu'on usine du titane étant relativement élevées, les essais sont réalisés à ouverture de diaphragme et temps d'exposition faibles, conditions qui ne permettent pas d'être sensible aux températures inférieures à 500 °C . Dans toutes les cartographies, la taille du point chaud reste petite ce qui permet de mettre en évidence de très forts gradients de température autour de ce point. Cette observation est facilement explicable car la conductivité thermique du matériau est très faible et que l'outil possède une sous couche de revêtement en Al_2O_3 réputé pour être une barrière thermique. Ceci induit une localisation très importante de la température dans la zone de cisaillement secondaire. Cette analyse est d'ailleurs confirmée par l'observation des bandes blanches très fines au niveau de la face interne du copeau (Figure II-31).

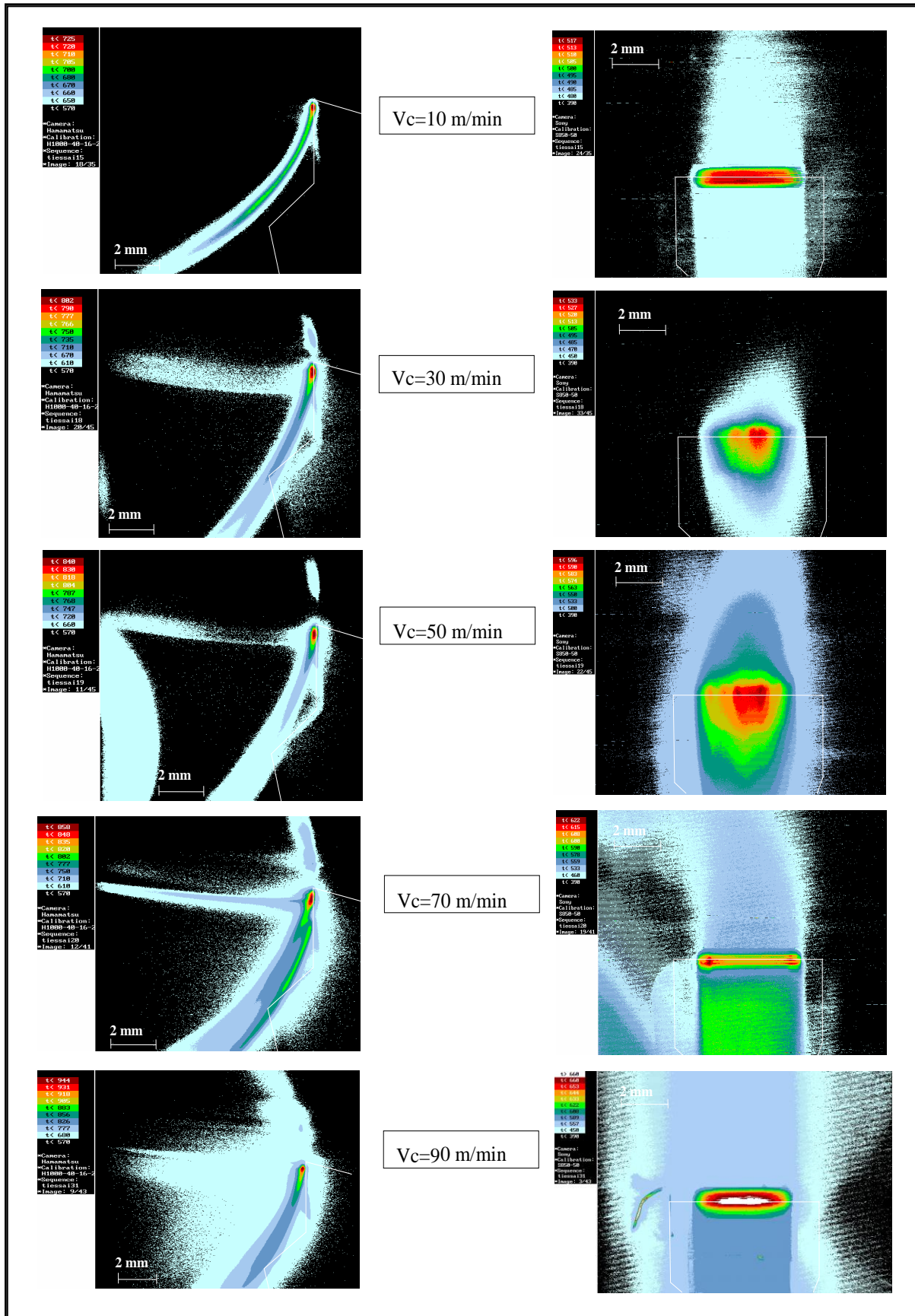


Figure II-19: Cartographies thermiques de la zone coupe en fonction de la vitesse de coupe.

En complément de l'analyse effectuée sur la face latérale de l'outil, des mesures de températures sont réalisées sur la face de coupe. Les cartes thermiques montrent d'importants gradients thermiques dans la direction perpendiculaire à l'arête de coupe. On peut noter en effet que le point chaud (622°C pour une vitesse de 70m/min) dans la zone centrale est positionné au niveau de l'arête de coupe et que la température diminue fortement à un 1mm pour atteindre 570°C. Dans le sens parallèle à l'arête de coupe, la température est uniforme. M'saoubi et Habak [M'saoubi 98] [Habak 2006] apparentent cette zone chaude à l'émergence sur la face de la pièce de la zone de cisaillement primaire ZI. Mais puisque notre point chaud généré par le frottement Outil-Copeau observé précédemment sur la face latérale de l'outil est très proche de la pointe de l'outil, il nous est très difficile de confirmer si cette bande correspond à la zone ZI ou à la Zone ZII.

Les cartographies présentées ci-dessus (Figure II-19) nous ont permis d'évaluer les températures maximales atteintes par les points chauds. Ainsi, l'évolution des deux températures TZFC et TZFL a pu être tracée. Sur les graphiques de la Figure II-20 nous présentons donc l'évolution de la température maximale prise au-dessus du copeau (TZFC), celle du point chaud prise sur le côté de la zone de coupe (TZFL), mais aussi celle du flux thermique transmis dans l'outil. On peut remarquer que pour les deux matériaux, l'élévation de la vitesse de coupe entraîne une augmentation de la température au niveau de la zone de cisaillement secondaire, ainsi que du flux transmis à l'outil. La température pour la vitesse la plus faible est de 720°C pour le Ti555-3. Elle augmente fortement jusqu'à 950°C lorsque la vitesse passe à 90 m/min. Le flux thermique suit l'évolution de la température TZFL.

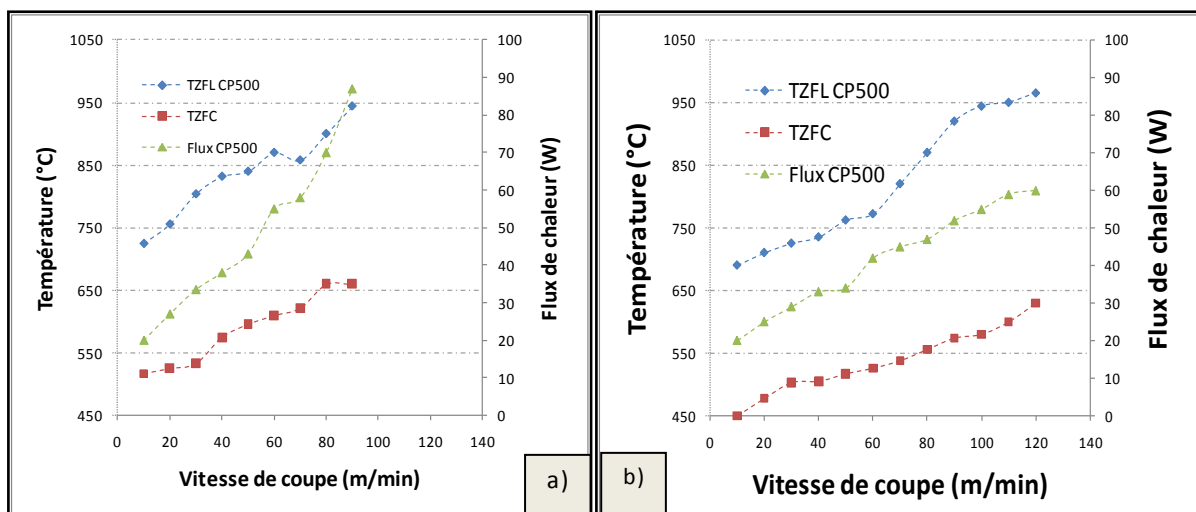


Figure II-20 : Evolution des températures T_{ZFL} , T_{ZFC} et du flux thermique en fonction de la vitesse de coupe. (a) Ti555-3 et (b) Ti6Al4V.

On peut noter que la température prise sur la face de coupe est toujours inférieure à la température de la zone ZII. Ceci semble logique car la température générée par l'autochauffement est généralement plus faible que celle issue du frottement à grande vitesse. Les valeurs de la température prises aux vitesses de 80 et 90 m/min doivent être

considérées comme des minima car comme le montrent les cartographies de la Figure II-19, une saturation apparaît au point chaud pour des températures supérieures à 660 °C.

b) Influence de l'avance

Des essais ayant pour objet de caractériser l'influence de l'avance ont été effectués pour une vitesse de coupe de 50 m/min. Une confrontation des cartographies thermique est faite pour observer la morphologie du point chaud (Figure II-21). Celle-ci est modifiée avec l'avance. La taille du point augmente au fur et à mesure que l'avance augmente. Ces observations sont en concordance avec la littérature [Habak 2006] [Le Calvez 1995]. Ceci permet de mettre en évidence le fait que la température du point chaud augmente avec l'avance. Une corrélation avec les efforts de coupe peut permettre d'expliquer cette augmentation. En effet, la croissance des efforts de coupe entraîne une augmentation de l'énergie dissipée due à l'épaississement du copeau avec l'avance. Le volume de matière à échauffer augmente favorisant ainsi la dissipation de l'énergie. De plus, le point chaud se décale le long de la face de coupe avec l'augmentation de l'avance. Cette constatation peut facilement s'expliquer par l'augmentation de la longueur de contact Outil/Copeau avec l'avance, ce qui a tendance à décaler la position du point chaud et fait accroître la température d'interface générée par le frottement en ZII qui se produit sur une distance plus grande.

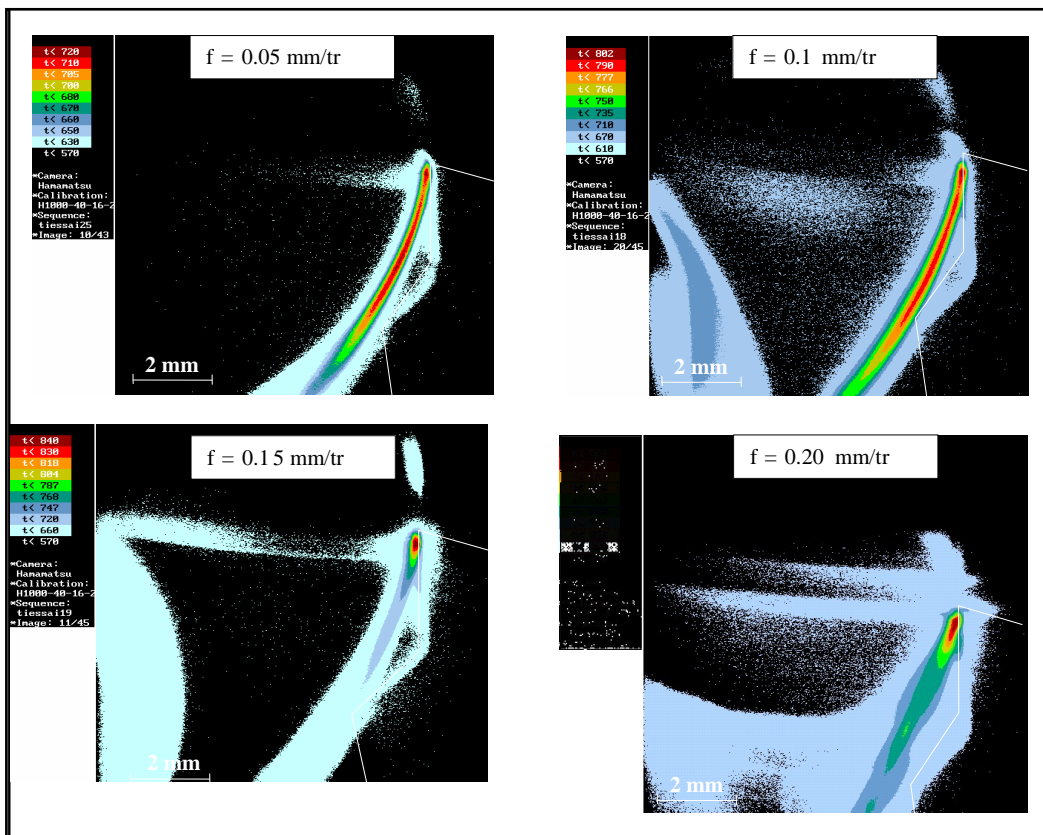


Figure II-21 : Cartographies thermiques en fonction de l'avance

Quantitativement, lorsque l'avance passe de 0,05 à 0,3 mm/tr, la température TZFL passe de 710°C à 1080°C pour l'alliage Ti555-3 ; la température TZFC augmente globalement de manière similaire. Le flux transmis à l'outil augmente aussi considérablement avec l'avance.

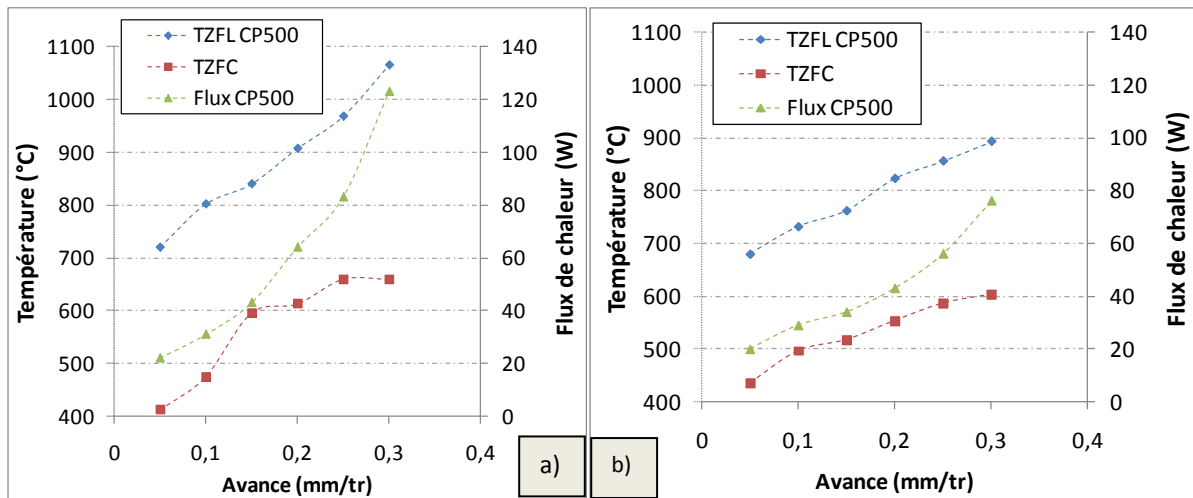


Figure II-22 : Evolution des températures T_{ZFL} , T_{ZFC} et du flux thermique transmis à l'outil en fonction de l'avance. a) Ti555-3 et b) Ti6Al4V

Comme le montrent la Figure II-20 et la Figure II-21, les températures en face de coupe et à l'interface outil-copeau sont toujours supérieures lors de l'usinage de l'alliage Ti555-3 que pour celui de l'alliage Ti-6Al-4V. L'analyse des efforts de coupe montre que ceux-ci sont plus faibles pour le Ti-6Al-4V que pour le Ti555-3. Ainsi, la puissance dissipée par la coupe lors de l'usinage de l'alliage Ti-6Al-4V est plus faible, ce qui engendre une température plus faible dans la zone de coupe.

c) Influence des revêtements utilisés

Nos deux revêtements possèdent une couche similaire de TiN ; la rhéologie du matériau usiné, la géométrie et la tribologie de la zone de contact sont identiques. Les seuls paramètres qui diffèrent sont la conductivité thermique et la résistance thermique des couches de revêtements. Pour les conditions de coupe $V_c = 50$ m/min, $f = 0.1$ mm/tr, la température du copeau obtenue avec l'outil S05F est supérieure à celle obtenue avec l'outil CP500 (Figure II-23). Cela semble signifier que le premier revêtement est plus réfractaire que le second. La différence observée peut s'expliquer par le fait que l' Al_2O_3 est une meilleure barrière thermique que le TiAlN mais surtout par le fait que l'épaisseur de revêtements de l'outil S05F (TiCN+ Al_2O_3 +TiN) est plus importante que celle de l'outil CP500 (TiAlN+TiN), ce qui crée globalement une barrière thermique plus efficace.

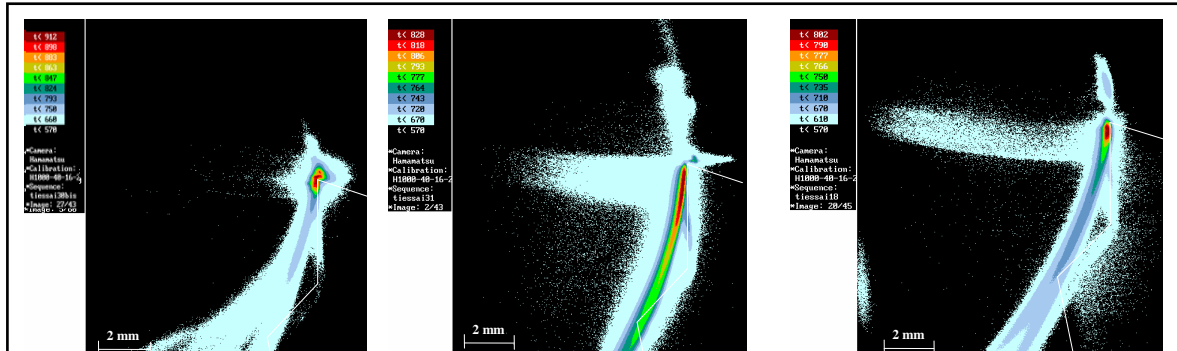


Figure II-23: Cartographies thermiques en fonction de la nature des outils : a) Non revêtu, b) S05F et c) CP500

L'analyse de champs de température permet de mettre en évidence le fait que les revêtements ont une influence significative sur le champ de température à l'interface Outil/Copeau/Pièce. On peut noter que les températures observées en face de coupe et sur la face latérale de l'outil sont inférieures pour les outils revêtus (802°C pour l'outil S05F et 882°C pour le CP500) à celles obtenues pour le carbure nu (912°C). Il apparaît aussi que pour le carbure nu, un deuxième point chaud est observé en dépouille au niveau de l'interface Outil/Pièce, ce qui n'est pas visible pour les outils revêtus. Si l'on compare les deux revêtements, la température du point chaud à l'interface Outil/Copeau est plus importante pour l'outil TiCN+Al₂O₃+TiN (S05F) que pour l'outil TiAlN+TiN (CP500). De plus l'analyse du flux de chaleur dans l'outil à l'aide de l'outil Thermicar permet de confirmer qu'il y a moins de flux thermique dans les outils revêtus que dans l'outil nu.

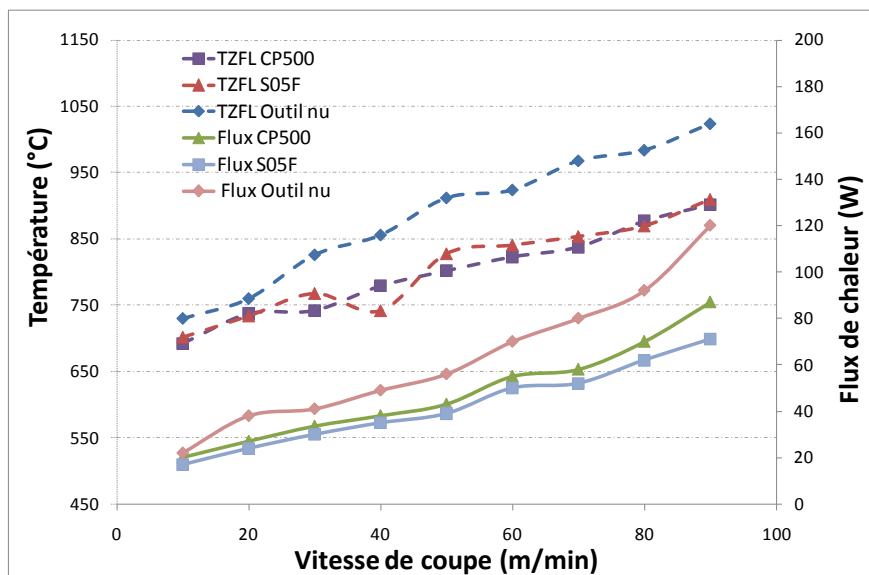


Figure II-24: Influence de la nature de l'outil sur la température T_{ZFL} et sur le flux de chaleur transmis.

On peut conclure, en accord avec J. Rech [Rech 2000], que le rôle des revêtements est essentiellement d'améliorer l'écoulement de la matière sur la face de coupe ce qui diminue

la génération de chaleur induite entre le copeau et l'outil. Rech affirme aussi que les revêtements diminuent le contact Outil/Copeau.

Afin de mieux appréhender la quantité de puissance absorbée par l'outil, nous avons effectué le bilan des puissances mises en jeu lors de l'usinage.

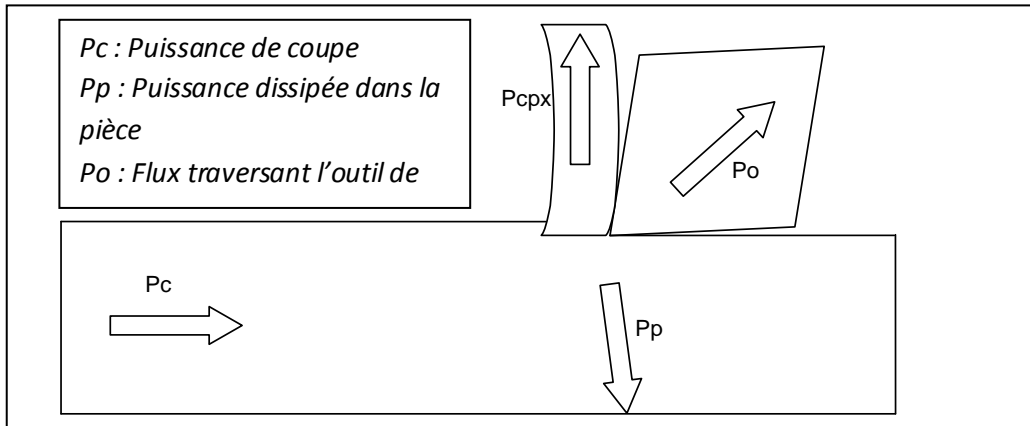


Figure II-25: Cartographies thermiques de la zone coupe en fonction de la vitesse de coupe

Pour prendre en compte les variations de puissance de coupe, nous avons calculé le flux relatif à la puissance fournie.

$$\text{Nous avons : } P_{o_{rel}} = \frac{P_o}{P_c}$$

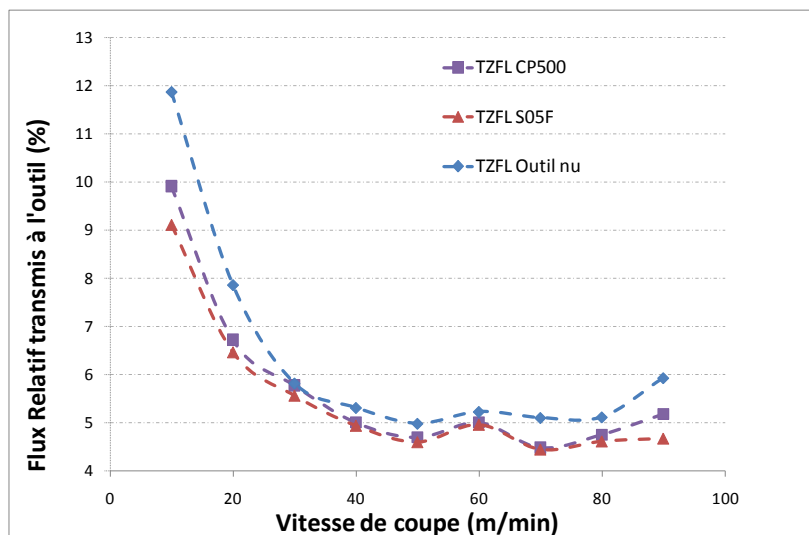


Figure II-26: évolution du flux relatif dans les trois outils en fonction de Vc

Ce flux relatif transmis à l'outil est présenté Figure II-26. Le graphe obtenu confirme bien que les revêtements utilisés réduisent la chaleur traversant l'outil. De plus, on observe une très légère différence entre l'outil CVD et PVD, mais celle-ci n'étant pas flagrante, nous ne pouvons pas conclure de façon définitive sur la nature de l'outil le plus réfractaire.

3. Morphologies des copeaux

Au cours de la formation du copeau, la matière subit une déformation plastique intense à des vitesses de sollicitations élevées et cela suivant un trajet de chargement plus ou moins complexe. Dans cette partie, nous nous appuyons principalement sur des observations micrographiques des copeaux obtenus en essais de coupe orthogonale. L'objectif est de chercher à obtenir des informations sur les mécanismes d'écoulement de la matière lors de la génération du copeau.

La Figure II-28 présente différentes morphologies de copeaux obtenus lors des essais de coupe de l'alliage Ti555-3 en fonction des paramètres de coupe. L'observation de ces images montre que la morphologie des copeaux est très dépendante des paramètres de coupe.

Quelle que soit la vitesse de coupe, les copeaux du Ti555-3 sont festonnés. Les différences se situent principalement au niveau de la fréquence de cisaillement. En effet, plus la vitesse est importante et plus la fréquence de cisaillement est élevée. Plusieurs auteurs sont déjà arrivés à cette conclusion. Puerta Velasquez [Velasques 2007], qui a travaillé sur l'usinage de l'alliage de titane Ti-6Al-4V, a synthétisé les résultats obtenus par plusieurs auteurs sur l'évolution de la fréquence de cisaillement en fonction de la vitesse de coupe (Figure II-29). Il a mis en évidence le fait que la fréquence de cisaillement est à peu près proportionnelle à la vitesse de coupe. De plus, l'observation des zones de cisaillement montre que celle-ci est localisée sur quelques μm et elle est d'autant plus localisée que la vitesse de coupe est grande. Pour une vitesse de 10 m/min, celle-ci mesure 20 μm alors que pour des vitesses supérieures à 50 m/min, l'épaisseur de cette zone cisailée est de l'ordre du micron.

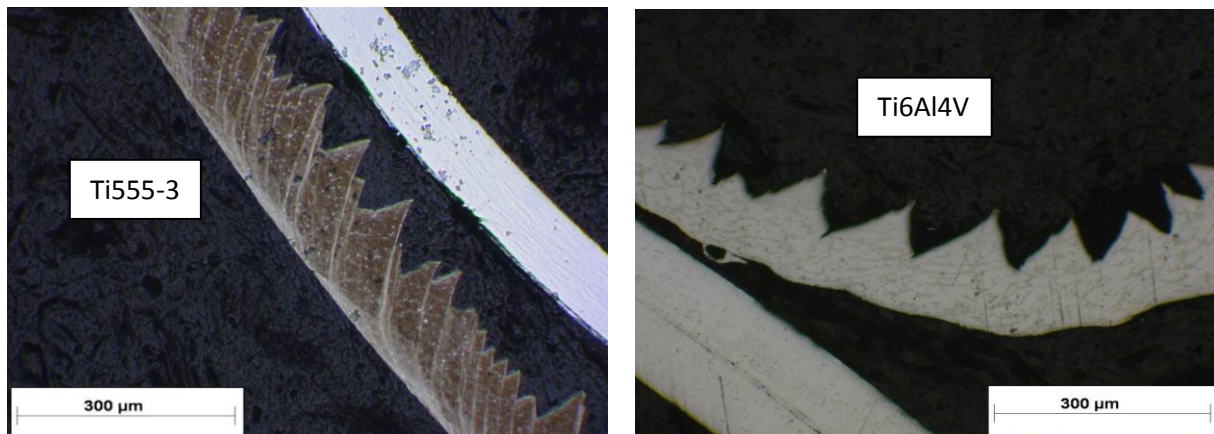


Figure II-27: Comparaison entre un copeau formé de Ti555-3 et de Ti6Al4V pour $V_c = 50 \text{ m/min}$, $f = 0,15 \text{ mm/tr}$

Les bandes de cisaillement adiabatique observées dans les copeaux de Ti555-3 génèrent des fluctuations importantes dans les efforts de coupe, ce qui peut entraîner une usure plus élevée de l'outil notamment par fatigue du revêtement. La fréquence de la formation de ces bandes adiabatiques est beaucoup plus élevée pour le Ti555-3 que pour l'alliage Ti-6Al-4V. Par exemple, à 50 m/min, l'alliage Ti-6Al-4V montre une fréquence de cisaillement adiabatique d'environ 30-40 kHz, alors que le Ti555-3 présente une fréquence de 70-100

kHz. La fréquence élevée de formation des bandes de cisailement adiabatique peut être un facteur aggravant de l'usure de l'outil.

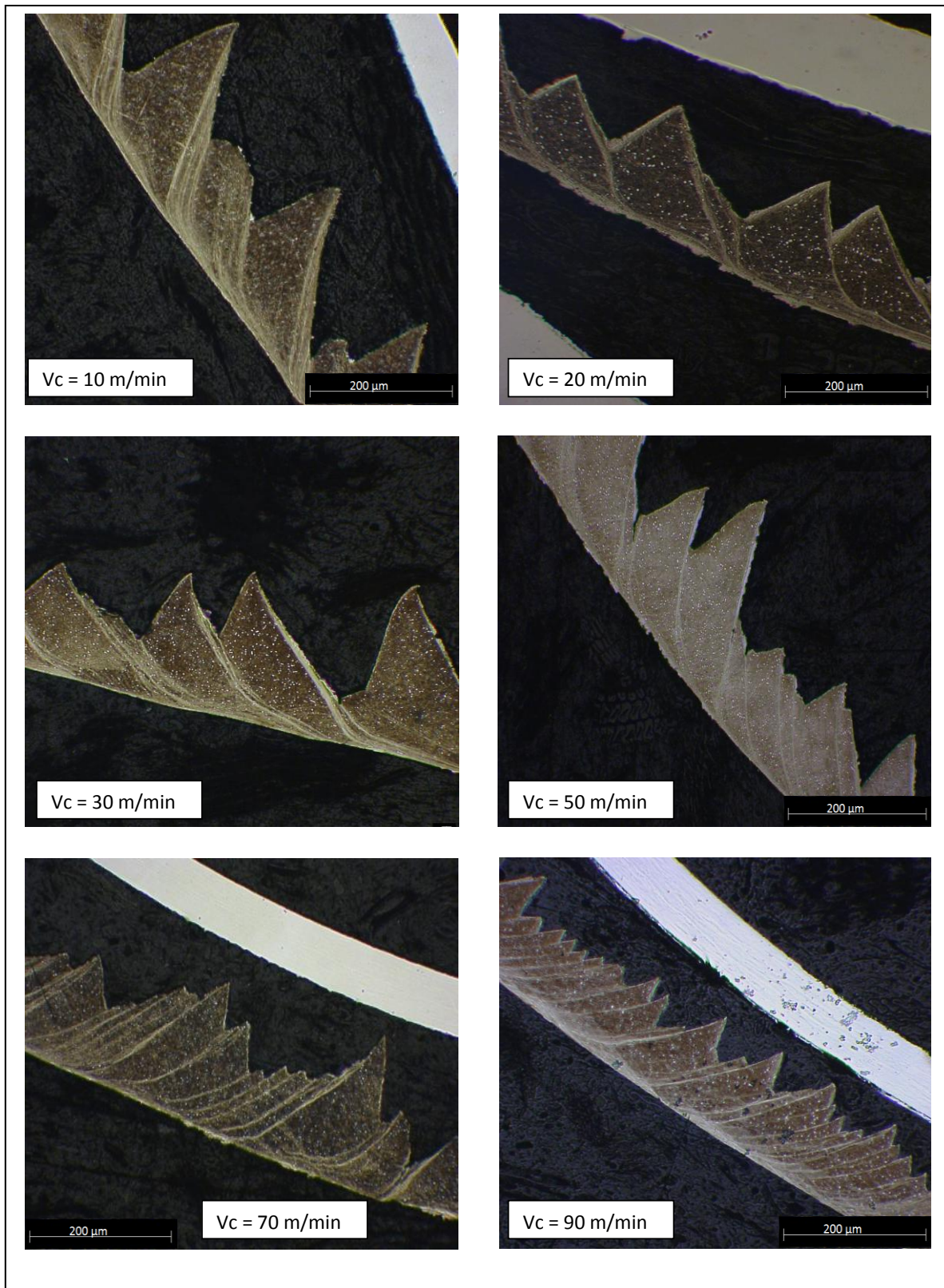


Figure II-28: Morphologie des copeaux en fonction de Vc. (Ti555-3, Outil CP500, f = 0,15 mm/tr)

L'épaisseur du copeau correspond à la valeur de l'avance. Cette constatation a été observée par Poulachon [Poulachon 1999] lors de l'usinage d'un acier 100Cr6 durci à 55 HRC et par [Komanduri 1982] lors de l'usinage à grandes vitesses d'un acier 42CrMo4. L'épaisseur maximale du copeau correspondrait à la valeur de l'avance à 2 % près. Ces observations permettent à ces auteurs d'affirmer que l'initiation de la fissure, lors de la formation du copeau, sur la surface de la pièce se produit à une distance de la face de coupe équivalente à la valeur de l'avance (Figure II-30).

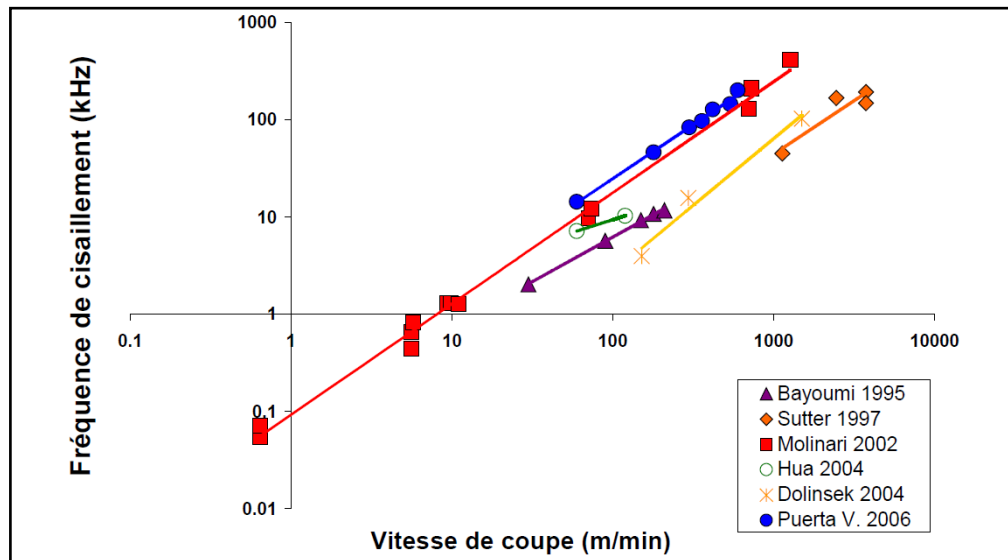


Figure II-29: Evolution de fréquence de cisaillement en fonction de la vitesse de coupe. [Velasques 2007]

De plus, pour le Ti555-3 on voit que pour une avance faible (0,05 mm/tr), les copeaux observés présentent des discontinuités très peu marquées et que la déformation dans le copeau est relativement diffuse (Figure II-30).

Dans l'alliage Ti55-3, pour une vitesse de coupe fixée à 50mm/min, on constate que pour une avance faible (0,05 mm/tr), les copeaux observés présentent des discontinuités très peu marquées et que la déformation est relativement diffuse. Lorsque l'avance augmente, on voit apparaître des copeaux de plus en plus discontinus et des bandes de déformations intenses se forment. Le mécanisme de formation de ces bandes est fortement lié aux propriétés mécaniques et thermo-physiques du matériau. Il est attribué à un phénomène de localisation de la déformation dans la zone primaire de cisaillement, localisation favorisée par la faible conductivité thermique du matériau.

Les observations micrographiques de copeaux dans l'alliage Ti555-3 font apparaître des bandes blanches aux niveaux des zones de cisaillement primaire et secondaire (Figure II-31). Il est assez surprenant de trouver ces couches blanches dans les alliages de titane. En revanche, elles ont été observées par plusieurs auteurs dans l'usinage des aciers durs [Poulachon 1999] [Habak 2006] [Ramesh 2005]. Ces derniers en déduisent que ces bandes

apparaissent à la suite d'une forte élévation de température et/ou d'une intense déformation plastique.

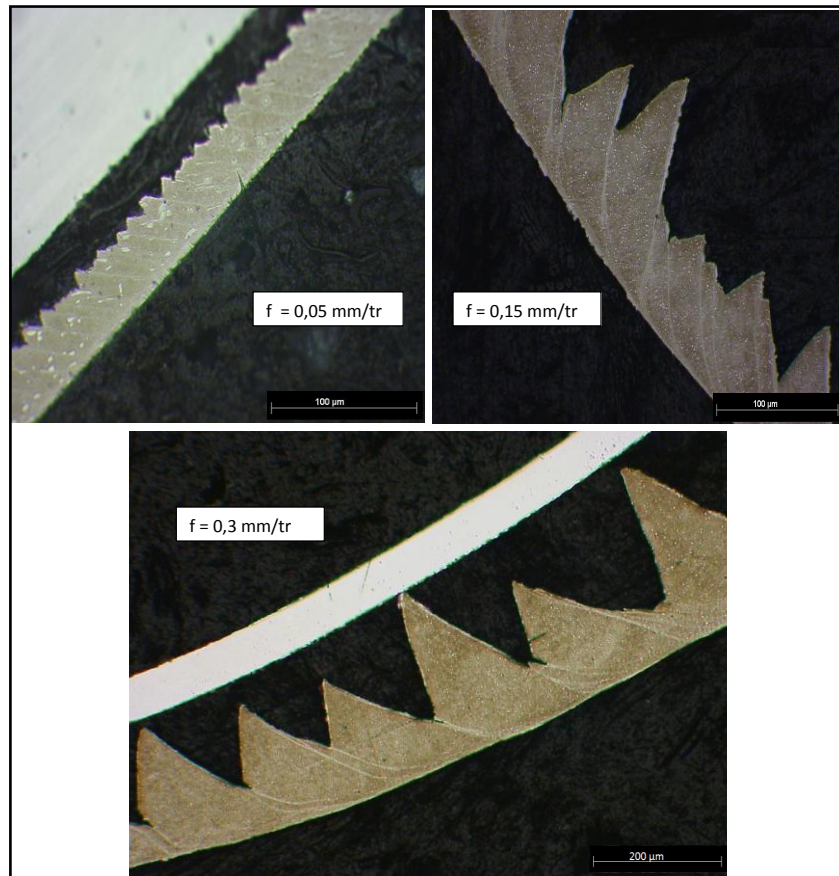


Figure II-30: Morphologie des copeaux en fonction de l'avance. (Ti555-3, Outil CP500, $V_c = 50 \text{ mm/min}$)

L'analyse de nos essais expérimentaux montre que la présence de ces bandes blanches s'intensifie avec l'élévation des paramètres de coupe et particulièrement avec l'augmentation de la vitesse de coupe. En effet, les températures induites par la coupe dans les différentes zones de cisaillement augmentent fortement lorsque la vitesse de coupe croît (Chapitre II.D.2), ce qui favorise la formation des bandes blanches par effet thermique. Les zones blanches observées se présentent sous forme filaire ; cette forme filaire est déjà observée par Habak dans le cas d'un acier 100Cr6 avec carbure [Habak 2006].

Pour caractériser ces couches blanches, une comparaison d'analyses de phase a été effectuée entre le matériau de base et la zone blanche en face arrière du copeau pour différentes vitesses de coupe (Figure II-31). L'analyse des pics de diffraction montre que le matériau de base possède 60,7% de phase β et 39,3% de phase α .

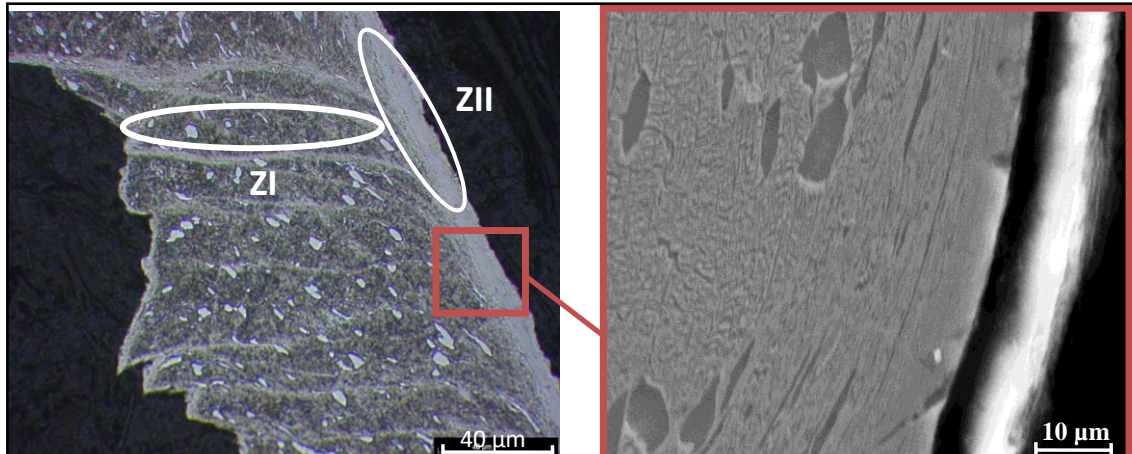


Figure II-31: Observation de bandes blanches en ZI et en ZII. (Outil CP500, $V_c = 90$ m/min, $f = 0.15$ mm/tr)

Pour des conditions de coupe de type $V_c = 50$ m/min et $f = 0.15$ mm/tr, la proportion de phase α dans la zone blanche en face arrière du copeau diminue fortement jusqu'à une valeur de 28,1%. Pendant l'essai à conditions de coupe extrême $V_c = 90$ m/min, la bande blanche observée (Figure II-31) possède une épaisseur relativement grande (environ 20 μm), et est composée de seulement 11% de phase α .

Quand la vitesse de coupe augmente, la proportion de phase α dans la zone blanche a donc tendance à diminuer dans l'alliage Ti555-3. Puerta Velasquez [Velasquez 2007] a réalisé des essais similaires sur une surface de Ti-6Al-4V usinée. Cet auteur n'observe pas de modification des proportions de phase α et β quand la vitesse de coupe varie. Par contre, il observe des modifications au niveau des raies d'intensité lorsque la vitesse est supérieure ce qui impliquerait une modification de la texture cristallographique induite par une intense déformation plastique en zone de cisaillement secondaire.

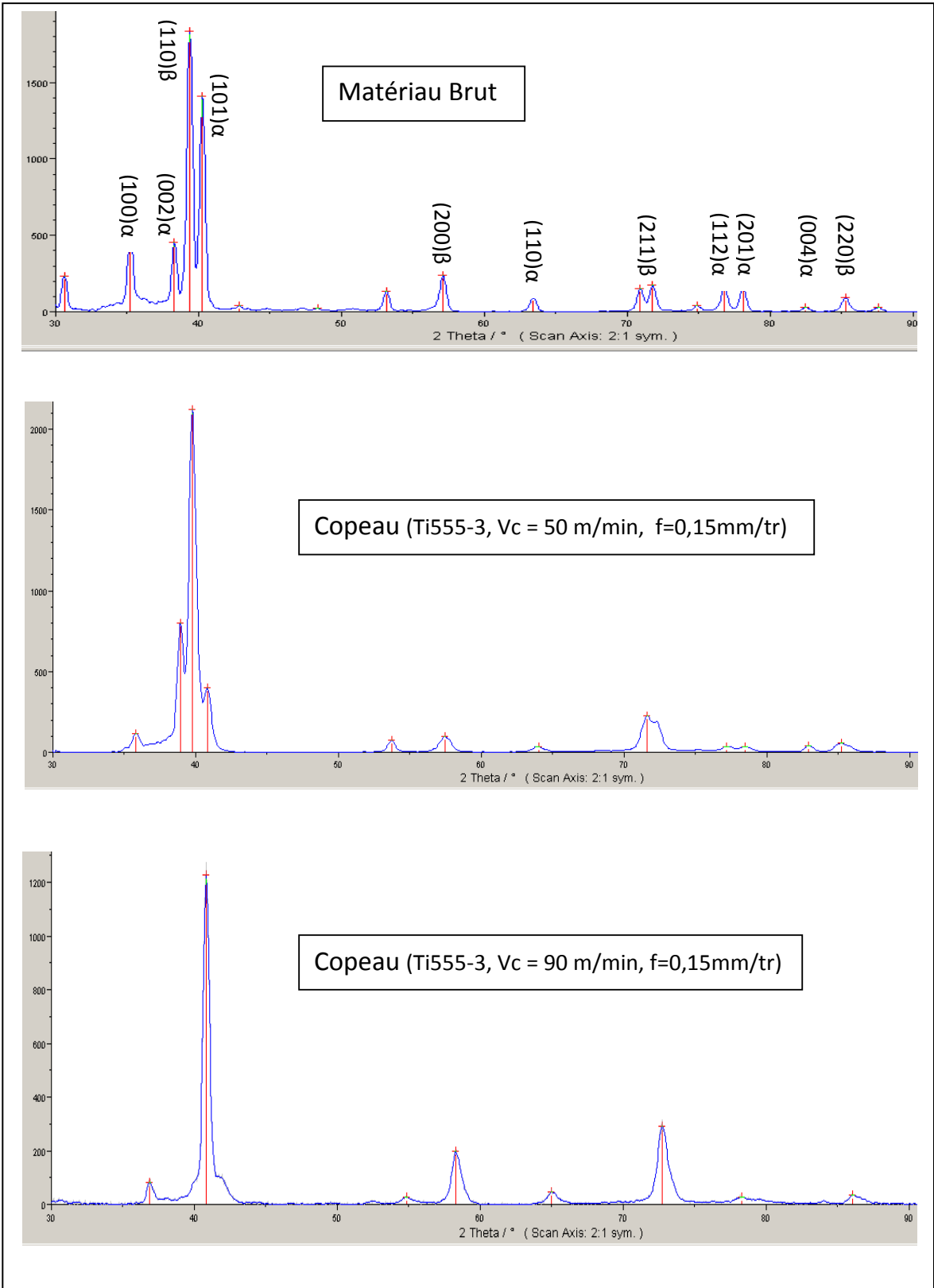


Figure II-32: Dosage des phases des copeaux

En plus de la formation de zones blanches, on observe dans certains cas plusieurs zones cisillées proches les unes des autres et qui se retrouvent en haut du feston. (

Figure II-33). On peut avancer l'hypothèse que ces bandes ont été formées au début de la génération du copeau.

L'hétérogénéité de la distribution des sollicitations mécaniques au sein de la zone de déformation intense (zone de cisaillement primaire) est un phénomène connu. Elle est aussi observée par B. Changeux et M. Habak [Changeux 1999] [Habak 2006], et a déjà fait l'objet d'une étude menée par Hou et Komanduri [Hou 1997]. Dans leurs approches des instabilités de cisaillement, ces derniers proposent un schéma de formation de copeau qui correspond parfaitement à ce que l'on observe dans cette étude.

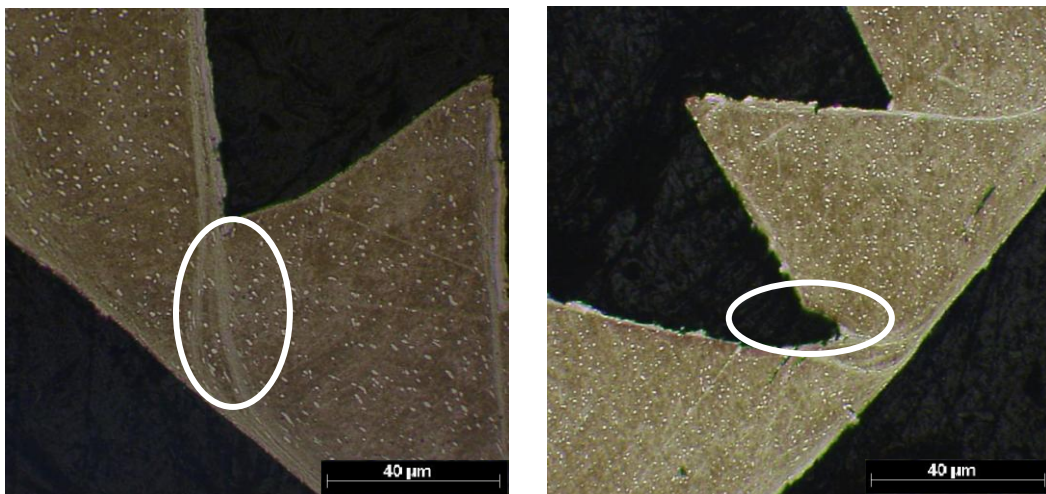


Figure II-33: Instabilités sur la bande de cisaillement primaire. a) $V_c = 50$ m/min, b) $V_c = 90$ m/min

L'engagement de l'outil dans la matière génère un état de contraintes dépendant de la géométrie de l'outil et provoque ainsi une amorce de fissure au niveau de la surface externe de la pièce. Il y a ensuite 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 du Ti555-3, la présence de particules α va générer une hétérogénéité dans la distribution des sollicitations mécaniques dans le copeau et induire ainsi des bandes de déformations dans des directions différentes de celle de la zone primaire de cisaillement. La contrainte devient importante à l'endroit où la fissure était déjà amorcée. Cette dernière poursuit 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 divisée en deux (avec deux zones de propagation de fissure).

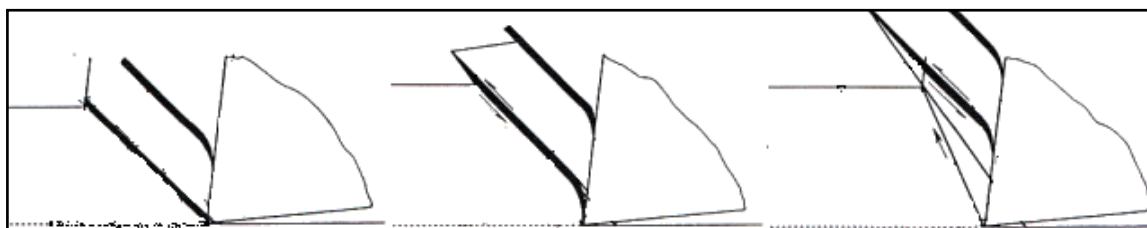


Figure II-34 : Cisaillement à l'avant de l'arête de l'outil d'après Hou & Komanduri [Hou_97]. Le cisaillement est indiqué par les flèches.

4. Contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles sur les surfaces usinées sont déterminées à l'aide de la méthode des $\sin^2\psi$ décrite précédemment à partir de l'acquisition de pics de diffraction et le traitement des résultats. Les paramètres associés à la mesure sont décrits dans le Tableau II-3

Matériau	Angle de Bragg	Radiation	Collimateur	Constantes Elastiques	
				$\frac{1}{2} S_2$	-S1
Ti	139,6	$Cu K_\alpha$	2 mm	$11,89 \cdot 10^{-6}$	$2,83 \cdot 10^{-6}$

Tableau II-3: Paramètres de diffraction des RX

Les contraintes ont été déterminées pour les alliages Ti555-3 et Ti-6Al-4V, dans les directions axiales et circonférentielles de la pièce. L'incertitude sur chaque point de mesure est évaluée à +/- 50 MPa. L'analyse de l'évolution des contraintes en profondeur a été menée en effectuant des polissages électrochimiques entre chaque mesure. Les profils de contraintes sont analysés en liaison avec les largeurs de corde associées aux pics de diffraction qui représentent un indicateur du niveau d'écrouissage de la pièce. Plusieurs conditions de coupe sont analysées. L'intensité des contraintes circonférentielles est en générale supérieure à celles des contraintes axiales.

A titre d'exemple, la Figure II-35b donne l'allure caractéristique d'un profil de contraintes obtenu avec l'alliage Ti555-3 usiné avec l'outil revêtu PVD, une vitesse de coupe de 50 m/min et une avance de 0,15 mm/tr. Les paramètres utilisés pour la description du profil sont reportés sur cette même figure : σ_{circsurf} et σ_{axsurf} sont les contraintes axiales et circonférentielles en surface, σ_{circmin} et σ_{axmin} sont les valeurs minimales en compression en sous- couche, DEC est la profondeur en compression et DAC est la profondeur affectée par les contraintes résiduelles. La Figure II-35a montre l'évolution de la largeur de corde du pic avec la profondeur pour les mêmes conditions de coupe avec les paramètres caractéristiques qui lui sont associés : $L_{\text{c surf}}$ est la valeur du pic en surface et D_{Lc} est la

profondeur à partir de laquelle la largeur de corde atteint l'état initial du matériau. En fait, l'usinage perturbe le matériau sur une profondeur de DLC et les contraintes résiduelles se rééquilibrent en sous couche entre la profondeur DLC et DAC.

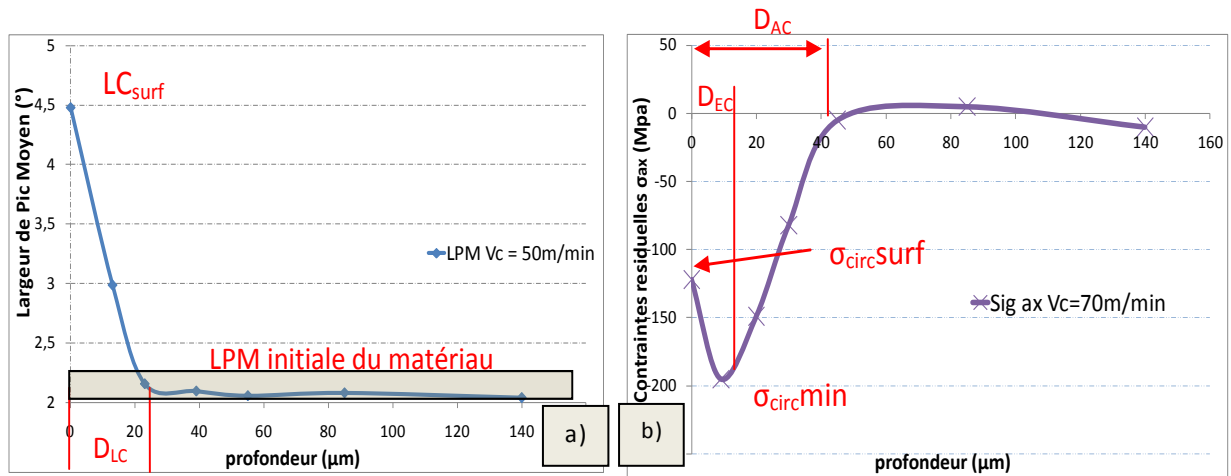


Figure II-35: Exemple de profil de a) de largeur de pic et b) contraintes résiduelles pour le Ti555-3.

a) Evolution des contraintes résiduelles en fonction de la vitesse de coupe.

Une étude à vitesse variable est effectuée pour une avance de 0,15 mm/tr. L'outil utilisé est un outil revêtu TiN CP500. L'effet des autres revêtements sera traité en fin de chapitre. Cet outil sera utilisé pour le reste de l'étude sur les effets des paramètres de coupe sur les contraintes résiduelles introduites dans la pièce. Les résultats obtenus (Figure II-36) montrent une diminution des contraintes résiduelles en surface vers un minimum pour une vitesse de coupe de 50 m/min.

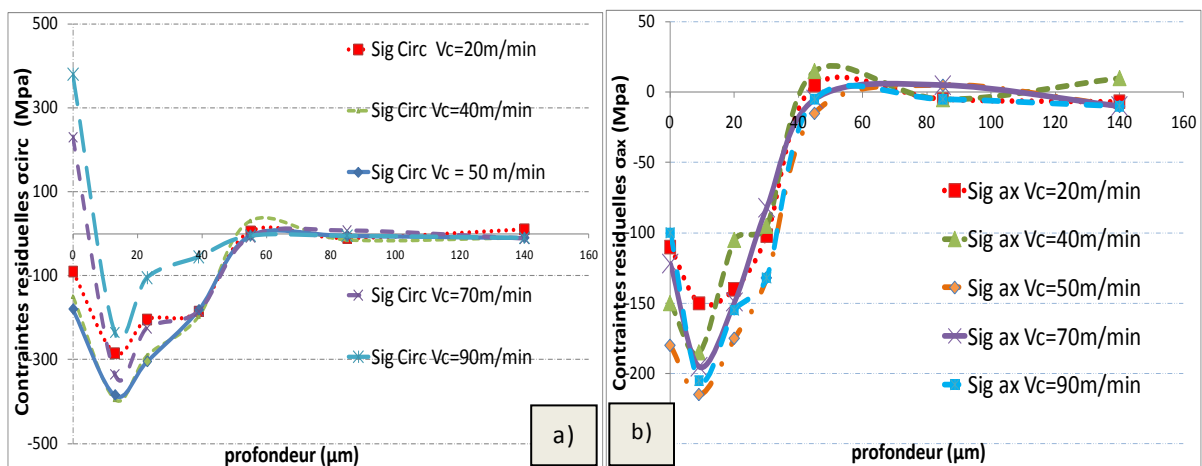


Figure II-36: Profil de contraintes résiduelles σ_{circ} et σ_{ax} en fonction de la profondeur pour différentes vitesses de coupe.

Ces contraintes remontent plus rapidement vers la traction lorsque la vitesse de coupe augmente. Pour l'alliage Ti555-3, les contraintes circonférentielles passent de -90 MPa pour une vitesse de 20 m/min à -180 MPa pour 50 m/min, puis augmentent à 380 MPa pour 90 m/min. Une corrélation de ces résultats avec les efforts de coupe (Figure II-36) montre que ceux-ci diminuent aussi jusqu'à un minimum à 50 m/min. Les minimums des contraintes de compression diminuent globalement avec la vitesse de coupe.

L'alliage Ti-6Al-4V présente globalement des contraintes résiduelles en surface qui sont plus en compression que celles de l'alliage Ti555-3. On peut observer que les contraintes circonférentielles en surface du Ti555-3 sont en traction pour des vitesses de coupe supérieures à 50m/min alors que pour le Ti-6Al-4V, ces contraintes positives n'apparaissent que pour des vitesses plus grandes (80-90 m/min). Les contraintes résiduelles en surface passent par un minimum lorsque la vitesse de coupe augmente. Pour le Ti555-3, le minimum est de 50 m/min alors que pour le Ti-6Al-4V est à 70 m/min. Il est à noter que les contraintes circonférentielles en surface du Ti-6Al-4V croissent jusqu'à une vitesse de 100 m/min puis décroissent.

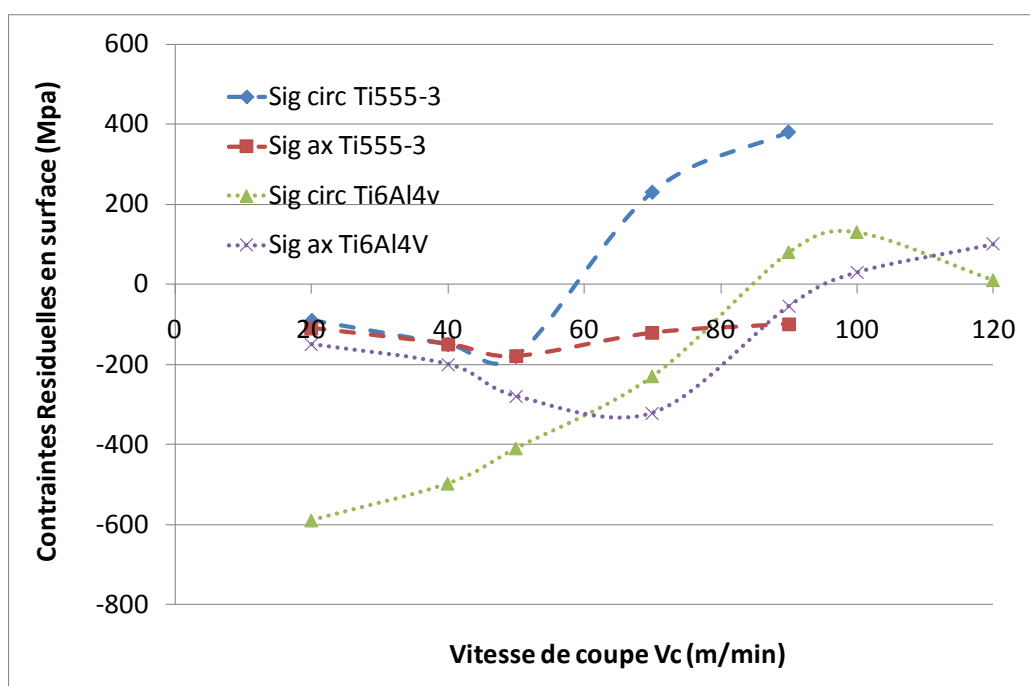


Figure II-37: Contraintes résiduelles de surface en fonction de la vitesse de coupe.

Ces résultats sont en accord avec ceux obtenus par R. M'Saoubi et M. Habak sur des aciers [Habak 2006] [Msaoubi 1999]. L'augmentation de la vitesse de coupe se traduit par un accroissement de la vitesse d'écoulement du copeau sur la face de coupe, entraînant une évacuation plus grande et plus rapide de la chaleur. D'autre part, la faible conductivité thermique du titane fait que seulement une faible partie de cette chaleur va dans la pièce, la majeure partie étant emportée par le copeau. Cela se traduit par une faible augmentation

de l'énergie de coupe dans cette zone qui n'est suffisante que pour affecter la région superficielle de la pièce augmentant ainsi les contraintes en surface. Ceci est cohérent avec les observations expérimentales que nous avons pu faire sur les températures d'interface Outil-Pièce-Copeau.

	$\sigma_{ax}surf$	$\sigma_{circ}surf$	$\sigma_{ax}min$	$\sigma_{circ}min$	D_{AC}	L_{Csurf}	D_{AE}
Vitesse (m/min)	(MPa)	(MPa)	MPa	MPa	(μm)	($^{\circ}$)	(μm)
20	-110	-90	-150	-285	55	4,5	20
40	-140	-150	-185	-395	85	4,45	20
50	-170	-180	-215	-385	55	4,55	25
70	-122	-230	-195	-335	55	4,75	25
90	-100	380	-205	-235	55	4,70	30

Tableau II-4: influence de la vitesse de coupe sur le gradient de contraintes et les largeurs de pic moyen (Ti555-3, f = 0.15mm/tr)

Le tableau I-4 reprend les résultats importants de cette analyse des contraintes résiduelles.

b) Evolution des contraintes résiduelles en fonction de l'avance.

Des profils de contraintes résiduelles ont été obtenus pour différentes valeurs d'avance. La Figure II-38 représente l'évolution des contraintes résiduelles de surface en fonction de l'avance variant de 0,05 mm/tr à 0,3 mm/tr pour une vitesse de coupe fixée à 50 m/min. Les valeurs des contraintes en surface augmentent sensiblement avec l'avance. Les effets thermiques en surface sont alors plus importants. Cette remarque est confirmée par l'évolution de la largeur de corde en fonction de la profondeur. En effet, plus l'avance est importante et plus la largeur de corde en surface est faible.

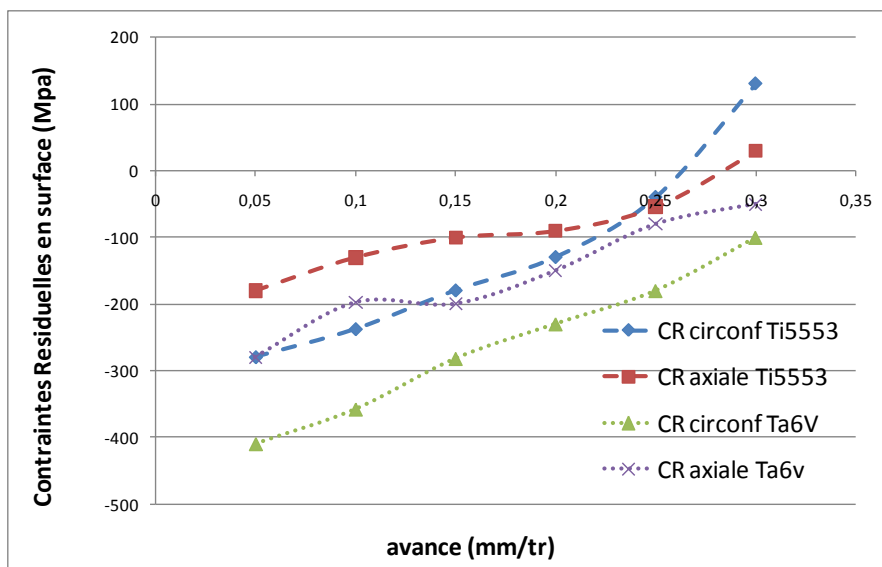


Figure II-38: Evolution des contraintes résiduelles de surface en fonction de l'avance.

De plus, l'augmentation des efforts résultants fait augmenter la profondeur affectée par l'écroissage DLC (Figure II-39)

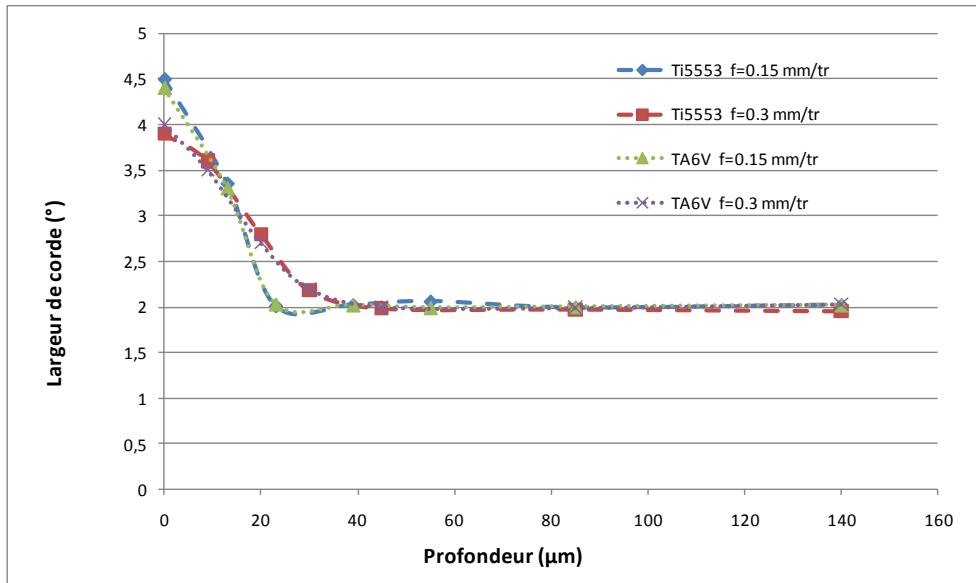


Figure II-39: Profil de la largeur de pic Moyen en fonction de l'avance pour le Ti555-3 et le Ti6Al4V.

c) Influence du revêtement de l'outil.

Pour étudier l'influence de la nature du revêtement, il convient de fixer les paramètres de coupe et faire varier les revêtements de l'outil. La vitesse de coupe est fixée à 50 m/min, l'avance à 0,15 mm/tr. Les résultats sont présentés Figure II-40. Lorsque le Ti555-3 est usiné avec l'outil sans revêtement, les niveaux de contraintes superficielles atteints sont de l'ordre de -100 MPa pour les deux directions. La profondeur affectée par les contraintes résiduelles est de l'ordre de 50 μm . En sous couche, la contrainte minimale de compression atteint une valeur de -430 MPa pour les contraintes circonférentielles et -180 MPa pour les contraintes axiales. La largeur de corde en surface est assez élevée ($L_{c_{\text{surf}}} = 4^\circ$) et la profondeur affectée par l'écroissage est d'environ 20 μm .

Pour un usinage avec des outils revêtus, les contraintes résiduelles de surface tendent vers la compression quels que soient les revêtements utilisés. On remarque que la profondeur perturbée par l'usinage (DLC), visible sur les courbes de largeur de pic, est identique pour les trois outils. Par contre, la profondeur affectée par les contraintes résiduelles augmente quand on utilise des outils revêtus.

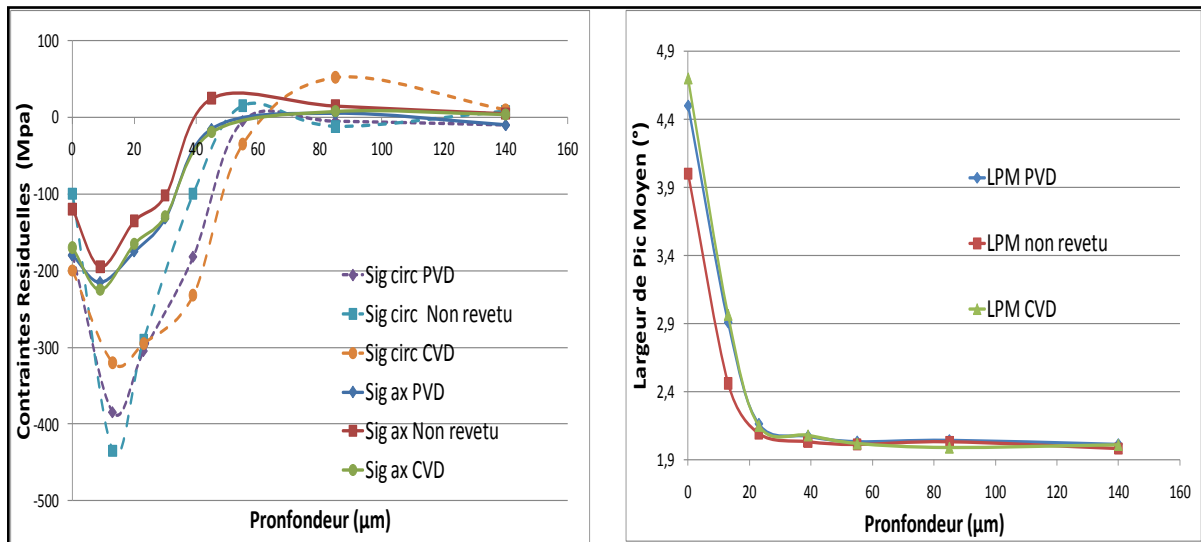


Figure II-40: Profil de contrainte résiduelle et de largeur de pic moyen en fonction de la nature de l'outil

Cette augmentation est logique au vu des valeurs atteintes par les contraintes résiduelles. En effet, les valeurs atteintes pour les contraintes résiduelles avec des outils revêtus ayant une valeur plus importante, il est normal que le rééquilibrage de ces contraintes se fasse sur une profondeur plus grande. La profondeur affectée par les contraintes résiduelles est donc automatiquement plus importante. La diminution des contraintes résiduelles (i.e. augmentation de la valeur en compression) peut être expliquée par le rôle des effets thermiques. En effet la baisse de température d'environ 150°C observée dans la zone ZII/ZIII, occasionnée par l'utilisation des outils revêtus, pourrait expliquer la légère augmentation des contraintes en compression en surface (effets thermiques moins importants par rapport aux effets mécaniques). En revanche, la diminution de l'effet thermique n'explique pas l'augmentation de l'écouvissage. D'autres études [Msaoubi 1998] et les observations faites sur les outils de coupe, en début de chapitre, ont montré que le revêtement avait pour effet d'arrondir l'arête de coupe et également d'augmenter le rayon de l'acuité d'arête. Une conséquence pourrait être d'engendrer une interaction plus forte entre la pointe de l'outil et la pièce et ainsi d'induire une compression plus importante de la zone située sous la pointe de l'outil. Matsumoto [Matsumoto 1999] conforte l'hypothèse précédente, dans son étude sur la fatigue des roulements. Il montre l'influence de l'arête de coupe sur les contraintes résiduelles. Il en conclut que pour une arête rodée à un rayon de 0,02 mm la contrainte minimale de compression a une valeur plus importante en compression que pour un outil non rodé.

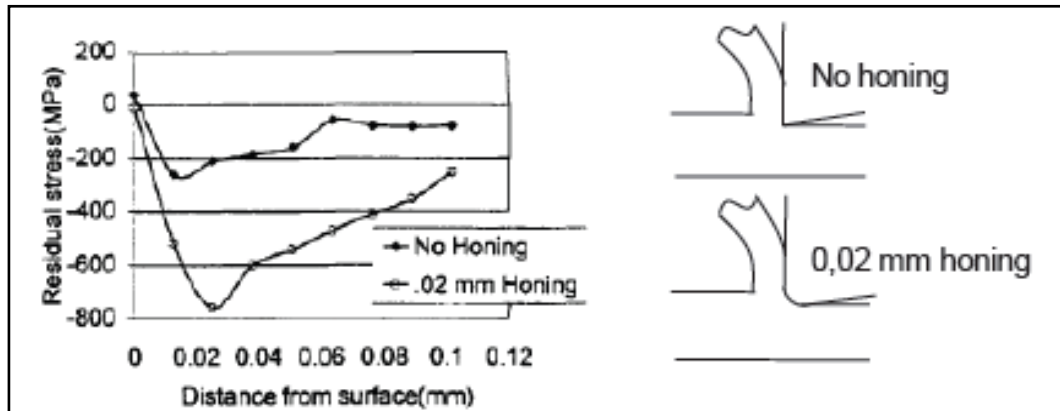


Figure II-41: Influence du rayon d'arête sur les contraintes résiduelles [Matsumoto 1999]

E. Synthèse

Dans ce chapitre, nous avons présenté et analysé chaque résultat de mesure en fonction des paramètres de coupe, de la nature de l'outil pour les deux alliages de titane étudiés. Nous allons ici essayer de confronter les observations entre elles afin de faire apparaître des relations entre les grandeurs physiques analysées.

Pendant l'étude, la vitesse de coupe a évolué entre 10 m/min et 90 m/min. En apparence, la vitesse de coupe influe peu sur les efforts. Par exemple, sur l'alliage Ti555-3, on observe une variation de l'ordre de 10% pour les efforts tangentiels et inférieure pour les efforts radiaux. La morphologie du champ thermique est peu modifiée par la vitesse de coupe mais la température augmente de 32% pour la zone de cisaillement secondaire ZII et tertiaire ZIII et de 21% pour la zone de cisaillement primaire ZI. En fait, il y a une compétition entre les effets thermique et mécanique. En effet, en augmentant la vitesse de coupe la vitesse de déformation dans les différentes zones de cisaillement augmente. Cette augmentation de la vitesse de déformation, conformément à la loi de comportement du matériau, fait augmenter la contrainte d'écoulement ce qui conduit à des efforts plus importants. Or, l'augmentation de la vitesse de déformation (et de la vitesse de glissement copeau/outil) conduit à une élévation de la température au niveau des zones de déformation ce qui, conformément à la loi de comportement du matériau, fait diminuer la contrainte d'écoulement et donc les efforts de coupe. Ces deux mécanismes sont présents en permanence lors de l'usinage et, en fonction des conditions de coupe, les effets visibles seront plutôt influencés par les effets mécaniques ou thermiques. Par exemple, sur l'alliage de titane Ti555-3, les effets mécaniques sont prépondérants jusqu'à une vitesse de 50 m/min puis, pour des vitesses supérieures, ce sont les effets thermiques qui gouvernent.

La vitesse de coupe influe peu sur la morphologie du copeau. Elle influence seulement la fréquence de festonnage du copeau. Les bandes blanches, dans le Ti555-3, sont de plus en

plus intenses avec la vitesse de coupe, en accord avec une augmentation de la température dans les différentes zones de cisaillement. Une analyse de phase a permis de constater que la bande blanche était constituée majoritairement de phase β , une partie de la phase α du matériau initial (39,3%) étant transformée lors de la génération de cette bande en phase β (quantité de phase α restant après usinage à 90 m/min de seulement 11%).

L'augmentation de l'avance se traduit par une augmentation des efforts de coupe, de l'épaisseur du copeau et de la longueur de contact outil/copeau. De plus, l'augmentation de la longueur de contact copeau/outil participe à la hausse de la température dans la zone secondaire. Ce phénomène est visible par l'augmentation de la largeur de la bande blanche avec l'avance.

L'augmentation de la température induit par une énergie dissipée plus importante provoque :

- une augmentation des contraintes résiduelles en surface
- une diminution de l'intensité de l'érouissage en surface
- une augmentation de la profondeur affectée par les contraintes résiduelles.

L'avance influence énormément la morphologie du copeau. En effet, ce dernier évolue d'un aspect quasi continu à un aspect segmenté avec une hauteur de festons qui vaut à peu près la valeur de l'avance.

Une comparaison de l'usinabilité du Ti555-3 avec le Ti-6Al-4V est enfin réalisée. La morphologie de la carte thermique est identique pour les deux matériaux. Seules les températures de coupe, plus faibles dans le cas du Ti-6Al-4V, diffèrent. Ce résultat est à relier aux efforts de coupe i.e. les puissances dissipées qui sont inférieurs pour l'alliage Ti-6Al-4V. D'autre part, les écarts entre le Ti555-3 et le Ti-6Al-4V sont plus importants pour les efforts tangentiels que pour les efforts radiaux, ce qui conduirait à un coefficient de frottement (évalué à partir de $\mu = (Fr + Ft \tan(\gamma)) / (Ft - Fr \tan(\gamma))$) plus grand pour le Ti555-3. Des valeurs de température et d'efforts de coupe plus faibles peuvent expliquer pourquoi les contraintes résiduelles en surface sont moins intenses pour le Ti-6Al-4V. Un coefficient de frottement plus important entre l'outil et le matériau Ti555-3 peut entraîner un érouissage en surface plus prononcé du fait d'une sollicitation en cisaillement plus importante en zone ZII et ZIII.

	Efforts		Coefficient de frottement	Puissance dissipée		Température		Contraintes Résiduelles axiales		Contraintes Résiduelle
	Fr (N/mm)	Ft (N/mm)	μ	Pr (W/mm)	Pt (W/mm)	TzFL (°C)	TzFc (°C)	σ_{surf} (Mpa)	Dac (μ m)	σ_{surf} (Mpa)
FT890	890	1380	0,644927536	739	1145	912	596	-110	40	-100
CP500	400	1100	0,363636364	330	916	828	505	-170	60	-195
S05F	350	1000	0,35	290	830	802	483	-150	60	-205

Tableau II-5: Comparaison des différents outils

Pour mieux apprécier l'influence de la nature des revêtements sur les températures mesurées, il convient de s'intéresser à la puissance dissipée par la coupe, puissance évaluée à partir de la mesure des actions de coupe. L'ensemble des résultats a été obtenu pour le Ti555-3. On peut établir que pour des conditions de coupe équivalentes et une géométrie identique, l'outil nu (FT890) engendre des efforts de coupe et d'avance plus importants que les outils revêtus CVD (TiCN+Al₂O₃+TiN) et PVD (TiAlN+TiN). Pour une vitesse de coupe de 50 m/min et une avance de 0,1 mm/tr, la puissance thermique évacuée dans le copeau est plus importante pour l'outil nu (1145 W) que pour les outils revêtus (830 W pour S05F et 916 W pour le CP500). Ces écarts permettent d'expliquer en partie le fait que l'on observe des températures aux interfaces outil/copeau et outil/pièce plus faibles pour les outils revêtus que pour l'outil nu. D'autre part, l'évaluation du coefficient de frottement confirme que les outils revêtus possèdent un coefficient de frottement plus faible que l'outil nu. Il est connu que la couche TiN possède un coefficient de frottement plus faible que le carbure de tungstène. Cette constatation confirme les observations faites sur les températures. Une comparaison entre les deux outils revêtus a permis de conforter l'idée que l'Al₂O₃ est une bonne barrière thermique. Cependant, la couche de TiAlN étant plus faible que celle de l'Al₂O₃, cela ne permet pas de conclure sur le type de revêtement le plus réfractaire. Nous avons vu aussi lors de l'analyse de contraintes que la nature de l'outil (sans ou avec revêtements) coupant semblait diminuer les contraintes résiduelles superficielles mais qu'elle augmentait l'écrouissage en surface. La diminution des contraintes superficielles peut être expliquée par la diminution des températures générées avec l'utilisation d'outils revêtus. L'augmentation de la profondeur affectée par l'usinage et de l'écrouissage superficiel peut être due à un rayon d'acuité d'arête plus important pour les outils revêtus.

III. Compréhension des mécanismes de formation du copeau

A. Introduction

Par l'observation des produits de la coupe (comme le copeau et/ou la surface usinée) et par l'instrumentation des essais expérimentaux, il est possible de borner les domaines de sollicitation en déformation, vitesse de déformation, et température que subit le matériau en usinage.

Les déformations peuvent atteindre plusieurs unités au niveau de l'arête de coupe où la pression hydrostatique est très élevée, dans les zones de frottement outil-copeau (ZII) et outil-matière (ZIII). Les températures mesurées atteignent plusieurs centaines de degrés dans les zones de cisaillement. Des mesures faites au chapitre 2 donnent des valeurs de l'ordre de 700-800°C aux niveaux des zones de frottement outil-matière et outil-copeau, et de l'ordre de 500°C dans la zone de cisaillement primaire. Une étude [Shi 1996] a évalué des vitesses tant au chauffage qu'au refroidissement atteignant 10^6 K/s. De même les vitesses de déformations sont estimées voisines de 10^5 s⁻¹. Ces sollicitations extrêmes sont toutes localisées sur des zones très localisées ce qui crée des gradients très importants. Dans ces domaines de sollicitation, le comportement du matériau nécessite une étude spécifique pour pouvoir être déterminé [Changeux 2001].

Dans un premier temps, différentes lois issues de la littérature vont être exposées. Ces dernières s'appliquent le plus souvent à des procédés de mise en forme, y compris l'usinage. Des essais mécaniques de cisaillement en sollicitations extrêmes ayant pour but d'identifier la loi de comportement de Johnson-Cook seront ensuite présentés ainsi que la démarche d'identification retenue.

Dans un second temps, une simulation numérique de la coupe orthogonale sera mise en place pour comprendre les mécanismes de formation du copeau et pour comparer les différences en terme de champs de déformations, champs de contraintes et champs thermiques entre les deux alliages de titane. Cette simulation est été validée par comparaison avec des résultats expérimentaux déjà présentés dans le chapitre II.

B. Caractérisation du cisaillement rencontré dans la zone de formation du copeau.

1. Type de sollicitations rencontrées en usinage

Lors de l'usinage, trois zones de déformation intenses déterminent la formation du copeau (Figure III-1). La zone primaire (ZI) est le siège de grandes déformations (plusieurs unités), de très grandes vitesses de déformation (jusqu'à 10^5 s⁻¹) et d'une élévation de température évaluée à quelques centaines de degrés. Cette zone est donc soumise à des contraintes de cisaillement très importantes. Les zones secondaire (ZII) et tertiaire (ZIII) sont dues au frottement intense entre, respectivement, l'outil et le copeau, et entre l'outil et la pièce. Ces zones sont elles aussi soumises à des contraintes de cisaillement qui engendrent une élévation de température pouvant dépasser les 1 000 °C.

Nous avons utilisé pour nos essais une géométrie d'éprouvette dite 'chapeau' (ou 'hat-shaped'), développée par Hartmann [Hartmann 1981], et utilisée généralement à grandes vitesses pour des expertises métallographiques plus que pour des analyses mécaniques. Cette géométrie permet de créer une zone de cisaillement plus ou moins fortement localisée. Une première étude a été faite dans le cas du titane pur par Meyers et al [Meyers 1994]. Le résultat de ce travail a été repris par Lesourd [Lesourd 1996] pour modéliser le matériau dans son travail sur la mise en place d'une simulation numérique de l'usinage assisté Laser. Plus récemment, Changeux [Changeux 1999] et Habak [Habak 2006] ont utilisé cette éprouvette pour caractériser le comportement de leur matériaux (respectivement un acier austénitique 316L et un acier 1000Cr6) dans le domaine de sollicitations extrêmes rencontré en usinage.

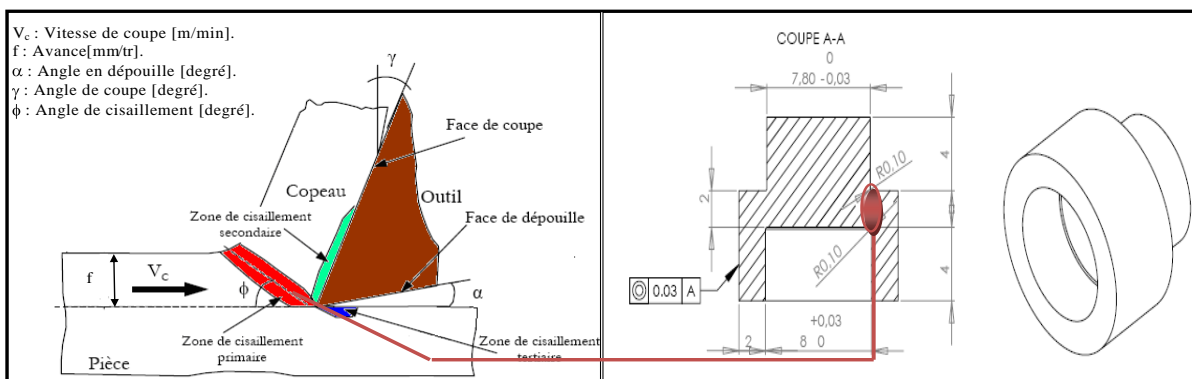


Figure III-1: L'éprouvette chapeau

Cette éprouvette, de part sa géométrie, permet de générer sur une zone très localisée un cisaillement intense en la sollicitant seulement par compression. La zone de cisaillement est de forme cylindre sur le pourtour de l'éprouvette et sa localisation dépend de la différence de diamètre entre le cylindre et l'alésage. Cette zone est caractérisée par sa largeur notée w

et sa longueur l (Figure III-1). La bande cisailée s'initie aux rayons de raccordement aux deux extrémités de cette zone et se propage vers le centre. Avec la géométrie actuelle, la vitesse de déformation obtenue dans la zone de cisaillement est d'environ dix fois supérieur à la vitesse d'écrasement de l'éprouvette. Par exemple, pour une vitesse de compression de l'éprouvette de 1 m/s, la vitesse de déformation sera d'environ 10^4 s^{-1} .

L'usinage des éprouvettes présente un certain nombre de difficultés, dont la bonne gestion conditionne la qualité du chargement en cisaillement et la répétabilité des essais. Les difficultés principales sont :

- le parallélisme des faces, assurant une mise en compression parallèle à l'axe de l'éprouvette
- la coaxialité des différentes surfaces cylindriques assurant la constance de l'épaisseur de la zone de cisaillement (ici 0,1 mm),
- les cotes de ces diamètres, et plus particulièrement la différence entre les deux diamètres 8 mm et 7,80 mm afin d'assurer la constance du volume cisailé
- la réalisation des congés de raccordement où s'initie la fissure qui se propagera jusqu'à rompre l'éprouvette

2. Essais en cisaillement extrême

Les méthodes d'essais mécaniques couramment utilisées ne permettent pas d'atteindre les valeurs des vitesses de déformation rencontrées en usinage, comme le montre la figure suivante :

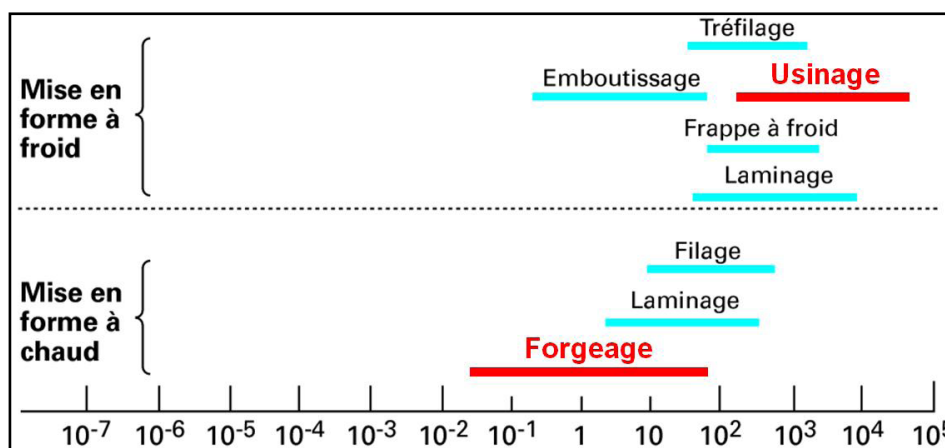


Figure III-2: limitation des moyens d'essais mécaniques par rapport aux procédés de mise en forme.

Seules les barres d'Hopkinson et le plastomère à came peuvent atteindre de telles vitesses de déformation. Une autre machine, la machine Gleeble peut être utilisée pour atteindre ces vitesses et ainsi combler le manque d'information expérimentales, surtout en zone 4 (Figure

III-3). De plus, cette machine permet de faire des essais en température (plusieurs centaines de degrés) et avec une cinétique de chauffe très dynamique (plusieurs milliers de degrés par secondes).

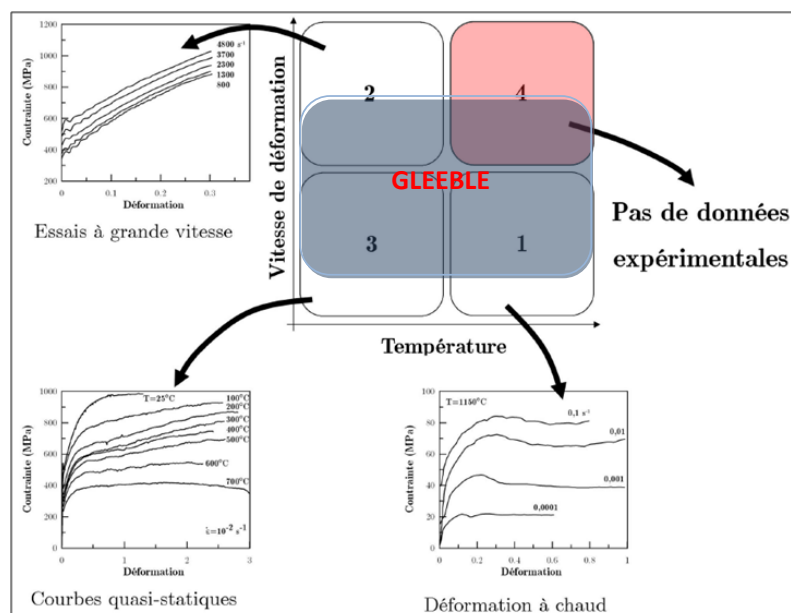


Figure III-3: Domaines d'essais possibles grâce à la Machine Gleeble [Hor 2010]

Des essais de compression et de cisaillement ont été réalisés avec la machine Gleeble afin d'identifier les paramètres de la loi de Johnson Cook pour les deux alliages de titane Ti555-3 et Ti6Al4V.

Tous les essais sont réalisés dans une cellule sous vide primaire soit 10^{-2} torr pour les essais à température ambiante et 10^{-5} torr pour les essais en température. Les mesures de température sont réalisées par deux thermocouples soudés en surface de l'éprouvette (le plus proche possible de la zone de déformation), le déplacement est mesuré un extensomètre longitudinal fixé sur les mors.

La force est mesurée par capteur placé en série par rapport au mors. Le chauffage est réalisé par effet Joule. Pour assurer une bonne conductivité électrique, on place à l'interface mors- éprouvette du papier en graphite et de la pate de Nickel, cela permet aussi de diminuer le frottement de l'éprouvette par rapport aux mors.

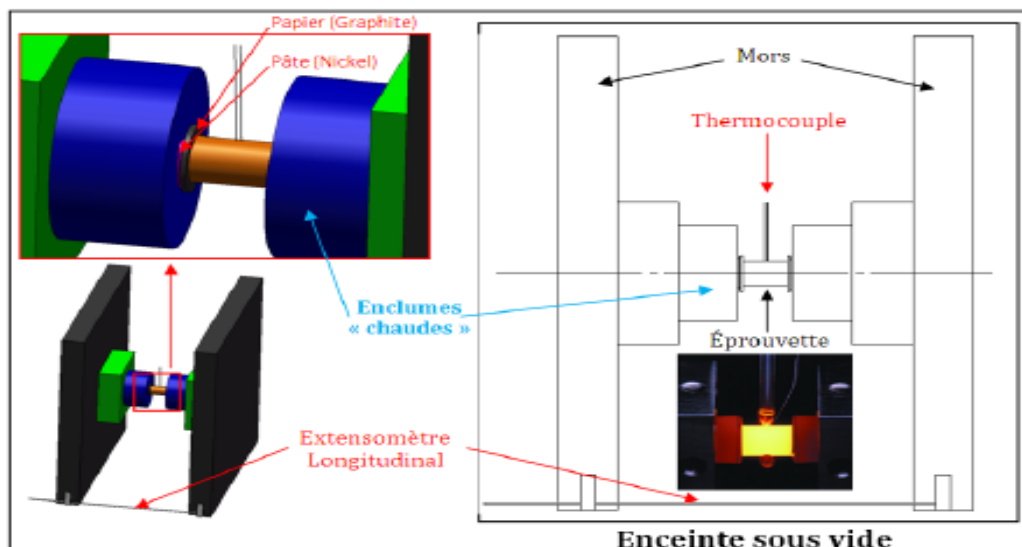


Figure III-4: Montage expérimental

Pour les essais en températures, le cycle thermomécanique consiste tout d'abord à chauffer le matériau avec une vitesse de chauffage relativement lente soit 5°C/s jusqu'à la température choisie, cette température est alors maintenue pendant 20 s pour garantir l'homogénéité de la température dans l'éprouvette. L'essai mécanique est alors exécuté avec la vitesse de déformation programmée.

Afin de vérifier si le chauffage par effet Joules permet d'obtenir une température homogène dans l'éprouvette, nous avons chauffé une éprouvette à une température de consigne (thermocouple TC1) à 1000°C et mesurée la température à trois endroits de l'éprouvette à l'aide de thermocouples (Figure III-5). On observe que dans la zone correspondant au cylindre plein (thermocouple TC2) la température est de 60°C plus grande que la température de consigne (TC1). La température indiquée par le thermocouple TC3 est proche de celle indiquée par TC1. De plus, la température à cœur de ce cylindre plein est encore plus importante. En effet, elle peut être estimée en comparant l'allongement diamétral expérimental et numérique de cette zone. On observe, alors, que la température au cœur de la zone pleine est de 250°C plus grande que la zone cisailée.

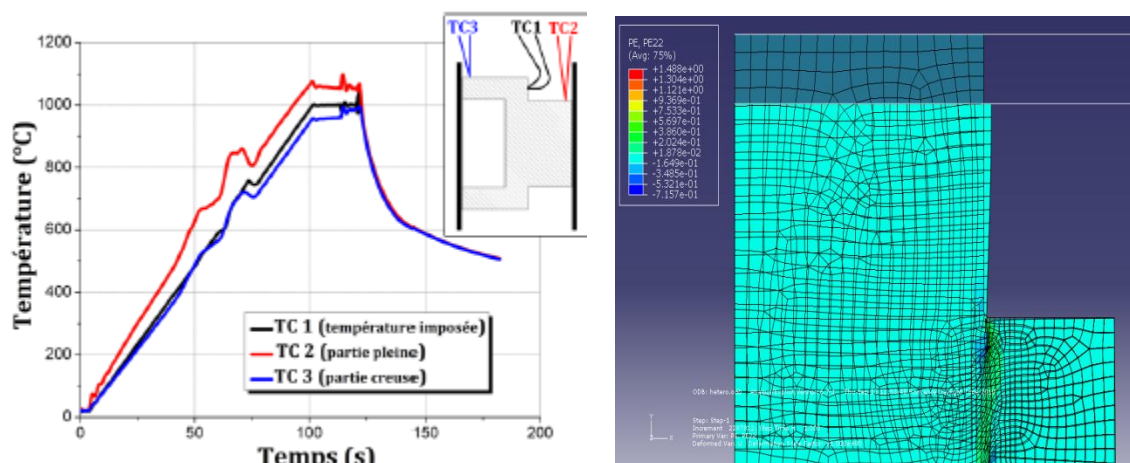


Figure III-5: mise en évidence de l'hétérogénéité de température dans l'éprouvette chapeau.

Cette variation de température peut paraître anecdotique car elle n'est pas située dans la zone utile de l'éprouvette. Or lors de l'identification par méthode inverse, la simulation numérique qui nous permettra de calculer la courbe Effort / Déplacement sera réalisée avec une température homogène dans l'éprouvette, ce qui entrainera une erreur sur la déformation totale de l'éprouvette. En effet, lors de l'essai expérimental, le cylindre plein, étant plus chaud que la température de consigne, se déformera de manière plus importante que celui calculé numériquement. Cette erreur induira faussement une raideur plus importante de l'éprouvette dans la simulation numérique, ce qui entrainera une convergence vers une loi de comportement plus 'souple' pour palier cette augmentation artificiel de raideur. Néanmoins, la différence de température est relativement faible, ce qui n'aura qu'une influence très faible sur la loi de comportement identifiée.

Lors de l'essai, le déplacement des mors peut être mesuré de deux manières différentes suivant la vitesse de sollicitation. En effet, à faibles vitesses de déformations (inférieure à 10 mm/s) le déplacement est mesuré à l'aide d'un capteur LVDT, nommé LGauge, fixé sur les mors. Lors des essais plus rapides, le vérin, déconnecté du mors mobile, s'élançe jusqu'à la vitesse désirée puis rentre en contact violemment avec le mors mobile pour le déplacer à grande vitesse. Dans ce cas, le capteur LGauge risque d'être endommagé, le déplacement est alors mesuré par le capteur donnant la position du vérin moteur.

Les essais de cisaillement réalisés sur les deux alliages de titane Ti5553 et Ti6Al4V sont répertoriés dans les deux tableaux suivants (Tableau III-1) (Tableau III-2). Les essais qui serviront à identifier la loi de comportement sont notés I. Les essais notés V serviront à valider (ou non) la loi de comportement identifiée. La vitesse de déformation visée dans la zone de cisaillement est d'environ dix fois supérieure à la vitesse de déplacement du vérin. Les essais permettront donc des vitesses de déformation de 1 s^{-1} à 10^4 s^{-1} . Tous les essais ont été répétés deux fois. Un troisième essai a été réalisé en cas de répétabilité jugée médiocre des deux premiers essais.

Les essais à vitesses de déformation croissantes sont réalisés à température ambiante pour faciliter leur mise en œuvre. Les essais à températures croissantes sont réalisés à faible vitesse de déformation, respectivement 1 s^{-1} et 10 s^{-1} pour l'alliage Ti555-3 et Ti-6Al-4V, pour éviter les effets d'autoéchauffement important dans la zone de cisaillement lors de sa déformation.

Température (°C)	Vitesse de déplacement (mm.s^{-1})				
	0,1	1	10	100	1000
20	I	I	I	I	I
300	I				
400		V			
600	I				
800	I				
900		V	V		
1000	I				

Tableau III-1: essais de cisaillement pour l'alliage Ti555-3.

Température (°C)	Vitesse de déplacement (mm.s^{-1})				
	0,1	1	10	100	1000
20	I	I	I	I	I
300		I			
600		I			
900		I		V	

Tableau III-2: essais de cisaillement pour l'alliage Ti6Al4V

Les deux figures suivantes (Figure III-6, Figure III-7) représentent, par chaque matériau, les résultats bruts des deux essais obtenus pour une configuration d'essai. Dans ces deux cas, la répétabilité a été jugée correcte.

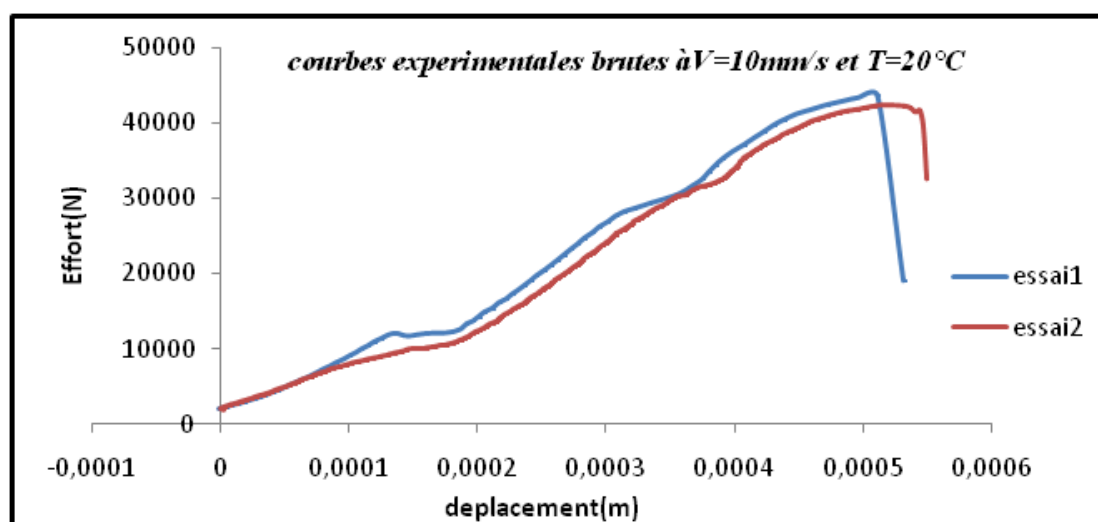


Figure III-6: exemple de répétabilité des essais de cisaillement pour le Ti555-3

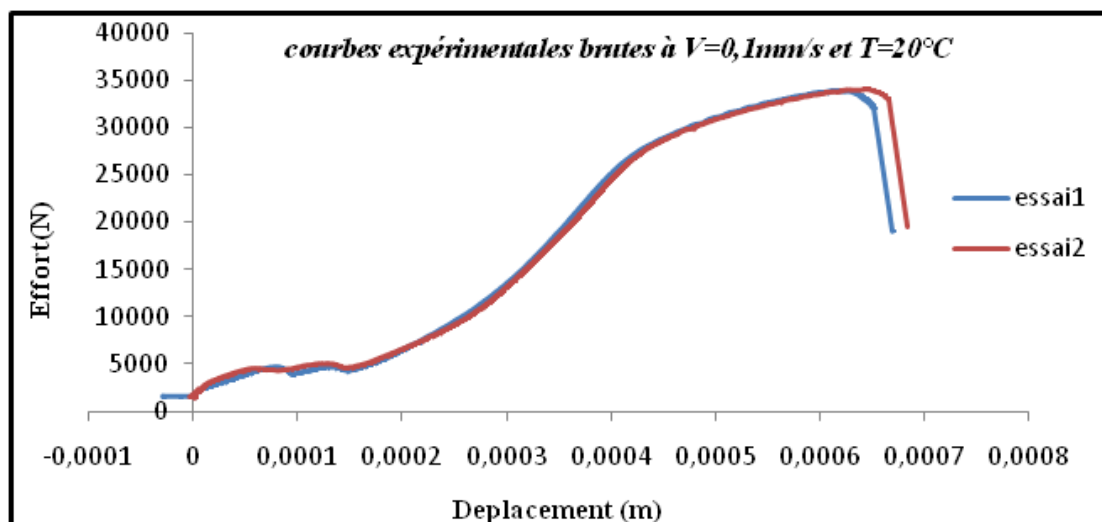


Figure III-7: Exemple de répétabilité des essais de cisaillement pour le Ti6Al4V

3. Résultats des essais en cisaillement

Les essais réalisés présentent une bonne répétabilité. Cette première constatation permet de montrer la bonne fiabilité de l'éprouvette chapeau pour ce type d'essai.

Les résultats des essais sont de deux types : courbe effort / déplacement enregistrée pendant l'essai et analyse micrographique post mortem de l'éprouvette. Ces deux types de résultats sont présentés dans les paragraphes suivants.

a) Courbe Effort / Déplacement enregistrée

La courbe Effort / Déplacement est directement donnée par la chaîne d'acquisition. Comme nous l'avons déjà dit, la mesure d'effort est réalisée par une cellule montée en bout de tige du vérin, ce qui ne pose pas de problème. En revanche, la mesure du déplacement est réalisée sur les mors et non sur l'éprouvette elle-même. Cela pose un problème car le déplacement mesuré ne correspond pas seulement à l'encrassement de l'éprouvette (variation de distance entre les deux faces de l'éprouvette) mais aussi à la déformation d'une partie de la machine (encrassement des mors notamment). D'ailleurs ce phénomène est facilement constatable sur des essais de compression sur un cylindre plein. La pente de la courbe Effort / Déplacement obtenue pour les efforts faibles (domaine élastique) ne permet pas de retrouver le module de Young du matériau. Il faut alors corriger chaque courbe brute afin de tenir compte de la raideur de la machine (voir Annexe 3). Une fois les courbes corrigées, elles peuvent alors être analysées.

(1) Influence de la température

La série d'essais à faible vitesse et à différentes températures permettra l'identification du terme de sensibilité à la température de la loi de comportement (Figure III-8). Pour chaque matériau, les courbes corrigées obtenues pour ces essais sont représentées dans les graphiques suivants.

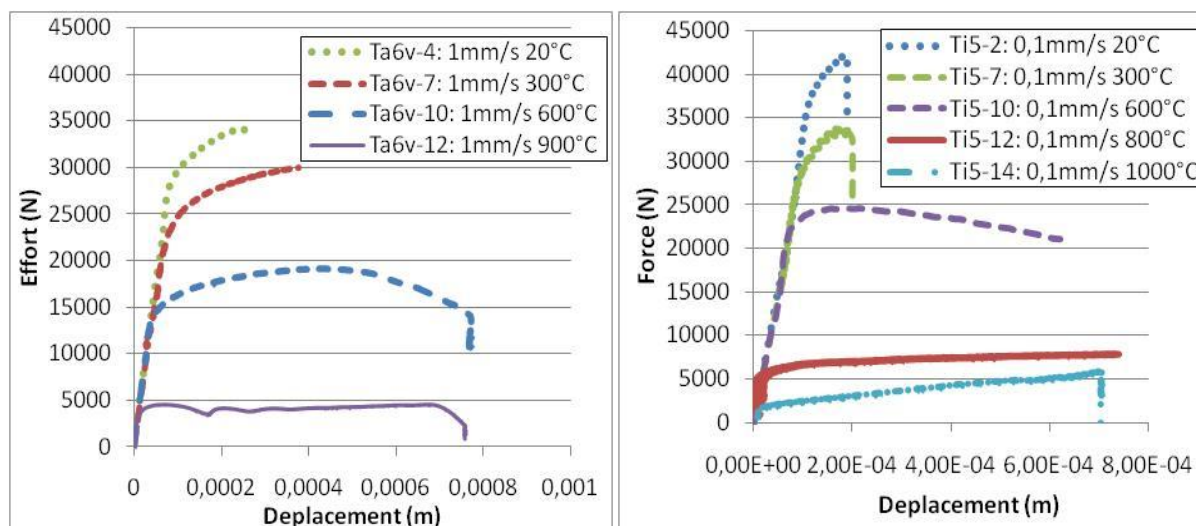


Figure III-8: Courbes Effort / Déplacement pour différentes températures pour a) le Ti555-3 et b) le Ti6Al4V

De manière générale, les efforts sont sensiblement diminués avec l'augmentation de la température. Une analyse plus fine permet d'observer 3 types de comportement :

- i) Pour les températures faibles ($T < 0,3 T_f$, ici $T < 500^\circ\text{C}$), les mécanismes d'érouissage sont prédominants. Cet érouissage peut être observé de manière macroscopique comme une augmentation des efforts au cours de la déformation. A l'échelle microscopique, cet érouissage est défini par une modification de la microstructure causé généralement par l'augmentation rapide du nombre de dislocations traduit par une formation de sous-grains.
- ii) Pour les températures moyennes ($0,3T_f < T < 0,5T_f$, ici $500^\circ\text{C} < T_f < 800^\circ\text{C}$), il existe une compétition entre les mécanismes d'érouissage et les effets d'adoucissement thermique. Dans le cas du Ti555-3 les effets d'adoucissement thermique sont majoritaires. Le titane β étant connu comme un matériau à forte énergie d'empilement, la courbe présente en premier lieu un domaine d'érouissage, puis un maximum relativement peu accentué, suivi d'un lent adoucissement. C'est le phénomène de restauration dynamique.
- iii) Pour les températures élevées ($T > 0,5T_f$, ici $T > 800^\circ\text{C}$), les effets d'adoucissement sont prépondérants. Dans le cas du Ti-6Al-4V, le mécanisme d'érouissage est suivi d'une série d'oscillations d'amplitude décroissante avant d'atteindre un régime dit stationnaire. Ce comportement est lié au phénomène de recristallisation dynamique.

Ces phénomènes sont relativement intéressants pour la compréhension des phénomènes métallurgiques qui interviennent lors de l'essai. Or les lois de comportement utilisées pour la modélisation de la coupe, notamment la loi de Johnson-Cook, ne permettent pas de prendre en compte ces types de phénomènes. En effet, les courbes obtenues à l'aide de la loi de comportement de Johnson-Cook, par exemple, sont forcément toujours croissantes sans possibilité d'oscillation.

(2) Influence de la vitesse

Une série d'essais a été réalisée à différentes vitesses pour une température ambiante. Les courbes Effort / Déplacement obtenues pour les deux matériaux sont visible sur la Figure III-9.

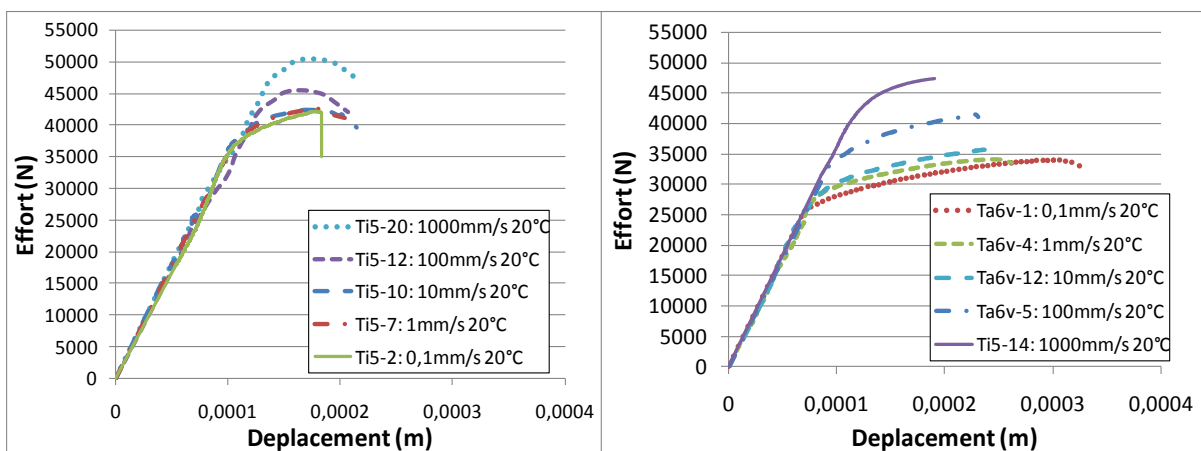


Figure III-9: Courbes Effort / Déplacement à différentes vitesses de sollicitation pour a) le Ti555-3 et b) le Ti6Al4V

Nous pouvons observer deux domaines distincts de sensibilité à la vitesse de sollicitation. Le premier domaine est le domaine des essais quasi-statique où la vitesse ne semble pas avoir d'influence notable sur l'effort. Le second domaine, celui des essais dynamiques, où l'effort dépend de la vitesse de sollicitation. Celui-ci peut alors augmenter fortement avec l'augmentation de la vitesse. Il existe une vitesse seuil à partir de laquelle l'effort devient dépendant de la vitesse. Cette vitesse seuil est importante à connaître car le terme de sensibilité à la vitesse de déformation de la loi de comportement ne doit intervenir seulement à partir de cette vitesse seuil. Les essais ont permis de déterminer une vitesse seuil, pour les deux matériaux, à une valeur de 10 mm/s ce qui correspond à une vitesse de déformation de 100 s⁻¹.

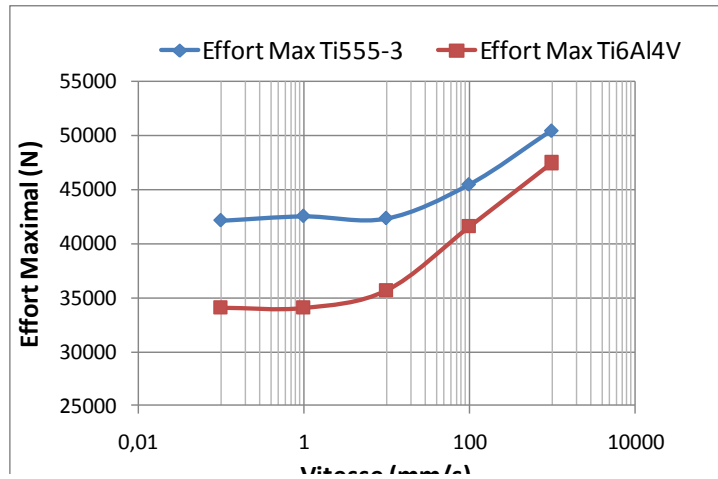


Figure III-10: Estimation de la vitesse seuil

Les Figure III-9 et Figure III-10, montrent que l'effort pour les essais du Ti555-3 est toujours supérieur à celui du Ti6Al4V et cela quelque soit la configuration d'essai. De même, on constate que le déplacement à la rupture est plus grand dans le cas du Ti6Al4V, ce qui confirme le caractère plus fragile du Ti555-3.

On voit, sur l'exemple ci-dessous en Figure III-11, que les mêmes constatations peuvent être faites pour les températures moyennes (300°C et 600°C). A 600°C, l'adoucissement observé est plus important pour le Ti555-3 que le Ti6Al4V.

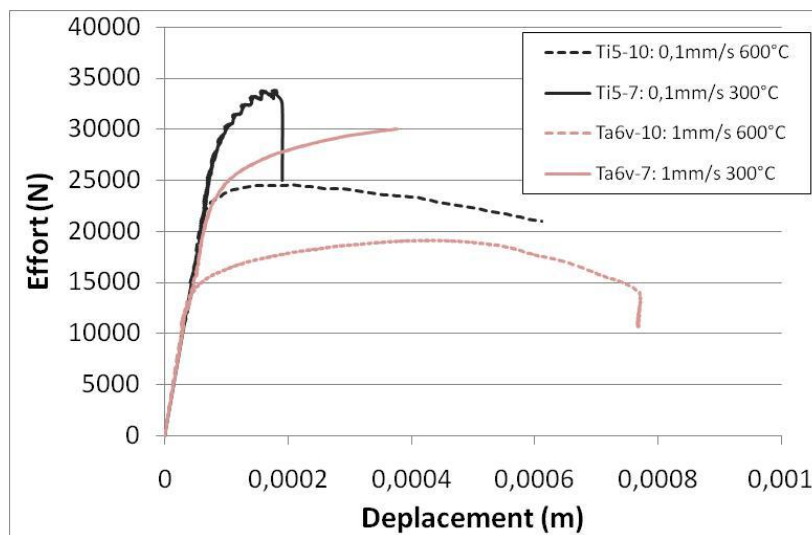


Figure III-11: Courbes Effort / Déplacement pour les deux matériaux pour deux températures 300°C et 600°C.

b) *Analyse post mortem des zones cisillées*

À la fin de chaque essai, les éprouvettes ont été collectées, découpées dans le sens axial, enrobées et polies. Après attaque chimique, elles ont été observées au microscope optique et/ou au MEB. La zone cisillée des éprouvettes a été analysée afin de mettre en évidence les transformations thermomécaniques qu'elle a subies.

La comparaison des zones de localisation est très difficile car les phénomènes d'endommagement voire de rupture complète qui interviennent en fin de chargement influence fortement la zone cisillée. En effet, au moment de la rupture, en fin d'essai, les faciès peuvent être fortement abimés. Néanmoins, l'analyse des zones cisillées apportent de précieuses informations sur les sollicitations subies par l'éprouvette.

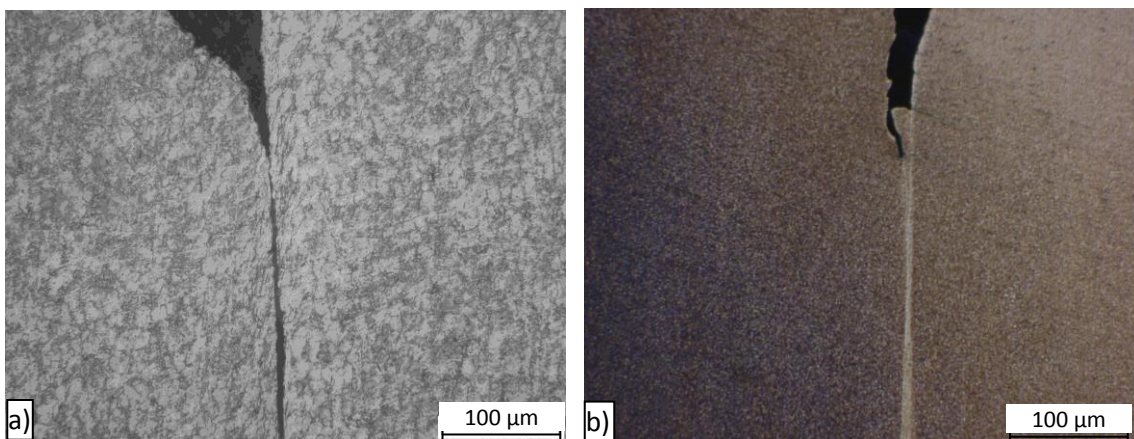


Figure III-12: Exemple de zones de cisaillement à température ambiante pour a) Ti6Al4V et b) le Ti555-3 le avec une vitesse de déformation de 10^4s^{-1}

Dans la majorité des cas une amorce de fissure est observée au rayon de raccordement entre la partie pleine et la partie creuse (Figure III-12). Pour cette configuration d'essai (vitesse de déformation de 1s^{-1} à température ambiante) la largeur de la zone déformée est de $100 \mu\text{m}$ pour le Ti-6Al-4V et de $40 \mu\text{m}$ pour le Ti555-3. Ces micrographies montrent aussi la présence d'une couche blanche pour le Ti555-3 que nous n'observons pas dans la Ti6Al4V. La largeur de cette couche blanche est d'environ de $5 \mu\text{m}$. Les analyses des micrographies pour des essais à différentes vitesses de déformation permettent de mettre en évidence une légère augmentation de la largeur de la bande blanche avec l'augmentation de la vitesse de déformation. Ce phénomène peut simplement s'expliquer par le fait que l'augmentation de la vitesse augmente aussi l'autoéchauffement de la zone cisillée ce qui favorise l'augmentation de la bande blanche.

Une première série de comparaison est faite pour les éprouvettes à différentes vitesses de sollicitations (Figure III-13). Quelque soit le matériau (Ti555-3 ou Ti6Al4V), l'essai en quasi statique (10^{-2}s^{-1}), à température ambiante, ne présente aucune modification de la microstructure ni de déformation visible de la zone cisillée.

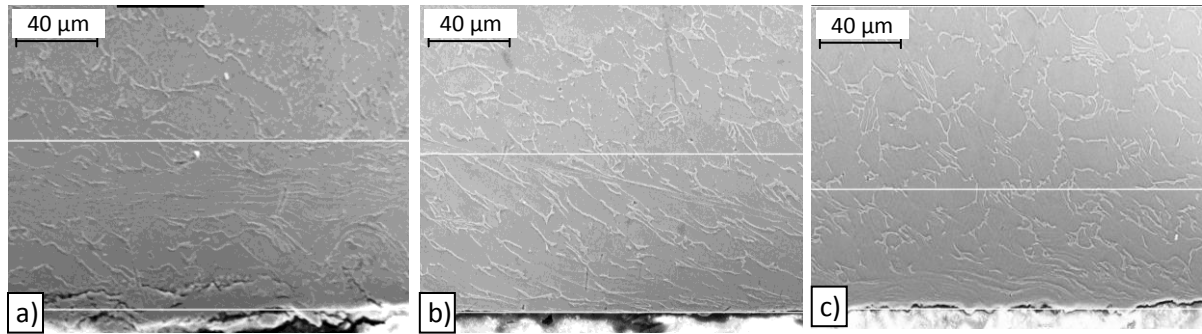


Figure III-13: Zones de cisaillement des éprouvettes chapeaux en Ti6Al4V cisailée à différentes vitesses de sollicitations a) 1 s^{-1} b) 10^2 s^{-1} c) 10^4 s^{-1}

L'augmentation de la vitesse de sollicitation (de 1 s^{-1} à 10^4 s^{-1}) provoque une localisation plus importante de la zone cisailée, en effet celle-ci passe, pour le Ti6Al4V de $100\mu\text{m}$ pour une vitesse de déformation de 1 s^{-1} à $40\mu\text{m}$ pour 10^4 s^{-1} . Pour le Ti555-3, cette bande de cisaillement est beaucoup plus localisée, elle varie de $50\mu\text{m}$ à $10\mu\text{m}$ pour la même plage de vitesse de déformation. Les largeurs des bandes cisillées dans les éprouvettes chapeaux ne sont pas identiques à celles rencontrées dans la zone de cisaillement primaire dans les copeaux. La zone cisillée est plus large dans les éprouvettes « chapeau » qu'en usinage. Au chapitre II, il a été montré que la zone cisillée en usinage était de l'ordre de $5\mu\text{m}$ pour une vitesse de coupe de 50 m/min . Cela pourrait indiquer que la localisation de la déformation est moins importante dans l'éprouvette chapeau et/ou que la vitesse de sollicitation maximale atteinte par la machine Gleeble est insuffisante par rapport aux vitesses atteintes en usinage.

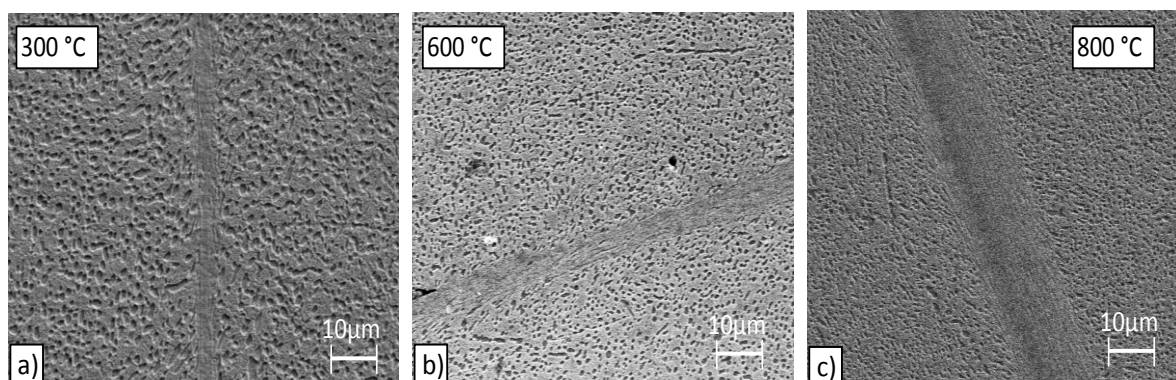


Figure III-14: Zones de cisaillement pour différentes températures a) 300 °C b) 600 °C c) 800 °C pour le Ti555-3 ($V = 0,1\text{ mm/s}$)

L'élévation de la température a pour effet d'augmenter la largeur de la zone de déformation. En effet, pour une variation de température de 20 °C à 800 °C , la zone de déformation augmente de $5\mu\text{m}$ à $20\mu\text{m}$ pour une vitesse de 1 s^{-1} . La couche blanche observée dans le Ti555-3, semble aussi s'élargir avec l'augmentation de la température. La Figure III-15 montre dans le cas du Ti555-3 qu'il existe un gradient de déformation important dans la zone

cisaillée. La déformation très importante au centre de la zone cisaillée (i.e. au niveau du bord rompu) et diminue en profondeur.

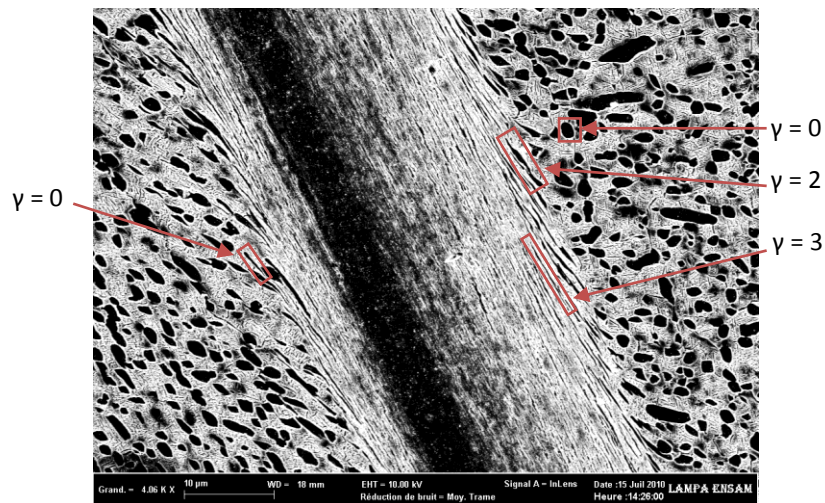


Figure III-15: Hétérogénéité de la déformation dans une zone de cisaillement pour le Ti555-3 pour une vitesse de déformation de 10^4 s^{-1} et à une température de 20°C

L'analyse complète de toutes les zones cisaillées permet de mettre en évidence le phénomène thermomécanique de l'apparition des bandes blanches. L'augmentation de la vitesse de déformation augmente la contrainte d'écoulement ce qui favorise la localisation de la déformation. Le phénomène est donc l'inverse de celui observé pour les zones blanches. En effet, avec l'augmentation de la vitesse de cisaillement la largeur de la zone déformée diminue (localisation plus importante de la déformation) et la largeur de la bande blanche s'épaissit dû sûrement à un autoéchauffement plus important.

Pour estimer le niveau d'écrouissage au voisinage de la zone cisaillée, on effectue des mesures de microdureté Vickers le long de lignes radiales au milieu de la hauteur de la zone cisaillée. Un exemple est donné en Figure III-16. La courbe obtenue présente un pic (ou un dôme) au niveau de la zone déformée. En effet, les premières mesures de dureté, en dehors de la zone cisaillée, correspondent au matériau de base. Quand les mesures parcourent la zone cisaillée la dureté augmente en fonction de l'écrouissage subi par le matériau. On peut constater qu'il existe une différence assez importante de dureté de la zone cisaillée par rapport au matériau de base de l'ordre de 70 à 150 Hv10. La largeur du pic permet d'estimer la largeur de la zone écrouie. La largeur du pic diminue quand les vitesses de sollicitations sont plus importantes, ce qui coïncide avec les observations micrographiques (Figure III-13). De plus, pour des températures plus élevées, le pic de dureté est plus large, ce qui confirme aussi les observations qui montraient une zone de déformation plus large pour les températures élevées. La dureté étant plus faible pour une température de 600°C , on peut supposer que l'écrouissage dans cette zone est moins important.

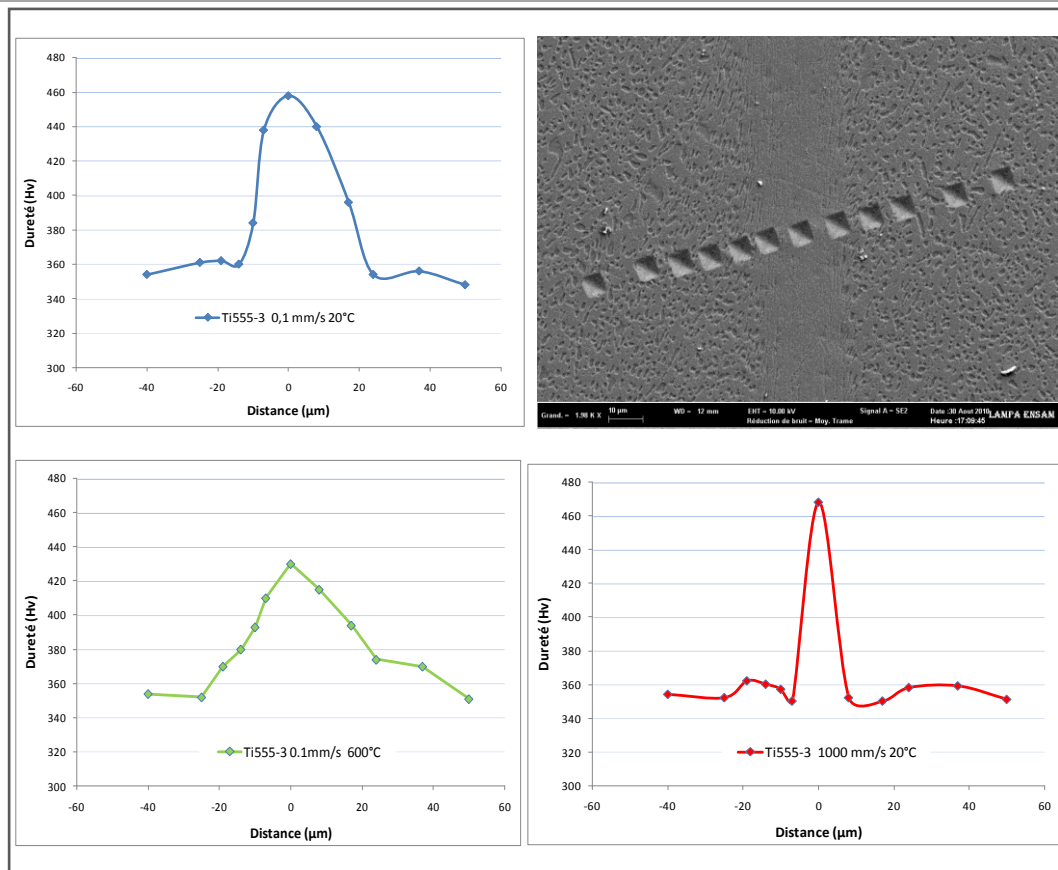


Figure III-16: Filiations de microdureté Vickers traversant la zone de cisaillement d'une éprouvette chapeau en Ti555-3

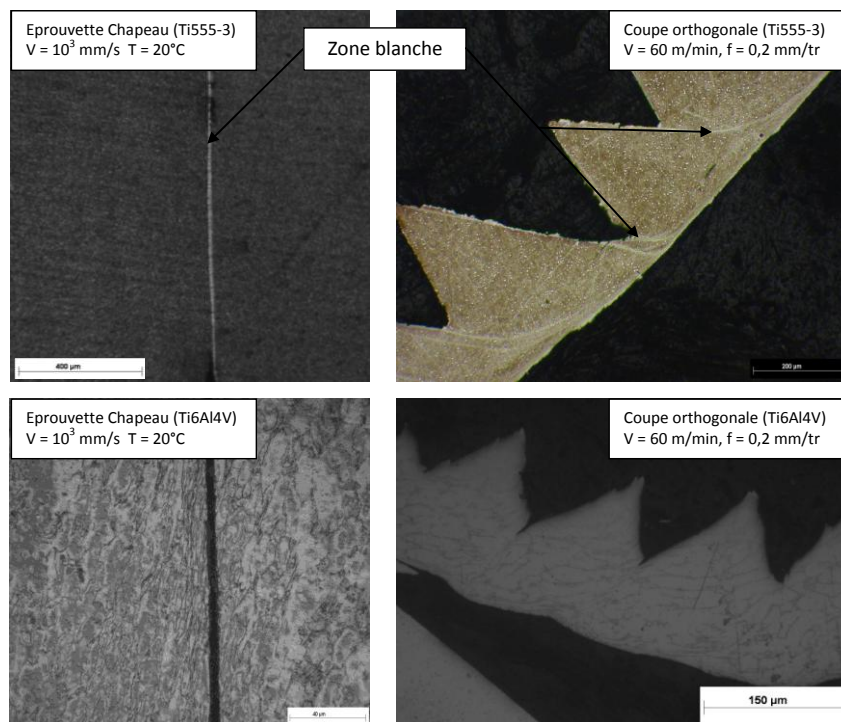


Figure III-17: Comparaison des zones de cisaillement sur une éprouvette chapeau et celle formée en usinage.

De cette analyse microstructurale des éprouvettes cisailées, on voit la formation d'une zone déformée plastiquement importante et une bande blanche plus localisée pour le Ti555-3. En comparant avec ce qu'on observe en trace de zone de cisaillement primaire sur un copeau, on peut affirmer qu'elle se rapproche de celle obtenue en cisaillement même si son épaisseur est plus importante en éprouvette chapeau. Ce résultat met en évidence l'apparition de zone blanche sans aucun effet de frottement mais par simple cisaillement dynamique.

C. Identification de la loi de comportement des deux alliages de titane

1. Lois de comportement utilisés en dynamique à chaud

La description du comportement du matériau usiné reste l'une des principales difficultés dans la simulation de la coupe. La prise en compte d'une loi de comportement pertinente est primordiale pour simuler le processus de formation de copeau. Pour décrire le comportement des matériaux en usinage, on doit prendre en compte plusieurs phénomènes comme la sensibilité à la vitesse, la sensibilité à la température, l'effet d'histoire en vitesse et température, l'érouissage ou l'adoucissement, la restauration et la recristallisation, ainsi que les effets de la texture cristallographique. Il apparaît dans la littérature une grande variété de lois de comportement permettant de tenir compte de ces effets. Le choix final est généralement réalisé en choisissant un compromis entre la pertinence de loi de comportement pour décrire tels ou tels phénomènes et sa facilité à identifier expérimentalement ces paramètres.

Plusieurs lois qui prennent en compte tout ou partie de ces phénomènes sont proposées par la suite :

- Loi de Norton Hoff :

Cette loi permet de tenir compte des effets d'érouissage, de viscoplasticité et thermique. Sa formulation est relativement simple car les trois termes multiplicatifs et les deux termes tenant compte de la déformation sont des termes en puissance. Ce modèle est fréquemment utilisé dans les simulations de déformation des matériaux métalliques à chaud ou pour décrire les phénomènes de fluage. De plus sa formulation simple ne permet pas de prendre en compte l'ensemble des comportements visqueux et les phénomènes de relaxation. Cette loi exprime la sensibilité à la vitesse par une puissance et elle s'écrit comme suit :

$$\sigma = K \varepsilon^n \dot{\varepsilon}^m \exp(-\beta T)$$

avec K une constante de matériau, n coefficient d'érouissage, m coefficient de la dépendance à la vitesse et β celui de la dépendance à la température.

- Loi de Sellars et Tegart :

Cette loi est présentée comme un modèle empirique en régime stationnaire où la contrainte d'écoulement σ ne dépend que de la vitesse de déformations $\dot{\varepsilon}$ et de la température T .

Cette loi fréquemment utilisée s'écrit sous la forme suivante :

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_1 \left(\sinh \frac{\sigma_0}{\sigma_1} \right)^p \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right)$$

p : sans dimension, constante >1 , Q : en J.mol^{-1} , énergie d'activation apparente de la déformation et R : $8,32 \text{ J.mol}^{-1}.\text{K}^{-1}$ constante molaire des gaz parfait.

Cette loi de comportement est empirique en ce qui concerne la relation entre la vitesse de déformation et la contrainte d'écoulement (sauf quand $P=1$). En revanche, la dépendance en température sous la forme d'une loi d'Arrhenius est justifiée par la théorie de l'activation thermique. Dans le domaine de la mise en forme, on l'utilisera sous la forme inversée :

$$\sigma_0 = \sigma_1 \sinh^{-1} \left[\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_1} \right)^m \exp\left(\frac{mQ}{RT}\right) \right] \quad m = \frac{1}{p}$$

La forme découplée entre la vitesse de déformation, la température et l'érouissage est une hypothèse forte sur la loi de comportement. Elle permet de faciliter l'identification mais ne permet pas prendre en compte les interactions entre les différents termes. Des modèles couplés peuvent alors être utilisés.

- Les modèles couplés :

Zhao [Zhao 1996] a montré que la forme de la partie érouissage dans la loi de Johnson Cook ne permet pas de retrouver avec précision les courbes de traction à une vitesse quasi-statique jusqu'à une vitesse élevée. Il propose alors une formulation plus performante qui met en place un découplage des effets de la vitesse et de la déformation. Elle permet une meilleure prédiction des résultats expérimentaux obtenus pour les nuances d'aciers étudiées.

$$\sigma = A + B\varepsilon_p^n + C - D\varepsilon_p^m \ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right) + E\dot{\varepsilon}^k$$

Dans ce contexte, d'autres auteurs comme Baker [Baker 2006] et Coupard et al. [Calamaz 2008] ont réalisé des simulations numériques de la formation de copeaux au cours de l'usinage. Leurs travaux consistent à proposer des modifications sur la loi de Johnson Cook de manière à ce que l'adoucissement de la contrainte dû à la température soit en compétition avec l'érouissage dû à la déformation.

Ainsi les deux modèles proposés présentent un couplage entre les effets de l'érouissage, de la vitesse de déformation et de la température.

Le modèle de Baker [Baker 2006] est :

$$\sigma = \left[A \varepsilon^{n_0 f T} \right] \left[1 + C \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] f T$$

avec

$$f T = \exp \left[- \left(\frac{T}{T_0} \right)^m \right]$$

Où A, n_0 , C, T_0 et m sont les paramètres du modèle. Cette forme utilise une fonction f qui dépend de la température. Elle permet d'atténuer de manière artificielle l'effet de l'écoulement tout en produisant un fort adoucissement de la contrainte dû à la température.

Le modèle proposé par D.Coupard [Calamaz 2008] est :

$$\sigma = \left[A + B \varepsilon_p^n \right] \left[1 + C \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] \left[1 - \left(\frac{T - T_0}{T_m - T_0} \right)^m \right] \left[D + 1 - D \tanh \left(\frac{1}{\varepsilon + \varepsilon_0} \right) \right]$$

Avec :

$$D = 1 - \left(\frac{p \varepsilon^r}{1 + p \varepsilon^r} \right) \tanh \left[\left(\frac{T - T_0}{T_{rec} - T_0} \right)^q \right]$$

Cette loi, nommée aussi TANH ajoute à la loi de Johnson Cook un terme supplémentaire qui modélise l'adoucissement en fonction de la déformation.

- Les modèles Zerrili Armstrong [Zerrili 1987] :

Le modèle de Zerrili Armstrong est très utilisé dans le cadre des études qui concernent la réponse des matériaux soumis à de fortes sollicitations dynamiques.

Inspiré très largement de la théorie régissant le mouvement des dislocations dans un matériau, il propose une expression de la contrainte d'écoulement σ en fonction de la déformation plastique équivalente, de la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$, de la température T, du diamètre moyen d'un grain l, et de la structure cristallographique du matériau étudié.

- Dans le cas d'un matériau cubique à faces centrées :

$$\sigma = C_1 + \frac{C_2}{\sqrt{D}} + C_3 \sqrt{\varepsilon} \exp \left[-C_6 T + C_7 T \ln \dot{\varepsilon} \right]$$

- Dans le cas d'un matériau cubique centré :

$$\sigma = C_1 + \frac{C_2}{\sqrt{D}} + C_5 \exp \left[-C_6 T + C_7 T \ln \dot{\varepsilon} \right] + C_4 \varepsilon^n$$

- Dans le cas d'un matériau hexagonal compact :

$$\sigma = C_1 + \frac{C_2}{\sqrt{D}} + C_3 \sqrt{\varepsilon} \exp^{-C_6 T + C_7 T \ln \dot{\varepsilon}} + C_5 \exp^{-C_6' T + C_7' T \ln \dot{\varepsilon}}$$

Ces lois dépendantes du type de maille présentent l'inconvénient d'avoir beaucoup de constantes à identifier s'il intervient un changement de phase dans la plage étudiée. Par exemple, les alliages de titane comme le Ti-6Al-4V présente deux structures cristallographiques (hexagonal centré et cubique centré) sur une plage de température de 20°C à 1000 °C, ce qui impose de déterminer huit constantes.

- Modèle de Johnson-Cook :

Johnson et Cook [Johnson 1983] ont développé une loi de comportement pour tenir compte des effets d'érouissage, de la vitesse de déformation et de la température pour des sollicitations dynamiques. Sa formulation est multiplicative ce qui facilité son identification. La contrainte d'écoulement est donnée par l'équation suivante (équation III.1).

$$\sigma = [A + B \overline{\varepsilon^p}^n] \cdot \left[1 + C \cdot \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}^p}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] \cdot \left[1 - \left(\frac{T - T_{ref}}{T_f - T_{ref}} \right)^m \right]$$

Avec σ : Contrainte d'écoulement du matériau (MPa),

$\overline{\varepsilon^p}$: Déformation plastique équivalente

$\dot{\varepsilon}^p$: Vitesse de déformation plastique équivalente (s-1)

T : Température du matériau (°K)

T_{ref} : Température de référence des essais (°K)

T_f : Température de fusion du matériau (°K)

$\dot{\varepsilon}_0$: Vitesse de déformation minimale pour la sensibilité du matériau

A : Contrainte équivalente à la limite élastique du matériau (MPa)

B et n : Coefficients liés à l'érouissage du matériau (B en MPa)

C : Coefficient de la sensibilité à la vitesse de déformation

m : Coefficient de sensibilité à la température

Cette loi est la plus utilisée pour modéliser le matériau en usinage. En effet, elle permet de prendre en compte les trois facteurs les plus influents même si leurs couplages ne sont pas pris en compte.

Nous avons retenu cette loi pour notre étude de compréhension des phénomènes lors de la formation du copeau.

2. Identification de la loi de comportement (Johnson Cook)

L'identification des paramètres de la loi de Johnson-Cook nécessite un nombre important de données expérimentales en faisant varier la température et les vitesses de sollicitations. L'un des principaux avantages de la loi de Johnson et Cook est le découplage entre les trois termes (d'écrouissage, dépendance à la vitesse de déformation et température). Il est important de remarquer que la formulation de cette loi n'est pas couplée mais que les essais expérimentaux le sont forcément. En effet, il est impossible de réaliser, du point de vue de matériau, un essai dynamique à température ambiante à cause de l'échauffement de la zone cisailée. Cette constatation influencera la démarche d'identification car il ne sera pas possible d'identifier le terme de dépendance à la vitesse de déformation sans avoir préalablement identifié celui de la dépendance à la température.

La procédure générale d'identification sera donc la suivante :

- 1) Identification des trois premiers paramètres (A , B , n) par des essais mécaniques en quasi-statiques à température ambiante.
- 2) Identification du paramètre de sensibilité à la température (m) par des essais quasi-statiques à différentes températures
- 3) Identification du paramètre de sensibilité à la vitesse de déformation (C) par des essais à différentes vitesses de déformation à température initiale ambiante.

La complexité de l'éprouvette chapeau ne permet pas de connaître directement la déformation et la contrainte au niveau de la zone utile en connaissant l'effort et le déplacement sur l'éprouvette. Nous utiliserons donc une modélisation numérique afin d'identifier les paramètres de la loi comportement. Cette méthode a été initiée par les travaux de B. Changeux [Changeux 2001] qui a mis en place une procédure d'identification par méthode inverse. Le modèle numérique permet de calculer la courbe Effort / Déplacement pour une loi de comportement donnée (jeu de paramètres fixé). Les coefficients de la loi de comportement sont alors modifiés (nouveau jeu de paramètres) jusqu'à ce que la courbe numérique Effort / Déplacement corresponde à la courbe expérimentale. La courbe Effort-Déplacement constitue donc notre critère de convergence de l'identification. Les coefficients de la loi de comportement sont modifiés de manière automatique par un algorithme d'optimisation programmé sous le logiciel Matlab.

Le code utilisé pour la modélisation est ABAQUS 6.7.1. Le schéma d'intégration est explicite compte tenu de l'existence de l'aspect dynamique de l'étude et de la facilité d'utilisation de la loi de Johnson-Cook. Le modèle prend en compte l'éprouvette comme un solide déformable et deux surfaces rigides qui représentent les mors. Le déplacement est imposé suivant une loi temporelle aux points de référence du mors mobile. Le point de référence du

mors fixe est encastré pour supprimer tous les degrés de liberté. L'effort d'écrasement de l'éprouvette est relevé au niveau du point de référence du mors mobile. En ce point, il est alors facile de connaître à tout instant le déplacement et l'effort ce qui permettra de tracer la courbe numérique Effort / Déplacement de l'essai. .

Le maillage utilisé est axisymétrique. Les éléments sont quadrilatéraux à quatre nœuds dans la zone de cisaillement (éléments CAX4RT de taille d'environ $40\mu\text{m}$). Cette zone est maillée finement afin de pouvoir visualiser la localisation des contraintes et déformations avec précision. Le reste de l'éprouvette est maillé avec des éléments triangulaires (éléments CAX3T) de taille plus importante (moyenne de $0,66\text{mm}$) pour un gain en temps de calcul.

Aucun coefficient de frottement n'a été introduit entre l'éprouvette et la surface rigide représentant les mors. Seul un contact de type 'penality' est utilisé.

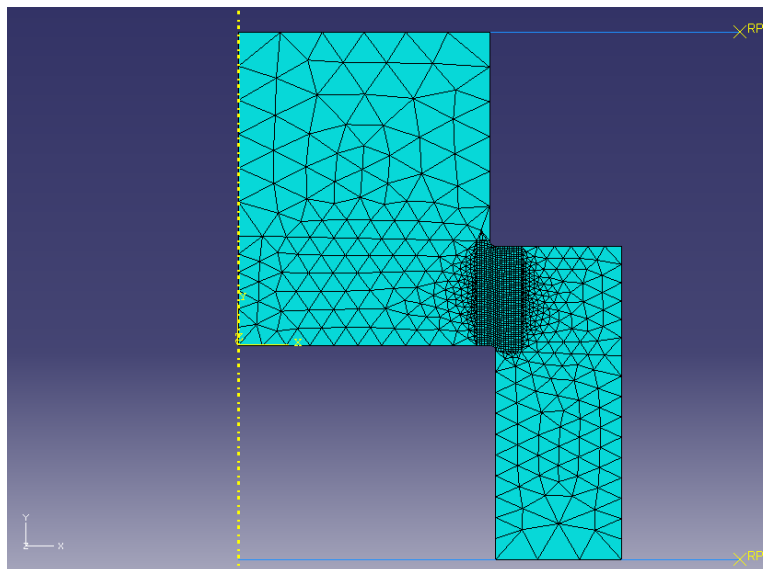


Figure III-18 : Modèle géométrique de l'éprouvette chapeau

Les données physiques ont été choisies pour les deux matériaux aux mêmes valeurs qui correspondent à celles de l'alliage Ti-6Al-4V. En effet, les données relatives à l'alliage Ti555-3 ne sont pas connues mais doit rester relativement proche de celles du TI-6Al-4V. Les valeurs sont :

Grandeur	Symbole	Ti6Al4V	Ti555-3	Unité
Masse Volumique	ρ	4,42	4,65	g.cm^{-3}
Dureté	Hv	349	354	Hv
Limite d'élasticité	$\Sigma\epsilon$	880	1174	MPa
Contraintes à la rupture	σR	950	1236	MPa
Allongement	A%	14%	6%	%
Module d'Young	E	113,8	112	GPa
Coefficient de Poisson	N	0,342	0.32	-
Température de changement de phase T β	T β	980	845	°C
Température de fusion	T f	1649	-	°C
Conductivité thermique	K	6,7	-	$\text{W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$
Capacité thermique massique	Cp	526,3	-	$\text{J.kg}^{-1}.\text{K}^{-1}$

Tableau III-3: Propriétés mécaniques et thermiques des alliages de titane.

Pour tenir compte de l'autoéchauffement, le coefficient 'Self-Heating' a été fixé à 0,9. Cette valeur est celle utilisée classiquement dans les simulations numériques, ce qui fixe à 90% de l'énergie de la déformation plastique qui se transforme en chaleur.

Le comportement du matériau est fixé par les paramètres du domaine élastique (module de Young de 112000 MPA et un coefficient de poisson de 0,32) et la loi de Johnson-Cook pour le domaine plastique. N'ayant aucune donnée bibliographique des coefficients de la loi Johnson Cook pour le Ti555-3, nous prendrons comme point de départ de l'identification pour les deux matériaux ceux donnés par L. Li [Li 2006] pour le Ti-6Al-4V.

	A (MPa)	B (MPa)	C (MPa)	n	m	$\dot{\epsilon}_0$	T $_f$ (°K)	T $_{ref}$ (°K)
[Li 2006]	968	380	0,0197	0,421	0,577	0,1	1943	293

Tableau III-4: Paramètres Point de départ pour l'identification

Comme cela a déjà été évoqué l'identification est basée sur la comparaison de la courbe Effort / Déplacement numérique avec celle expérimentale. La fonction erreur correspond à la somme des différences des deux courbes en valeur absolue pris au niveau de chaque pas de calcul. L'algorithme d'optimisation choisi dans Matlab® est la méthode de Marquadt-Levenberg.

Le schéma de la démarche d'identification est représenté ci-dessous :

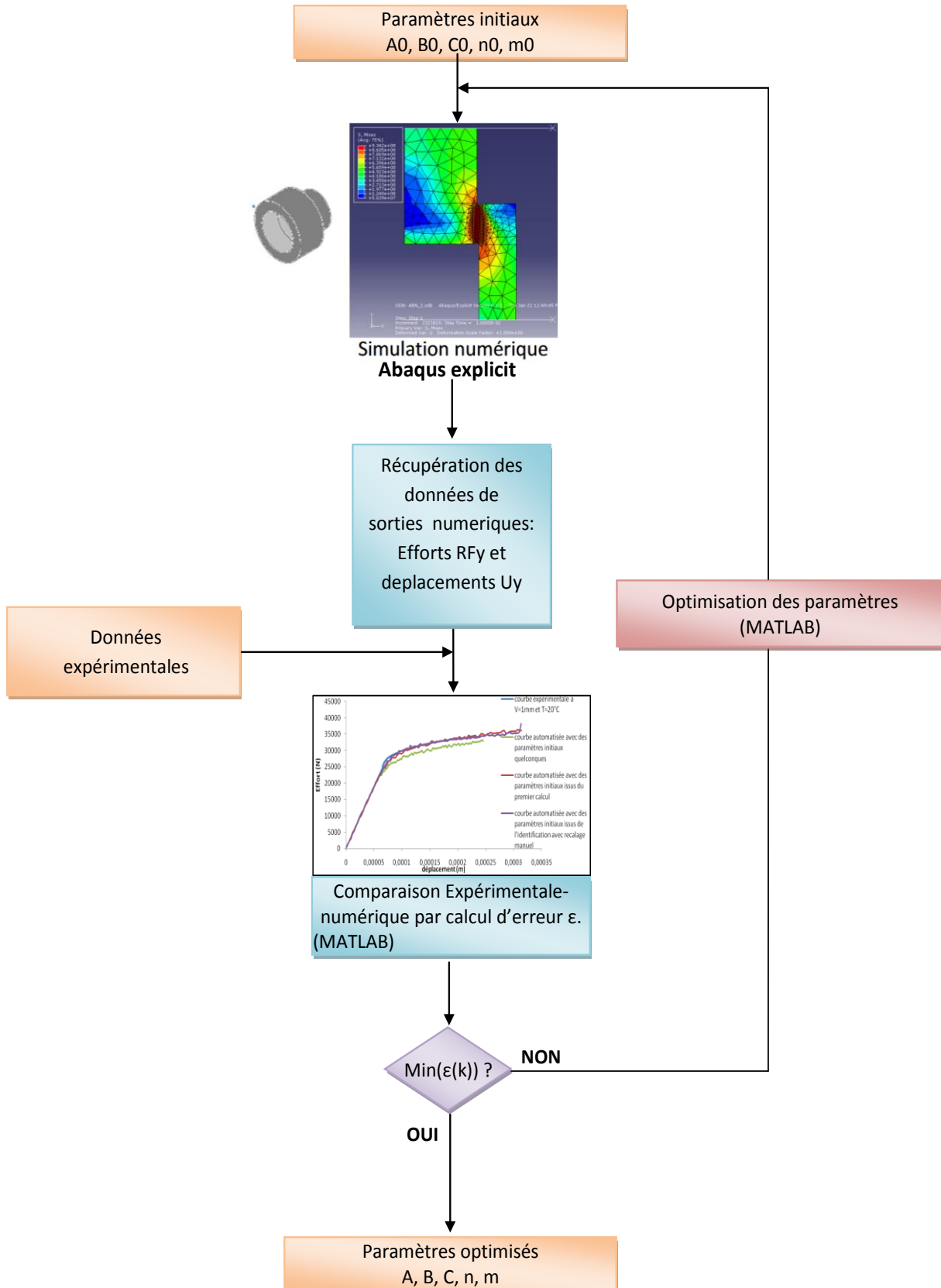


Figure III-19: Principe de la méthode inverse

La première étape consiste à identifier les paramètres d'érouissage (A, B et n) en utilisant les essais à température ambiante et à une vitesse inférieure à la vitesse seuil de déformation, $\dot{\epsilon}_0$ (Figure III-20). Les courbes obtenues montrent une bonne concordance entre les efforts calculés par la simulation et ceux obtenus expérimentalement.

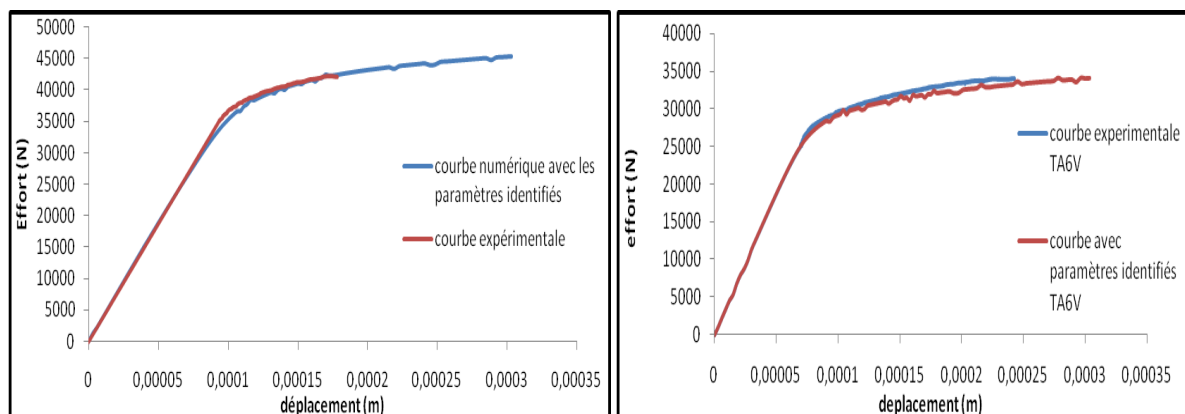


Figure III-20: courbes expérimentales corrigées et courbes numériques a) Ti555-3 et b) Ti6Al4V à température ambiante (20°C) et $\dot{\epsilon}=10 \text{ s}^{-1}$.

Les valeurs de A, B et n sont donc choisi pour chaque matériau aux valeurs suivantes :

	A (MPa)	B (MPa)	n	T_f (°K)	T_{ref} (°K)
Ti6Al4V	983	348	0,32	1943	293
Ti555-3	1175	728	0,26	1943	293

Tableau III-5: Coefficient A, B, n identifiés pour les deux matériaux

La deuxième étape est d'identifier le paramètre m à l'aide des séries d'essais à températures variables avec des essais quasi-statiques. Nous utilisons les paramètres d'érouissage déjà identifiés et optimisons le coefficient m pour chaque condition de température. Le coefficient m trouvé n'est pas identique pour chaque température. Cette constatation indique que le terme en température de la loi de Johnson-Cook ne permet pas de bien représenter le comportement du matériau en température. Les coefficients déterminés en fonction de la température sont regroupé dans le tableau suivant :

Température d'essai (°C)	300	600	800	900	1000
Ti5553	0,72	0,732	0,344		0,21
TA6V	0,966	0,943		0,23	

Tableau III-6: détermination du paramètre m pour chaque température d'essai pour les deux matériaux étudiés.

	m	Domaine de validité
Ti5553	0,726	300°C < T < 600°C
	0,277	T > 800°C
TA6V	0,95	300°C < T < 600°C
	0,43	T > 900°C

Tableau III-7 : Valeurs retenues du paramètre de sensibilité à la température

Il est possible de regrouper ces coefficients en deux plages : l'une pour les températures inférieures à 600 °C et l'autre pour les températures supérieures. Ce changement brutal du coefficient m au alentour de 600°C n'est pas illogique car cette température correspond à la température d'apparition de l'adoucissement thermique [Calamaz 2008]. Le matériau n'a donc pas le même comportement avant et après cette température de transition.

Afin d'avoir un coefficient unique nous prenons la moyenne des valeurs trouvées précédemment, soit 0,69 et 0,55 pour respectivement l'alliage Ti-6Al-4V et Ti555-3. La valeur retenue est donc un compromis qui est plus proche du comportement du matériau pour les températures inférieures à 600 °C.

La troisième étape permet d'identifier le paramètre C grâce aux résultats obtenus sur une gamme de vitesse de déformation de 1 à 10 000 s⁻¹. Dans ce cas nous n'avons pas choisi, comme pour le coefficient m, d'optimiser le coefficient C pour chaque essai et de prendre une moyenne, mais d'optimiser le coefficient C pour obtenir numériquement les bons efforts maximaux des différentes courbes. En effet, les courbes expérimentales obtenues à grande vitesse de déformation sont relativement 'courte', ce qui ne permet pas d'ajuster correctement la courbe numérique. En revanche, l'effort maximal est facilement déterminable et se prête bien à l'optimisation. De plus, il traduit bien l'évolution de l'effort du matériau qui est d'augmenter sa résistance avec la vitesse de déformation.

	A (MPa)	B (MPa)	C	n	m	$\dot{\epsilon}_0$	T _f (°K)	T _{ref} (°K)
Ti6Al4V	983	348	0,024	0,32	0,69	0,1	1943	293
Ti555-3	1175	728	0,035	0,26	0,55	0,1	1943	293

Tableau III-8: Paramètres de la loi Johnson Cook identifiés pour les deux matériaux

La loi de comportement de Johnson-Cook identifiée ne reflète pas fidèlement le comportement du matériau sur tout le domaine de sollicitation rencontré en usinage. En effet, la comparaison des courbes expérimentale et numérique sur les essais en température à une vitesse de déformation faible (Figure III-21) montre un écart non négligeable après 600 °C.

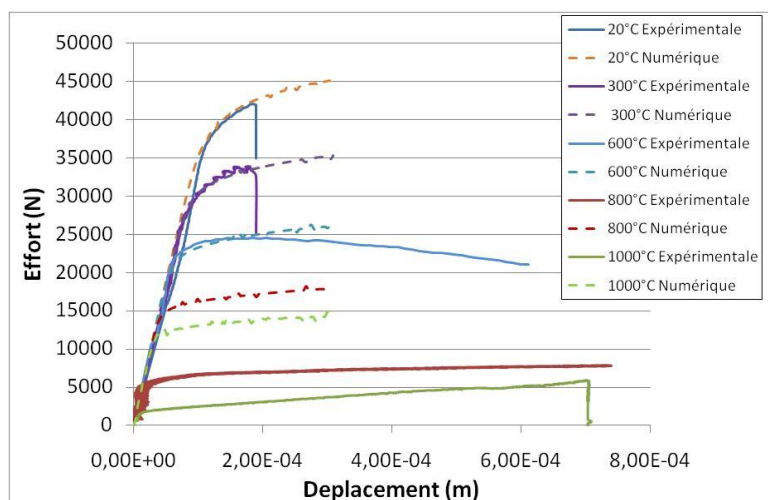


Figure III-21: Comparaison entre les essais en Température et la loi Johnson-Cook identifié pour le Ti555-3.

Cet écart est dû au choix du coefficient m qui a été fixé proche des valeurs obtenues pour les températures inférieures à 600 °C. La difficulté de trouver un jeu de paramètre pour la loi de Johnson-Cook valable sur toutes les gammes de sollicitation est réelle. Farhat Zemzemi [ZemZemi 2007] et Anis Hor [Hor 2010] dans leurs thèses réalisent le même constat lors de l'identification de la loi de Johnson-Cook. Il est possible d'améliorer les résultats obtenus en modifiant la valeur de l'exposant m en fonction de la température, ce qui reviendrait à utiliser un jeu de paramètres pour la loi de Johnson-Cook pour chaque sous parties du domaine de sollicitation rencontré en usinage.

La formulation multiplicative de cette loi ne permet qu'un effet de « zoom » par le terme en température (diminution d'un facteur en fonction de l'élévation de la température) et par le terme en vitesse de déformation (augmentation d'un facteur avec l'augmentation de la vitesse de déformation). La forme de la courbe reste inchangée. En effet, ce type de loi ne peut pas reproduire une variation de la forme de la courbe 'contrainte-déformation'. Notamment, elle ne peut pas reproduire un adoucissement car la courbe est forcément croissante. Or les essais expérimentaux montrent des formes de courbe très différentes en fonction de la température (Figure III-21).

Les simulations présentées Figure III-22 donnent le champ des contraintes de Von Mises dans l'éprouvette cisailée pour les deux matériaux étudiés (Ti555-3 et Ti6Al4V). Dans cet essai avec une vitesse de sollicitation de $V = 1$ m/s et une température de $T^{\circ} = 25^{\circ}\text{C}$, on observe la présence d'une zone morte (couleur bleue) en cœur de l'éprouvette et à droite de la zone cisailée. Aucune déformation du cylindre supérieur n'est observée ce qui coïncide avec les observations expérimentales où l'on ne trouvait aucune trace d'activité plastique.

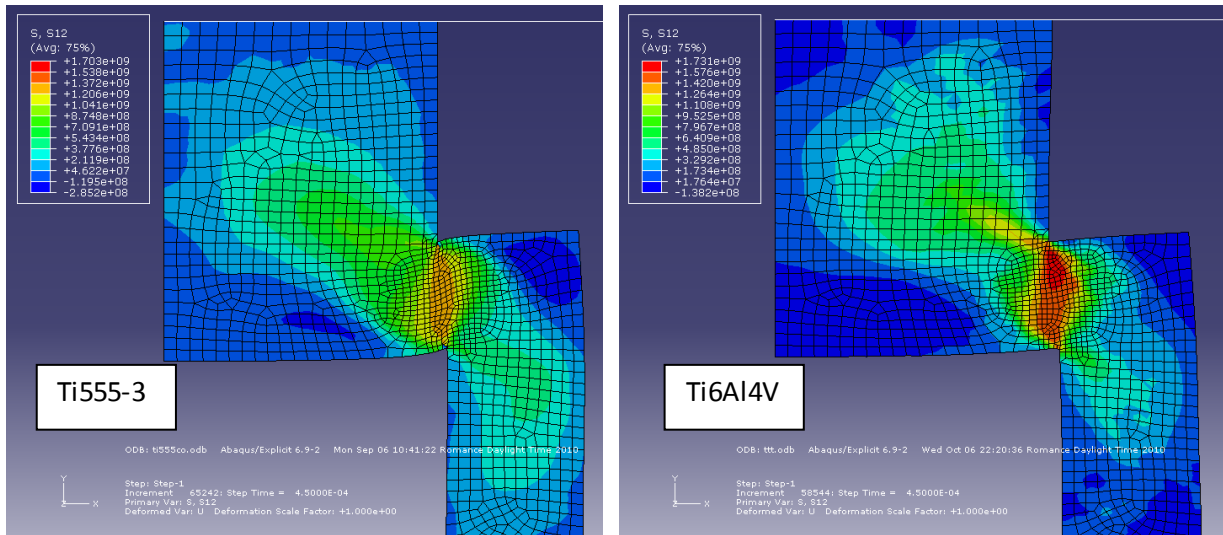


Figure III-22: Contraintes de cisaillement S_{12} pour les deux matériaux Ti6Al4V et Ti555-3 pour un essai de 25 °C et avec une vitesse de sollicitation de 1 m/s.

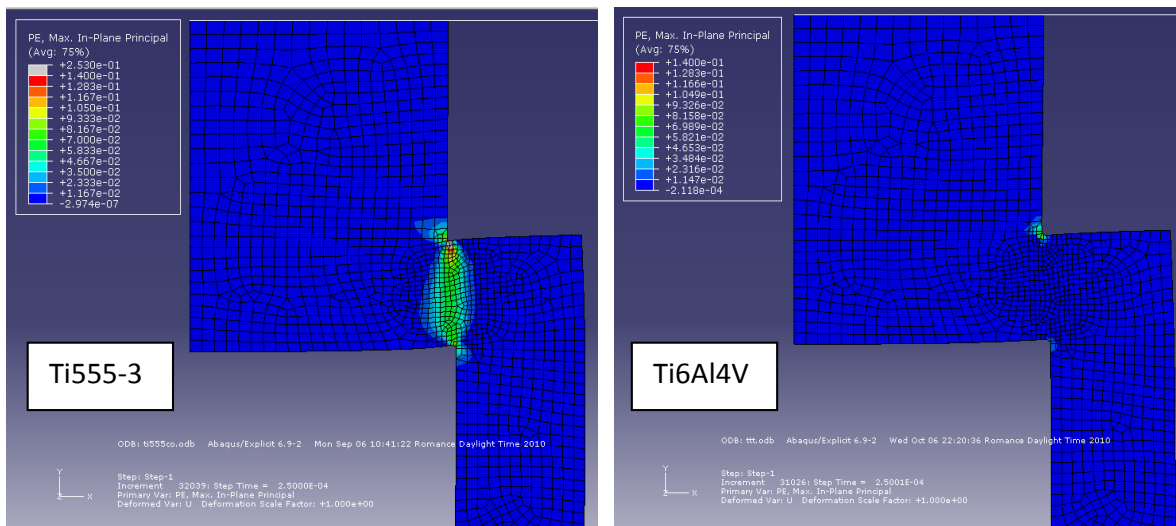


Figure III-23: Contraintes de Von Mises pour les deux matériaux Ti6Al4V et Ti555-3 pour un essai de 25 °C et avec une vitesse de sollicitation de 1 m/s.

Ces résultats montrent que la contrainte au niveau de la zone de localisation est différente selon le type de matériaux. Pour un déplacement identique, on constate que la contrainte dans le Ti6Al4V est plus importante que pour le Ti555-3. De plus, dans les deux cas, on observe une concentration de contrainte au niveau du congé de raccordement qui explique les amorces de fissure que l'on observe expérimentalement à cet endroit. La bande déformée du Ti555-3 est moins large que celle du Ti6Al4V. L'analyse métallographique des éprouvettes faites précédemment confirme cette constatation.

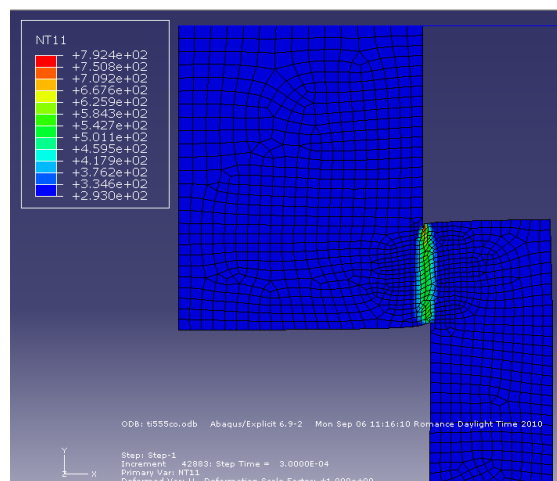


Figure III-24: Champs de température dans l'éprouvette pour un essai à 1m/s

La variation de température enregistrée pour un essai à 1 m/s est de l'ordre de 400°C à 500°C (Figure III-24), ce qui est de l'ordre des températures observées en Z1 pendant la coupe. Cette élévation de température, ne saurait être mesurée expérimentalement. Notons aussi que la vitesse de chauffage dépasse les 10^5 °C/s, ce qui s'approche des valeurs estimées en usinage. L'autoéchauffement n'est pas négligeable pour des vitesses de déformation importante, ce qui conforte le fait de déterminer le terme en température de la loi de comportement avant le terme en vitesse de déformation.

3. Conclusion sur l'identification de la loi de comportement

Les essais ont montré que l'alliage de titane est sensible à l'écrouissage, à l'adoucissement thermique et à la viscosité. La sensibilité de chaque terme est mise en évidence par les essais de cisaillement sur la machine Gleeble. L'utilisation des éprouvettes « chapeau » a permis de reproduire les champs de déformation très localisés proches de ceux observés en usinage. Les bandes blanches observées en coupe sur le Ti555-3 sont retrouvées dans les zones de cisaillement des éprouvettes « chapeau ». Une localisation accentuée combinée à une montée de température importante et rapide provoque l'apparition de ces couches blanches.

Les phénomènes qui interviennent pendant la coupe sont complexes et très délicats à appréhender. 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. Les lois de comportement doivent être choisies suffisamment évoluées pour prévoir les différents phénomènes à reproduire mais pas assez simple pour éviter une identification trop complexe. La loi de Johnson-Cook présente un bon compromis car elle permet de prendre en compte les principaux comportements du matériau et elle reste relativement facile à identifier. Elle est d'ailleurs très utilisée dans la simulation d'usinage. Or il a été montré que cette loi ne permet pas de bien reproduire fidèlement la réponse du

matériau sur toute la plage de sollicitation. Néanmoins cette loi a été utilisée pour la modélisation de l'usinage. Le comportement global du matériau sera correct mais les valeurs quantitatives pourront être sujettes à caution.

D. Compréhension des phénomènes rencontrés en usinage

La compréhension des phénomènes rencontrés en usinage passe par la connaissance des champs locaux. Pour cela, il est indispensable de mettre en place une simulation numérique de la coupe.

1. Modélisation mise en place

La modélisation de la coupe conventionnelle a été exécutée sur le logiciel Abaqus/Explicit dans sa version 6.7. La Figure III-25 montre une représentation schématique du modèle. Des éléments quadrilatères de type CPE4RT ont été utilisés dans un calcul dynamique avec un couplage thermomécanique. On suppose que l'avance est beaucoup plus faible que la largeur des paliers pour pouvoir supposer une condition de déformation plane. La pièce est partitionnée en deux parties afin d'affiner le maillage dans la zone qui formera le copeau : la pièce ($10\ \mu\text{m} \times 10\ \mu\text{m}$) et le copeau ($2\ \mu\text{m} \times 2\ \mu\text{m}$).

Les propriétés de contact sont définies de type mécanique et thermique. Pour les propriétés mécaniques, nous avons choisi un modèle de frottement de Coulomb. Pour les propriétés thermiques, nous avons choisi de tenir compte de l'échauffement par frottement avec un coefficient de conversion de l'énergie de frottement sous forme de chaleur égal à 1, et une répartition 50/50 de cette énergie entre la surface maîtresse (outil) et surface esclave (pièce). L'outil est considéré rigide avec une géométrie identique à celle expérimentale. L'angle de coupe γ est choisi égale à 5° et l'angle de dépouille est de 7° conformément à l'outil expérimental.

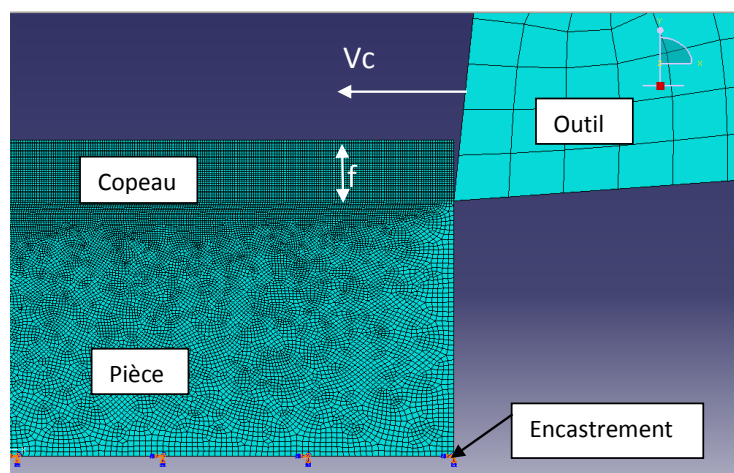


Figure III-25: Modèle utilisé pour la simulation de la coupe

La loi de comportement des matériaux adoptée est celle étudiée au paragraphe précédent avec les paramètres identifiés que l'on rappelle dans le tableau suivant.

	A (MPa)	B (MPa)	C	n	m	$\dot{\varepsilon}_0$	T_f (°K)	T_{ref} (°K)
Ti6Al4V	983	348	0,024	0,32	0,69	0,1	1943	293
Ti555-3	1175	728	0,035	0,26	0,55	0,1	1943	293

Tableau III-9: Paramètres de la loi Johnson Cook identifiés sur les éprouvettes "chapeau" pour les deux matériaux

La formation du copeau présente des phénomènes d'instabilités qui apparaissent géométriquement par le festonnement du copeau voir par son fractionnement régulier. Cette instabilité vient de l'endommagement du matériau. Pour reproduire ce phénomène, une loi d'endommagement a été utilisée. La loi d'endommagement choisie est celle de Johnson et Cook [Johnson 1985] qui est utilisée comme critère de rupture ductile. Cette loi est un modèle cumulatif de la variable d'endommagement (D), fonction de l'incrément de déformation plastique équivalente cumulée et d'une déformation plastique équivalente à la rupture.

$$D = \sum \frac{\Delta \varepsilon_{eq}^p}{\varepsilon_{eq}^p f}$$

Cette variable d'endommagement est calculée à chaque incrément de temps et pour chaque élément du maillage. La rupture est donc obtenue par élimination d'éléments lorsque cette variable atteint une valeur égale à l'unité qui représente la phase de rupture. Ce modèle permet de prendre en compte l'évolution de la déformation plastique équivalente à la rupture au cours du processus; pour des valeurs actualisées de taux de triaxialité, de vitesse de déformation et de température.

$$\varepsilon_{eq}^p f = [D_1 + D_2 \exp(D_3 \sigma^*)] \cdot [1 + D_4 \ln \dot{\varepsilon}^{p*}]$$

Les paramètres matériaux (D1, D2, D3, D4, D5) de la loi d'endommagement de Johnson et Cook sont, comme pour la loi de comportement, identifiable à partir de tests expérimentaux et numériques, détaillés dans [Johnson 1985]. Le découplage des influences du taux de triaxialité, de la vitesse de déformation et de la température permet d'identifier chacune des constantes séparément par des tests spécifiques. Dans les simulations réalisées par la suite, les valeurs utilisées pour D1, D2 et D3, D4 et D5 sont celles déterminées, pour l'alliage de titane Ti6Al4V par [Kay 2003], suivant la même procédure que celle proposée par Johnson et Cook. L'ensemble des constantes est présenté dans la table III.2.

	D1	D2	D3	D4	D5
Endommagement	-0.09	0.27	0.48	0.014	3.870

Tableau III-10 : Paramètres de la loi d'endommagement (D1, D2, D3, D4, D5) [Kay 2003].

L'étape suivante est l'évolution du dommage. Il est à noter que lorsqu'un dommage apparaît la loi de comportement ne représente plus le comportement du matériau (Figure III-26). La loi d'évolution du dommage peut être spécifiée en termes de déplacement plastique équivalent \bar{u} ou en terme d'énergie de dissipation à la rupture G_f . [Mabrouki 2008].

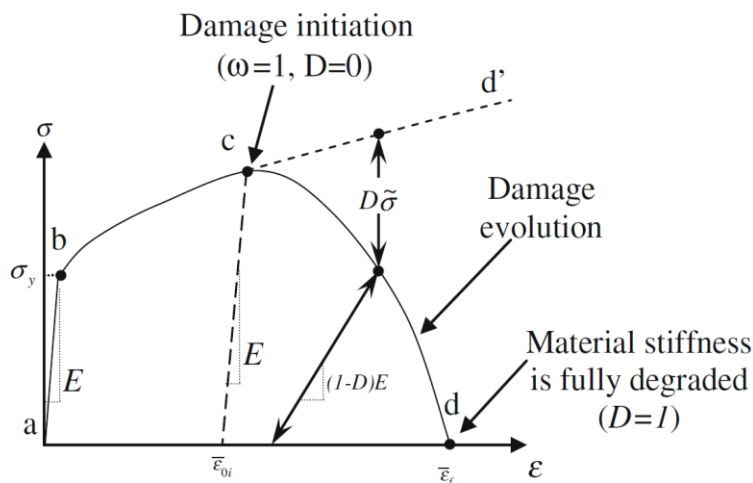


Figure III-26: Courbe contrainte-déformation avec endommagement progressif

Cette loi d'évolution du dommage décrit le taux de dégradation de la raideur du matériau une fois que le critère d'initiation est atteint. Il peut être de forme linéaire ou exponentielle. La forme linéaire sera utilisée dans la partition pièce et définit par :

$$D = \frac{L\bar{\epsilon}}{\bar{u}_f} = \frac{\bar{u}}{\bar{u}_f}$$

Où le déplacement plastique équivalent à la rupture est définit par

$$\bar{u}_f = \frac{2G_f}{\sigma_y}$$

La forme exponentielle, utilisée dans le copeau, a pour équation :

$$D = 1 - e^{-\int_0^{\bar{u}} \frac{\bar{\sigma}}{G_f} d\bar{u}}$$

2. Validation de la simulation.

Les modélisations ont été validées à l'aide des essais expérimentaux présentés en chapitre 2. La comparaison des résultats a été réalisée sur l'effort de coupe et la forme du copeau. Afin de compléter cette simulation, nous avons testé plusieurs coefficients de frottement ; le meilleur coefficient sera celui qui donnera un effort de coupe le plus proche des essais expérimentaux. Les résultats des simulations sont présentés dans le tableau suivant. Les paramètres de coupe sont fixés à une vitesse de 60 m/min et une avance de 0,15 mm/tr.

	Exp	$\mu=0,1$	$\mu=0,15$	$\mu=0,2$	$\mu=0,25$	$\mu=0,3$
Ft	1380	845	1132	1362	1487	1652
Fr	890	460	520	630	836	905

Tableau III-11: Valeurs des composantes d'efforts simulés en fonction du coefficient de frottement

On trouve ainsi une bonne prédiction de l'effort de coupe malgré une sous estimation de l'effort radial.

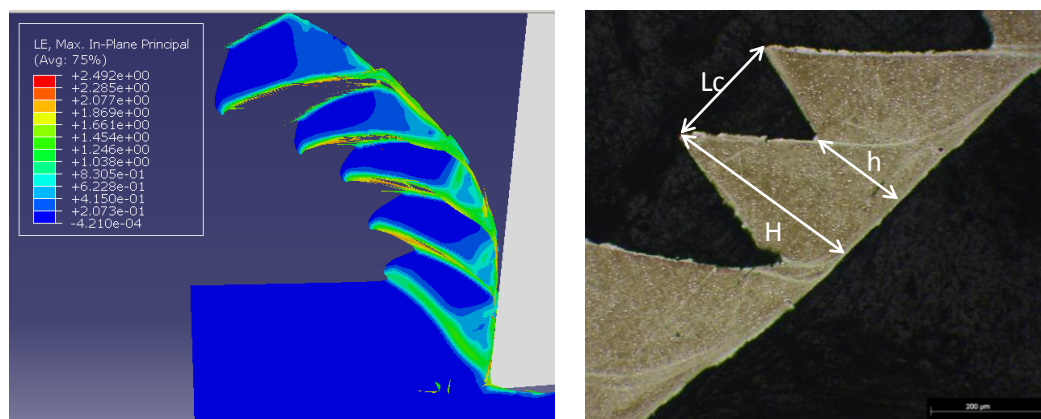


Figure III-27: Comparaison d'un copeau simulé et expérimental pour $V_c=60$ m/min et $f=0,3$ mm/tr

La Figure III-27 montre la comparaison entre un copeau expérimental et numérique aux conditions $V_c = 60$ m/min et $f = 0,3$ mm/tr. La comparaison se fait sur la hauteur de crête H_c , la hauteur des vallées h_v et le pas des festons L_c . Le tableau ci-dessous présente les résultats de cette comparaison. On remarque que la simulation prédit bien les caractéristiques du copeau mais prédit très mal la hauteur de vallée.

$V_c = 60$ m/min, $f=0,3$ mm/tr	L_c (μm)	H_c (μm)	h_v (μm)	F_c (N)
Expérimentale	193	298	150	1753
Numérique	187	304	105	1769

Tableau III-12: Comparaison des paramètres copeaux simulés et expérimentaux

Les résultats obtenus en termes de prédiction de l'effort de coupe ou de géométrie du copeau sont satisfaisants. La simulation est donc validée.

3. Influence des paramètres de coupe sur la formation du copeau

Nous présentons dans ce paragraphe un aperçu des résultats des simulations numériques. Nous nous attacherons particulièrement aux efforts de coupe, aux températures et au profil général du copeau.

a) Influence de la vitesse de coupe sur les efforts expérimentaux et numériques

Nous avons confronté nos simulations avec les résultats expérimentaux présentés en chapitre II. Cette confrontation est présentée dans les graphiques suivants, elle montre l'évolution des efforts numérique et expérimentaux avec la vitesse de coupe (Figure III-28)

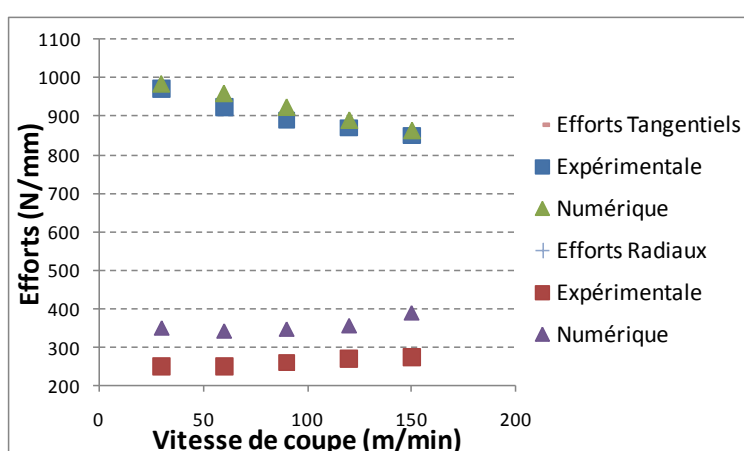


Figure III-28: Evolution des efforts numériques et expérimentaux en fonction de la vitesse de coupe

Ce graphique montre une excellente prédiction de l'effort tangential par la simulation numérique. Pour les cinq simulations, l'erreur reste inférieure à 5%. L'effort radial reste quand a lui toujours sous-estimé d'une erreur de l'ordre de 30%.

b) Influence de l'avance sur les efforts expérimentaux et numériques

Le deuxième graphique montre une mauvaise prédiction des efforts avec l'avance, a part pour une avance inférieure à 0,15 mm/tr. L'erreur sur cet effort pour les deux avances extrêmes ($f = 0,1$ mm/tr et $f = 0,3$ mm/tr) est de l'ordre de 27%. Néanmoins l'évolution des efforts numérique avec l'avance représente bien son augmentation avec celle de l'avance que nous avons remarqué en partie II.

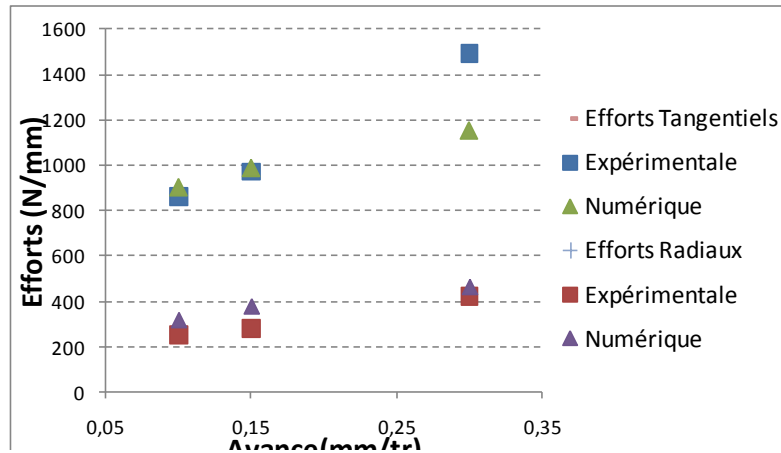


Figure III-29: Evolution des efforts numériques et expérimentaux en fonction de la vitesse de coupe

c) Influence de la vitesse de coupe sur la géométrie du copeau

Suivant les conditions de coupe, différents types de bandes de déformation sont observés. Pour différentes vitesses de coupe, le copeau obtenu est, en général très régulier, avec un cisaillement net et une périodicité aisément identifiable. On observe effectivement que, pour une même avance, la fréquence de cisaillement est plus grande lorsque V_c augmente. On passe de 8 festons sur 1mm usiné pour une vitesse de 30 m/min à 10 festons pour une vitesse de 90 m/min. De plus quand la vitesse de coupe augmente, le copeau évolue d'un type continu vers un copeau segmenté, ce qui est conforme aux constatations expérimentales. Trois résultats sont présentés ci-dessous, avec des vitesses de coupe de 30 m/min, 60 m/min, 90 m/min. l'avance est de 0,15 mm/tr.

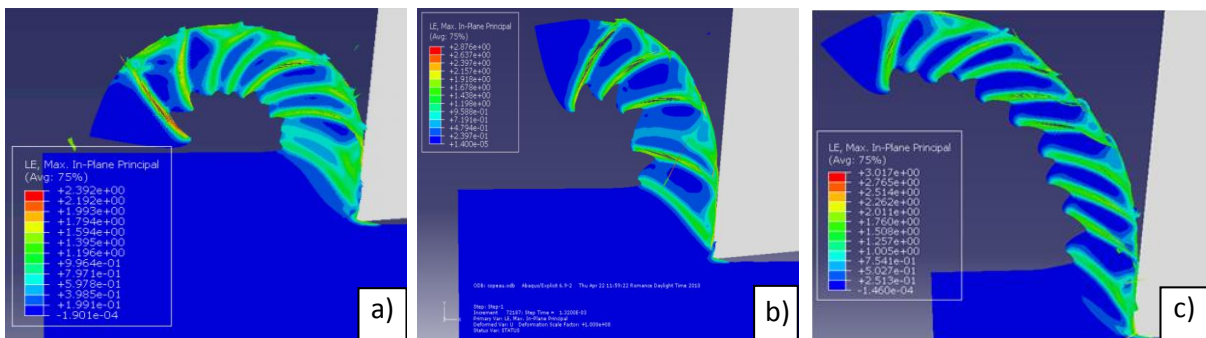


Figure III-30: Influence de la vitesse de coupe sur la forme du copeau: a) 30 m/min, b) 50 m/min, c) 90 m/min

d) Influence de l'avance sur la géométrie du copeau

L'avance de l'outil joue un rôle similaire à celui de la vitesse de coupe. Plus l'avance est importante, plus les phénomènes de localisation de la déformation sont accentués. La Figure III-31 montre l'évolution du type de copeau obtenu quand f passe de 0,05 à 0,3mm pour une vitesse de coupe de 60 m/min. Pour une avance de 0,05 mm/tr, le copeau formé est de type continu. La déformation plastique équivalente est de 1,1 en moyenne dans le copeau et de

1,5 le long de la face de l'outil. Quand l'avance augmente, la déformation dans la zone de cisaillement secondaire augmente pour atteindre 1,8 dans le cas $f = 0,3$ mm/tr. En revanche, la morphologie du copeau passe du type continu à un type fragmenté. La déformation dans la zone de cisaillement primaire devient alors cyclique. En accord aux observations expérimentales, on observe dans le copeau des zones où les déformations sont plus importantes (zone de cisaillement) et des zones mortes où la microstructure du matériau ne change pas. Le maximum de déformation est de l'ordre de 2,5 et le minimum d'environ 0,1 dans les festons.

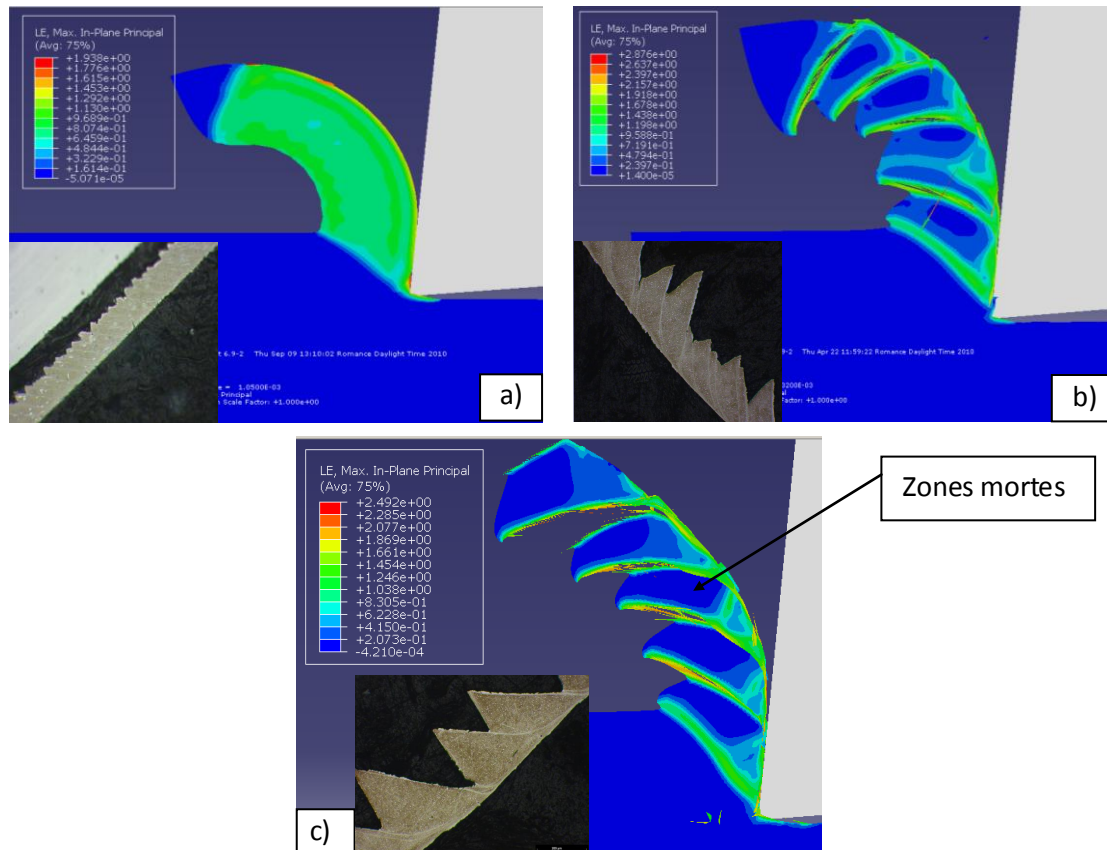


Figure III-31: Influence de l'avance sur la forme du copeau numérique : a) 0,05 mm/tr, b) 0,15 mm/tr, 0,3 mm/tr

e) Influence des paramètres sur les températures

L'élévation de la température dans le copeau est la conséquence directe du travail plastique fourni dans la zone de cisaillement primaire et du frottement copeau / outil. Elle doit donc être d'autant plus élevée que la déformation plastique moyenne est élevée et que la contrainte d'écoulement est forte [Lesourd 1996]. La valeur de température atteinte dans le copeau est également un paramètre important pour évaluer la température au niveau de l'outil. Pour une vitesse de 60 m/min et une avance de 0,15 mm/tr, la température dans le copeau se situe aux environs de 760°C dans la zone de cisaillement primaire et de 1000°C

dans la zone secondaire. Conformément aux observations effectuées en partie II, la température maximale n'est pas atteinte en pointe d'outil mais environ au milieu de la zone de contact outil / copeau.

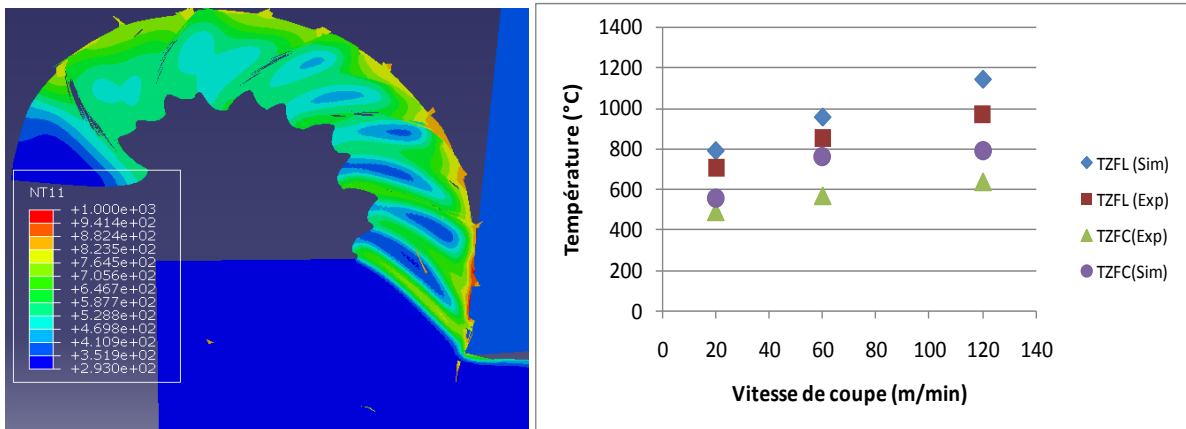


Figure III-32: Comparaison des températures de coupe expérimentales et numériques.

Quant au niveau de température, on observe une évolution cohérente avec les observations expérimentales même si les valeurs sont surestimées par la simulation. La température atteinte dans le copeau est d'autant plus grande que la vitesse de coupe et l'avance augmentent.

f) Comparaison Ti6Al4V et Ti555-3

Lors de la définition du matériau, la seule différence entre le Ti555-3 et Ti6Al4V réside dans les coefficients de la loi Johnson-Cook (les autres propriétés restent identiques). Le manque de données expérimentales sur le Ti555-3 nous a obligé de procéder ainsi.

	A (MPa)	B (MPa)	C (MPa)	n	m	$\dot{\epsilon}_0$	T_f (°K)	T_{ref} (°K)
Ti6Al4V	983	348	0,024	0.32	0,69	0.1	1943	293
Ti555-3	1175	728	0.035	0.26	0.55	0.1	1943	293

Tableau III-13: Coefficients de la loi Johnson-Cook utilisés pour les simulations.

La Figure III-33, montre que les coefficients de la loi jouent un rôle important sur les valeurs des efforts de coupe. Néanmoins, les valeurs numériques sont en concordance avec les essais expérimentaux.

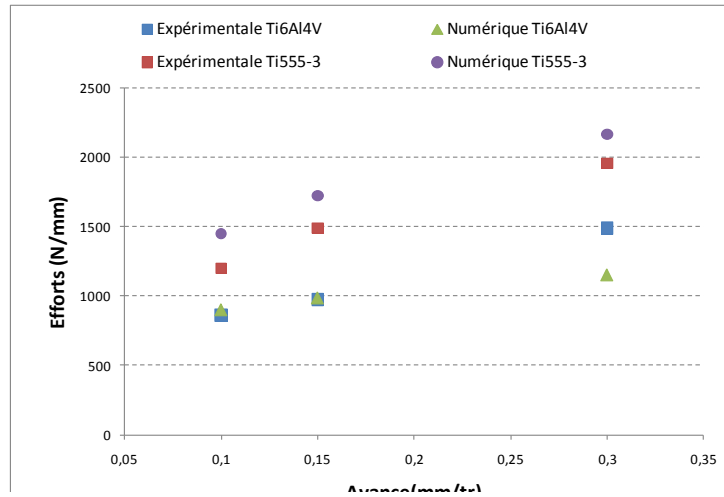


Figure III-33: Influence de loi Johnson-Cook sur les efforts de coupe

La figure suivante présente la cartographie de température numérique pour les deux matériaux. On observe des températures supérieures de 300°C, au niveau de l'interface outil copeau, pour le Ti555-3 par rapport au Ti6Al4V, ce qui coïncide avec les résultats expérimentaux observés précédemment. La température dans la zone de cisaillement primaire est aussi supérieure. Ces observations peuvent s'expliquer simplement par le fait qu'une augmentation des paramètres A et B de la loi va engendrer une augmentation de la contrainte d'écoulement et donc de l'énergie de déformation plastique défini par $\sigma \cdot \epsilon$.

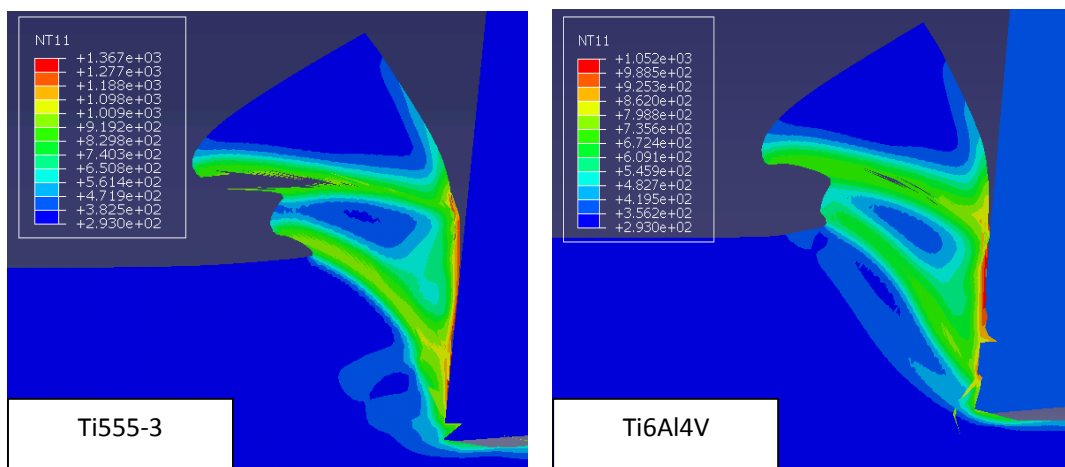


Figure III-34: Comparaison de la Température simulé pour les deux matériaux

En revanche, les coefficients de la loi de Johnson-Cook influent très peu sur la fréquence de cisaillement. Sur une longueur usinée de 1 mm, on observe 10 festons pour le Ti6Al4V alors que celui pour le Ti555-3 est de 12.

Nous sommes très loin de la différence observée expérimentalement au chapitre II. Cela est peut être du au fait que ce sont les mêmes coefficients de la loi d'endommagement de Johnson-Cook qui régie le phénomène de festonnage.

g) Formation d'une bande de cisaillement adiabatique

Nous allons, ici, décrire la formation d'une bande de cisaillement d'un point de vue numérique. Elle est représentée par trois phases différentes : l'initiation, la propagation et l'évolution. Les simulations sont confrontées à des corrélations d'images dont le principe est présenté en annexes.

Première phase : initiation

Au début de l'usinage de la pièce, la matière arrive sur la face de coupe. Une forte déformation apparaît alors qui provoque un échauffement situé à la pointe de l'outil. Cette élévation locale de température induit un adoucissement thermique de cette zone. En effet les déformations atteignent des valeurs importantes au niveau du bec de l'outil, de l'ordre de l'unité, pour une vitesse de 60m/min et la température s'élève à environ 700 °C.

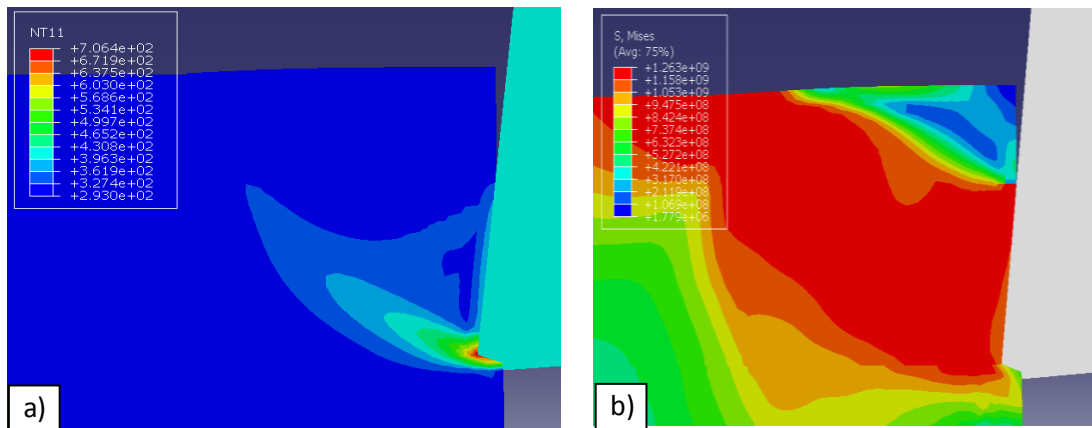


Figure III-35: Température a) et contrainte de Von Mises b) en phase d'initiation

La bande de cisaillement primaire devient le siège d'une source thermique mobile responsable de l'échauffement et de l'adoucissement de la matière avoisinante.

Ce phénomène d'initiation est visible expérimentalement en réalisant des mesures de déformation dans la zone de coupe par corrélation d'images (Figure III-36).

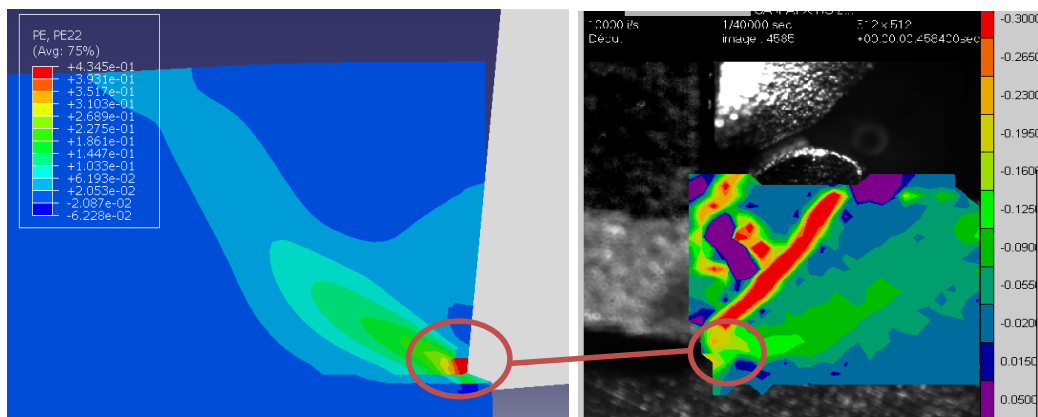


Figure III-36: déformation ϵ_{22} numérique et déterminé par DIC en phase d'initiation

Seconde phase : Phase de formation

Au fur et à mesure que l'outil avance, la bande de déformation se forme en se propageant de la pointe de l'outil vers la surface de la pièce. La localisation de la déformation est alors clairement visible et la température au sein de cette bande augmente considérablement jusqu'à dépasser le transus $T\beta$ du Ti555-3. Cette augmentation de température engendre une forte diminution de la contrainte d'écoulement favorisant le glissement des deux bords de cette zone. Un feston est alors en formation. Cet échauffement intense siège principalement dans la bande de cisaillement primaire puisqu'elle concentre la majeure partie du travail mécanique. Une deuxième zone d'échauffement commence à apparaître suite aux niveaux du frottement copeau / outil.

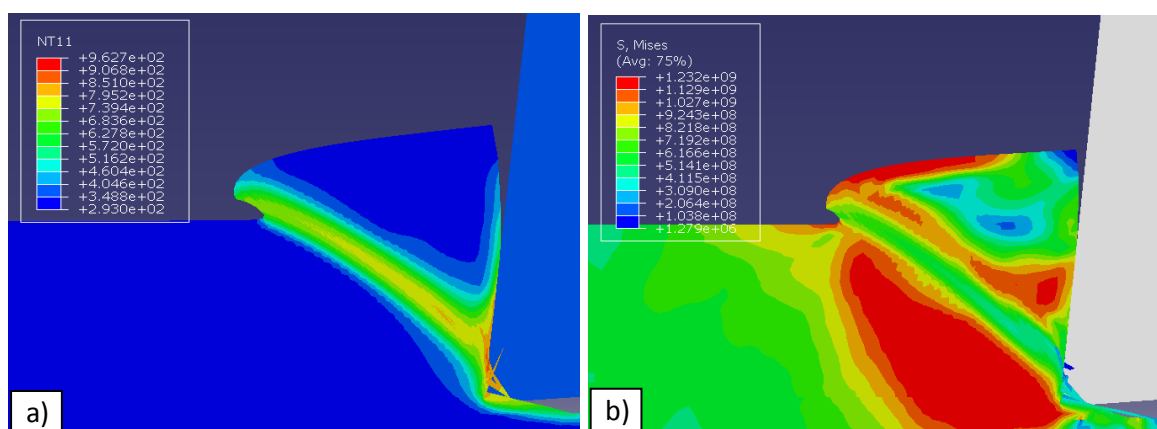


Figure III-37: Température a) et contrainte de Von Mises b) en phase de formation

La courbure de la bande de cisaillement, initialement concave s'incurve pour devenir convexe. Ce phénomène a aussi été observé par M. Calamaz [Calamaz 2008].

Du fait des grandes vitesses de déformation et de la mauvaise conduction du titane, la température n'a pas le temps de diffuser. Elle est donc localisée sur une très faible épaisseur (une dizaine de microns).

Dans cette zone étroite, les niveaux de déformation observés sont élevés par rapport au reste du feston. Au cours de l'opération, on constate que l'angle de la bande de cisaillement augmente au cours du temps. On passe d'un angle de cisaillement très grand pendant l'initiation à un angle plus faible.

Ce phénomène de formation de la bande de cisaillement à partir de la pointe de l'outil jusqu'à la surface usinée est aussi visible expérimentalement comme le montre la figure suivante.

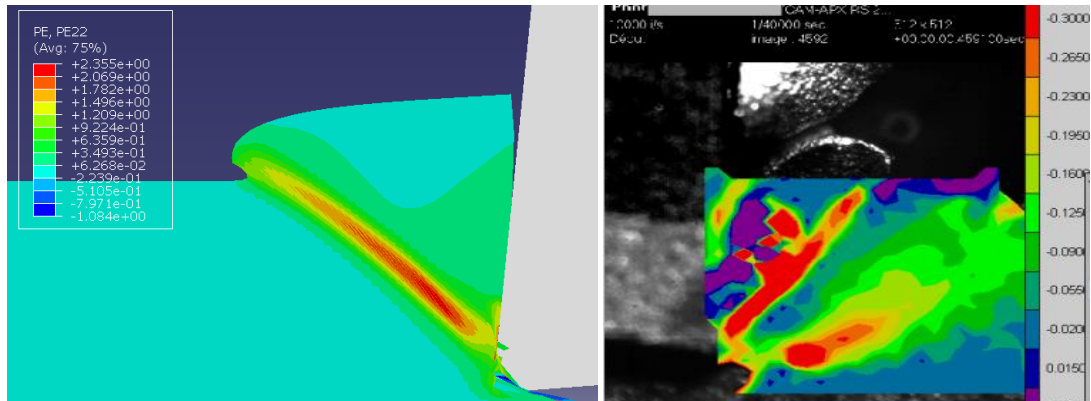


Figure III-38: déformation ϵ_{22} numérique et déterminé par DIC en phase de formation

Troisième de phase : Propagation

A mesure que l'outil avance, le feston qui vient de se former s'évacue avec un fort dégagement de chaleur au niveau de la zone de frottement contre l'outil. Cette évacuation s'accompagne d'une très faible déformation, c'est-à-dire que le feston ne fait pratiquement plus que glisser contre la face de coupe comme un corps rigide. La matière de la pièce recommence alors à s'accumuler sur l'outil.

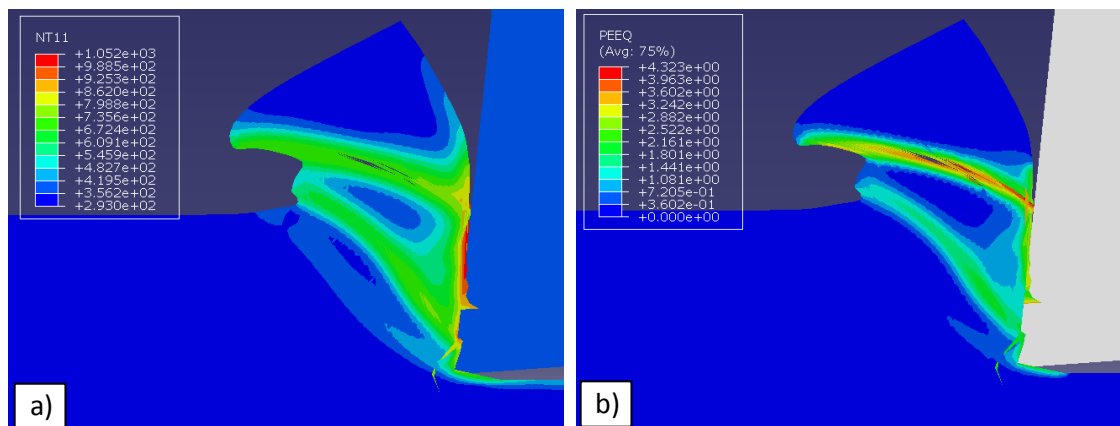


Figure III-39: Température a) et déformation équivalente b) en phase de propagation

Lorsqu'une bande s'est formée, et que le feston s'évacue, une deuxième bande se reforme en s'initiant en pointe d'outil. Le processus détaillé précédemment conduit à la formation d'une nouvelle bande et ainsi de suite se qui crée les festons.

Il est intéressant de remarquer que la deuxième bande formée à une courbure plus importante. De plus, l'angle de cisaillement augmente légèrement entre la première bande et la suivante. Cela est sûrement dû à la formation de la première qui a engendré un échauffement du matériau. Le matériau ainsi chauffé est plus ductile ce qui favorise la formation de cette nouvelle bande.

E. Conclusion

Des essais sur une large gamme de vitesse et de température ont montré que ces matériaux sont sensibles à l'écroûissage, à l'adoucissement thermique et à la viscosité. L'utilisation des éprouvettes dites « chapeau » a permis de réaliser des déformations dans la zone de cisaillement proches de celles observées en coupe. Les essais ont mis en évidence l'apparition de zones blanches pour l'alliage Ti555-3, contrairement à l'alliage Ti6AL4V. Les vitesses de déformations élevées induisent une élévation de température dans la zone de cisaillement de plusieurs centaines de degrés. Dans le Ti555-3, la formation et l'intensité des bandes blanches dépendent fortement des conditions expérimentales (vitesse de déformation, température, matériau). Il a été aussi montré que l'élévation de la vitesse de cisaillement se traduit par l'augmentation de l'intensité et de la largeur de la zone blanche mais, en revanche, elle favorise une localisation plus importante de la zone déformée.

L'utilisation de la loi de comportement de Johnson-Cook a permis de mettre en évidence qu'elle ne reflète pas finement le comportement du matériau sur tout le domaine de sollicitation rencontré en usinage. Des écarts sont observés surtout dans le troisième domaine ($T > 0.5T_f$) car cette loi ne prend pas en compte les phénomènes d'endommagement et d'adoucissement. Ce problème vient de la formulation même de la loi de Johnson-Cook, elle n'est pas une loi physique, mais seulement une loi multiplicative sans couplage des différents termes. En effet, une telle loi ne permet pas, par exemple, de prendre en compte l'évolution du matériau lors d'un changement de phase. Elle ne permet pas non plus de représenter l'adoucissement du matériau.

Toutes ces remarques et observations poussent à développer de nouvelles lois avec des formulations qui permettront de mieux représenter les mécanismes métallurgiques activés lors des sollicitations.

Malgré ces remarques, il a été intéressant d'étudier la formation du copeau au moyen d'une simulation numérique de la coupe. Cette modélisation reprend les coefficients de loi Johnson-Cook identifiés préalablement. Cette modélisation a été validée par des essais expérimentaux (par les efforts de coupe et la forme générale du copeau). Une étude à vitesse de coupe et à avance variable a été proposée. Les composantes des efforts de coupe ont été comparées à des essais expérimentaux et une bonne concordance a été trouvée pour la quasi-totalité des conditions étudiées. Bien que les températures soient surestimées par la simulation, son évolution en fonction de la vitesse de coupe semble identique aux essais expérimentaux. Une vision de la formation du copeau en usinage du Ti555-3 a été proposée à travers cette simulation. Notamment la création d'un feston est détaillée en tenant compte des résultats numériques mais aussi des champs de déformation mesurés expérimentalement par corrélation d'images.

IV. Influence des assistances sur l'usinabilité

A. Introduction

Il a été montré au chapitre II que l'usinabilité de l'alliage Ti555-3 est médiocre. L'usinabilité d'un matériau est liée aux mécanismes mis en jeu lors de la coupe au niveau de l'outil et de l'alliage. Le but recherché est certes une diminution de l'effort de coupe et/ou une amélioration de la tenue de l'outil mais aussi, et surtout, de garantir une intégrité de surface convenable. En effet, l'usinage laisse en surface des pièces un gradient de contraintes résiduelles qui influe sur la tenue en fatigue, à la rupture et à la corrosion. Il est donc nécessaire de connaître le gradient de contraintes résiduelles après usinage, et les paramètres qui l'influencent. Les mécanismes de génération des contraintes résiduelles en tournage sont assez complexes et résultent le plus souvent d'un couplage entre des effets thermiques, mécaniques et métallurgiques intervenant dans la zone de coupe lors de la génération du copeau [M'Saoubi 1998]. Le Ti555-3 possède une température de transformation α/β plus basse que celle du Ti-Al6-4V ce qui favorise ces changements de phases dangereux pour la tenue en service de la pièce.

Les difficultés d'usinage de l'alliage Ti555-3 encouragent à utiliser de nouveaux procédés qui permettent une amélioration significative de son usinabilité (fragmentation du copeau, augmentation de la durée de vie des outils et d'améliorer la qualité des surfaces usinées). Des études précédentes [Dahlmann 2004] [Germain 2006] ont permis de constater que l'alternative possible était d'utiliser des assistances à la coupe. Les assistances en usinage sont des méthodes permettant d'améliorer la productivité en modifiant le procédé conventionnel par l'ajout d'une nouvelle source d'énergie qui influence la zone de coupe. Cet apport d'énergie peut être sous différentes formes, comme nous l'avons vu au chapitre I. Nous étudierons dans ce travail l'influence de deux assistances : l'Usinage Assisté Jet d'Eau Haute Pression (UAJEHP) et l'Usinage Assisté Laser (UAL), en mettant l'accent sur l'effet de ces assistances en termes d'effort de coupe, d'usure, de rugosité et surtout d'intégrité de surface.

B. Usinage Assisté Laser (UAL)

1. Moyens expérimentaux

a) *Principe de l'assistance laser*

Parmi les différentes assistances disponibles en tournage de métaux, l'UAL permet un chauffage localisé de la pièce en amont de l'outil avec des densités de puissance très importantes (Figure IV-1). Le faisceau laser (de type Nd-Yag) vient chauffer la pièce à quelques millimètres devant l'outil, permettant ainsi de modifier temporairement le matériau afin d'améliorer son usinabilité. En effet, en chauffant la pièce, les caractéristiques mécaniques chutent ce qui améliore son usinabilité. Ce procédé peut aussi, en fonction de la position du spot laser, permettre d'effectuer un traitement thermique de surface (trempe superficielle) pendant l'opération d'usinage

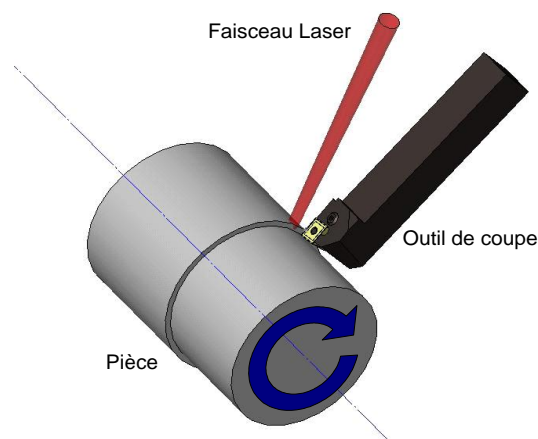


Figure IV-1 : Principe du tournage assisté laser

b) *Moyens expérimentaux*

Nous disposons d'une machine unique en France et spécialement développée par l'entreprise REALMECA pour l'usinage assisté laser. Ce tour RT-5 pour tournage dur a été adapté afin de recevoir un portique permettant le déplacement d'une tête de focalisation laser dans l'enceinte d'usinage. Cette tête de focalisation se termine par une pièce nommée "Cross-jet" alimentée par de l'air sous pression pour protéger la lentille de focalisation des copeaux et des fumées (Figure IV-2) Elle est reliée par fibre optique à une source laser de type Nd-YAG continu d'une puissance maximale de 2,5 kW associée à un refroidisseur et un pupitre de commande permettant de régler le niveau de puissance. Cette tête de focalisation laser peut se déplacer suivant cinq degrés de liberté (trois translations et deux rotations) permettant ainsi au faisceau laser de suivre les déplacements de l'outil de coupe. La commande numérique a elle aussi été adaptée pour asservir en position et en vitesse les sept axes simultanément (2 axes pour l'outil de coupe + 5 axes pour le faisceau laser).La

machine est également instrumentée avec une platine dynamométrique supportant le porte-outil et l'outil de coupe. Cette platine elle-même reliée à un poste informatique par l'intermédiaire d'une chaîne d'acquisition permet de mesurer les trois composantes de l'effort de coupe pendant l'usinage. Enfin, pour la sécurité des opérateurs, les hublots du tour ont été réalisés avec des filtres optiques qui bloquent la longueur d'onde du laser.

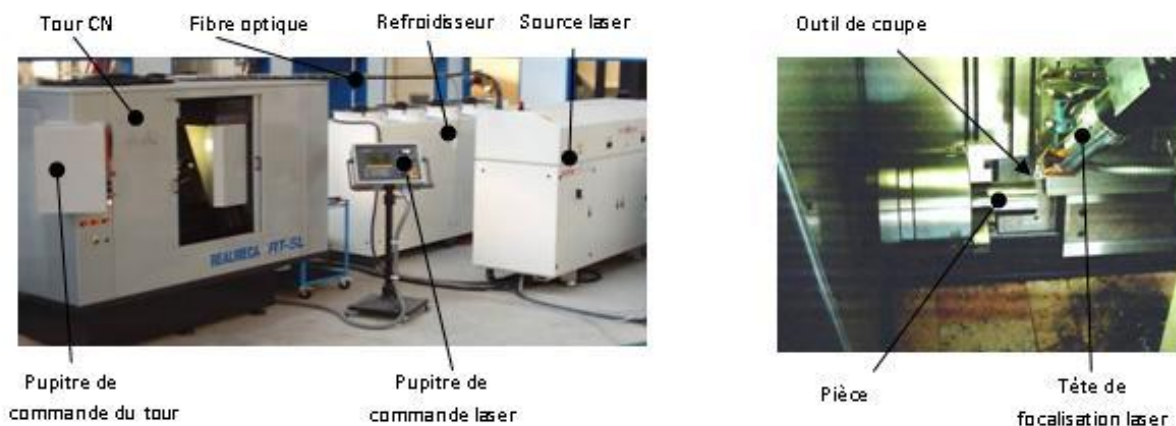


Figure IV-2 : Tour UAL du centre Arts et Métiers ParisTech Angers

2. Effet du chauffage laser

L'UAL permet d'améliorer sensiblement l'usinabilité du matériau en chauffant localement la pièce. Afin d'étudier le chauffage, nous avons utilisé le laser dans la configuration de traitement thermique (chauffage laser sans passage de l'outil). Sur une pièce en titane Ti555- deux vitesses de déplacement différentes (50 m/min et 100 m/min) ont été testées pour trois puissances laser (500 W, 1000 W et 1500 W). Le balayage du faisceau, imposé par la rotation de la pièce, est défini avec une avance de 0,1 mm/tr. Des mesures thermiques en surface à l'aide d'une caméra CCD-PIR ont permis de quantifier les températures en surface lors du chauffage (Figure IV-3). Elles seront corrélées aux profils de contraintes résiduelles réalisés dans les mêmes conditions d'essais

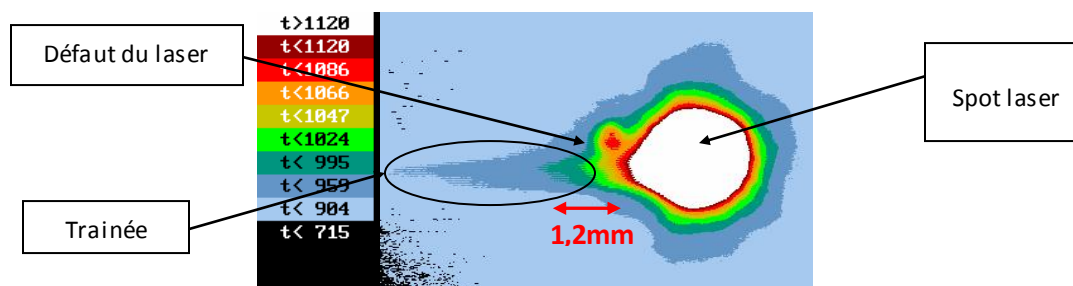


Figure IV-3 : Image thermique du spot laser pour une vitesse de déplacement de 50 m/min et une puissance de 1 500 W

Il est possible de reconstituer l'évolution des champs de température en cours d'essai, par exemple en enregistrant une image toutes les secondes lors d'un essai. Pour une avance de 0,1 mm/tr, le spot de diamètre 0,8 mm chauffe chaque point de la pièce 8 fois (soit pendant 8 tours). La conductivité du titane étant faible, la zone chauffée n'a pas le temps de se refroidir complètement entre chaque tour. La température de la pièce augmente donc à chaque passage du spot. Des observations thermiques confirment cette remarque.

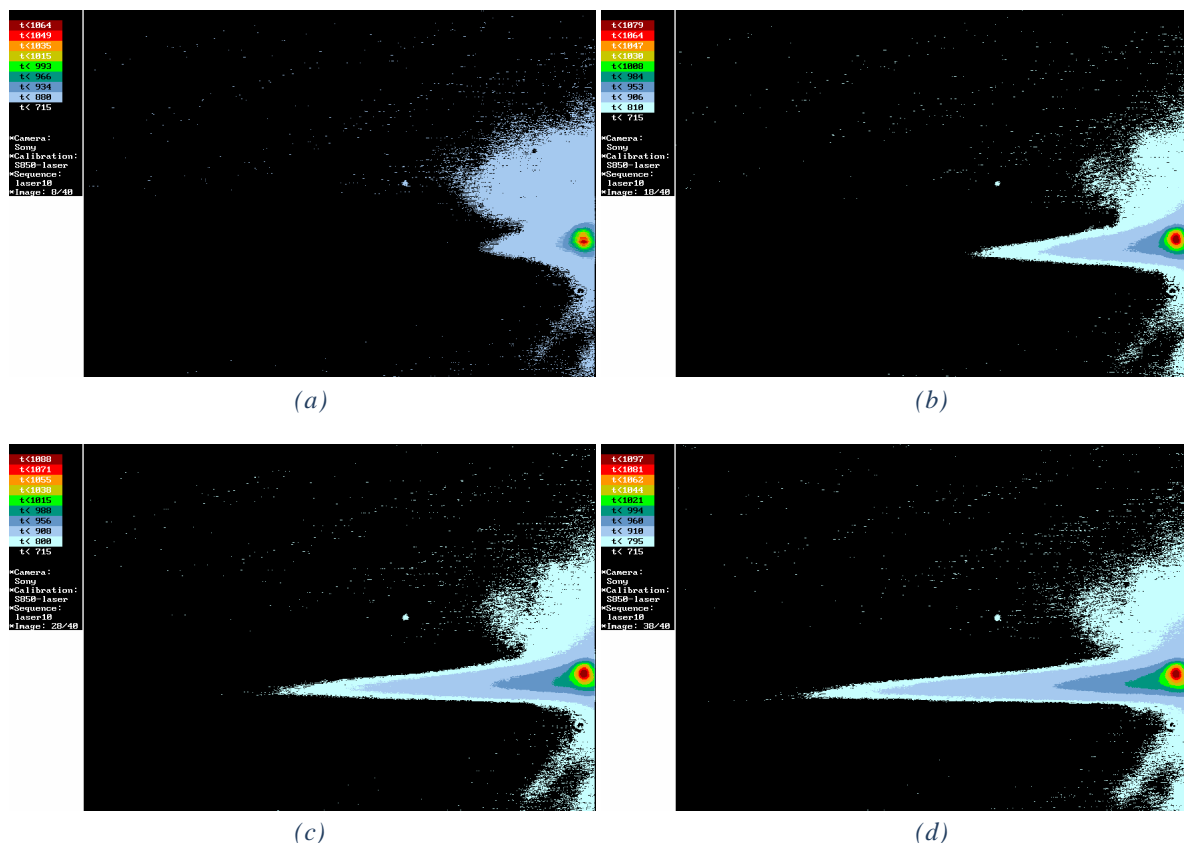


Figure IV-4 : (a) Début du tir laser - (b) Après 0,5 seconde - (c) Après 2 secondes - (d) Après 3 secondes.

La Figure IV-4 montre la formation de la trainée au cours du temps. Celle-ci est plus importante lors du dernier tour observé que lors du premier tour. La Figure I-5 quantifie cette augmentation de température en un point de la pièce entre le premier tour (0,5s) et le quatrième tour (2s).

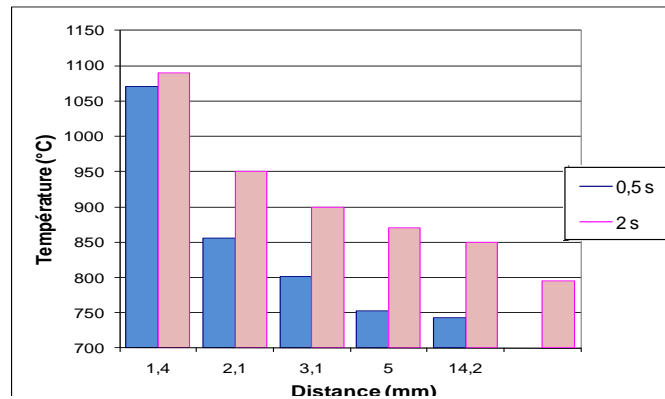


Figure IV-5 : Distribution de la température par rapport au centre du spot pour un temps de 0,5s et 2s.

Des tirs ont aussi été réalisés pour une même puissance mais avec deux vitesses de déplacement différentes : 50 m/min et 100 m/min. La Figure IV-6 montre que la température est plus élevée lorsque la vitesse diminue. L'équation donnant la valeur de la température en fonction de la vitesse et la puissance du spot a été déterminée par Germain [Germain] en résolvant l'équation de la chaleur par la méthode de Green :

$$T(x, z, V, P) = T_0 + \frac{2P_a \sqrt{a \frac{x}{V}}}{\pi k R} \operatorname{ierfc} \left(\frac{z}{2 \sqrt{a \frac{x}{V}}} \right) - \frac{2P_a \sqrt{a \left(\frac{x - 2R}{V} \right)}}{\pi k R} \operatorname{ierfc} \left(\frac{z}{2 \sqrt{a \left(\frac{x - 2R}{V} \right)}} \right)$$

G. Germain [Germain 2006] a confirmé que la température de surface évoluait de façon inversement proportionnelle à la racine carrée de la vitesse de déplacement et proportionnellement à la puissance laser.

Afin d'augmenter la productivité en UAL, il peut être intéressant de travailler avec des vitesses de coupes élevées et une puissance laser un peu plus grande. Par exemple, pour avoir une même température en surface, on peut multiplier par quatre la vitesse de coupe en seulement doublant la puissance laser. Le souci de cette solution est que si on multiplie par quatre la vitesse de coupe, la profondeur affectée thermiquement diminuera de moitié. La diffusivité du titane étant faible, la chaleur n'aura pas le temps de diffuser sur une profondeur suffisante avant le passage de l'outil.

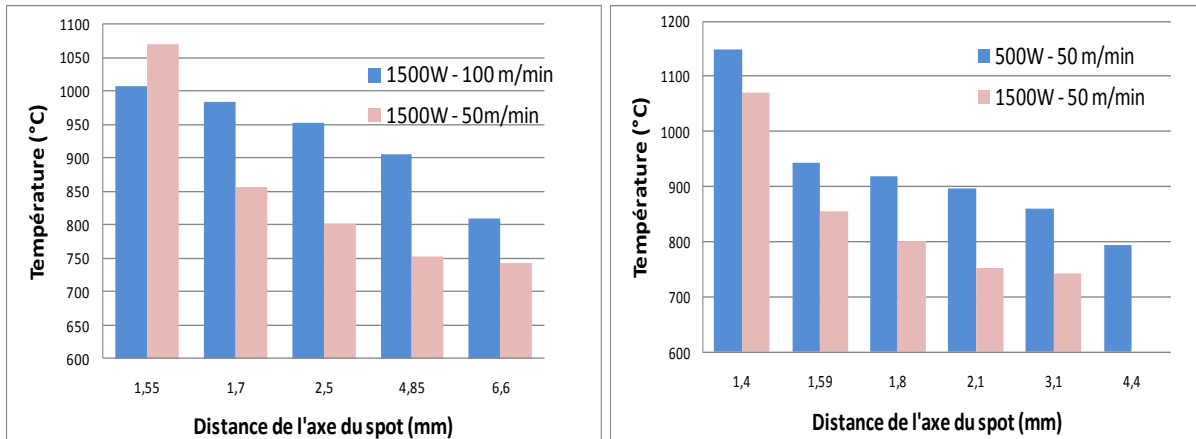


Figure IV-6 : Influence de la vitesse de rotation et de la puissance laser sur la température.

Les contraintes résiduelles ont été évaluées en fonction des paramètres du laser. On rappelle que l'usinage est inexistant, la pièce est simplement chauffée par le passage du spot laser. Le principe de mesures des contraintes résiduelles est le même qu'au chapitre II. La Figure IV-7 présente le profil des contraintes dans les deux directions (axiales et circonférentielles) en fonction de la profondeur pour trois puissances (0W, 500 W, 1000 W).

La Figure IV-7 montre que les contraintes résiduelles en surface tendent vers la traction avec l'augmentation de la puissance laser. En effet, elles passent de -176 MPa pour le matériau initial à 486 MPa pour le matériau affecté par une puissance de 1500 W. Cette augmentation est liée à la montée en température observée précédemment. En effet, la couche chauffée se dilate mais reste 'bloquée' par les couches inférieures, induisant ainsi des contraintes de compression en surface et en traction en sous-couche. Au moment du refroidissement, la matière se décharge conduisant à des contraintes de traction en surface.

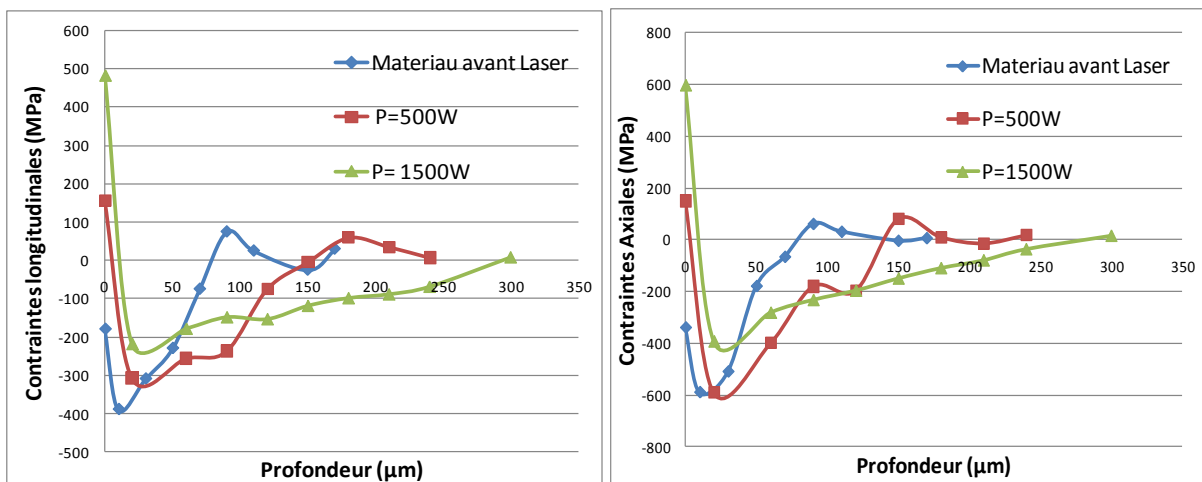


Figure IV-7: Influence de la puissance sur les contraintes résiduelles lors du chauffage seul

La profondeur de contrainte minimum reste inchangée quelle que soit la puissance utilisée. En effet, cette profondeur est liée à la profondeur affectée thermiquement, donc au temps de chauffage, plutôt qu'à la puissance du laser. Afin de respecter l'équilibre de la pièce, des contraintes de compression apparaissent sur une profondeur plus ou moins importante, ce

qui explique que la profondeur affectée par les contraintes résiduelles passe d'environ 150 μm pour une puissance de 500 W à plus de 300 μm pour la puissance de 1500 W.

Les profils en profondeur pour deux différentes vitesses (50 et 100 m/min) montrent que la vitesse de déplacement influe sur les contraintes résiduelles (Figure I-8). On a montré que l'augmentation de la vitesse de déplacement réduit la température en surface. L'action thermique sur les contraintes résiduelles est donc moins importante lorsque la vitesse augmente, ce qui explique pourquoi les contraintes superficielles dans les deux directions sont moins en traction pour la vitesse 100 m/min que pour celle de 50 m/min. Par exemple, la contrainte résiduelle superficielle transversale en surface passe de 486 MPa pour une vitesse de 50 m/min à -153 MPa pour une vitesse de 100 m/min.

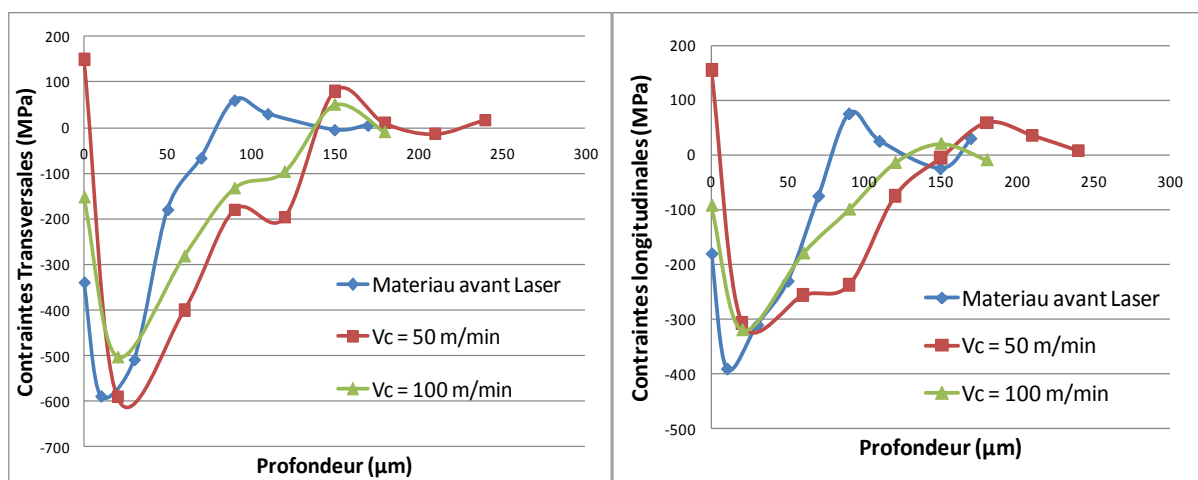


Figure IV-8: Influence de la vitesse du Laser sur les contraintes résiduelles (P = 1500 W)

Ces essais complémentaires nous permettent de comprendre les phénomènes thermiques intervenant en UAL. La puissance laser engendre une augmentation de la température de la pièce, et ce quelle que soit la vitesse de déplacement du laser. Cette augmentation de la température va provoquer de fortes contraintes résiduelles de traction localisées en surface. Ces constatations laissent à présager une diminution des efforts de coupe et des contraintes résiduelles plus en traction en UAL qu'en usinage conventionnel. En effet, l'élévation de la température et la diminution de l'effet mécanique de l'outil induiront des contraintes de compression plus faibles en UAL voire des contraintes résiduelles en traction.

3. Influence du laser sur l'usinabilité

a) Conditions expérimentales

Le nombre de paramètres en UAL est considérable car il regroupe les paramètres de l'usinage (vitesse de coupe, avance, profondeur de passe ...) et les paramètres propres au laser (puissance, diamètre du spot, angle d'inclinaison, position du laser...).

L'étude consiste à réaliser un chariotage avec un outil PCLNL 2525 M12 et une plaquette CNMG 12 04 08 de nuance S05F de chez Sandvik. La géométrie de la plaquette et celle du porte plaquette sont présentées Figure IV-9.

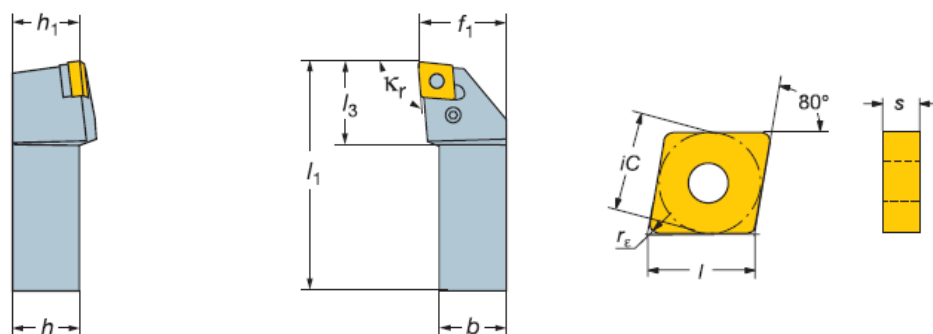


Figure IV-9: Géométrie de l'outil en UAL.

Lors d'une étude précédente [Germain 2006], il a été montré que la position idéale, c'est-à-dire, celle pour lesquels les efforts de coupe sont les plus faibles et l'état de surface est amélioré, est à 5 mm devant l'outil. Germain a aussi montré que l'angle d'incidence du faisceau n'avait pas de conséquence s'il restait inférieur à 40°. Afin d'éviter les collisions entre le porte-outil et la tête de focalisation, l'angle d'inclinaison sera choisi à 20° dans les axes de rotation de la tête laser.

Les paramètres d'entrée sont la vitesse de coupe, l'avance, la profondeur de passe et la puissance laser. Le Tableau IV-1 présente les conditions étudiées.

Vc (m/min)	10/20/30/40/50/60/ 70/80/90/100	50	50	100
f (mm/tr)	0,2	0,1/0,15/0,2/0,25/0,3	0,2	0,2
ap (mm)	0,2	0,5	0,1/0,3/0,5/0,7/1	0,5
P (W)	0/500/1500	0/500/1500	0/500/1500	0/500/1500

Tableau IV-1: Conditions expérimentales retenues pour les essais UAL

Les plaquettes ont été changées à chaque essai afin de ne pas être influencé par usure.

b) Influence sur l'effort de coupe

Les trois composantes des efforts en usinage sont mesurées à l'aide d'une platine Kistler®. Le comportement des trois composantes est identique ; nous détaillerons donc seulement l'effort tangentiel. Des essais ont été réalisés conformément à la démarche du Couple Outil Matière (COM) défini par la norme pour connaître l'évolution de la pression spécifique de coupe en usinage conventionnel et en usinage assisté sur l'alliage de titane Ti555-3. Les essais ont été réalisés pour une avance de 0,2 mm/tr, une profondeur de passe de 0,5 mm et avec des puissances laser de 0W, 500 W et 1500 W.

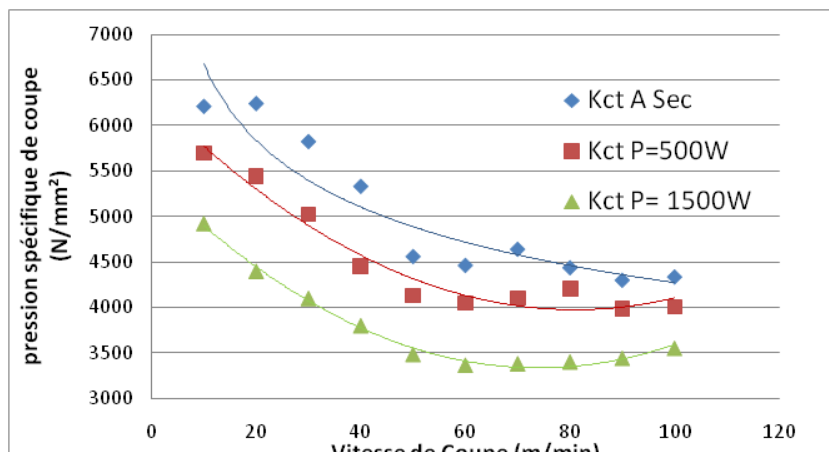


Figure IV-10: Evolution de la pression spécifique de coupe en fonction de la puissance Laser

Les résultats synthétisés sur la Figure IV-10 montrent que la pression spécifique diminue avec la puissance laser. Ceci est lié au fait que la température fait chuter la contrainte d'écoulement du matériau. Pour les faibles vitesses, par exemple 20 m/min, la pression spécifique à sec est de l'ordre de 6800 N/mm² et diminue jusqu'à 4450 N/mm² pour une puissance de 1500 W, soit une diminution de 35%. Pour des vitesses plus importantes, l'influence de la puissance laser est diminuée. En effet, pour $V_c = 90$ m/min, la pression spécifique passe de 4300 N/mm² pour un usinage conventionnel à 3450 N/mm² en UAL pour une puissance de 1500 W, soit une diminution de seulement 19%. Cette diminution de l'efficacité de l'assistance laser avec l'augmentation de la vitesse de coupe peut s'expliquer facilement. En effet, si la vitesse de déplacement du faisceau augmente, le temps de chauffage d'un point donné de la surface est moins important, ce qui induit une température plus faible. De plus, le temps entre le chauffage laser et la formation du copeau est d'autant plus faible que la vitesse de coupe augmente, ce qui diminue la profondeur chauffée par diffusion. L'augmentation de la vitesse de coupe induit donc une diffusion plus faible en profondeur et un niveau de température plus bas, ce qui baisse de manière significative l'efficacité de l'assistance.

De plus, on constate que la vitesse de coupe minimale ($V_{c_{min}}$) augmente avec la puissance du laser. En effet, elle passe de 50 m/min pour un usinage conventionnel à environ 70 m/min pour une puissance de 1500 W. Cela s'explique par le fait que l'assistance fait d'autant plus diminuer la pression spécifique que la vitesse de coupe est faible.

L'influence de l'avance et de la profondeur de passe a aussi été étudiée sur l'alliage de titane Ti555-3.

Dans toutes les configurations testées, l'effort de coupe diminue avec la puissance laser. Mais cette diminution est plus ou moins importante en fonction de la profondeur de passe et de l'avance.

La Figure IV-11 montre qu'avec l'augmentation de la profondeur de passe, l'efficacité de l'assistance diminue. En fait, pour des profondeurs de passe importantes, la profondeur chauffée n'est plus suffisamment significative pour observer une baisse notable des efforts de coupe. En effet, pour une profondeur de passe de 0,1 mm, une avance de 0,15 mm/tr et une puissance de 1500 W, l'effort de coupe passe de 210 N sans assistance à 90 N en UAL (diminution de 57%), alors que pour une profondeur de passe de 1 mm, l'effort passe de 502 N à 475 N, soit une baisse de seulement 5%.

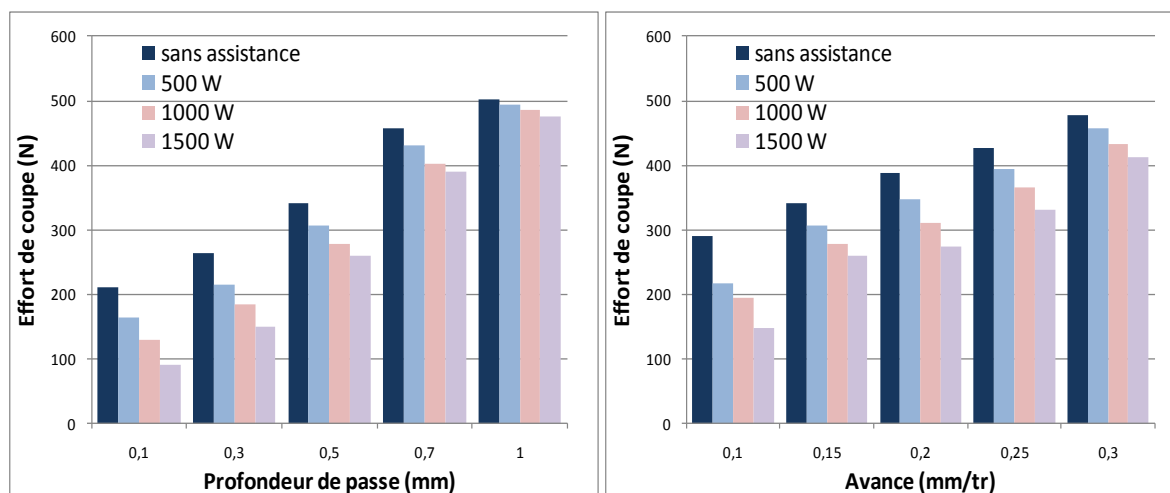


Figure IV-11: Influence de la puissance Laser sur les efforts de coupe pour une avance et une profondeur variable.

De même, l'effet de l'avance a pu être quantifié (Figure IV-11). Avec l'augmentation de l'avance l'efficacité de l'assistance laser diminue mais moins significativement qu'avec la profondeur de passe. En effet, les essais réalisés en usinage conventionnel et avec une assistance de 1500W, à une profondeur de passe de 0,3 mm et une vitesse de coupe de 50 m/min, montrent une diminution de l'effort de coupe initialement de 293 N à 152 N (réduction de 48%) pour une avance de 0,1 mm/tr et de 479N à 406N (réduction de 15%) pour une avance de 0,3mm. La réduction de l'effort reste significative car le spot laser, de diamètre 0,8mm, chauffe toute la largeur de la zone usinée même pour l'avance de 0,3 mm. Or la réduction de l'effort est moins importante avec une forte avance car le préchauffage du laser est moins significatif. En effet, pour une avance de 0,1mm/tr, le chauffage de matériau est réalisé sur 8 tours avant d'être usiné alors que le matériau n'est chauffé que sur à peine 3 tours pour une avance de 0,3 mm/tr.

En résumé, l'assistance laser influe considérablement sur les efforts de coupe quelles que soient les configurations de coupe. Malgré tout, l'augmentation de la vitesse de coupe ou de l'avance engendre une diminution de cette influence. En effet, pour de fortes vitesses de coupe ou d'avance, le chauffage du matériau est moins important.

c) Influence sur l'intégrité de surface

L'intégrité de surface a été étudiée en observant l'évolution de l'état de surface et des contraintes résiduelles avec la puissance laser pour différentes configurations d'essais.

(1) Etat de surface

Des mesures de rugosité ont été réalisées sur les surfaces usinées afin d'analyser l'effet des différents paramètres de coupe et de la puissance du laser sur l'état de surface de la pièce. Les valeurs de rugosité indiquées dans cette étude sont une moyenne de trois mesures effectuées sur chaque surface usinée en deux endroits différents. La mesure est effectuée à l'aide d'un rugosimètre de marque "Hommel Tester T500".

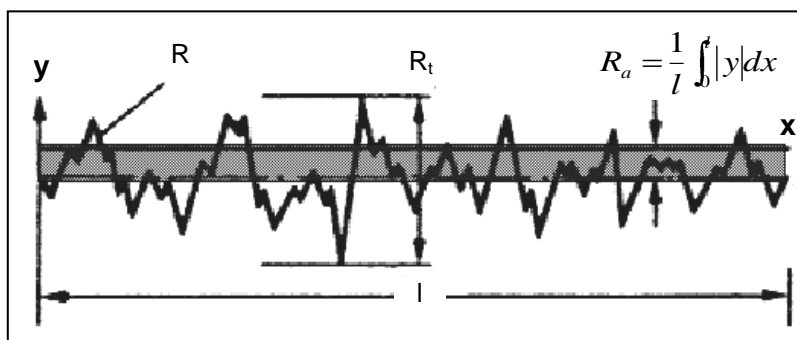
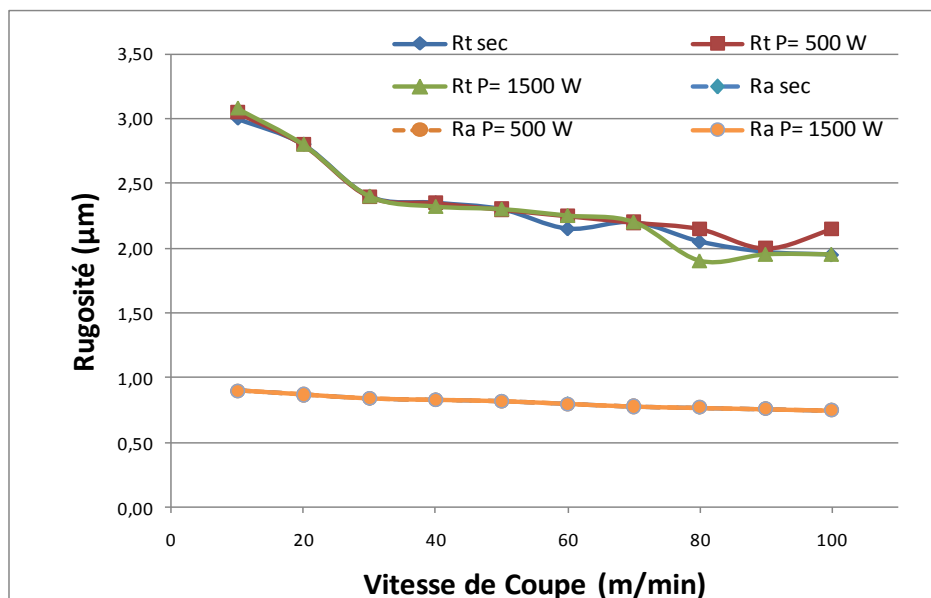


Figure IV-12: Profils de rugosité

Pour nos mesures, nous avons retenu la rugosité arithmétique 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 IV-13 représente R_a et R_t pour un palpage perpendiculaire aux sillons d'usinage pour une avance de 0,2 mm/tr et une profondeur de passe de 0,5 mm.

Figure IV-13: Rugosité R_a et R_t en fonction de la vitesse de coupe pour différentes puissance laser.

Quelque soit la vitesse de coupe, la puissance laser n'a pas d'influence sur la rugosité moyenne R_a et la rugosité R_t .

Les courbes obtenues, sur la Figure IV-15, montrent que pour des vitesses de coupe inférieures à 20 m/min, l'influence de la vitesse de coupe sur l'état de surface est très prononcée. Lorsque la vitesse passe de 10 m/min à 30 m/min, la rugosité R_t passe de 3,2 μm à 2,4 μm et la rugosité R_a passe de 0,66 μm à 0,52 μm . Au delà d'une vitesse de 30 m/min, la rugosité semble diminuer plus faiblement. Elle passe de 2,4 μm à 1,9 μm pour R_t et de 0,52 μm à 0,45 μm pour R_a .

Les essais précédents ont montré que la puissance laser n'a pas d'influence sur la rugosité quelle que soit la vitesse de coupe, pour une avance fixée à 0,2 mm/tr et une profondeur de passe de 0,5 mm. Des essais complémentaires ont été réalisés avec une vitesse de coupe fixée à 50 m/min, les autres paramètres variant de 0,1 mm/tr à 0,3 mm/tr pour l'avance et de 0,1 mm à 1 mm pour la profondeur de passe. Les deux critères de rugosité, R_a et R_t , évoluent sensiblement de la même manière ; seul le critère R_a sera présenté. La Figure IV-14 présente l'évolution de la rugosité R_a en fonction de la puissance laser pour ces différentes avances et profondeurs de passe.

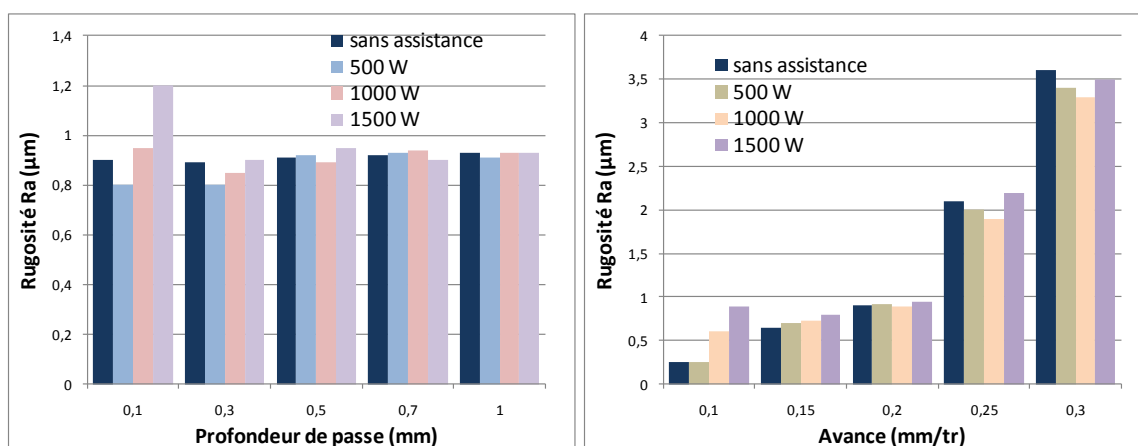


Figure IV-14: Influence de la puissance laser sur la rugosité moyenne pour une avance et une profondeur de passe variable.

Le critère R_a a tendance à augmenter avec la puissance laser pour les faibles avances (0,1 et 0,15 mm/tr). Par contre, la rugosité tend à diminuer avec la puissance laser pour les grandes avances sauf pour la puissance laser maximale. Les résultats observés pour la puissance laser maximale sont sûrement liés à une dégradation thermique de l'outil par réflexion du rayon laser. En effet, une partie de celui-ci est réfléchi sur la plaquette qui chauffe et qui s'use donc plus rapidement. Cette dégradation a déjà été observée par G. Germain [Germain 2006].

On constate sur la Figure IV-14 que la rugosité moyenne augmente très légèrement avec la profondeur de passe jusqu'à atteindre une valeur quasi stable de 0,92 μm à partir d'une profondeur de passe de 0,5 mm. De plus, on remarque que globalement, surtout pour les grandes profondeurs de passe, la rugosité moyenne n'est pas influencée par la puissance laser. Cette constatation n'est pas vérifiée pour la profondeur de 0,1 mm. En effet, pour

cette profondeur, la rugosité se dégrade très fortement pour une puissance de 1500 W. Dans cette configuration, le matériau atteint des températures importantes qui favorisent les arrachements en surface et les refus de coupe du fait de l'augmentation de sa ductilité.

Globalement, quelles que soient la vitesse de coupe, l'avance ou la profondeur, le laser a peu d'influence sur les rugosités moyenne et maximale. Seules des différences sont visibles pour les faibles avances quand l'outil peut se dégrader avec la réflexion du laser sur celui-ci ou pour de faibles profondeurs de passe quand le matériau trop chauffé favorise des arrachements de matière.

(2) Contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles, ainsi que l'écroissage, ont été évalués selon la même procédure que celle décrite dans le chapitre II. Pour un essai conventionnel et deux essais UAL pour des puissances respectives de 500 W et 1500 W, les profils en profondeur des contraintes résiduelles axiales et transversales (Figure IV-15) sont présentés pour une vitesse de coupe de 50 m/min, une avance de 0,15 mm/tr et une profondeur de passe de 0,5 mm.

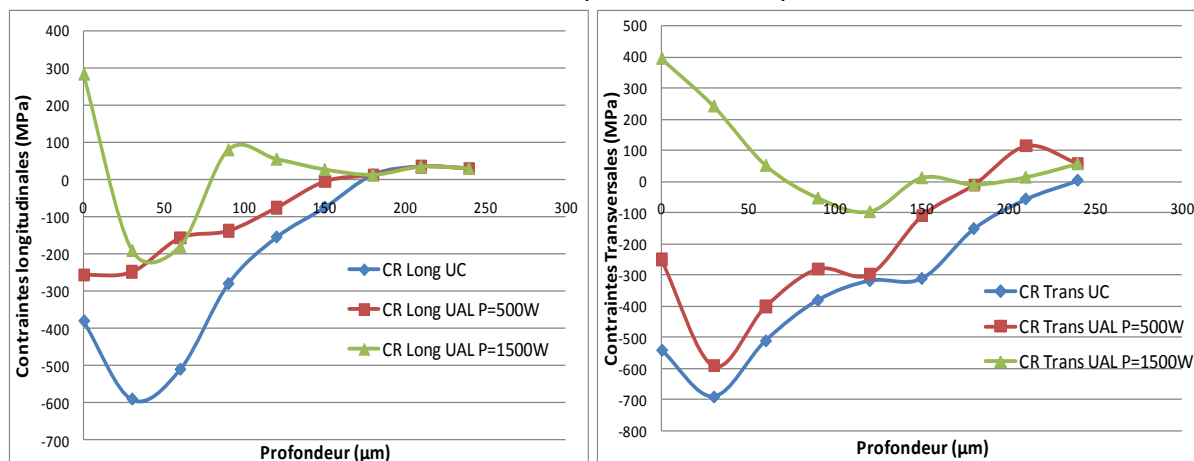


Figure IV-15: Profil des contraintes résiduelles en profondeur pour différentes puissance laser ($a_p = 0,5\text{mm}$, $f = 0,15\text{ mm/tr}$, $V_c = 50\text{ m/min}$)

Les contraintes résiduelles superficielles dans les deux directions sont toutes en compression sauf celles induites par l'essai à 1500 W. En fait, il est important de remarquer que plus la puissance laser est grande, plus ces contraintes en surface tendent vers la traction. On passe de -550 MPa en essai conventionnel pour la contrainte superficielle transversale, à +400 MPa pour l'essai à 1500 W. En effet, comme nous l'avons vu au chapitre 2, des températures plus élevées en surface de la pièce entraînent des contraintes résiduelles de traction. En revanche, la profondeur affectée par les contraintes résiduelles est très peu influencée par la puissance laser. La largeur de pic, caractérisant l'écroissage du matériau, diminue fortement en surface avec l'assistance laser (Figure IV-16). L'écroissage du matériau est donc moins important en UAL. De plus, la profondeur affectée par l'écroissage diminue aussi avec l'augmentation de la puissance laser.

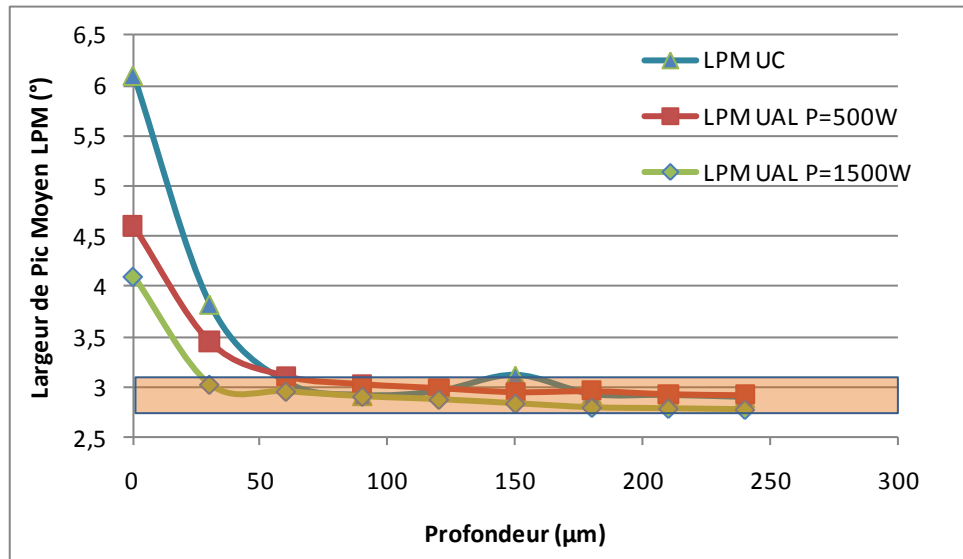


Figure IV-16: Profils en profondeur de la largeur de pic moyen en fonction de la puissance Laser (ap = 0,5 mm, f = 0,15, Vc = 50 m/min)

La largeur de pic, caractérisant l'écroissage du matériau, diminue fortement en surface avec l'assistance Laser. La profondeur affectée par l'écroissage diminue aussi avec la puissance laser. L'influence de la température est beaucoup plus importante en surface qu'en sous couche due à la très mauvaise conductibilité thermique et à la forte localisation des déformations du titane.

Cette étude a été complétée avec l'analyse d'autres profils de contraintes résiduelles réalisés sur des surfaces usinées avec une vitesse de coupe plus importante, 100 m/min (Figure IV-17). On peut constater que les effets de la puissance laser restent identiques mais avec une intensité plus faible. En effet, pour la vitesse de 50 m/min, la contrainte superficielle transversale remonte de 930 MPa vers la traction avec une augmentation de la puissance laser de 0 à 1500W, alors que pour une vitesse de coupe de 100 m/min, cette augmentation n'est plus que de 220 MPa.

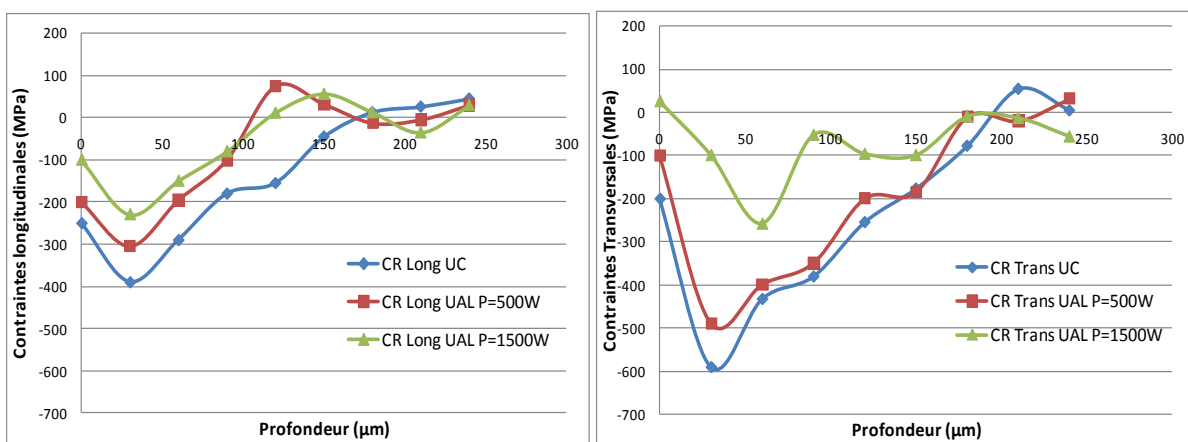


Figure IV-17: Profil en profondeur des contraintes résiduelles en UAL (ap = 0,5 mm, f = 0,15 mm/tr, Vc = 100 m/min)

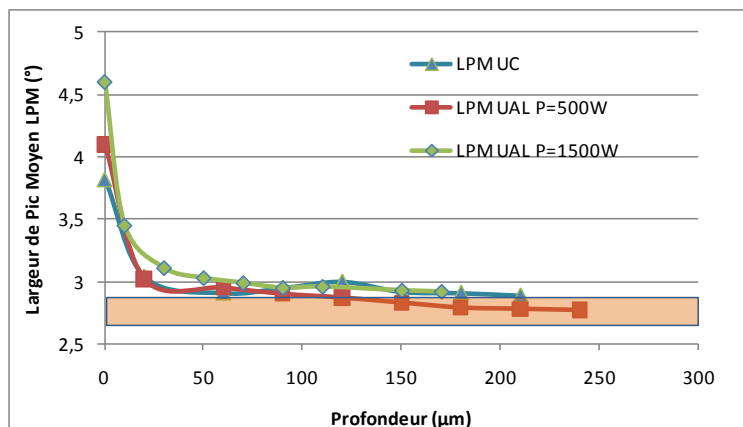


Figure IV-18: Profils de la largeur de pic moyen en fonction de la puissance Laser ($a_p = 0,5 \text{ mm}$, $f = 0,15 \text{ mm/tr}$, $V_c = 100 \text{ m/min}$)

Comme dans le cas des essais réalisés à une vitesse de coupe de 50 m/min , la largeur de pic diminue lorsque la température due au chauffage laser augmente. Elle passe de $4,6^{\circ}$ en usinage conventionnel à $3,8^{\circ}$ en UAL avec une puissance de 1500 W soit une diminution de 17% . Cette diminution est moins importante que pour la vitesse de 50 m/min pour laquelle l'assistance laser occasionne une diminution de 31% de la largeur de pic.

d) Influence sur la morphologie du copeau

Afin de comprendre l'influence du chauffage laser sur le comportement du copeau en UAL, une modélisation numérique a été mise en place. Cette modélisation reprend celle faite au chapitre 3 pour la compréhension de la formation du copeau. A cette modélisation il a été ajouté la modélisation du chauffage laser. Pour cela, numériquement, un premier pas de chargement a été réalisé en déplaçant sur la surface de la pièce, à une vitesse correspondant à la vitesse de coupe, un flux thermique d'une valeur de celle du laser. Cette première étape de calcul, a été faite en utilisant la subroutine DFLUX du logiciel Abaqus/Standard. A la fin de ce premier pas de chargement, le champ de température a été récupéré et utilisé comme condition initiale de température de la pièce pour exécuter la simulation de la coupe avec le logiciel Abaqus/Explicit.

La Figure IV-19 montre une comparaison, pour un essai conventionnel et un essai en UAL avec une puissance de 1500 W , des résultats obtenus par simulation numérique à ceux issus de l'observation expérimentale, en termes de forme des copeaux (vitesse de coupe de 60 m/min et avance de $0,15 \text{ mm/tr}$).

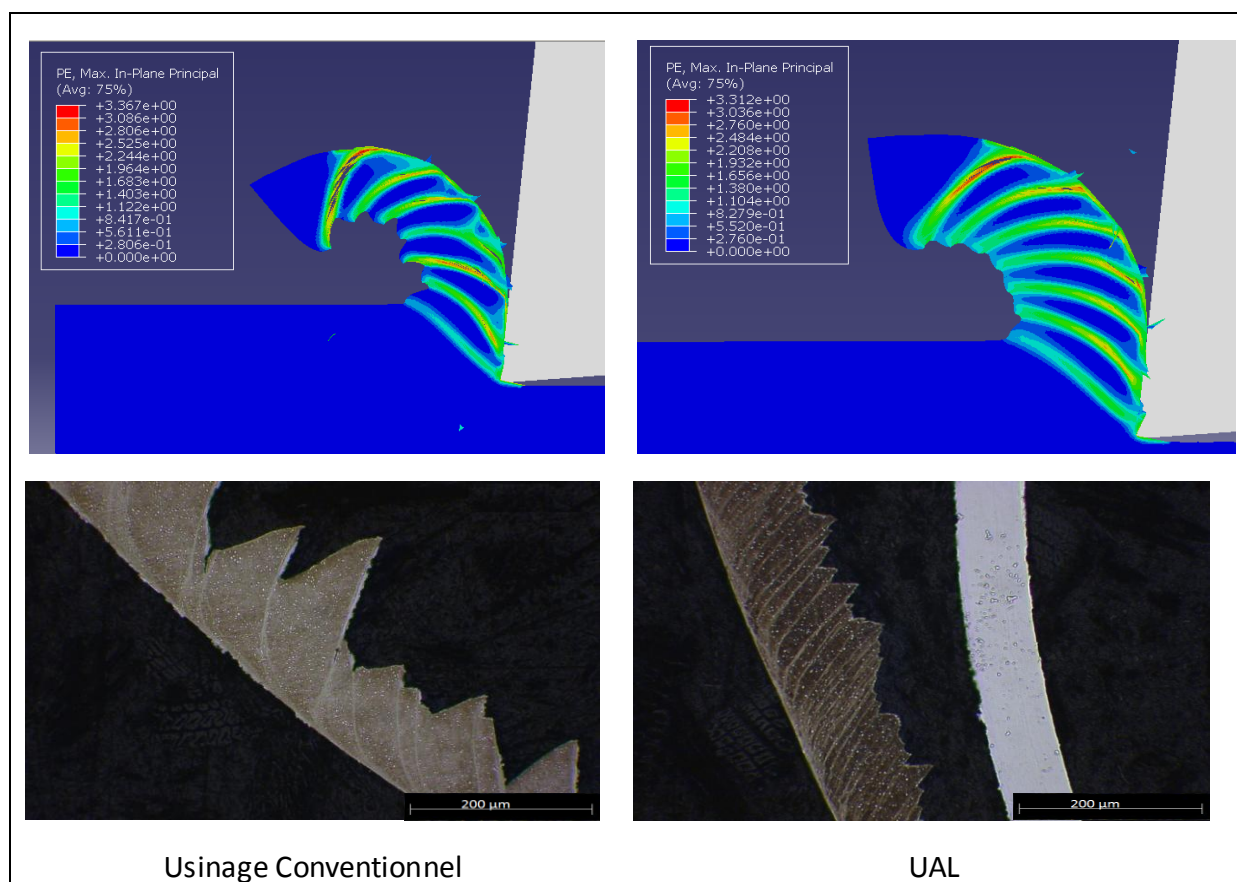


Figure IV-19: Comparaison d'un copeau formé en usinage conventionnel et en UAL pour un essai expérimental et un essai numérique

Les essais expérimentaux montrent que l'usinage assisté par laser induit des copeaux moins festonnés que l'usinage conventionnel. En étudiant plus finement les deux micrographies de la Figure IV-19, il apparaît que le copeau réalisé en UAL paraît plus continu car la fréquence de festonnement est beaucoup plus grande. En effet, on observe de très nombreuses bandes blanches qui laissent apparaître les bandes de glissement entre chaque feston. Les festons plus nombreux mais avec des hauteurs plus faibles donnent l'impression d'un copeau continu. Contrairement aux résultats de B. Lesourd [Lesourd 1996], la déformation dans le copeau due à la bande de cisaillement primaire n'est pas homogène en UAL, comme on peut le constater dans un copeau continu, mais bien discontinue avec de nombreuses bandes de glissement. Dans les deux cas, l'aspect du copeau est globalement continu mais sa formation est totalement différente. L'augmentation de la fréquence du festonnement peut s'expliquer par l'élévation de la température en UAL. En usinage conventionnel, comme il a été expliqué au chapitre 3, l'outil doit accumuler suffisamment de matière sur la face de coupe pour que la contrainte augmente dans la zone de cisaillement primaire jusqu'à la contrainte d'écoulement et ainsi provoquer le glissement qui permet la création du feston. En assistance laser, le matériau préchauffé a une contrainte d'écoulement plus faible. Dans ce cas, il faut beaucoup moins accumuler de matière sur la face de coupe pour provoquer l'apparition du feston. Les festons se forment donc avec une fréquence plus élevée.

Cette simulation numérique permet aussi d'aborder l'influence de l'UAL sur la formation du copeau. L'UAL chauffe la pièce localement d'environ 340°C de plus que l'usinage conventionnel (**Figure IV-20**). La contrainte d'écoulement dans la zone ZI étant plus faible, elle conduit à un auto-échauffement moins élevé de cette zone. La différence de température de la matière à la sortie de cette zone n'est plus que 200°C. L'angle de cisaillement de la zone ZI est plus faible ce qui a tendance à augmenter l'épaisseur du copeau. La vitesse de glissement du copeau sur la face de l'outil est alors diminuée. De plus, les efforts de coupe (entre le copeau et l'outil notamment) étant plus faibles, la pression de contact copeau/outil au niveau de la zone ZII est réduite par rapport à l'usinage conventionnel. Cette pression de contact plus faible associée à une vitesse de glissement moins importante va engendrer une génération de chaleur par frottement moins intense dans la zone ZII. En effet, la simulation numérique indique que la température dans la zone ZII n'est plus que 100°C plus grande en UAL par rapport à l'usinage classique.

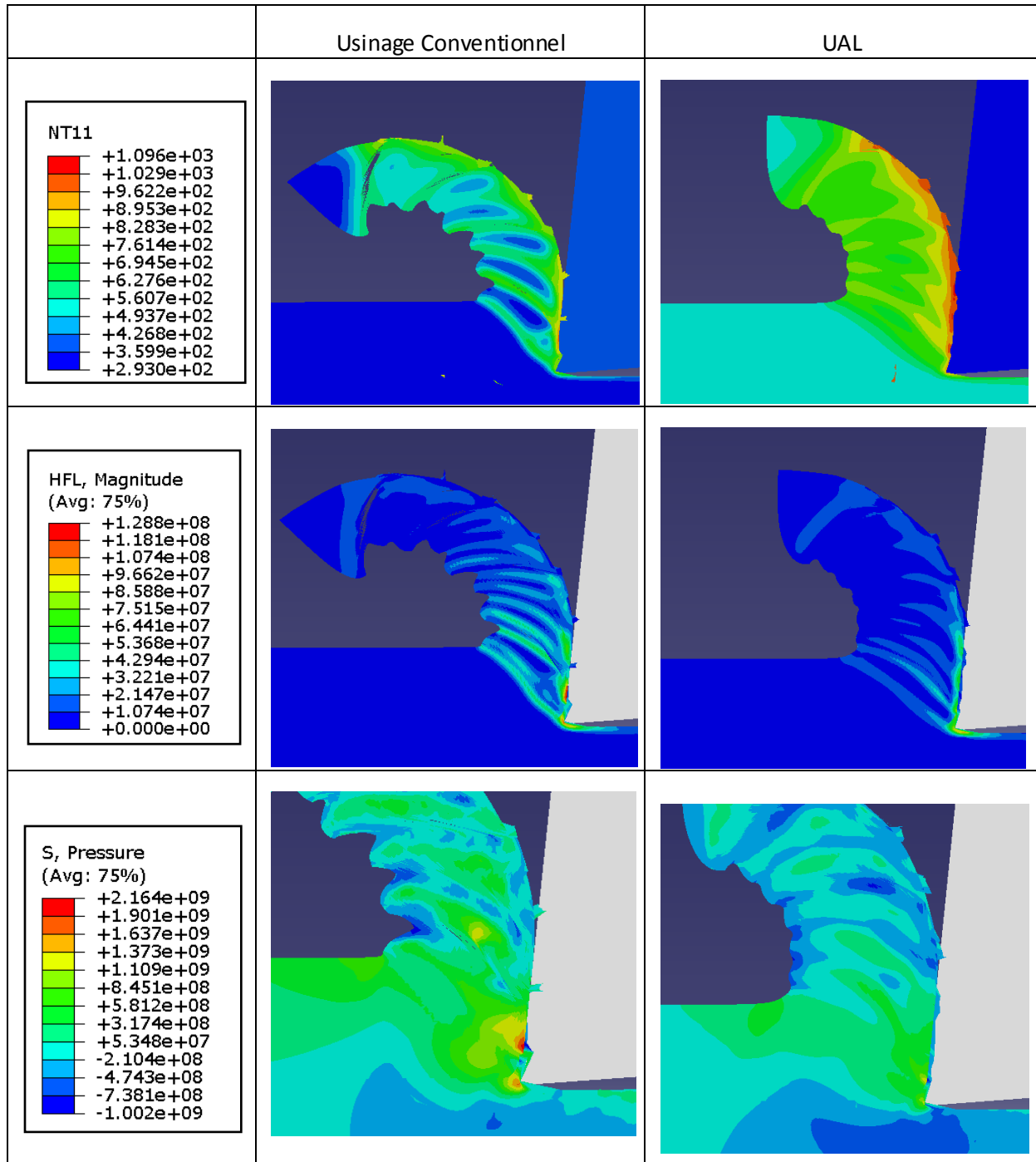


Figure IV-20: Champ de température, de génération de chaleur et de pression pour la simulation numérique en usinage conventionnel et en UAL

C. Usinage assisté jet d'eau Haute Pression (HP)

1. Moyens expérimentaux

a) Principe de l'assistance jet d'eau Haute pression

L'assistance jet d'eau haute pression est réalisée par la projection d'un jet de lubrifiant sur un endroit précis de la zone de coupe (Figure IV-21) suivant une direction, un débit et une pression donnés.



Figure IV-21: Vue d'un outil avec assistance jet d'eau haute pression

Ce jet HP permet une lubrification et une évacuation des calories produites lors de la coupe plus efficace que la lubrification conventionnelle. La lubrification haute pression favorise également le fractionnement des copeaux par action mécanique du jet et cela de manière indépendante des paramètres de coupe. L'action du jet permet donc d'augmenter très sensiblement la zone de fragmentation du copeau par rapport à l'usinage conventionnel. De plus, dans certaines conditions le jet d'eau HP peut s'insérer de manière durable entre le copeau et l'outil ce qui permet une protection de celui-ci. Dans ce cas, la durée de vie de l'outil peut être augmentée très sensiblement. Lors de l'usinage sous assistance HP, un brouillard de lubrifiant apparaît dans l'enceinte du tour. Ce brouillard peut être aspiré par un épurateur de brouillard de 1 000 m³.h⁻¹.

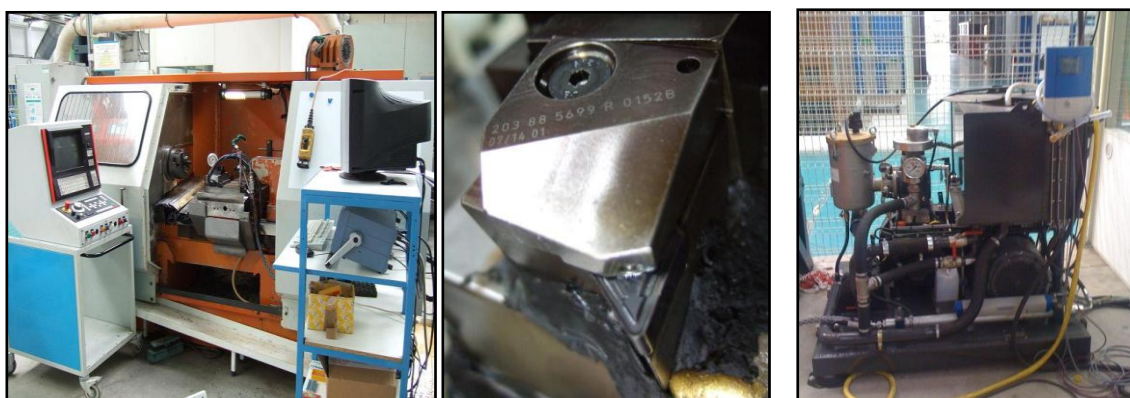


Figure IV-22: Dispositif de l'assistance jet d'eau haute pression

L'outillage utilisé pour les essais, créé par Sandvik, permet d'implanter la buse du jet d'eau directement sur le porte-plaquette. La buse possède un orifice dont le diamètre est de 1,5 mm éjectant le jet d'eau avec un angle de 15° par rapport à l'horizontale. Le plan de la buse est présenté Figure IV-23.

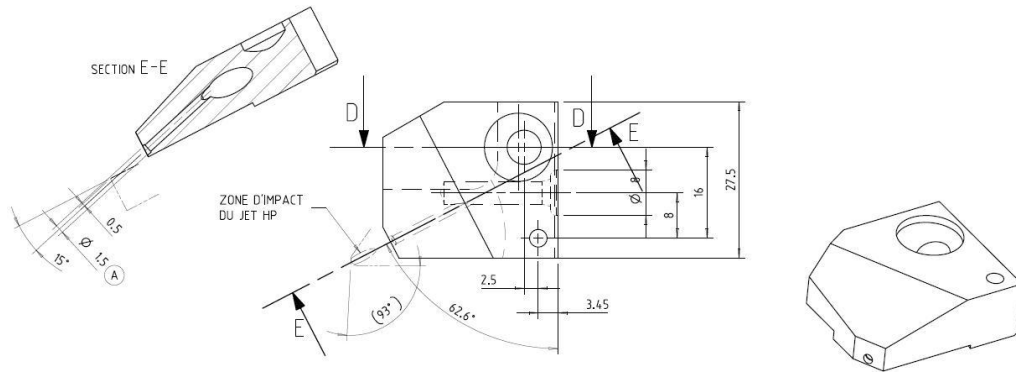


Figure IV-23: Plan détaillé de la buse jet d'eau.

La pompe dont nous nous sommes servis pour notre étude est une pompe haute pression Hammelmann HDP42. Cette pompe fournit un débit maximal de 34 l/min et une pression maximale de 480 bars.

Afin de comprendre l'action du jet d'eau sur la fragmentation du copeau, une étude analytique a été réalisée. Cette étude a pour objectif une meilleure connaissance des facteurs influents sur l'effort de fragmentation du copeau.

2. Modélisation analytique de l'action du jet d'eau HP

Dans cette approche analytique, la modélisation reste relativement basique mais elle permet de mettre en place les équations qui gouvernent l'action du jet d'eau. Ainsi les facteurs influents et leurs effets seront mieux connus.

Les hypothèses retenues sont :

- la plaquette est lisse et plane
- le jet d'eau frappe d'abord la plaquette et une partie seulement part en direction du copeau, parallèlement à la plaquette
- le jet d'eau est bidimensionnel
- le coefficient d'orifice ne varie pas en fonction de la pression (régime très turbulent)
- la surface du copeau frappée par le jet d'eau est perpendiculaire à la plaquette
- le fluide (95 % d'eau) a une masse volumique = 1000 kg.m^{-3}

Dans un premier temps, le problème est de connaître le débit qui part sur le copeau puisque l'on considère que le jet est dirigé sur la plaquette d'usinage. L'effort exercé sur le copeau

sera dû exclusivement au débit Q_1 (Figure IV-24). Les données d'entrée (connues) sont la pression du jet en amont de la buse (notée P_{eau}), le diamètre de la buse (notées d) et l'angle d'inclinaison de jet (noté α).

Q_1 est le débit permettant le fractionnement du copeau ; Q_2 , le débit évacué par la plaquette de coupe, Q_m est le débit du jet sortant de la buse, P_{eau} est la pression hydraulique (P_0 est la pression environnante) et ρ_{eau} est la masse volumique de l'eau supposée ici incompressible

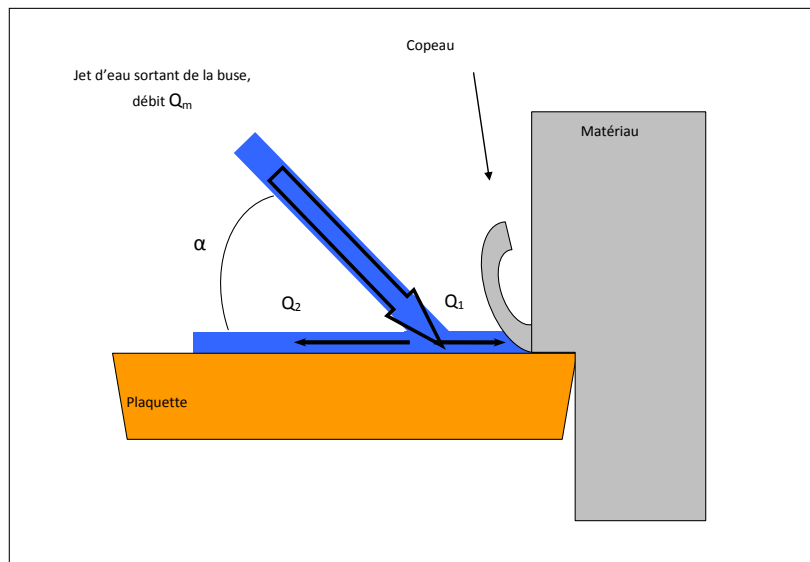


Figure IV-24 Schéma de la modélisation analytique.

Le débit Q_1 peut être défini simplement en fonction du débit du jet d'eau en sorti de buse Q_m .

$$Q_1 = \frac{Q_m}{2}(1 + \cos(\alpha))$$

Le jet d'eau est continu avec une pression d'alimentation et un débit constants (ou quasi-constants). La relation liant le débit à la vitesse d'écoulement est : $Q_m = C.S.V_{eau}$.

La valeur de la vitesse d'écoulement peut être reliée à la pression dans la buse à l'aide de l'équation de Bernoulli :

$$V_{eau} = \sqrt{\frac{P_{eau} - P_0}{\rho_{eau}}}$$

$$Q_m = C.S \sqrt{\frac{2.P_{eau}}{\rho_{eau}}}$$

Le diagramme suivant permet de connaître le coefficient d'orifice pour un étranglement créé par une paroi mince, ce qui est le cas de notre buse. Le calcul du nombre de Reynolds pour un écoulement type assistance jet d'eau HP donne Re de l'ordre de 395 000. Le régime est donc clairement hyper-turbulent quelles que soient nos configurations d'essais. Le coefficient d'orifice est alors constant et sa valeur est prise à 0,7.

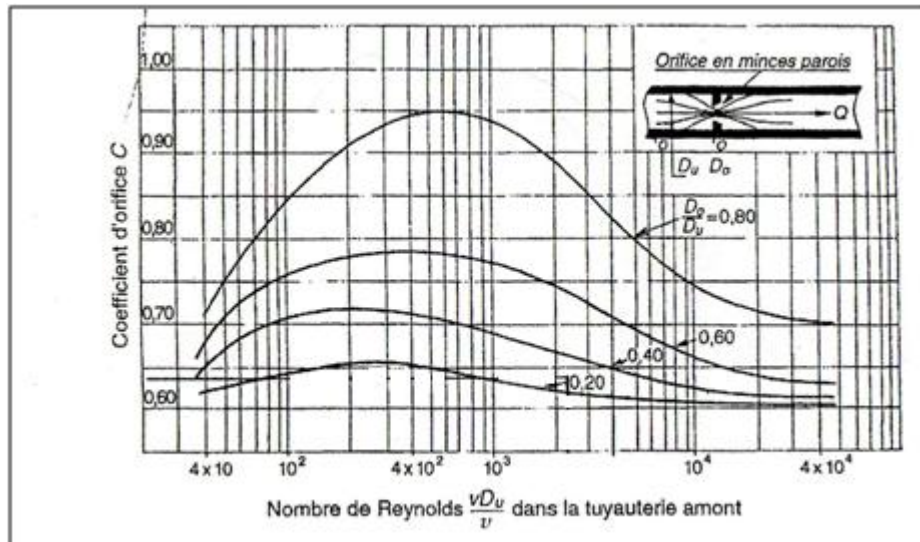


Figure IV-25: Détermination du coefficient d'orifice C en fonction du nombre de Reynolds.

Pour déterminer l'effort exercé par le jet d'eau sur le copeau, nous avons besoin de connaître le débit d'eau en direction du copeau et la vitesse du fluide car :

$$F = Q_1 \cdot V_{\text{eau}} \cdot \rho_{\text{eau}}$$

L'effort du jet d'eau peut donc être lié au débit ou à la pression du jet d'assistance :

- $F = f(Q) : F = \rho_{\text{eau}} \frac{Q_1^2}{CS}$
- $F = f(P) : F = C.S.2.P_{\text{eau}}$

Les paramètres agissant sur l'effort sont donc l'angle d'inclinaison du jet d'eau, la pression (ou le débit) et le diamètre de la buse. Une étude sur l'influence de ces paramètres est présentée dans le paragraphe suivant.

3. Influence des paramètres du jet d'eau sur l'effort de fragmentation

Dans ce chapitre nous allons détailler l'influence de chaque paramètre.

- Influence de l'angle d'inclinaison ($d = 1,5 \text{ mm}$)

L'influence de l'angle d'inclinaison a été étudiée pour différentes pressions en fixant le diamètre de buse à 1,5 mm.

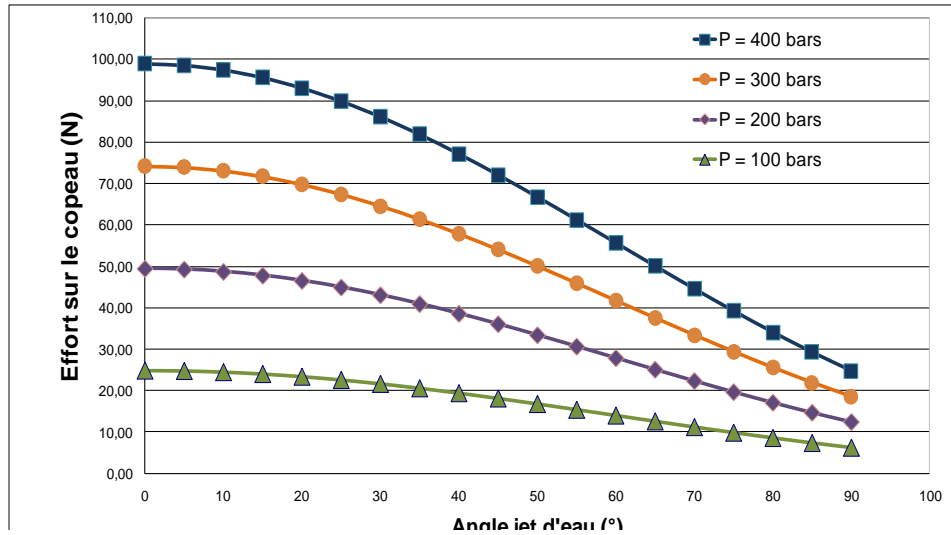


Figure IV-26: Influence de l'angle d'inclinaison sur l'effort appliqué au copeau.

L'angle du jet d'eau optimal est à 0°, ce qui correspond à un jet d'eau dirigé directement sur le copeau, parallèlement à la plaquette. Cette constatation est relativement intuitive. En revanche, il est intéressant de constater que l'effort ne chute pas rapidement si l'angle d'inclinaison reste faible. En effet, pour le cas le plus défavorable i.e 400 bars, l'effort diminue de seulement 7% pour une inclinaison de 20°. Pour des angles d'inclinaison plus importants l'effort peut fortement chuter. L'angle à utiliser doit donc rester faible.

- **Pression dans la buse ($\alpha=15^\circ$)**

L'influence de la pression a aussi été étudiée pour deux diamètres de buse différents ($d = 1$ mm et $d = 1,5$ mm) tout en en fixant l'angle d'inclinaison à 15°.

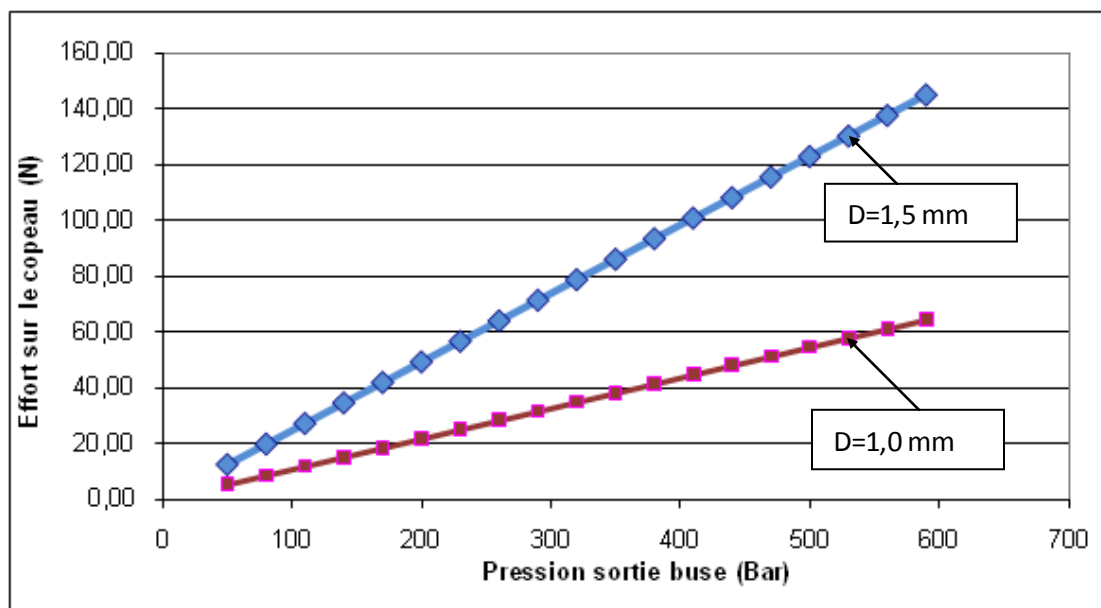


Figure IV-27: Influence de la pression sur l'effort de fragmentation.

L'augmentation de la pression induit un effort plus important sur le copeau ; il existe une relation linéaire entre les deux quantités.

On peut aussi remarquer que cet effort est d'autant plus important que le diamètre de buse augmente. Mais cette remarque est à nuancer. En effet, en augmentant le diamètre de la buse de manière trop importante, le jet peut devenir plus large que le copeau. Le jet perd donc de l'efficacité à partir de cette valeur. Une autre limitation est aussi à prendre en compte. En augmentant le diamètre de la buse pour une pression d'alimentation constante le débit augmente très fortement, suivant la relation :

$$Q_m = C.S \sqrt{\frac{2.P_{eau}}{\rho_{eau}}}$$

En doublant le diamètre de la buse, le débit doit être multiplié par quatre pour pouvoir maintenir une pression constante. Or la pompe est limitée en débit. Il existe donc une pression maximale en fonction du diamètre de buse utilisé (Figure IV-28).

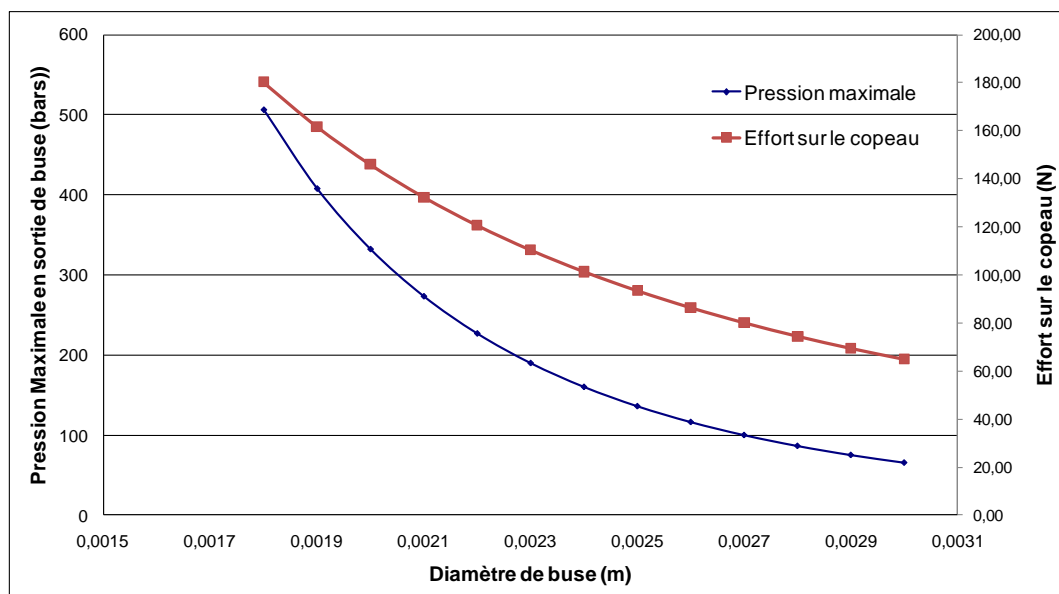


Figure IV-28: Pression maximale et Efforts sur le copeau en fonction du diamètre de buse pour le débit max $Q_m = 34$ l/min

- **Diamètre de buse ($\alpha=15^\circ$) :**

L'influence du diamètre a été examinée afin de trouver le diamètre optimal, c'est-à-dire celui pour lequel l'effort appliqué sur le copeau est le plus important. Pour cela, l'angle d'inclinaison a été fixé à 15° . Compte tenu de la limitation du débit de la pompe, la pression maximale est fonction du diamètre de la buse utilisée, comme nous l'avons expliqué au paragraphe précédent. Plus le diamètre de buse augmente et plus cette pression maximale diminue, ce qui au final peut faire baisser l'effort de fragmentation.

Ce phénomène est visible en traçant l'évolution de l'effort sur le copeau en fonction du diamètre de la buse pour une pression donnée (Figure IV-29).

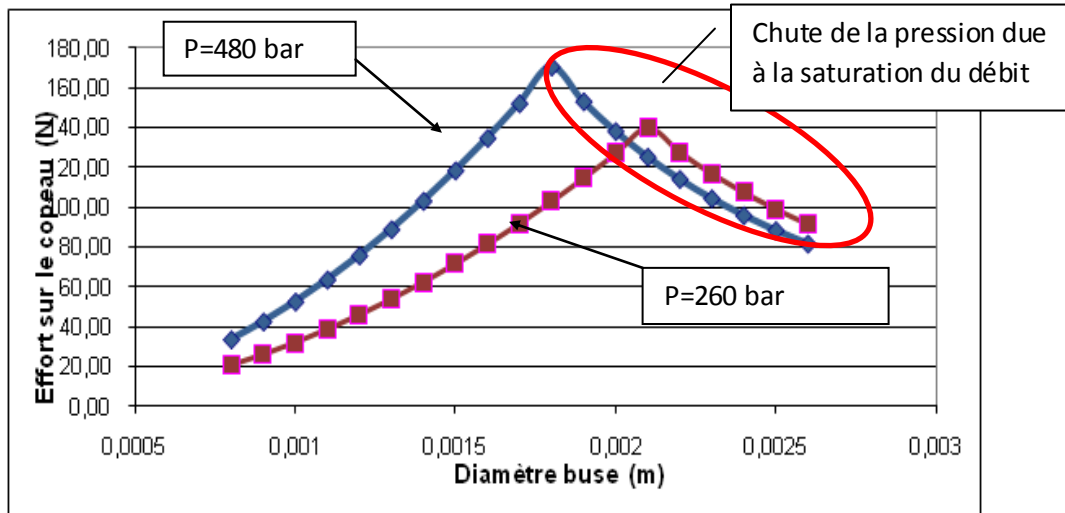


Figure IV-29: Influence du diamètre de buse sur l'effort de fragmentation.

Ainsi, lorsqu'on fixe une pression, l'augmentation du diamètre va augmenter le débit jusqu'à atteindre le débit maxi. Si l'on continue d'augmenter le diamètre de buse, le débit sature au débit maximal et la pression chute rapidement.

Lorsqu'on augmente le diamètre de buse, on obtient donc deux zones :

- la première où la vitesse du fluide est constante, le débit et l'effort augmentent
- la deuxième où le débit est constant (égal au débit maximal), la vitesse du fluide et l'effort diminuent

Lorsqu'on fixe une pression, il y a donc un diamètre optimal de buse qui fournit un effort maximum. Ce diamètre optimal est donné en fonction de la pression dans le tableau suivant :

Pression (bars)	50	100	180	260	320	400	480
Diamètre de buse optimale (m)	3,2	2,7	2,3	2,1	2	1,9	1,8
Effort sur le copeau (N)	59	85	104	125	140	158	170

Tableau IV-2: Diamètre de buse optimale en fonction de la pression

Maintenant que nous connaissons les relations entre les paramètres et leurs influences sur l'effort exercé sur le copeau, nous pouvons retenir pour que l'effort soit le plus élevé possible que :

- le jet en sortie de buse doit avoir un angle avec la plaquette le plus petit possible
- plus la pression sera importante et plus l'effort sera important
- il faudrait pouvoir adapter le diamètre de buse suivant la pression fixée pour atteindre le débit, et donc l'effort, maximum

Nous pouvons remarquer qu'avec une buse de diamètre 1,5 mm, nous n'utilisons pas la pompe haute pression de façon optimale mais que cette valeur est qu'en même assez proche de la valeur optimisée pour les pressions élevées.

4. Etude du point d'impact du jet sur la plaquette

Des essais complémentaires sur le positionnement du jet ont permis de mieux comprendre le rôle de celui-ci dans la formation du copeau, son évacuation de la zone de coupe, et son influence sur la génération de l'état de surface. Trois points d'impact ont été étudiés. Le premier est sur la face de coupe, le second sur la face de dépouille et le dernier est au dessus de la face de coupe pour viser directement le copeau déjà formé.

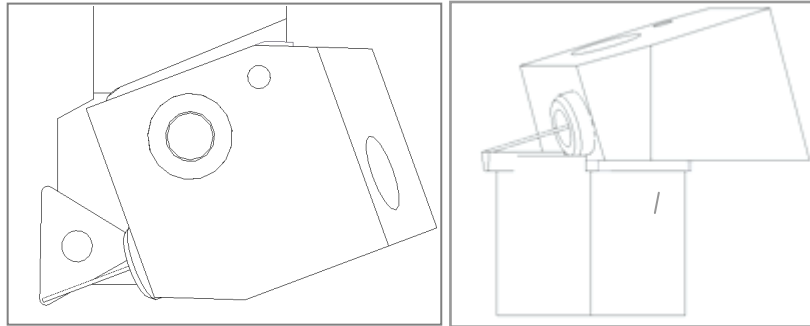


Figure IV-30: Point d'impact 1 : sur la face de coupe (Ay).

Le point d'impact 1 a donné entière satisfaction. Les copeaux sont parfaitement fragmentés, l'usure faible, l'état de surface régulier.

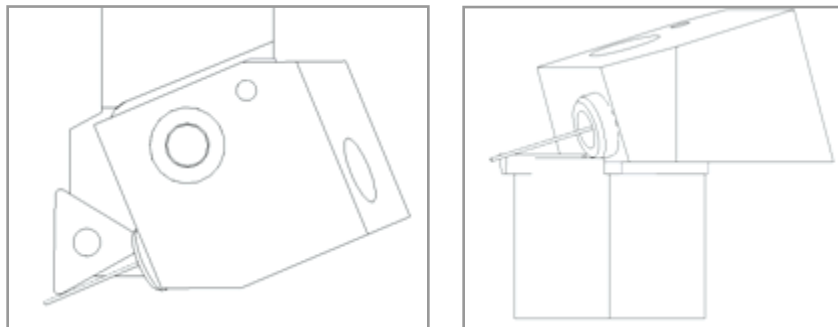


Figure IV-31: Point d'impact 2 : sur la face de dépouille

Le point d'impact 2 est étudié afin de savoir si le jet d'eau peut avoir un effet lorsque il impact sur la face de dépouille

Concernant la rugosité, cette configuration est à éviter, car elle s'avère à l'origine d'une hausse de la rugosité de plus de 50%, par rapport aux essais avec le même paramétrage mais avec le point d'impact n°1. Il faut donc limiter les contacts directs du jet sur la pièce usinée pour éviter ce type de dégradation par érosion. De plus, cette position de jet n'a pas d'influence sur la fragmentation des copeaux (copeaux non fragmenté type 4.1), et ne permet pas d'éviter le phénomène de copeau adhérent, s'il existe.

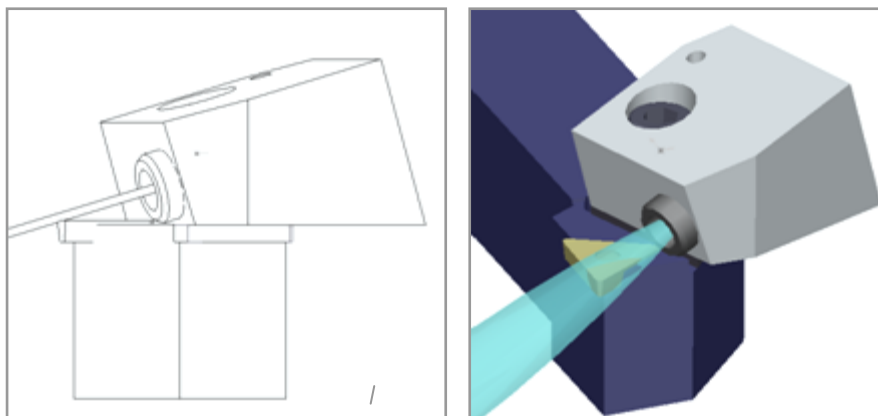


Figure IV-32: Point d'impact 3 : sur le copeau.

Pour le point d'impact n°3, le fait de viser les copeaux a donné le résultat le plus décevant : la plaquette s'est cassée après seulement deux passes, et le copeau ne s'est pas fragmenté.

Malgré la forte dispersion du jet qui semble « noyer » la partie active de l'outil lorsque la haute pression est activée (Figure IV-32), ces essais ont montré toute l'importance du point d'impact du jet d'eau pour obtenir une bonne fragmentation et une bonne protection de l'outil de coupe.

1. Etude expérimentale de l'assistance jet d'eau haute pression

a) Choix des paramètres étudiés

Comme pour l'UAL, les paramètres de l'usinage assisté jet d'eau haute pression sont nombreux. Il regroupe les paramètres de coupe mais aussi ceux associés au jet d'eau (pression, angle d'impact du jet, position, diamètre de buse...).

La plaquette choisie est une plaquette DNMG 150608 de nuance S05F de chez Sandvik. L'angle d'impact du jet est de 15° et le diamètre de buse est de 1,5 mm.

b) Morphologie du copeau

La morphologie des copeaux a été soigneusement étudiée pour des essais réalisés à sec, en lubrification basse pression et haute pression (50 bar à 300 bars) pour une opération de chariotage. Les paramètres de coupe retenus sont une vitesse de coupe de 50 m/min, une avance de 0,15 mm/tr et une profondeur de passe de 0,5 mm.

Ces premiers essais permettent de montrer l'influence de la pression sur la fragmentation du copeau (Figure IV-33). Les copeaux se segmentent à partir d'une pression de 50 bars mais la longueur des copeaux reste trop importante (environ 100 mm) pour une bonne évacuation

de ces derniers. Les copeaux présentent une bonne fragmentation à partir d'une pression de 100 bars. Leur longueur diminue avec l'augmentation de la pression. D'ailleurs, pour une pression de 300 bars les copeaux deviennent trop fins, ce qui peut être néfaste pour la machine en s'insérant dans ses différents éléments (glissière, mandrin...). De plus, une pression trop élevée peut favoriser un effet de grenailage sur la surface de la pièce en projetant les copeaux à une vitesse très rapide. Pour une pression de 200 bars, la fragmentation du copeau est très correcte. Avec un jet haute pression, le copeau s'enroule vers le haut (arcs de petites tailles) et se casse très vite, d'autant plus vite que la pression est élevée. Cette observation a déjà été faite par plusieurs auteurs [Courbon 2009] [Nandy 2008] [Palanisamy 2009] [Lopez de Lacalle 2000].

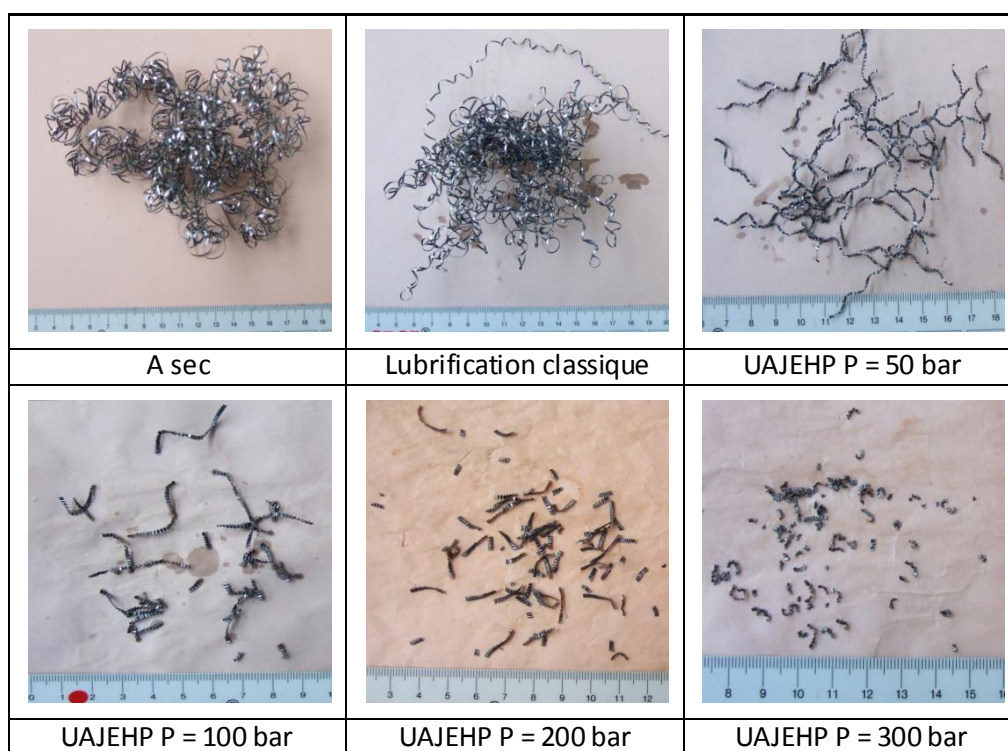


Figure IV-33: Fragmentation des copeaux en fonction de la pression d'assistance.

On peut observer qu'au cours de l'opération d'usinage, les grains du matériau dans le copeau se déforment de manière importante en fonction des conditions de coupe. Des micrographies ont été effectuées afin d'observer l'influence de la pression sur la morphologie du copeau et sur leur formation. Peu changement notable n'a été observé entre les essais conventionnels et les essais jet d'eau haute pression sur la forme général du copeau (Figure IV-34). On observe un festonnement beaucoup plus instable lorsque la pression augmente. Cette instabilité est sûrement due à l'action mécanique du jet d'eau qui crée des vibrations lors de l'usinage du matériau.

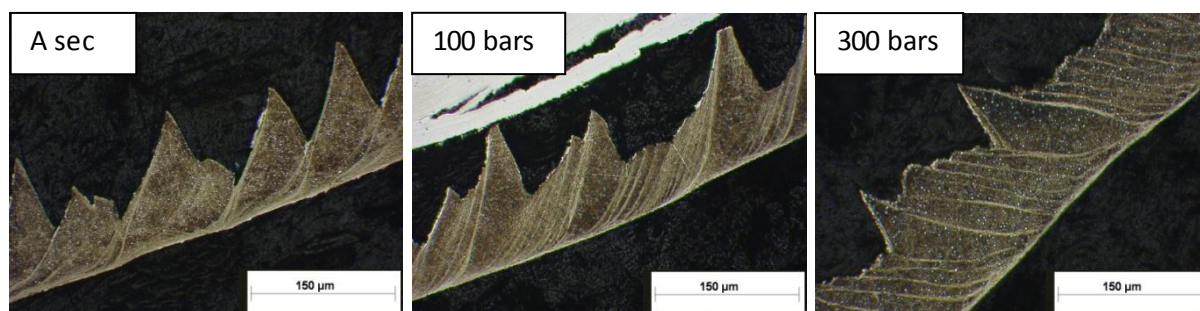


Figure IV-34: Morphologie de copeaux pour différentes pressions.

Le Ti555-3 a la particularité de présenter des bandes blanches aux zones de cisaillement primaire et secondaire. Ces bandes apparaissent en raison d'une intense énergie mécanique et thermique localisée et rapide ayant pour résultat la transformation métallurgique de l'alliage. Les essais jet d'eau haute pression ont permis de montrer que ces zones sont réduites en fonction de la pression d'assistance mais seulement pour la zone de cisaillement secondaire (Figure IV-35).

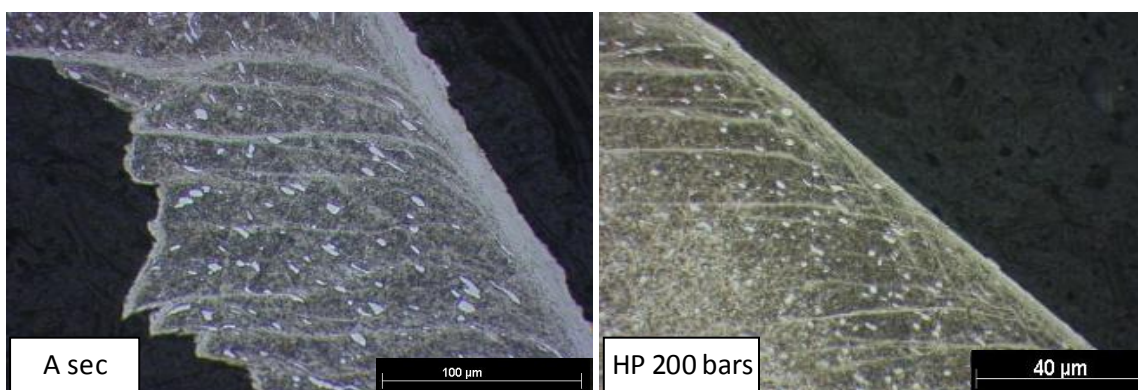


Figure IV-35: Influence de la pression sur la bande blanche dans le copeau pour le Ti555-3

Cette réduction de la bande blanche est sûrement due à la réduction de la température au niveau de cette zone. En revanche, les bandes blanches créées dans la zone de cisaillement primaire restent semblables avec et sans assistance. Ces constatations indiquent que l'action du jet d'eau influence principalement la zone secondaire et n'a qu'un effet très limité sur la zone primaire.

c) Evolution de l'effort de coupe

Une étude sur l'évolution de l'effort de coupe en fonction de la pression a été menée sur l'alliage de titane Ti555-3. Nous avons comparé des essais en usinage à sec, en lubrification classique que l'on nommera Basse Pression et en usinage assisté jet d'eau HP avec différentes pressions (100, 200 et 300 bar). Les trois composantes d'efforts F_t , F_r , F_a ont été relevées.

(1) Etude de l'influence de la vitesse de coupe

L'étude a été menée à vitesse de coupe variable, pour une avance fixée à 0,3 mm/tr et une profondeur de passe à 0,5 mm. La vitesse de coupe varie de 20 m/min à 90 m/min par palier de 10 m/min. La figure suivante (Figure IV-36) montre l'évolution de la pression spécifique de coupe en fonction de la vitesse de coupe pour différentes configurations.

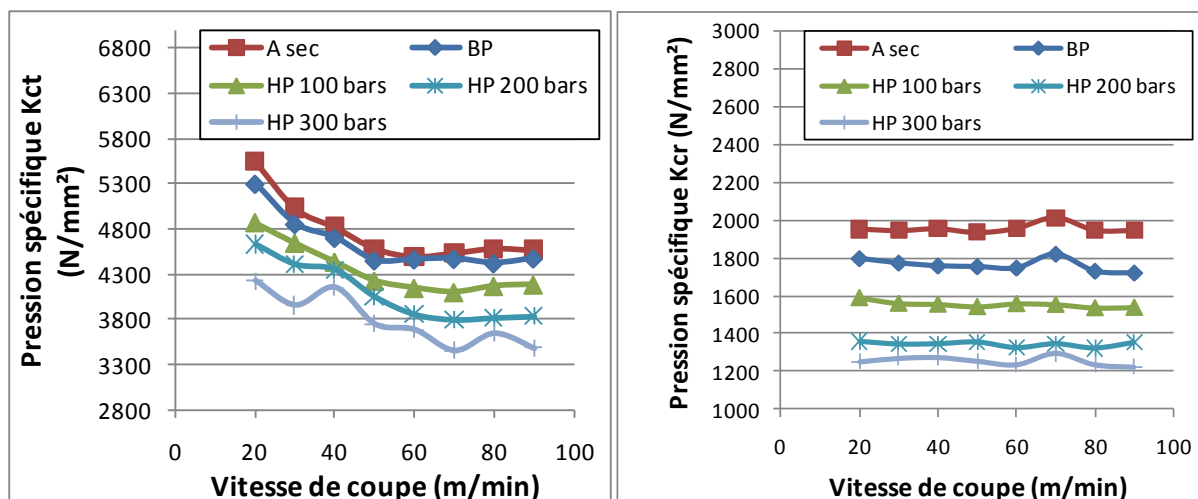


Figure IV-36: Evolution de la pression spécifique Kct et Kcr en fonction de la vitesse de coupe.

Cette figure montre que la pression spécifique de coupe diminue avec la pression de l'assistance jet d'eau. En effet, pour la plus faible vitesse (20 m/min), elle passe de 5553 N/mm² à 4222 N/mm² entre un essai à sec et un essai en usinage assisté jet d'eau HP avec une pression de 300 bars, soit une diminution de 24%. Cette diminution est sensiblement identique pour chaque vitesse de coupe. En effet, pour la plus grande vitesse de coupe, la pression spécifique baisse de 23%. De plus, on peut remarquer que la vitesse de coupe minimale, $V_{c_{min}}$ définie dans la démarche du Couple Outil Matière évolue avec la pression de jet d'assistance. Cette vitesse $V_{c_{min}}$ passe de 50 m/min pour les essais à sec et en lubrification classique à 80 m/min pour une pression de 300 bars.

L'influence de la pression de l'assistance sur la pression spécifique de coupe tangentielle et la pression spécifique de coupe radiale n'est pas identique. En effet, avec la pression d'assistance l'effort radial diminue plus fortement (-37% pour 300 bars) que l'effort tangentiel (-24% pour 300 bars). En s'appuyant sur la théorie de Merchant, cette évolution du rapport entre l'effort tangentiel et l'effort radial, indique que le coefficient de frottement diminue avec la lubrification sous pression. Cette remarque sera confirmée en synthèse où une évaluation de ce coefficient de frottement sera présentée en fonction de la vitesse de coupe V_c et de la pression du Jet.

(2) Influence de l'avance et de la profondeur de passe

Des essais à vitesse constante ($V_c = 50$ m/min) ont été menés pour montrer l'influence de la haute pression lorsque l'avance et la profondeur de passe varient. Par souci de clarté, seule

la pression spécifique de coupe tangentielle sera présentée. Les évolutions des autres composantes sont identiques.

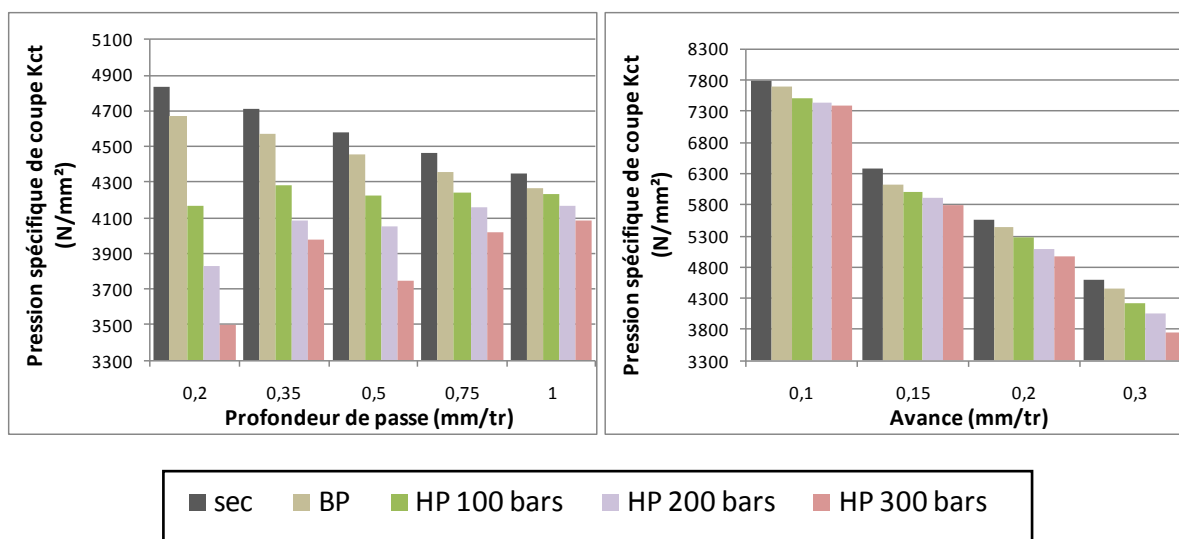


Figure IV-37: Evolution de la pression spécifique de coupe Kct en fonction de l'avance et de la profondeur de passe.

Les essais ont montré que la pression spécifique de coupe tend à diminuer avec l'avance et la profondeur de passe. De plus, on peut se rendre compte que la pression du jet d'eau influence fortement cette valeur. En effet, pour les fortes avances la pression spécifique Kct diminue jusqu'à 20% ($f = 0,3 \text{ mm/tr}$, $P = 300 \text{ bar}$) avec la pression alors que pour les faibles avances, celle-ci est peu affectée, 5% pour $f = 0,1 \text{ mm/tr}$ et $p = 300 \text{ bar}$. Cela peut s'expliquer facilement car en augmentant l'avance, la largeur du copeau croît, présentant une surface plus importante à l'action du jet, alors que son épaisseur (liée à la profondeur de passe) reste faible. Le jet d'eau est donc plus efficace pour les grandes avances.

L'influence de la pression du jet d'eau en fonction de la profondeur de passe évolue fortement. En effet, lorsque la profondeur de passe est importante (1 mm), le jet est beaucoup moins efficace que pour les faibles profondeurs de passe. Pour une profondeur de passe de 0,2 mm la pression du jet fait diminuer la pression spécifique de coupe de 29% alors qu'à 1 mm de profondeur de passe, cette diminution n'est plus que de 6%. Ceci peut aussi facilement s'expliquer par le fait qu'en augmentant la profondeur de passe, l'épaisseur du copeau va augmenter et donc être plus résistant à la fragmentation. De plus une augmentation de la profondeur de passe ne fait pas varier de manière significative la surface soumise à l'action du jet.

En résumé, nous pouvons conclure sur le fait que la méthode de lubrification (sec, lubrification classique, lubrification haute pression) joue un rôle considérable sur les efforts de coupe. Cette influence est d'autant plus marquée que la pression est importante. De plus, l'efficacité de l'assistance jet d'eau est d'autant plus grande que la profondeur de passe est faible et que l'avance est grande. Ceci peut être expliqué par une action mécanique du jet qui tend à relever le copeau et donc de réduire l'aire de contact outil-copeau. Ceci a déjà été

révélé par E. Ezugwu et al [Ezugwu 1997][Ezugwu 2003], pour l'usinage de l'Inconel 718 à une pression de 200 bars à une avance fixé à 0,2 mm/tr. Il affirme aussi que cette réduction est due à une meilleure fragmentation du copeau avec l'élévation de la pression.

d) Usure

Des études traitant de l'effet du jet d'eau sur l'usure ont déjà été réalisées sur quelques matériaux. Les travaux de E. Ezugwu *et al* [Ezugwu 1991][Ezugwu 2003], pour l'usinage de l'Inconel 718 à une pression de 200 bars et à une avance fixée à 0,2 mm/tr, montrent une diminution de l'usure en assistance jet d'eau HP. Ils affirment que cette réduction est due à une meilleure fragmentation du copeau avec l'action mécanique du jet qui tend à le relever donc réduire l'aire de contact outil-copeau.

Afin de d'analyser l'évolution de l'usure en fonction de la pression, des essais ont été réalisés sur l'alliage de titane Ti555-3. Ces essais d'usure ont été exécutés pour trois vitesses de coupe différentes (50, 70 et 90 m.min⁻¹), et suivant différents modes de lubrification (à sec, en lubrification classique et en assistance HP de 100, 200 et 300 bar). Dans cette étude, l'avance et la profondeur de passe sont respectivement fixées à 0,15 mm/tr et 0,5 mm. La mesure de l'usure en dépouille de l'outil a été menée à l'aide d'une loupe binoculaire de grossissement X4 et équipée d'une table micrométrique de résolution 0,01 mm. Il est à noter que la profondeur de passe retenue est plus faible que le rayon de bec de l'outil. L'usure intervient donc seulement dans le rayon de bec de l'outil et non sur l'arête de coupe rectiligne de la plaquette. Néanmoins, l'usure mesurée sera nommée V_b même si cette définition de l'usure en dépouille ne correspond pas exactement à celle donnée par la norme. Le critère d'usure maximale, V_b^* sera pris à une valeur de 0,3 mm pour définir la dégradation maximale de l'outil (estimation de la durée de vie).

L'évolution de l'usure en fonction du temps a été tracée sur la Figure IV-38 pour les essais réalisés à une vitesse de coupe de 50 m/min.

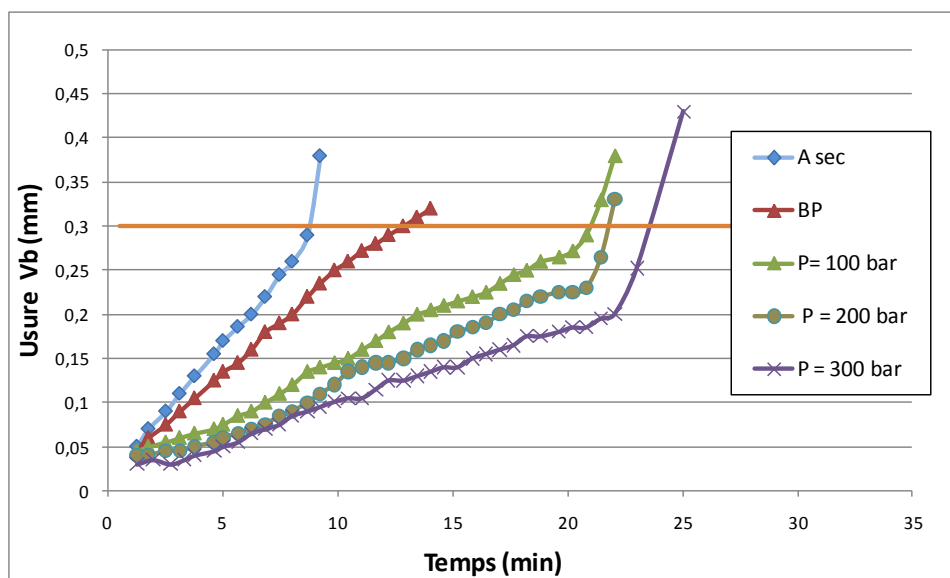


Figure IV-38: Evolution de l'usure en dépouille en fonction du temps d'usinage pour différentes pressions ($V_c = 50$ m/min, $f = 0,15$ mm/tr, $a_p = 0,5$ mm).

La durée de vie de l'outil est de 8 min 45s, pour l'usinage à sec, et de 20 min 30s pour une pression de 100 bars soit une durée de vie plus que doublée (gain de 185 %) par rapport à l'usinage à sec. En revanche, l'usure catastrophique en assistance jet d'eau HP apparaît pour une usure V_b d'autant plus faible que la pression est élevée, ce qui limite fortement la durée de vie de l'outil. Si l'usure catastrophique était évitée, le gain sur la durée de vie de l'outil serait extrêmement plus important. Cette apparition de l'usure catastrophique est sûrement due à l'action mécanique du jet haute pression sur la plaquette. Une étude complémentaire devra être menée sur ce point.

La Figure IV-39 présente des photographies des plaquettes mettant en évidence l'usure sur la face de coupe et l'usure en dépouille de celle-ci, à la fin de chaque essai d'usure.

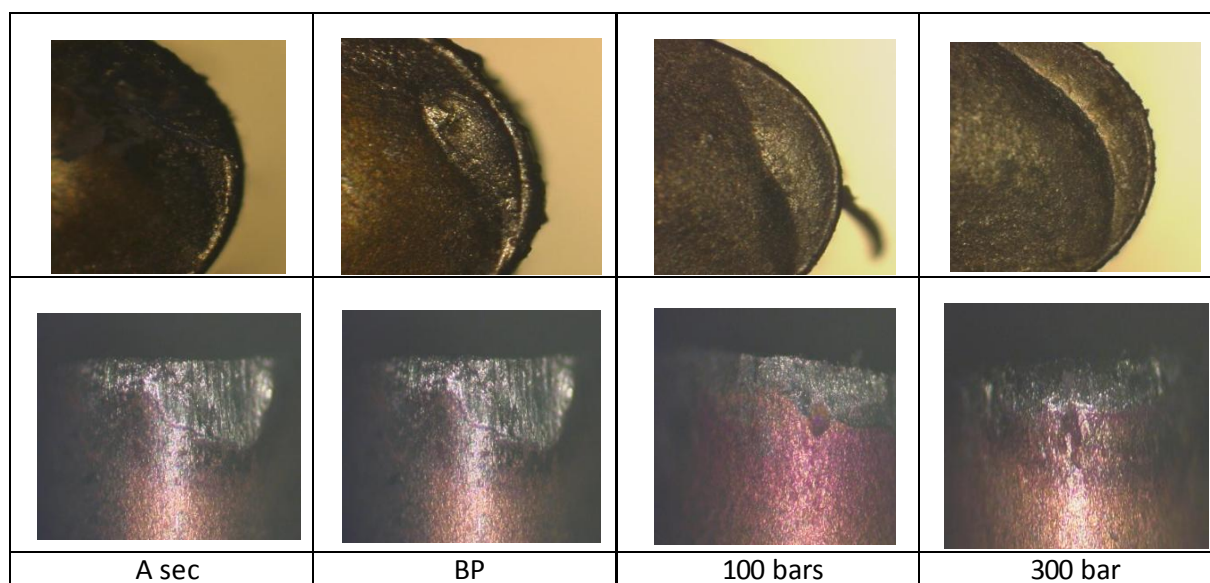


Figure IV-39: Usure des plaquettes pour différentes pressions

On montre donc une augmentation de la durée de vie avec l'assistance HP lorsque l'on accroît la pression. La durée de vie de l'outil plus importante est sûrement due à deux phénomènes reliés : une meilleure fragmentation et évacuation du copeau et, une amélioration des conditions thermiques de la coupe.

Pour le premier phénomène, il est évident que le jet d'eau HP s'insère partiellement entre le copeau et l'outil. Le fait que le jet d'eau forme une interface hydrodynamique entre les deux parties en frottement permet de 'soulager' le frottement, d'améliorer le coefficient de frottement au niveau de cette interface et aussi réduire la surface de contact. Cette réduction de la surface flottante est d'ailleurs visible sur les images de la face de coupe regroupées dans la Figure IV-39.

Pour le deuxième phénomène, il est probable que la température de coupe décroît fortement avec l'assistance jet d'eau. En basse pression, de la vapeur peut apparaître et interférer avec le transfert de chaleur [Kaminski 2000]. En haute pression, le jet est localisé et permet un refroidissement forcé à l'interface outil-copeau améliorant ainsi le transfert de chaleur dans le fluide [Nandy 2009]. Une évacuation rapide des copeaux due à une meilleure fragmentation de celui-ci contribue à la réduction de la température d'interface. De plus, l'effort de coupe moins important en assistance jet d'eau HP met en évidence une puissance dissipée plus faible. L'action de tous ces facteurs, même s'ils n'ont pas fait l'objet d'une étude particulière, permet de penser que l'action du jet fait chuter fortement la température au niveau de la coupe, ce qui limite d'autant l'affaiblissement thermique de l'outil et l'usure par diffusion.

Ces essais permettent aussi de montrer que l'assistance jet d'eau HP est d'autant plus efficace que la pression est élevée (Figure IV-40). Mais lorsque la vitesse de coupe augmente, le gain produit par la haute pression du jet diminue.

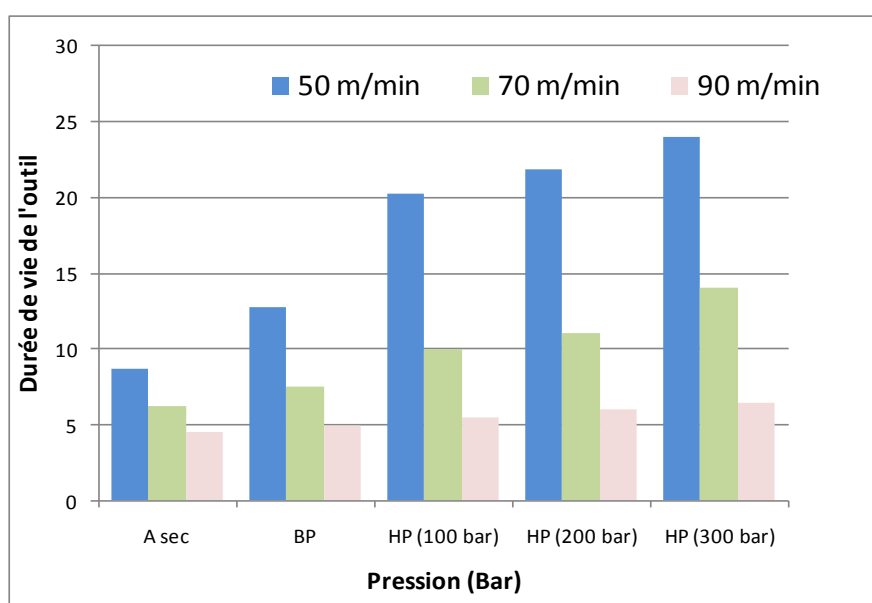


Figure IV-40: Influence de la pression sur la durée de vie de l'outil pour différentes vitesses de coupe.

Cet histogramme (Figure IV-40) met en évidence un gain sur la durée de vie de l'outil avec une assistance jet d'eau HP. Ce gain est réduit lorsque la vitesse de coupe augmente. En effet, les gains de durée de vie sont de 185 % pour une vitesse de coupe de 50 m/min et d'environ 44 % pour une vitesse de coupe de 90 m.min. Cette perte de gain peut être justifiée par le fait qu'avec l'augmentation de la vitesse de coupe, la vitesse d'écoulement du copeau augmente ce qui à tendance à chasser le jet d'eau hors de l'interface copeau / outil. Le film d'eau s'insérant dans cette interface aura donc tendance à s'amincir, et donc à être moins efficace.

Afin de comparer la durée de vie des outils en usinage avec lubrification classique et sous assistance HP, il est intéressant de tracer les droites de Taylor pour ces deux modes d'usinage. Les résultats sont représentés en échelles logarithmiques dans le graphique suivant (Figure IV-41).

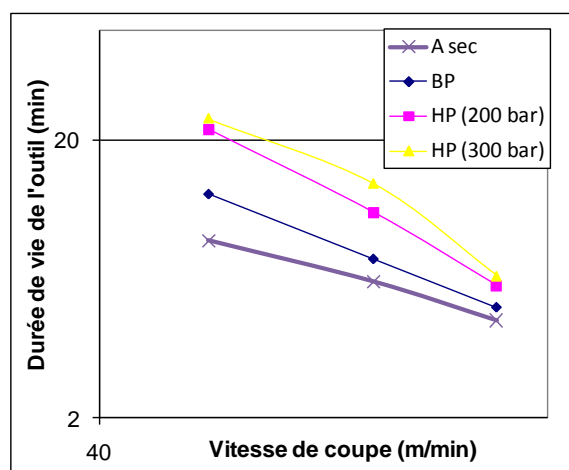


Figure IV-41: Représentation de la loi de Taylor pour différentes pressions.

Il est important de remarquer que les trois points de chaque type d'usinage (sauf pour l'essai à 300 bar) sont relativement bien alignés ce qui confirme que le modèle de Taylor est approprié aux essais réalisés. Les équations des droites de Taylor permettent d'écrire la loi de Taylor, pour chaque type d'usinage.

Loi de Taylor : $T = C_v \cdot V^n$ avec C_v et n constantes.

Essai à Sec	$T = 690 \cdot V^{-1.15}$
Essai en lubrification classique	$T = 6673 \cdot V^{-1.599}$
Essai en UAJEHP (P=200 bar)	$T = 118763 \cdot V^{-2.194}$
Essai en UAJEHP (P = 300 bar)	$T = 132941 \cdot V^{-2.188}$

Tableau IV-3: Loi de Taylor pour les différentes configurations d'essais retenues.

La diminution de l'exposant de Taylor, n , en fonction de l'augmentation de la pression montre bien la perte d'efficacité de l'assistance jet d'eau avec l'augmentation de la vitesse de coupe en fonction de la pression du jet.

e) Intégrité des surfaces

(1) Etat de surface

L'effet du jet d'eau sur l'état de surface de la pièce a été analysé grâce à des essais réalisés avec une avance de 0,15 mm/tr, une profondeur de passe de 0,5 mm et avec différentes vitesses de coupe. La Figure IV-42 montre les résultats obtenus.

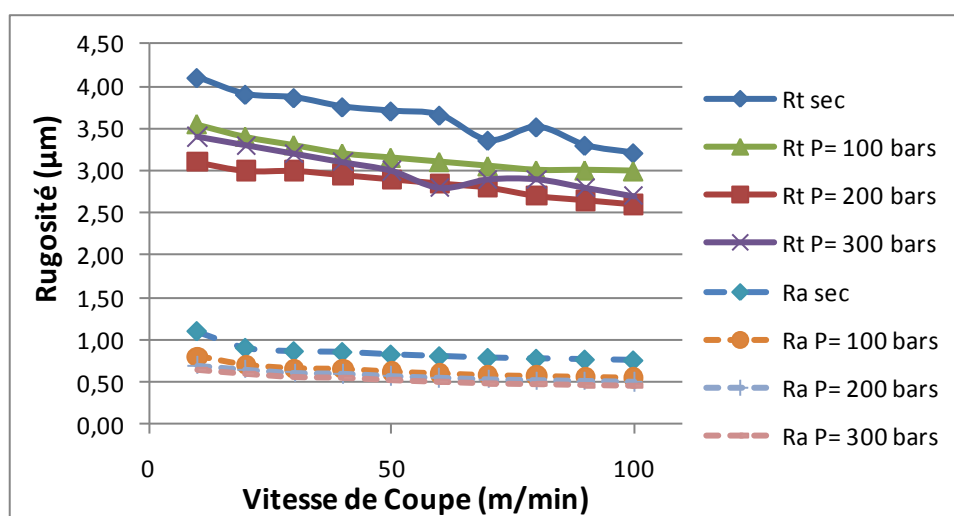


Figure IV-42: Rugosité Ra et Rt pour différentes pressions.

Les critères de rugosité Ra et Rt diminuent sensiblement avec la pression du jet. En effet, pour une vitesse de coupe de 50 m/min, Rt passe de 3,8 µm à 2,95 µm entre un usinage à sec et un usinage assisté jet d'eau avec une pression de 200 bars. La rugosité arithmétique moyenne Ra diminue de 0,82 µm à 0,57 µm.

(2) Contraintes Résiduelles

Dans le cadre de l'usinage des alliages de titane, en chariotage ou en coupe orthogonale, les aspects intégrité de surface ont été étudiés. A l'échelle microscopique, une analyse des mécanismes physiques intervenant lors de la génération du copeau et en surface de pièce usinée est effectuée.

La détermination des contraintes résiduelles est réalisée par la technique de diffraction des rayons X, à l'aide d'un appareil de type PROTO-XRD (La tension utilisée est de 25kV, l'intensité est 4mA). Les contraintes sont étudiées selon deux directions : celle de la vitesse de coupe V_c (contraintes circonférentielles) et celle de la vitesse d'avance f (contraintes transversales). Les premiers résultats montrent que l'influence de la pression sur les contraintes résiduelles est significative. En effet, bien que les valeurs de contraintes résiduelles en profondeur varient peu, les contraintes en extrême surface, dans les deux

directions, tendent sensiblement plus vers la compression avec l'augmentation de la pression du jet d'assistance. En effet, la contrainte circonférentielle passe de -400MPa (en usinage à sec) à environ -700MPa (avec une pression de 350 bars) (Figure IV-44). La contrainte transversale passe de -155 Mpa à -380 Mpa entre un usinage à sec et un usinage assisté jet d'eau avec une pression de 300 bars (Figure IV-43). En revanche, l'usinage assisté jet d'eau a peu d'influence sur la profondeur du maximum de compression.

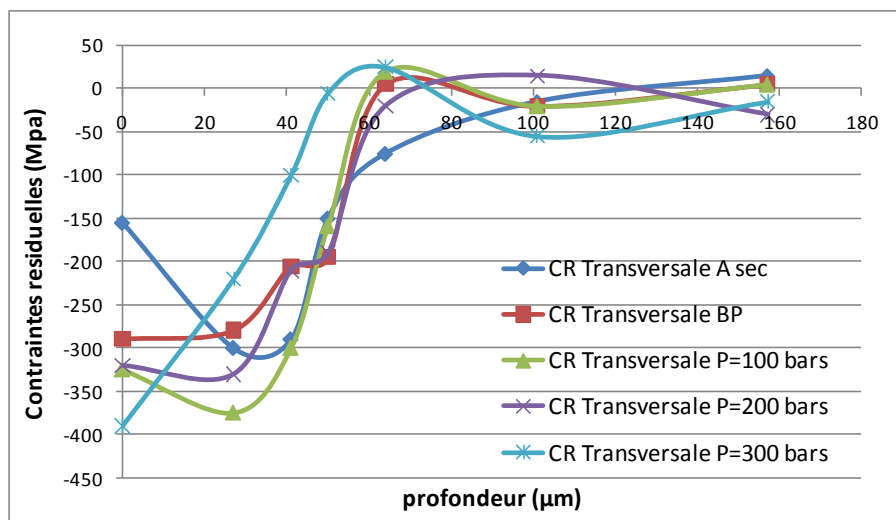


Figure IV-43: Evolution des profils de contraintes résiduelles transversales.

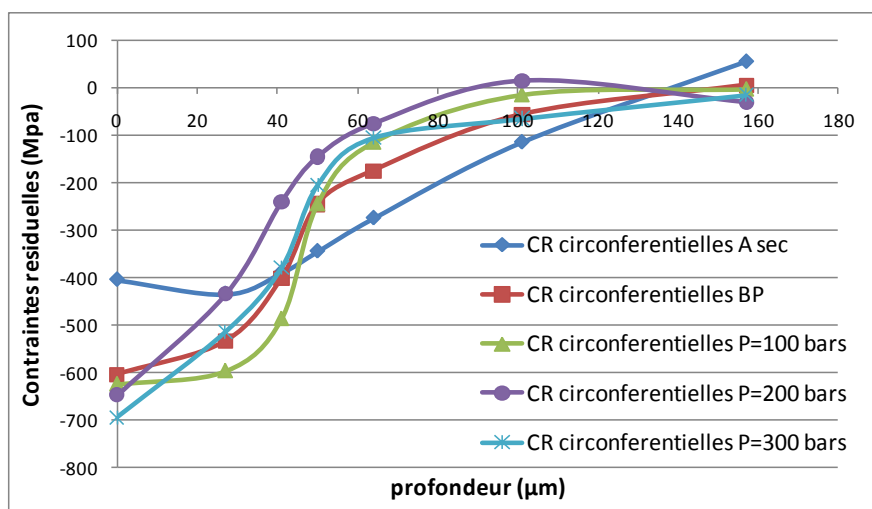


Figure IV-44: Evolution des profils de contraintes résiduelles circonférentielles.

Dans tous les cas, la largeur de pic en surface est élevée ($>3^\circ$), ce qui représente un écrouissage important (Figure IV-45). En revanche, dans le cas d'un usinage assisté jet d'eau, elle décroît plus rapidement en profondeur pour se stabiliser à la valeur correspondant à celle du matériau d'origine. L'écrouissage identique en surface indique que les contraintes mécaniques induites dans les deux configurations (avec et sans assistance) sont de même intensité. L'écrouissage est plus localisé en surface pour les essais lubrifiés. En effet, un refroidissement de la surface efficace limite la température en sous-couche ce qui évite un écrouissage de cette zone.

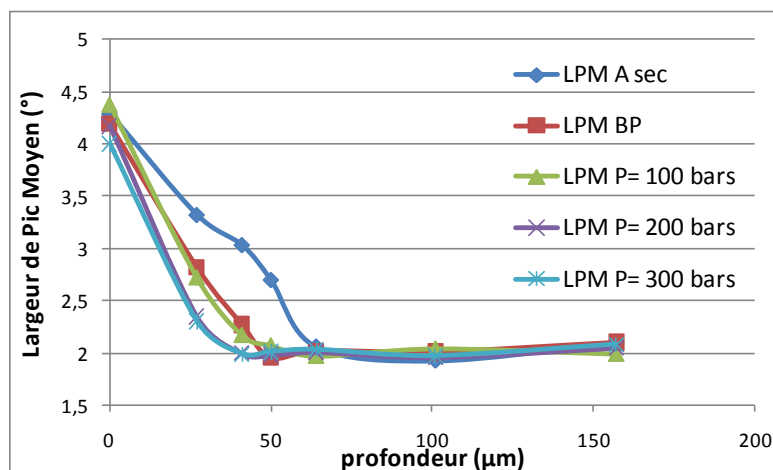


Figure IV-45: Evolution de la largeur de Pic Moyen en fonction de la pression.

Les résultats obtenus pour les contraintes résiduelles en surface et pour l'écroissage montrent que l'action mécanique de l'outil sur la surface de la pièce reste équivalente pour les deux configurations (même écroissage) mais que l'action thermique est différente (contraintes résiduelles plus en compression pour l'usinage assisté). Le jet d'eau a donc un rôle sur les phénomènes thermiques prépondérant par rapport aux phénomènes mécaniques.

Une étude complémentaire est effectuée, pour deux vitesses de coupe de 50 m/min et 100 m/min, une avance de 0,15 mm/tr, une profondeur de passe de 0,5 mm et une pression de 200 bars. Les résultats obtenus sont présentés Figure IV-46. Ces résultats ne montrent pas une grande différence entre les courbes de contraintes transversales en profondeur lorsque la vitesse de coupe passe de 50 m/min à 100 m/min. Ainsi, il semble que la vitesse de coupe n'influe pas sur la profondeur affectée qui varie entre 30 et 40 µm. L'évolution de la largeur de corde avec la profondeur (pour $V_c=50$ et 100 m/min) est relativement élevée en surface, elle décroît rapidement puis plus progressivement pour se stabiliser et atteindre l'écroissage du matériau initial à une valeur de 2°. On peut remarquer qu'en surface, la largeur de corde augmente avec la vitesse de coupe.

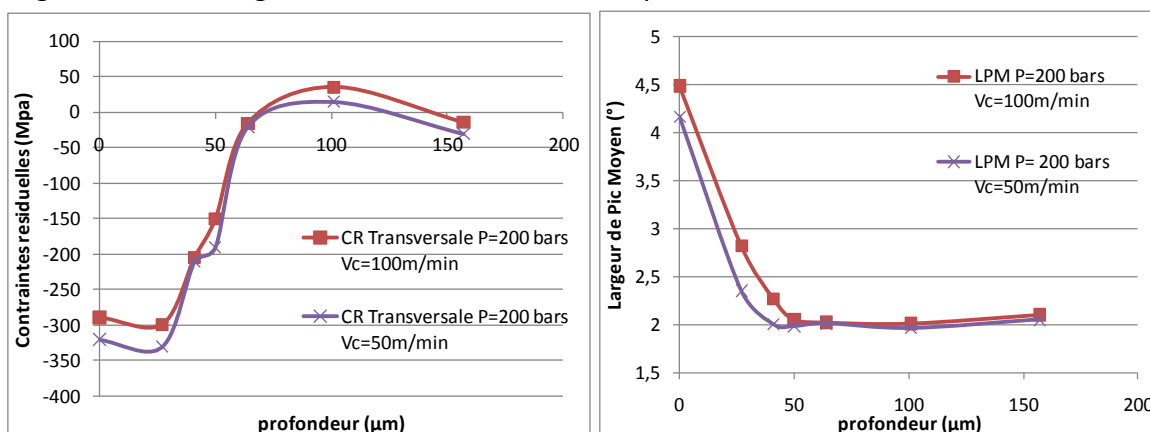


Figure IV-46: Effet de la vitesse de coupe sur le profil des contraintes transversales et la largeur de pic moyen.

L'analyse des résultats expérimentaux et leur comparaison nous a permis de retenir un certain nombre de conclusion. En particulier en ce qui concerne l'évolution des contraintes résiduelles superficielles (Figure IV-47). Les contraintes résiduelles superficielles chutent vers plus de compression dès l'utilisation d'une pression de 50 bars puis diminuent encore un peu avec l'augmentation de la pression. L'action de jet d'eau HP est donc presque instantanée dès une pression de quelques dizaines de bars. En effet, en considérant que la chute des contraintes résiduelles en surface vers plus de compression est due à la diminution de l'effet thermique, cela montre que le refroidissement forcé de la zone de coupe est efficace dès une pression de 50 bars. A travers cette étude, on remarque qu'en extrême surface, on peut observer une baisse de la contrainte en surface en fonction de la pression du jet d'eau. Cependant, nous pouvons remarquer que l'assistance jet d'eau semble jouer un rôle moins important au niveau des contraintes superficielles lorsque la vitesse augmente.

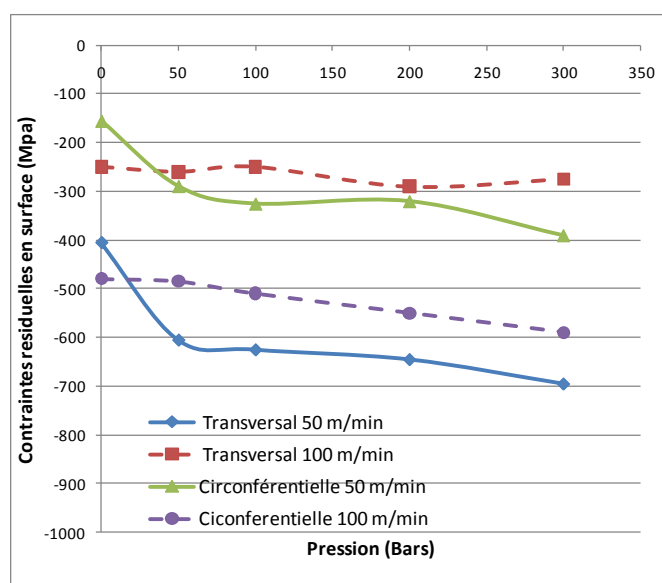


Figure IV-47: Evolution des contraintes superficielles en fonction de la pression

2. Discussion

Lors de cette étude, des améliorations dans l'usinage du Ti555-3 à l'aide de l'assistance jet d'eau haute pression ont été notées. Ces améliorations présentées ci-dessus peuvent être expliquées au regard de la longueur de contact entre l'outil et le copeau. En effet des observations des plaquettes de coupe selon les différentes configurations d'essais ont montré que la longueur de contact a tendance à diminuer avec l'augmentation de la pression en usinage assisté jet d'eau HP. En effet, l'action mécanique du jet à tendance à soulever le copeau par rapport à la surface de l'outil. Cette réduction de la zone de contact va avoir une influence sur le coefficient de frottement apparent. De récentes recherches ont montré ce lien entre le coefficient de frottement μ , la vitesse de coupe et la longueur de contact en usinage. Il a été montré notamment que ce coefficient était dépendant de la vitesse de glissement entre le copeau et la face de coupe de l'outil [Zemzemi 2007]. La Figure IV-48 montre l'évolution du coefficient de frottement en fonction de la vitesse de coupe et

de la pression du jet. Le calcul de μ a été effectué en suivant la relation, tirée de la théorie de Merchant : $\mu = \frac{F_n + F_t \cdot \tan(\gamma)}{F_t - F_n \cdot \tan(\gamma)}$, où F_n et F_t sont l'effort normal et tangentiel dans le repère de mesure et γ est l'angle de coupe de l'outil.

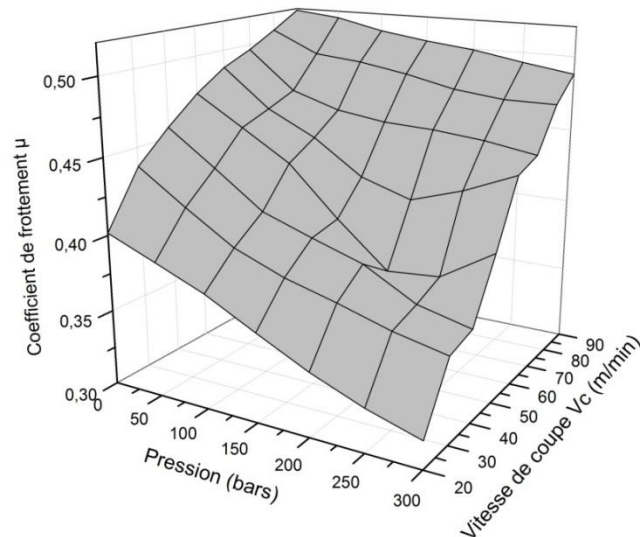


Figure IV-48: Evolution du coefficient de frottement en fonction de la pression et de la vitesse de coupe.

La Figure IV-48 montre bien cette diminution du coefficient de frottement avec la pression du jet en usinage assisté jet d'eau HP. Cette diminution est d'ailleurs plus importante pour les vitesses de coupe faibles. La réduction du coefficient de frottement va avoir une influence sur les températures générées à l'interface copeau/outil. En effet, plusieurs auteurs ont montré que l'augmentation de la pression influe sur les températures enregistrées à l'aide de thermocouple dans l'outil. Courbon [Courbon 2009] a mesuré cette température et observe une réduction de 30% de la température de l'outil entre un essai en très haute pression (900 bars) et une lubrification conventionnelle. Cette baisse de température va influencer l'usure de l'outil. En effet, l'usure en cratère sévère est une caractéristique typique de l'usinage des alliages de titane comme cela a pu être relevé par de nombreux auteurs [Venugopal 2007] [Vosough 2004] [Lopez de Lacalle 2000]. Les mécanismes de cette usure sont principalement dus à un phénomène d'adhésio-diffusivité qui se produit à température élevée.

De même que pour le coefficient de frottement, l'évolution de la longueur de contact a été tracée en fonction de la vitesse de coupe et de la pression. (Figure IV-49). Cette figure montre une diminution de la longueur de contact avec l'augmentation de la vitesse de coupe et avec celle de la pression du jet d'eau. Or comme dans toutes les observations expérimentales précédentes, cette influence de la pression du jet devient moindre avec l'augmentation de la vitesse de coupe.

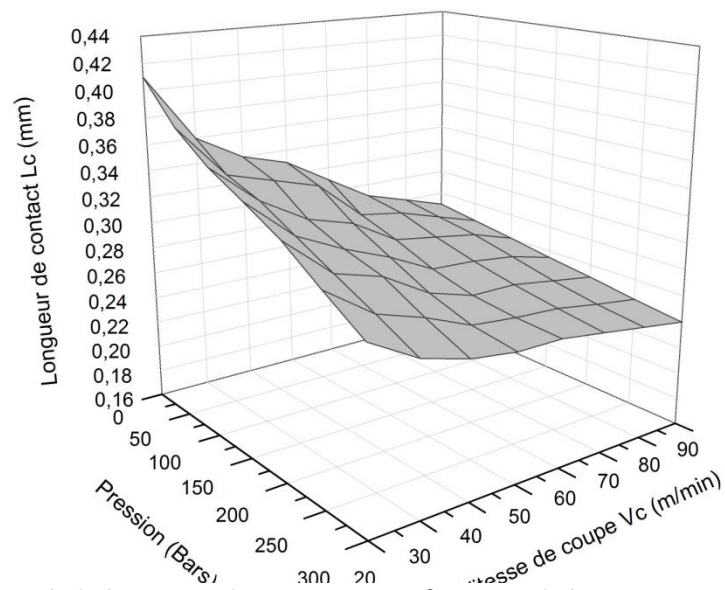


Figure IV-49: Evolution de la longueur de contact L_c en fonction de la pression et de la vitesse de coupe.

D. Conclusion

Au terme de cette étude, nous avons réussi à montrer les gains significatifs obtenus grâce au procédé d'usinage assisté. Les essais menés ont permis de mettre en évidence le rôle de chacun des paramètres mis en jeu. Il a été montré notamment les points suivants :

En usinage assisté jet d'eau haute pression, le contrôle des copeaux est significativement amélioré. La fragmentation est rendue possible avec des plaquettes qui ne pouvaient jusqu'alors le permettre. Parallèlement l'état de surface est amélioré. La durée de vie des outils est sensiblement augmentée en fonction de la pression du jet. Le niveau maximal des contraintes résiduelles superficielles diminue vers la compression, ainsi que la profondeur affectée par rapport au cas de l'usinage à sec. Tous ces points montrent les aspects très positifs de cette assistance sur l'usinage du Ti 555-3.

En usinage assisté laser, des essais de coupe ont montré une amélioration de l'usinabilité du Ti555-3 en fonction de la puissance du faisceau laser et des paramètres de coupe. Les efforts de coupe diminuent considérablement (42%) pour les faibles profondeurs de coupe. Il n'y a que peu de modifications de l'état de surface. En revanche, les contraintes résiduelles tendent vers la traction en fonction de la puissance du laser.

Cette étude a permis de montrer que pour un matériau très difficilement usinable comme le Ti555-3, les assistances peuvent avoir un effet important sur la qualité des pièces obtenues.

V. CONCLUSION GENERALE

L'objectif de cette étude était d'analyser l'usinabilité de l'alliage Ti555-3, et de la comparer à celle d'un alliage de référence, le Ti-6Al-4V. Trois aspects ont plus particulièrement été explorés : l'analyse expérimentale de la coupe en tournage du Ti555-3 et celle du Ti-6Al-4V, la compréhension des mécanismes intervenant dans la formation du copeau dans ce type de matériau, et l'étude de l'influence d'assistances à la coupe pour examiner si ces dernières peuvent être considérées comme des solutions d'amélioration à l'usinabilité des alliages de titane.

L'analyse de la bibliographie faite au chapitre I nous a permis d'extraire quelques conclusions importantes. Tout d'abord, les mesures in-situ lors de la coupe, comme la température et le flux thermique représentent un intérêt non négligeable. Elles permettent d'expliquer les phénomènes d'apparitions de couches blanches dans différents matériaux, et d'améliorer nos connaissances sur l'intégrité des surfaces usinées en fonction des conditions de coupe et du matériau étudié. Ensuite, l'intérêt des assistances à la coupe a été montré sur des matériaux dits difficilement usinables.

Bien que l'analyse bibliographique ait permis de répondre à un certain nombre de questions générales sur la coupe, l'usinage et l'usinabilité de l'alliage de titane Ti555-3 restent méconnus. Dans le chapitre II, nous avons contribué à apporter des éclaircissements sur le rôle du couple outil-matière lors de l'usinage de l'alliage de titane Ti555-3. Nous avons présenté et analysé chaque résultat (effort de coupe, usure, intégrité de surface) en fonction des paramètres de coupe et de l'outil utilisé, et cela pour les deux alliages de titane étudiés. Une confrontation des observations a été réalisée afin de faire apparaître des relations entre les grandeurs physiques analysées.

En apparence, la vitesse de coupe influe peu sur les efforts de coupe mesurés. Il a été observé une légère décroissance des efforts jusqu'à 50 m/min puis une augmentation après cette valeur. Cette variation est de l'ordre de 10 % pour les efforts tangentiels et est inférieure pour les efforts radiaux. La morphologie du champ thermique est peu modifiée par la vitesse de coupe mais la température augmente avec la vitesse dans les trois zones de cisaillement ZI, ZII et ZIII. La compétition qui existe entre les effets thermique et mécanique a fait l'objet d'analyse pour comprendre leur effet sur la zone de coupe. Il a été montré que sur l'alliage de titane Ti555-3, les effets mécaniques sont prépondérants jusqu'à une vitesse de 50 m/min puis, pour des vitesses supérieures, que ce sont les effets thermiques qui gouvernent.

La vitesse de coupe influe peu sur la morphologie du copeau. Elle influence seulement la fréquence de festonnage du copeau. Les bandes blanches, dans le Ti555-3, sont de plus en plus intenses avec la vitesse de coupe, en accord avec une augmentation de la température mesurées dans les différentes zones de cisaillement. Une analyse de phase a permis de constater que la bande blanche était constituée majoritairement de phase β , une partie de la phase α du matériau initial étant transformée lors de la génération de cette bande en phase β .

L'augmentation de l'avance se traduit par une augmentation des efforts de coupe, de l'épaisseur du copeau et de la longueur de contact outil/copeau. De plus, l'augmentation de la longueur de contact copeau/outil participe à la hausse de la température dans la zone secondaire. Ce phénomène est notamment visible par l'augmentation de la largeur de la bande blanche dans la zone ZII avec l'avance.

Une comparaison de l'usinabilité du Ti555-3 avec le Ti-6Al-4V a été faite afin de montrer l'influence de la microstructure sur l'usinage de ces matériaux. La morphologie de la carte thermique est identique pour les deux matériaux. Seules les températures de coupe, plus faibles dans le cas du Ti-6Al-4V, diffèrent. Ce résultat est à relier aux actions de coupe (i.e. les puissances dissipées) qui sont inférieurs pour l'alliage Ti-6Al-4V.

Pour mieux apprécier l'influence de la nature des revêtements sur les températures observées, il convient de s'intéresser à la puissance dissipée par la coupe, puissance évaluée à partir de la mesure des efforts de coupe. L'ensemble des résultats a été obtenu pour le Ti555-3. On peut établir que pour des conditions de coupe équivalentes et une géométrie identique, l'outil nu engendre des efforts de coupe et d'avance plus importants que les outils revêtus CVD (TiCN+Al₂O₃+TiN) et PVD (TiAlN+TiN).

L'analyse du gradient de contraintes résiduelles sur les pièces usinées a permis de cerner l'influence de la géométrie de l'outil et du revêtement. En effet, les revêtements permettent de diminuer les contraintes superficielles, mais les effets d'arrondissement de l'arête de coupe et l'augmentation du rayon de l'acuité d'arête entraînaient une augmentation de l'épaisseur de la couche écrouie.

Pour comprendre les mécanismes de formation du copeau, le chapitre III s'est appuyé sur des essais expérimentaux visant à reproduire les conditions thermomécaniques rencontrées dans la zone de coupe. Des essais ont notamment été conduits sur des éprouvettes dites 'chapeau' dont la géométrie permet la mise en cisaillement d'un petit volume de matière lorsque l'éprouvette est comprimée. Ces essais sont réalisés grâce à un dispositif Gleeble permettant d'atteindre des vitesses de déformation de 10^{-2} s^{-1} à 10^4 s^{-1} et ce pour des températures variant de l'ambiante jusqu'à 1500°C. Les essais ont été menés sur les deux matériaux étudiés, le Ti555-3 et le Ti-6Al-4V. La réponse mécanique a permis de mettre en évidence l'influence de la vitesse de sollicitation et de la température sur le comportement du matériau. L'effort maximal, enregistré lors du cisaillement de l'éprouvette « chapeau » pour toutes les conditions expérimentales testées, était supérieure pour le Ti555-3 que pour le Ti-6Al-4V. Ces essais ont servi pour l'identification des paramètres de loi de Johnson-Cook pour les deux matériaux. Cette identification a été réalisée grâce à la mise en place d'une méthode inverse automatisée, utilisant des modèles numériques de l'éprouvette chapeau, destinés au calage des paramètres de la loi. Cette identification a permis de montrer qu'il est très difficile d'obtenir des coefficients de la loi permettant de bien refléter le comportement du matériau dans une large gamme de vitesse et de température. En effet, la loi Johnson-Cook ne permet pas de prendre en compte les phénomènes suivants : l'adoucissement

thermique et la recristallisation intervenant lors de la mise en température de l'éprouvette ou l'endommagement se produisant en fin d'essai.

Malgré ces remarques, il a été intéressant d'étudier la formation du copeau au moyen d'une simulation numérique de la coupe. Cette modélisation reprend les coefficients de loi Johnson-Cook identifiés préalablement ; une loi d'endommagement a été introduite pour compléter la loi de comportement. Cette modélisation a été validée par des essais expérimentaux (par les efforts de coupe et la forme générale du copeau). Une étude à vitesse de coupe et à avance variable a été proposée. Les composantes des efforts de coupe ont été comparées et une bonne concordance de l'effort de coupe F_t a été trouvée, et cela pour la quasi-totalité des conditions étudiées. Bien que les températures soient sur-estimées par la simulation numérique, son évolution en fonction de la vitesse de coupe semble identique aux essais expérimentaux. Une vision de la formation du copeau en usinage du Ti555-3 a été proposée à travers cette simulation. Une confrontation qualitative avec des corrélations d'images a été faite afin de décrire les différentes phases de déformation du copeau.

Le dernier chapitre, articulé en deux parties, a proposé des solutions afin d'améliorer l'usinage du Ti555-3. L'approche du procédé UAL a commencé par l'étude du chauffage laser dans des conditions de vitesse et de puissance classiquement rencontrées dans ce procédé. Il a été montré analytiquement que la température en surface lors du chauffage laser dépend du rapport puissance par la racine carrée de la vitesse de coupe. Une étude expérimentale du chauffage laser a mis en évidence le fait qu'une augmentation de la vitesse de coupe (vitesse de déplacement laser) induisait une diminution de la température de chauffage. Ces constatations ont permis d'expliquer l'évolution des efforts de coupe, de la morphologie du copeau et des contraintes résiduelles en usinage assisté laser. En effet, les résultats sur le Ti555-3 ont montré une diminution des efforts de coupe avec l'augmentation de la puissance laser sans pour autant dégrader l'état de surface. L'état de surface se dégrade seulement lorsque l'avance et la profondeur de passe sont faibles. Dans cette configuration, le matériau atteint des températures importantes qui favorisent les arrachements en surface et les refus de coupe du fait de l'augmentation de sa ductilité. L'étude de la morphologie du copeau a été menée afin de montrer l'influence de l'assistance laser sur sa forme générale. Il a été observé que le copeau passait d'une forme segmentée en usinage conventionnel à un copeau plus continu en UAL. En assistance, le phénomène de localisation ne disparaît pas mais au contraire le nombre de bandes de cisaillement ZI augmente. Les contraintes résiduelles ont été analysées en tenant compte de l'influence laser. Il a été montré que la puissance laser augmentait les contraintes résiduelles superficielles vers la traction. La profondeur affectée par les contraintes n'est pas influencée par le chauffage de la pièce. Pour une vitesse de coupe plus importante, l'influence de la puissance laser sur les efforts de coupe, la rugosité et les contraintes résiduelles s'avère diminuer. Cette baisse d'efficacité est due au chauffage moins efficace du laser pour les grandes vitesses de coupe.

L'usinage assisté jet d'eau haute pression a été présenté en deuxième partie du chapitre. Une première approche analytique simple, basée sur la mécanique des fluides, nous a permis de choisir les paramètres optimaux (angle d'incidence et diamètre de buse) afin d'avoir un effort du jet sur le copeau le plus important pour faciliter la fragmentation de ce dernier. Nous avons alors fixé l'angle à 15° et le diamètre à 1,5 mm. Une confrontation expérimentale entre un usinage à sec, en lubrification classique, et un usinage assisté jet d'eau pour différentes pressions a porté sur les efforts de coupe, la durée de vie des outils, la fragmentation des copeaux et les contraintes résiduelles.

La lubrification haute pression permet une bonne fragmentation du copeau. Celui-ci est d'autant plus fragmenté que la pression est élevée. Les efforts de coupe sont aussi réduits sous assistance jet d'eau. Cette diminution est d'autant plus importante que la pression est élevée. Le minimum de la pression spécifique de coupe est atteint pour une vitesse de coupe d'autant plus grande que la pression augmente. L'assistance jet d'eau haute pression améliore aussi la durée de vie de l'outil qui peut doubler par rapport à un usinage à sec. Ce gain provient d'une diminution du taux d'usure de l'outil due à un refroidissement plus efficace de la zone de coupe.

Dans le cadre de l'usinage de l'alliage de titane en coupe orthogonale, les aspects intégrité de surface ont été étudiés. A l'échelle microscopique, une analyse des mécanismes physiques intervenant dans la génération du copeau et en surface de pièce usinée est effectuée. L'analyse des contraintes résiduelles associées à l'usinage assisté jet d'eau haute pression a permis de retenir les points suivants :

- L'écroûissage est élevé en surface et décroît rapidement puis progressivement dans l'épaisseur du matériau pour se stabiliser.
- L'écroûissage augmente avec la vitesse de coupe.
- L'assistance jet d'eau permet de diminuer les contraintes superficielles vers la compression.
- L'écroûissage en surface et la profondeur affectée D_{LC} diminuent dans le cas d'un usinage assisté jet d'eau.

Cette étude permet d'entrevoir un certain nombre de perspectives quant à l'amélioration des aspects numériques et expérimentaux de la coupe. En ce qui concerne l'analyse des températures, l'amélioration du montage expérimental en intégrant une caméra rapide équipée d'un vidéo-microscope à fort grossissement, nous permettrait de visualiser plus finement les zones de coupe et ainsi améliorer la résolution spatiale et temporelle de la cartographie thermique. Cette mesure de champs locaux serait un atout très précieux pour valider de manière pertinente les modèles numériques de simulation de la coupe. Une des pistes possibles en termes d'expérimentation est l'étude de l'influence du traitement thermique de l'alliage de titane Ti555-3 (différentes dureté, différentes microstructure...) sur

les températures dans les zones de coupe et sur l'intégrité de surface des pièces usinées. Il serait aussi intéressant d'étudier l'usinage de cet alliage à l'aide de nouveaux outils présentés par les fabricants tels que les outils à angle très vif, par exemple la nuance CC6060 de Sandvik, qui résistent à la fatigue et au micro écaillage.

En ce qui concerne l'aspect comportement, il a été montré que la loi de Johnson-Cook n'arrive pas à refléter le comportement du matériau dans une large gamme de vitesse et de température. Il a été vu que les phénomènes de recristallisation, ou de changements de phase n'y sont intégrés. Il paraît alors intéressant d'utiliser de nouvelles lois de comportement plus pertinentes dans la simulation de la coupe. Des lois type Lurdos-Montheillet [Lurdos 2008], basées sur la physique, peuvent être utilisées. Peu de données physiques et mécaniques ont été observées sur l'alliage de titane Ti555-3, notamment sur le comportement et l'endommagement dans une large gamme de vitesse et de température. Il paraîtrait intéressant alors d'identifier des lois d'endommagement connues sur cet alliage.

Cette étude s'est focalisée sur le comportement en zone de cisaillement primaire sans s'attarder sur les phénomènes intervenant dans les zones secondaires ou tertiaires. Ces zones sont des zones de frottement entre l'outil et l'ensemble copeau-pièce. En ce sens, une étude tribologique pourrait être menée afin de comprendre le comportement des alliages de titane lors du frottement Outil/Copeau ou Outil/Pièce et permettrait l'identification de lois de frottement par méthode inverse utiles à la simulation de coupe.

Les assistances à la coupe améliorent l'usinabilité des alliages de titane testés. L'UAL ne semble pas suffisamment intéressant pour les industriels sur les alliages de titane. Afin d'améliorer l'efficacité de l'UAL, il est important de pouvoir chauffer la pièce sur une profondeur suffisante (de l'ordre de la profondeur de passe). Pour cela, il peut être intéressant de changer la géométrie du spot laser afin d'atteindre des températures plus importantes sur des profondeurs plus élevées.

L'étude de l'assistance jet d'eau a permis de montrer que celui-ci présentait de nombreux avantages. Des améliorations en termes d'efforts de coupe, de durée de vie d'outil et d'intégrité de surface ont été mises en évidence. Il serait intéressant de regarder l'influence de l'angle d'inclinaison et du diamètre de buse sur l'usinage de manière expérimentale et ainsi pouvoir confirmer l'étude analytique présentée. C'est dans ce sens que le Laboratoire a conçu une buse orientable permettant d'incliner la buse selon deux directions (Figure V-1). La tête de buse est amovible, il est alors possible de changer les diamètres de buse. Des essais expérimentaux sont en cours de planification.

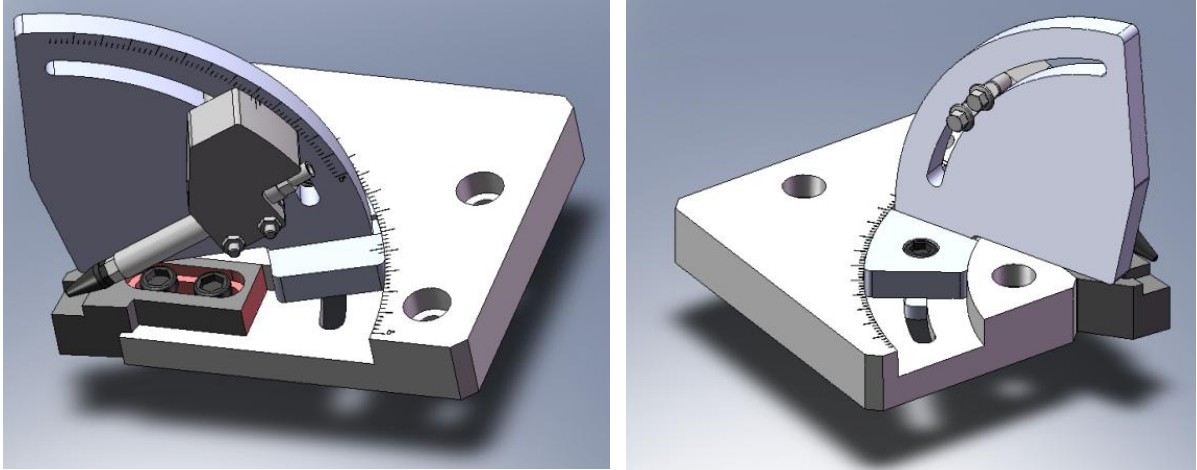


Figure V-1: Buse orientable

Un modèle numérique, intégrant une interaction fluide structure pourrait être intéressant afin d'étudier l'influence des paramètres du procédé (paramètres de coupe, pression, inclinaison, diamètre de buse) sur la température d'interface outil/copeau, les efforts, les longueurs de contact entre le copeau et l'outil et les intégrités de surface. Comme pour l'UAL, cette modélisation pourra être utile afin de confirmer les effets du jet d'eau vus expérimentalement et affiner la compréhension de la formation du copeau avec cette assistance.

Liste des Figures

Figure I-1: Représentation de la coupe orthogonale.....	8
Figure I-2: Les différentes échelles d'étude du procédé de coupe [Chérif 2003].	9
Figure I-3: Formation du copeau en coupe orthogonale	10
Figure I-4: Allongement des inclusions dans la zone primaire de cisaillement ZI [Brion 1993]	13
Figure I-5: Evolution de la résistance mécanique en fonction de la température pour différents matériaux. [Malot 2001].....	14
Figure I-6: Formation d'une bande blanche dans le 100Cr6 avec carbures [Habak 06].....	16
Figure I-7: Ordres des Contraintes Résiduelles	17
Figure I-8: Profil de Largeur de pic moyen a) et de Contraintes Résiduelles b) en profondeur pour une opération de tournage.....	18
Figure I-9: Influence des effets thermiques et mécaniques sur les contraintes résiduelles.	19
Figure I-10: représentation des flux thermiques dans la zone de coupe [Battaglia 2002]	21
Figure I-11: Schéma de principe du pyromètre.....	24
Figure I-12: Exemple de cartographie thermique en coupe orthogonale [Habak 2006]	25
Figure I-13: Principe de l'usinage par assistance magnétique	26
Figure I-14: Principe de l'usinage assisté ultrasonore.	27
Figure I-15: Principe de l'usinage assisté par cryogénie.....	28
Figure I-16: Principe du tournage assisté laser.....	29
Figure I-17: Profil en profondeur de profil de contraintes résiduelles dans le sens axial (a) et dans le sens tangentiel (b) pour un usinage conventionnel et UAL acier 100Cr6	31
Figure I-18: Traitement thermique en UAL sur du Ti6Al4V [Germain 2006c]	32
Figure I-19: configuration de l'usinage assisté jet d'eau haute pression.....	32
Figure I-20: influence de la pression sur la Température et les efforts de coupe [Kaminski 2000]	33
Figure I-21: Profil de contraintes résiduelles en fonction de la pression [Habak 2004b] acier austénitique 316L	35
Figure II-1 : Classification des alliages de titane en fonction de la quantité d'éléments d'addition.....	43
Figure II-2: Microstructure du a) Ti555-3 et b) Ti6Al4V	43
Figure II-3: Microstructure détaillé du Ti555-3.....	44
Figure II-4: Paliers réalisés pour les essais de coupe orthogonale.....	44
Figure II-5: géométrie de l'outil	45
Figure II-6: Composition des revêtements a) CP500 et b) S05F.....	46
Figure II-7: Comparaison du rayon R_θ entre l'outil nu FT890, l'outil revêtu CP500 et S05F par reconstruction 3D.....	46
Figure II-8: Montage expérimental.....	47
Figure II-9: Reproductibilité des mesures d'efforts	48
Figure II-10: principe d'étalonnage des cameras proche infrarouge.	49
Figure II-11: Principe de mesure du flux thermique transmis à l'outil et son identification [Puisseguir 2002].....	50
Figure II-12: repérage de la normale au plan diffractant par rapport à la pièce	51
Figure II-13: Influence de la vitesse de coupe sur les efforts.....	53

Figure II-14: Evolution des efforts en fonction de l'avance	53
Figure II-15: Evolution de la pression spécifique de coupe en fonction de la vitesse.....	54
Figure II-16: Comparaison des efforts entre le Ti555-3 et le Ti6Al4V.....	55
Figure II-17: Influence de la nature des outils sur les efforts de coupe	56
Figure II-18: Obtention d'une cartographie thermique ($V_c = 30$ m/min $f = 0.15$ mm/tr).....	57
Figure II-19: Cartographies thermiques de la zone coupe en fonction de la vitesse de coupe.....	58
Figure II-20 : Evolution des températures T_{ZFL}, T_{ZFC} et du flux thermique en fonction de la vitesse de coupe. (a) Ti555-3 et (b) Ti6Al4V.	59
Figure II-21 : Cartographies thermiques en fonction de l'avance.....	60
Figure II-22 : Evolution des températures T_{ZFL}, T_{ZFC} et du flux thermique transmis à l'outil en fonction de l'avance. a) Ti6Al4V et b) Ti555-3.....	61
Figure II-23: Cartographies thermiques en fonction de la nature des outils : a) Non revêtu, b) S05F et c) CP500.....	62
Figure II-24: Influence de la nature de l'outil sur la température T_{ZFL} et sur le flux de chaleur transmis.	62
Figure II-25: Cartographies thermiques de la zone coupe en fonction de la vitesse de coupe	63
Figure II-26: évolution du flux relatif dans les trois outils en fonction de V_c	63
Figure II-27: Comparaison entre un copeau formé de Ti555-3 et de Ti6Al4V pour $V_c = 50$ m/min, $f = 0,15$ mm/tr	64
Figure II-28: Morphologie des copeaux en fonction de V_c . (Ti555-3, Outil CP500, $f = 0,15$ mm/tr).....	65
Figure II-29: Evolution de fréquence de cisaillement en fonction de la vitesse de coupe. [Velasques 2007].....	66
Figure II-30: Morphologie des copeaux en fonction de l'avance. (Ti555-3, Outil CP500, $V_c = 50$ mm/min).....	67
Figure II-31: Observation de bandes blanches en ZI et en ZII. (Outil CP500, $V_c = 90$ m/min, $f = 0.15$ mm/tr)	68
Figure II-32: Dosage des phases des copeaux	69
Figure II-33: Instabilités sur la bande de cisaillement primaire. a) $V_c = 50$ m/min, b) $V_c = 90$ m/min .	70
Figure II-34 : Cisaillement à l'avant de l'arête de l'outil d'après Hou & Komanduri [Hou_97]. Le cisaillement est indiqué par les flèches.....	71
Figure II-35: Exemple de profil de a) de largeur de pic et b) contraintes résiduelles pour le Ti555-3. ..	72
Figure II-36: Profil de contraintes résiduelles σ_{circ} et σ_{ax} en fonction de la profondeur pour différentes vitesses de coupe.....	72
Figure II-37: Contraintes résiduelles de surface en fonction de la vitesse de coupe.	73
Figure II-38: Evolution des contraintes résiduelles de surface en fonction de l'avance.	74
Figure II-39: Profil de la largeur de pic Moyen en fonction de l'avance pour le Ti555-3 et le Ti6Al4V..	75
Figure II-40: Profil de contrainte résiduelle et de largeur de pic moyen en fonction de la nature de l'outil	76
Figure II-41: Influence du rayon d'arête sur les contraintes résiduelles [Matsumoto 1999]	77
Figure III-1: l'éprouvette chapeau.....	83
Figure III-2: limitation des moyens d'essais mécaniques par rapport aux procédés de mise en forme.	84
Figure III-3: Domaines d'essais possibles grâce à la Machine Gleeble [Hor 2010]	85
Figure III-4: Montage expérimental	86
Figure III-5: mise en évidence de l'hétérogénéité de température dans l'éprouvette chapeau.	87
Figure III-6: exemple de répétabilité des essais de cisaillement pour le Ti555-3.....	88

<i>Figure III-7: Exemple de répétabilité des essais de cisaillement pour le Ti6Al4V</i>	89
<i>Figure III-8: Courbes Effort / Déplacement pour différentes températures pour a) le Ti555-3 et b) le Ti6Al4V</i>	90
<i>Figure III-9: Courbes Effort / Déplacement à différentes vitesses de sollicitation pour a) le Ti555-3 et b) le Ti6Al4V</i>	91
<i>Figure III-10: Estimation de la vitesse seuil</i>	92
<i>Figure III-11: Courbes Effort / Déplacement pour les deux matériaux pour deux températures 300°C et 600°C.</i>	92
<i>Figure III-12: Exemple de zones de cisaillement à température ambiante pour a) Ti6Al4V et b) le Ti555-3 le avec une vitesse de déformation de $10^4 s^{-1}$</i>	93
<i>Figure III-13: Zones de cisaillement des éprouvettes chapeaux en Ti6Al4V cisailée à différentes vitesses de sollicitations a) $1s^{-1}$ b) $10^2 s^{-1}$ c) $10^4 s^{-1}$</i>	94
<i>Figure III-14: Zones de cisaillement pour différentes températures a) 300 °C b) 600 °C c) 800 °C pour le Ti555-3 (V = 0,1 mm/s)</i>	94
<i>Figure III-15: Hétérogénéité de la déformation dans une zone de cisaillement pour le Ti555-3 pour une vitesse de déformation de $10^4 s^{-1}$ et à une température de 20°C</i>	95
<i>Figure III-16: Filiations de microdureté Vickers traversant la zone de cisaillement d'une éprouvette chapeau en Ti555-3</i>	96
<i>Figure III-17: Comparaison des zones de cisaillement sur une éprouvette chapeau et celle formée en usinage</i>	96
<i>Figure III-18 : Modèle géométrique de l'éprouvette chapeau</i>	102
<i>Figure III-19: Principe de la méthode inverse</i>	104
<i>Figure III-20: courbes expérimentales corrigées et courbes numériques a) Ti555-3 et b) Ti6Al4V à température ambiante (20°C) et $\dot{\epsilon}=10 s^{-1}$</i>	105
<i>Figure III-21: Comparaison entre les essais en Température et la loi Johnson-Cook identifié pour le Ti555-3</i>	107
<i>Figure III-22: Contraintes de cisaillement S_{12} pour les deux matériaux Ti6Al4V et Ti555-3 pour un essai de 25 °C et avec une vitesse de sollicitation de 1 m/s.</i>	108
<i>Figure III-23: Contraintes de Von Mises pour les deux matériaux Ti6Al4V et Ti555-3 pour un essai de 25 °C et avec une vitesse de sollicitation de 1 m/s</i>	108
<i>Figure III-24: Champs de température dans l'éprouvette pour un essai à 1m/s</i>	109
<i>Figure III-25: Modèle utilisé pour la simulation de la coupe</i>	110
<i>Figure III-26: Courbe contrainte-déformation avec endommagement progressif</i>	112
<i>Figure III-27: Comparaison d'un copeau simulé et expérimental pour $V_c=60 m/min$ et $f= 0,3 mm/tr$</i>	113
<i>Figure III-28: Evolution des efforts numériques et expérimentaux en fonction de la vitesse de coupe</i>	114
<i>Figure III-29: Evolution des efforts numériques et expérimentaux en fonction de la vitesse de coupe</i>	115
<i>Figure III-30: Influence de la vitesse de coupe sur la forme du copeau: a) 30 m/min, b) 50 m/min, c) 90 m/min</i>	115
<i>Figure III-31: Influence de l'avance sur la forme du copeau numérique : a) 0,05 mm/tr, b) 0,15 mm/tr, 0,3 mm/tr</i>	116
<i>Figure III-32: Comparaison des températures de coupe expérimentales et numériques</i>	117
<i>Figure III-33: Influence de loi Johnson-Cook sur les efforts de coupe</i>	118

Figure III-34: Comparaison de la Température simulé pour les deux matériaux.....	118
Figure III-35: Température a) et contrainte de Von Mises b) en phase d'initiation.....	119
Figure III-36: déformation ϵ_{22} numérique et déterminé par DIC en phase d'initiation.....	119
Figure III-37: Température a) et contrainte de Von Mises b) en phase de formation.....	120
Figure III-38: déformation ϵ_{22} numérique et déterminé par DIC en phase de formation	121
Figure III-39: Température a) et déformation équivalente b) en phase de propagation	121
Figure IV-1 : Principe du tournage assisté laser	127
Figure IV-2 : Tour UAL du centre Arts et Métiers ParisTech Angers.....	128
Figure IV-3 : Image thermique du spot laser pour une vitesse de déplacement de 50 m/min et une puissance de 1 500 W.....	128
Figure IV-4 : (a) Début du tir laser - (b) Après 0,5 seconde - (c) Après 2 secondes - (d) Après 3 secondes.....	129
Figure IV-5 : Distribution de la température par rapport au centre du spot pour un temps de 0,5s et 2s.....	130
Figure IV-6 : Influence de la vitesse de rotation et de la puissance laser sur la température.....	131
Figure IV-7: Influence de la puissance sur les contraintes résiduelles lors du chauffage seul.....	131
Figure IV-8: Influence de la vitesse du Laser sur les contraintes résiduelles (P = 1500 W)	132
Figure IV-9: Géométrie de l'outil en UAL.....	133
Figure IV-10: Evolution de la pression spécifique de coupe en fonction de la puissance Laser.....	134
Figure IV-11: Influence de la puissance Laser sur les efforts de coupe pour une avance et une profondeur variable.....	135
Figure IV-12: Profils de rugosité.....	136
Figure IV-13: Rugosité Ra et Rt en fonction de la vitesse de coupe pour différentes puissance laser.	136
Figure IV-14: Influence de la puissance laser sur la rugosité moyenne pour une avance et une profondeur de passe variable.....	137
Figure IV-15: Profil des contraintes résiduelles en profondeur pour différentes puissance laser ($a_p = 0,5\text{mm}$, $f = 0,15\text{ mm/tr}$, $V_c = 50\text{ m/min}$)	138
Figure IV-16: Profils en profondeur de la largeur de pic moyen en fonction de la puissance Laser ($a_p = 0,5\text{ mm}$, $f = 0,15$, $V_c = 50\text{ m/min}$).....	139
Figure IV-17: Profil en profondeur des contraintes résiduelles en UAL ($a_p = 0,5\text{ mm}$, $f = 0,15\text{ mm/tr}$, $V_c = 100\text{ m/min}$).....	139
Figure IV-18: Profils de la largeur de pic moyen en fonction de la puissance Laser ($a_p = 0,5\text{ mm}$, $f = 0,15\text{ mm/tr}$, $V_c = 100\text{ m/min}$).....	140
Figure IV-19: Comparaison d'un copeau formé en usinage conventionnel et en UAL pour un essai expérimental et un essai numérique.....	141
Figure IV-20: Champ de température, de génération de chaleur et de pression pour la simulation numérique en usinage conventionnel et en UAL.....	143
Figure IV-21: Vue d'un outil avec assistance jet d'eau haute pression	144
Figure IV-22: Dispositif de l'assistance jet d'eau haute pression.....	144
Figure IV-23: Plan détaillé de la buse jet d'eau.	145
Figure IV-24 Schéma de la modélisation analytique.	146
Figure IV-25: Détermination du coefficient d'orifice C en fonction du nombre de Reynolds.	147
Figure IV-26: Influence de l'angle d'inclinaison sur l'effort appliqué au copeau.	148
Figure IV-27: Influence de la pression sur l'effort de fragmentation.	148

<i>Figure IV-28: Pression maximale et Efforts sur le copeau en fonction du diamètre de buse pour le débit max $Q_m = 34$ l/min.....</i>	<i>149</i>
<i>Figure IV-29: Influence du diamètre de buse sur l'effort de fragmentation.</i>	<i>150</i>
<i>Figure IV-30: Point d'impact 1 : sur la face de coupe ($A\gamma$).</i>	<i>151</i>
<i>Figure IV-31: Point d'impact 2 : sur la face de dépouille</i>	<i>151</i>
<i>Figure IV-32: Point d'impact 3 : sur le copeau.....</i>	<i>152</i>
Figure IV-33: Fragmentation des copeaux en fonction de la pression d'assistance.....	153
<i>Figure IV-34: Morphologie de copeaux pour différentes pressions.</i>	<i>154</i>
<i>Figure IV-35: Influence de la pression sur la bande blanche dans le copeau pour le Ti555-3.....</i>	<i>154</i>
<i>Figure IV-36: Evolution de la pression spécifique K_{ct} et K_{cr} en fonction de la vitesse de coupe.....</i>	<i>155</i>
<i>Figure IV-37: Evolution de la pression spécifique de coupe K_{ct} en fonction de l'avance et de la profondeur de passe.....</i>	<i>156</i>
<i>Figure IV-38: Evolution de l'usure en dépouille en fonction du temps d'usinage pour différentes pressions ($V_c = 50$ m/min, $f = 0,15$ mm/tr, $a_p = 0,5$ mm).....</i>	<i>158</i>
<i>Figure IV-39: Usure des plaquettes pour différentes pressions.....</i>	<i>158</i>
<i>Figure IV-40: Influence de la pression sur la durée de vie de l'outil pour différentes vitesses de coupe.</i>	<i>159</i>
<i>Figure IV-41: Représentation de la loi de Taylor pour différentes pressions.....</i>	<i>160</i>
<i>Figure IV-42: Rugosité R_a et R_t pour différentes pressions.....</i>	<i>161</i>
<i>Figure IV-43: Evolution des profils de contraintes résiduelles transversales.</i>	<i>162</i>
<i>Figure IV-44: Evolution des profils de contraintes résiduelles circonférentielles.....</i>	<i>162</i>
<i>Figure IV-45: Evolution de la largeur de Pic Moyen en fonction de la pression.</i>	<i>163</i>
<i>Figure IV-46: Effet de la vitesse de coupe sur le profil des contraintes transversales et la largeur de pic moyen.....</i>	<i>163</i>
<i>Figure IV-47: Evolution des contraintes superficielles en fonction de la pression</i>	<i>164</i>
<i>Figure IV-48: Evolution du coefficient de frottement en fonction de la pression et de la vitesse de coupe.</i>	<i>165</i>
<i>Figure IV-49: Evolution de la longueur de contact L_c en fonction de la pression et de la vitesse de coupe.</i>	<i>166</i>
Figure V-1: Buse orientable.....	175

VI. BIBLIOGRAPHIE

- [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).
- [Arrazola 2009] **P.-J. Arrazola A. Garay, L.-M. Iriarte , M. Armendia, S. Marya, F. Le Maître** *Machinability of titanium alloys (Ti6Al4V and Ti555-3)*
Journal of materials processing technology. pp. 2223–2230. (2009)
- [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).
- [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).
- [Baker2006] **M. Bäker**
Finite element simulation of high-speed cutting forces.
J. of Mater. Proces. Technology, Vol.172(1) pp.117–126 (2006).
- [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).
- [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).
- [Bisson 2001] **G. Bisson**
Mesure des températures par méthodes repères
Technique de l'ingénieur, mesure et contrôle ISSN 0399-4147 V.RC3 (2001)
- [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).
- [Bouزيد 1993] **W. Bouزيد**
Etude expérimentale et numérique de la coupe orthogonale.
Thèse de Mécanique et Matériaux. ENSAM, N° d'ordre : 1993-20 (1993).

- [Brigand 1992]** **Birgand**
Mesure de température en cours d'usinage et validité de ce critère pour caractériser une nuance de matériau-outil à base de carbure de tungstène
Thèse, Université de Nantes, Ecole Centrale de Nantes _ 1992
- [Brion 1993]** **J.M Brion**
Contribution à l'étude des mécanismes de formation de couches de transfert non métalliques sur un outil en coupe continue d'aciers de décolletage à inclusions contrôlées
Thèse Science et Génie des Matériaux. INPL, N° : 93INPL043N (1993).
- [Calamaz 2008]** **M. Calamaz**
Approches expérimentale et numérique de l'usinage à sec de l'alliage aéronautique TA6V
Thèse Mécanique et Ingénierie. Université Bordeaux 1 (2008).
- [Chang 2006]** **C.W. Chang, C.P. Kuo,**
Evaluation of surface roughness in laser-assisted machining of aluminium oxide ceramics with Taguchi method
International Journal of Machine Tools & Manufacture. Vol. 47- pp 141-147 (2006)
- [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).
- [Chérif 2003]** **M. Chérif,**
Modélisation Générique des Efforts de Coupe en Fraisage pour la CFAO et la Surveillance d'Usinage.
Thèse de Doctorat, École Centrale de Nantes / Université de Nantes, 2003.
- [Che-Haron 2001]** **Che-Haron**
Tool Life and surface integrity in turning titanium alloy
Journal of Materials Processing Technology. Vol. 118. - pp. 231-237 (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).
- [Cotton 2007]** **J.D. Cotton, R.R. Boyer, R.D. Briggs, R.G. Baggerly, C.A. Meyer, M.D. Carter**
Phase transformations in Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-0.5Fe.
Proceedings of Ti-2007 Science and Technology, The Japan Institute of Metals (2007).
- [Courbon 2009]** **C. Courbon, D. Kramar, P. Krajnik, F. Pusavec, J. Rech, J. Kopac**
Investigation of machining performance in high-pressure jet assisted turning of Inconel 718: An experimental study .
International Journal of Machine Tools and Manufacture. Vol. 49 pp. 1114-1125 (2009)

- [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).
- [Ding 2010]** **H. Ding, Y.C. Shin**
Laser-assisted machining of hardened steel parts with surface integrity analysis.
 International Journal of Machine Tools and Manufacture. Vol. 50, pp. 106-114. (2010)
- [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).
- [Ezugwu 1997]** **E.O.Ezugwu,Z.M.Wang.**
Titanium alloys and their machinability—a review,
 Journal of Material Processing Technology. Vol. 68 pp. 262–274 (1997).
- [Ezugwu 2003]** **E.O. Ezugwu, J. Bonney, Y. Yamane**
An overview of the machinability of aeroengine alloys
 Journal of Materials Processing Technology, Vol. 134 pp233-253 (2003)
- [Ezugwu 2005]** **E. Ezugwu, J. Bonney, D. Fadare, W. Sales,**
Machining of nickel-base, inconel 718, alloy with ceramic tools under finishing conditions with various coolant supply pressures.
 Journal of Materials Processing Technology. pp.609–614 (2005)
- [Fan 1994]** **L. Fan**
Usinage assisté par laser CO₂ de l'acier XC42 : Contribution à l'étude de l'interaction laser-métal et du transfert thermique
 Thèse de l'Ecole Centrale de Paris, 1994-17 (1994)
- [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).
- [Germain 2006]** **G. Germain**
Contribution a l'optimisation du procédé d'usinage assisté laser
 Thèse, ENSAM, n°2006-5
- [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).
- [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).

- [Habak 2006 a]** **M. Habak**
Etude de l'influence de la microstructure et des paramètres de coupe sur le comportement en tournage dur de l'acier à roulement 100Cr6.
 Thèse de doctorat, ENSAM Angers, 2006.
- [Habak 2006 b]** **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).
- [Hartmann 1981]** **K.H. Hartmann H.D. Kunze, L.W. Meyer**
Metallurgical effects on impact loaded materials
 Shock-Wave and High Strain Rate Phenomena in Materials, 1981. - p. 325.
- [Hirao 1989]** **M. Hirao**
Determining temperature distribution on flank face of cutting tool
 J. Mater. Shaping. Technology _ Vol 6 _ p143-148 _ 1989
- [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).
- [Hor 2010]** **A. Hor**
Simulation physique des procédés de fabrication : Caractérisation de la rhéologie et de l'endommagement lors d'opérations de forgeage et d'usinage
 Thèse Arts et Métiers (2010)
- [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).
- [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).
- [Johnson 1985]** **G. R. Johnson, W. H. Cook**
Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures
 Engineering Fracture Mechanics. Vol. 21, pp. 31–48. (1985)
- [Jones 2008]** **N.G. Jones R.J. Dashwood, D. Dye, M. Jackson**
Thermomechanical processing of Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr
 Materials Science and Engineering. - 2008. - Vol. 369-377.
- [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).
- [Kay 2003]** **G. Kay**
Failure Modeling of Titanium 6Al-4V and Aluminum 2024-T3 With the Johnson-Cook Material Model
 U.S. Department of Transportation Federal Aviation Administration Report final (2003)

- [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).
- [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).
- [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).
- [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).
- [Li 2006]** **L. Li, N. He**
A FEA study on mechanisms of saw-tooth chip deformation in high speed cutting of Ti-6-Al-4V alloy
 Fifth International Conference on High Speed Machining (HSM), Metz, France, 14-16
 March 2006, pp. 759-767. (2006)
- [Lopez 2000]** **L.N.Lopez deLacalle**
Using high pressure coolant in the drilling and turning of low machinability alloys.
 International Journal of Advanced Manufacturing Technology. Vol. 168 pp.5-91. (2000)
- [Mabrouki 2008]** **Mabrouki, T.; Girardin, F.; Asad, M.; Rigal, J.-F**
Numerical and experimental study of dry cutting for an aeronautic aluminium alloy (A2024-T351)
 International Journal of Machine Tools and Manufacture, Vol. 48. pp. 1187-1197
- [Maeder 1990]** **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).
- [Malot 2001]** **T. Malot**
Usinage assisté par laser du bore
 Thèse de l'université de Bourgogne, TDIJON2001/31 (2001)
- [Matsumoto 1999]** **Matsumoto, Y, Hashimoto, Y, Lahoti, G,**
Surface integrity generated by precision hard turning,
 Annals of the CIRP, 48/1:59-62. (1999).
- [Merchant 1945]** **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).
- [Meyers 1994]** **M.A. Meyers G. Subhash, B.K. Kad, L. Prasad**
Evolution of microstructure and shear band formation in a-hcp titanium.
 Mechanics of Materials. - 1994. - Vol. 17. - pp. 318-324.

- [MSaoubi 1998 a] **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 1998 b] **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).
- [Nandy 2008] **A.K.Nandy, M.C.Gowrishankar, S.Paul**
Some studies on high-pressure cooling in turning of Ti-6Al-4V
International Journal of Machine Tools & Manufacture. (2008)
- [Pajani 2001] **D. Pajani**
Thermographie Principe et mesure
Technique de l'ingénieur R2740 (2001)
- [Palanisamy 2009] **Suresh Palanisamy, Stuart D. McDonald, Matthew S. Dargusch**
Effects of coolant pressure on chip formation while turning Ti6Al4V alloy
International Journal of Machine Tools and Manufacture, Vol. 49, pp. 739-743. (2009)
- [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 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 de 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. Riester, 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.
- [Remadna 2001] **M. Remadna**
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. XXIV, pp. 551-557 (1971).
- [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).
- [Sridhar 2003] **B.R. Sridhar, G. Devananda, K. Ramachandra, R. Bhat**
Effect of machining parameters and heat treatment on the residual stress distribution in titanium alloy IMI-834
Journal of Materials Processing Technology. Vol. 139. pp.628-634. (2003)
- [Sun 2008] **J. Sun, Y.B. Guo**
A comprehensive experimental study on surface integrity by end milling Ti-6Al-4V
Journal of Materials Processing Technology (2008)
- [Trombert 1998] **C. Trombert**
Usinabilité des aciers inoxydables
Techniques de l'ingénieur vol. MC2, M726, pp. M726.1-M726.12 (1998)
- [Umbrello 2010] **Umbrello 2010**
Influence of Material Microstructure Changes on Surface Integrity in Hard Machining of AISI 52100 Steel
International Journal of Machine Tools and Manufacture. (2010)
- [Valiorgue 2008] **F. Valiorgue**
Simulation des processus de génération de contraintes résiduelles en tournage du 316L. Nouvelle approche numérique et expérimentale.
Thèse ENSMSE. N° d'ordre : 503MI (2008).
- [Velasquez 2007] **Velasquez J.D Puerta**
Étude des copeaux et de l'intégrité de surface en usinage à grande vitesse de l'alliage de titane TA6V
Thèse Science des matériaux-Physique / Université de Metz. SMZ0705 (2007).
- [Venugopal 2007] **K.A. Venugopal, S. Paul, A.B. Chattopadhyay**
Tool wear in cryogenic turning of Ti-6Al-4V alloy
Cryogenics, Vol. 47. pp 12-18. (2007)

- [Vosough 2005]** **M. Vosough**
Effect of High-Pressure Cooling on the Residual Stress in Ti-Alloys during Machining, These
Luleå University of Technology Suede, (2005)
- [Wang 2002]** **Y.Wang, L.J. Yang, N.J. Wang**
An investigation of laser-assisted machining of Al₂O₃ particle reinforced aluminium matrix composite.
Journal of Materials Processing Technology, 129 1-3 pp.268-272
- [Young 1993]** **H.T. Young, T.L. Chou**
Investigation of edge effect from the chip-back temperature using IR thermographic techniques
Journal of Materials Processing Technology, vol 52, p. 213-224 (1993)
- [Zemzemi 2007]** **F. Zemzemi**
Caractérisation de modèles de frottement aux interfaces pièce-outil-copeau en usinage : application au cas de l'usinage des aciers et de l'Inconel 718
Thèse en cotutelle Ecole Nat. d'Ingénieurs de Monastir - Ecole Centrale de Lyon
- [Zerilli 1987]** **F.J. Zerilli, R.W. Armstrong**
Dislocation-mechanics-based constitutive relations for material dynamics calculations.
Journal of Applied Mechanics Vol. 61(5) pp.1816–1825. (1987)
- [Zhao 1996]** **H. Zhao, G. Gary**
On the use of SHPB techniques to determine the dynamic behavior of materials in the range of small strains
International Journal Solids Structures. vol. 33(23). pp. 3363-3375 (1996).

VII. Annexes

Annexe 1 : Corrélation d'images

Corréli est un logiciel permettant d'étudier les déplacements et les déformations à partir d'une série d'images. Très utilisé pour les essais de traction, nous tentons ici de caractériser la bande de cisaillement primaire lors de la formation du copeau. A partir de la texture des images, Corréli repère un même motif d'une image à l'autre pour en déduire ses déplacements et déformations. Ce motif correspond à un ensemble de pixels de différents niveaux de gris. Le caractère aléatoire de la texture des images n'est pas à négliger, car Corréli pourrait confondre deux motifs distincts et donner des résultats aberrants.

Principe de fonctionnement détaillé

La surface étudiée doit présenter une texture aléatoire de niveaux de gris. Celle-ci peut être présente à l'état naturel ou lorsque le matériau est observé à très fort grossissement mais elle peut aussi être obtenue de façon artificielle en créant des mouchetis aléatoire. Afin de déterminer le champ de déplacement d'une image par rapport à une image de référence, cette dernière est divisée en sous-images carrées, nommées Zone Of Interest (ZOI), qu'il faudra retrouver dans l'image déformée. Le déplacement d'une ZOI correspond au déplacement bidimensionnel d'un signal correspondant à une distribution de niveaux de gris. Ainsi, le signal de la ZOI déformée, $g(x)$, est une copie décalée $f(x-u)$ du signal de référence $f(x)$, tel que :

$$g(x) = f(x - u) + b(x)$$

Où u est le vecteur déplacement bidimensionnel inconnu, x le vecteur des coordonnées bidimensionnelles et b le bruit. Celui-ci étant principalement un bruit d'acquisition, il peut souvent être négligé de par sa faible amplitude par rapport aux signaux f et g ou parce qu'il est d'un ordre largement inférieur au champ de déplacement. Sachant qu'il s'agit d'un problème mal posé, il convient alors de minimiser la norme de la différence entre $f(x-v)$ et $g(x)$ par rapport à un déplacement test v :

$$\min_v \|g(x) - f(x - v)\|^2$$

$$\|f(x)\| = \int_{-\infty}^{+\infty} \int_{-\infty}^{+\infty} |f(x)|^2 dx$$

En utilisant la norme quadratique, ce problème est ramené à la maximisation de la fonction $\phi(x)$:

$$\phi(x) = (g \bullet f)(v) = \int_{-\infty}^{+\infty} \int_{-\infty}^{+\infty} g(x) f(x - v) dx$$

Où \bullet représente le produit d'intercorrélation.

Le déplacement maximisant cette fonctionnelle correspond alors à la meilleure approximation du vecteur déplacement inconnu u . Le calcul du produit d'intercorrélation peut être réalisé dans l'espace d'origine ou dans l'espace de Fourier, par l'intermédiaire des transformées de Fourier rapides ou Fast Fourier Transform (FFT), qui sont utilisées dans cet algorithme pour leur rapidité lors des calculs. L'équation précédente devient alors :

$$g \bullet f = \text{FFT}^{-1} \left[\text{FFT}(g) \overline{\text{FFT}(f)} \right]$$

Dans l'hypothèse de petits déplacements, le champ de déformation est ensuite dérivé du champ de déplacement selon la relation suivante :

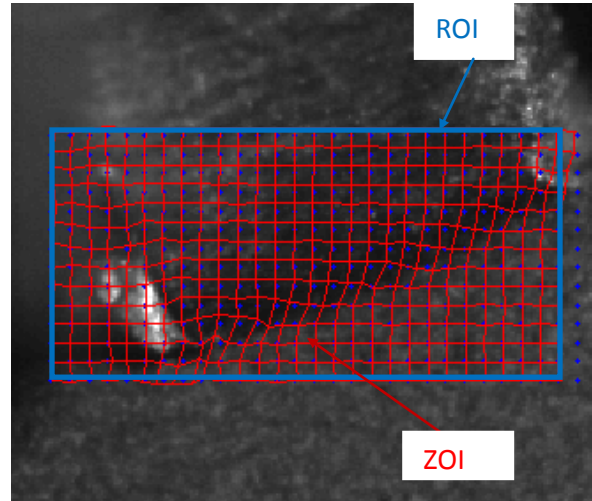
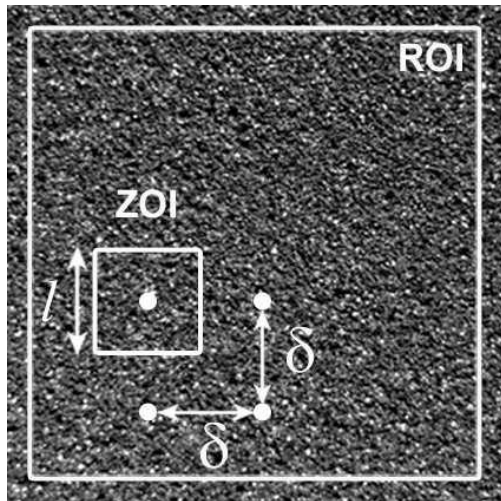
$$\bar{\varepsilon} = \frac{1}{2} \left(\overline{\text{grad } u} + \overline{\text{grad } u}^t \right)$$

Algorithme de corrélation

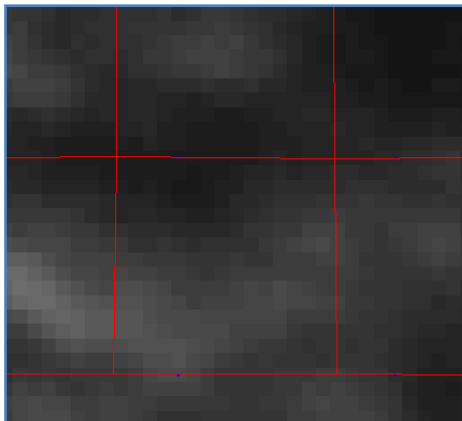
Considérons deux images : l'image de référence et l'image déformée. Dans un premier temps, le déplacement moyen entre ces deux images est déterminé. Pour cela, une zone, nommée Region Of Interest (ROI) de taille $2q \times 2q$ pixels (q étant un entier naturel) et centrée dans l'image de référence, est considérée. La même ROI est aussi prise en compte dans l'image déformée. Une première corrélation par FFT est alors effectuée pour déterminer le déplacement moyen de l'image déformée par rapport à l'image de référence. Le vecteur déplacement bidimensionnel W_0 obtenu, constitué d'un nombre entier de pixels dans les deux directions du plan, correspond au maximum de la fonction d'intercorrélation évaluée pour chaque pixel de la ROI. Cette première estimation permet de déterminer le nombre de pixels communs aux deux images et de placer le centre de la ROI de l'image déformée au point où se trouve celui de la ROI de référence après déplacement W_0 .

Avant de lancer le calcul, l'utilisateur a choisi la dimension l en pixels des ZOI, de taille

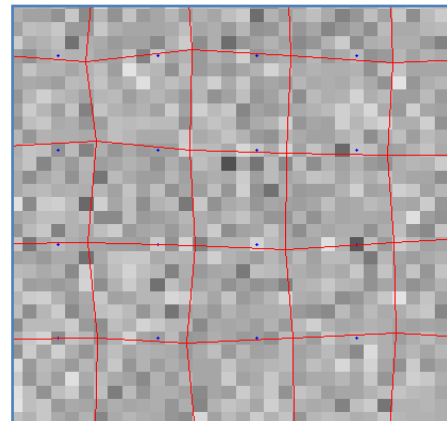
$l \times l = 2p \times 2p$ (p étant un entier naturel) avec $p < q$, ainsi qu'un second paramètre δ , valable dans les deux directions du plan et correspondant au décalage entre deux ZOI consécutives, tel que $1 < \delta < l = 2p$. L'analyse par intercorrélation utilisant les FFT est alors faite pour chaque ZOI et permet d'obtenir une première correction W par rapport au déplacement moyen W_0 . Les composantes de W dans les deux directions sont encore des nombres entiers de pixels. La résolution obtenue sur les déplacements est à ce stade inférieure au demi-pixel.



Le maillage est effectué sur la zone d'étude que l'on définit en début de calcul appelée ROI, elle est constituée des ZOI dont la taille est comprise entre 2×2 et 128×128 pixels en fonction des besoins de l'utilisateur. Ci-dessous des ZOI de taille 16×16 et 8×8 :



ZOI 16 * 16 pixels



ZOI 8 * 8 pixels

Pour obtenir des résultats encore plus fins, une seconde procédure dite "sub-pixel" est mise en place, qui s'avère particulièrement utile dans le cas où les niveaux de déformation sont très faibles. Elle nécessite une intercorrélation supplémentaire. Une correction de précision subpixelique δW du déplacement est alors obtenue en déterminant le maximum d'une fonction parabolique d'interpolation de la fonction d'intercorrélation. Cette interpolation est réalisée en considérant le pixel de valeur la plus élevée sur l'échelle des niveaux de gris et ses huit voisins. Comme il s'agit d'une interpolation, de faibles erreurs peuvent apparaître ; une méthode itérative est alors employée jusqu'à obtenir convergence, le critère étant que le maximum de la fonction d'interpolation de l'intercorrélation n'augmente plus entre deux itérations. Obtenir de bons résultats en corrélation passe également par la possibilité de mesurer de grands déplacements entre deux images. Dans ce but, différentes échelles peuvent être introduites lors du calcul en considérant des sous-ROI successives (la taille de la dernière ne devant pas être inférieure à 128 pixels de côté) et en répétant les opérations précédentes, avant de procéder finalement au calcul du déplacement des ZOI.

Cet algorithme est implémenté dans Matlab et deux "variantes" peuvent être choisies quand il s'agit d'effectuer les calculs sur une série d'images. La première, classique, nommée

"Correli2D" consiste à garder la première image comme image de référence tout au long du calcul. La seconde, nommée "CorreliGD", utilise l'image précédente comme image de référence. L'avantage de la première technique est que les erreurs ne sont pas cumulées au cours du calcul du déplacement des images successives. En revanche, il existera une limite pour le déplacement maximum mesurable, car il ne sera pas possible d'effectuer la corrélation entre l'image de départ et une image ayant subi une déformation trop importante. L'avantage de la seconde méthode est donc de permettre la prise en compte de grands déplacements ou grandes déformations (sans vraiment aucune limitation). L'inconvénient est que, si de faibles erreurs apparaissent lors d'un calcul, elles seront cumulées. Selon les sollicitations appliquées dans cette étude, traction monotone et traction cyclique, les deux variantes, respectivement "CorreliGD" et "Correli2D", sont utilisées. Les niveaux de déplacements atteints pour la traction monotone sont en effet plus élevés.

Enfin, il est important de noter que l'échelle physique n'a pas d'impact sur les résultats de la corrélation, pourvu que la texture aléatoire nécessaire à la corrélation (le mouchetis) soit obtenue à l'échelle des pixels.

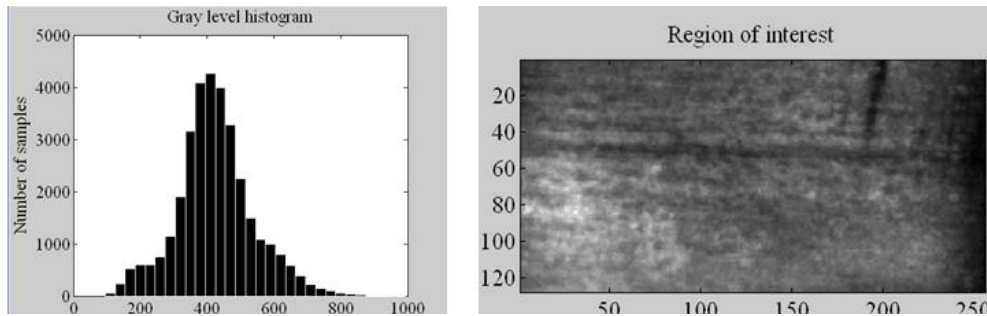
Les performances du calcul dépendent, pour une chaîne d'acquisition donnée, du mouchetis effectué et de la taille choisie pour les ZOI. En effet, le caractère aléatoire du mouchetis et la couverture d'une large plage de niveaux de gris favorisent la corrélation. Par ailleurs, une ZOI de grande taille permet d'obtenir des résultats plus précis, mais cela se fait au détriment de la description des hétérogénéités spatiales et donc de la résolution spatiale de mesure. Ainsi la précision de la mesure et la résolution spatiale de mesure sont fortement liées et impliqueront de faire un compromis.

L'analyse de la texture permet de choisir une taille d'élément adaptée pour chaque étude.

Analyse de la texture

➤ Niveaux de gris de la région sélectionnée :

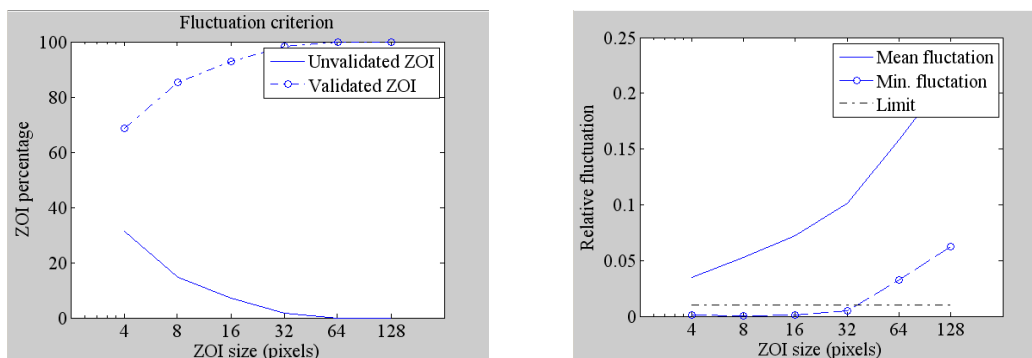
En premier lieu, nous avons accès aux différents niveaux de gris présent dans la ROI. Cette information caractérise le potentiel de l'image étudiée à différencier des éléments entre eux par leur niveau de gris. Ci-dessous l'histogramme des niveaux de gris de la ROI sélectionnée en fonction du nombre d'échantillons distinguables, c'est-à-dire le nombre de niveaux de gris distinguables sur l'ensemble des pixels de la ROI.



Dans ce cas, nous avons un peu plus de 600 niveaux de gris différents caractérisant la région sélectionnée comptant $128 \times 256 = 32768$ pixels.

➤ Critère de fluctuation :

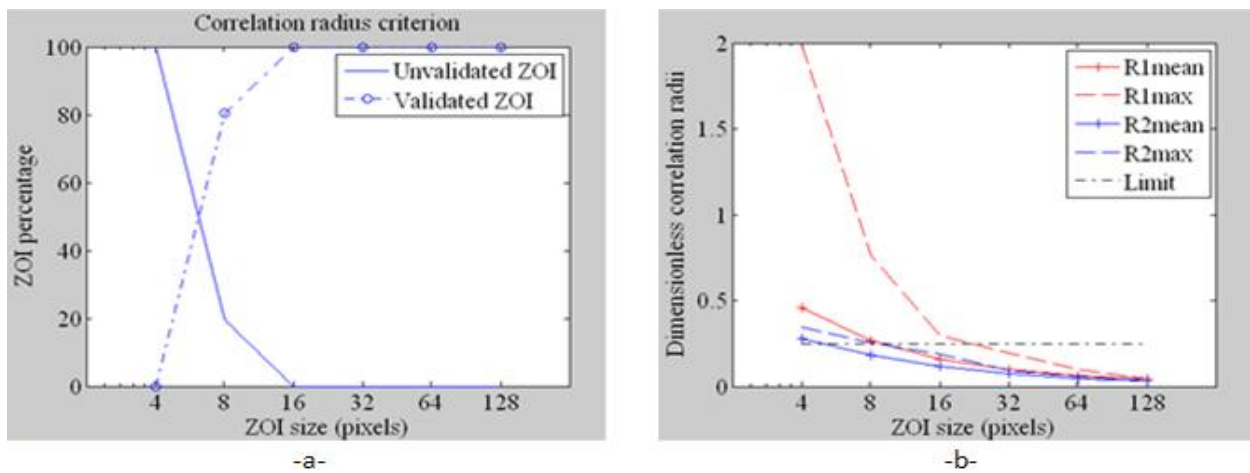
Ce critère de fluctuation indique une validité du calcul en fonction de la variation probable d'un niveau de gris et la taille de la ZOI. Une aide à la décision est implantée dans Corréli. Ci-dessous une visualisation des graphiques obtenus :



Nous pouvons conclure de ces deux premiers graphiques que le critère de fluctuation des niveaux de gris est validé pour toutes les tailles de ZOI supérieures à 8 pixels. En effet, le calcul est considéré comme fiable par Corréli du point de vue de ce critère si les variations de niveaux de gris sont inférieures à 1% de la gamme de gris de la caméra. Dans notre cas, la caméra possède 256 niveaux de gris. On peut également lire sur ces graphiques que 30 % des éléments de 4 pixels de côté ne vérifient pas ce critère.

➤ Rayons de corrélation

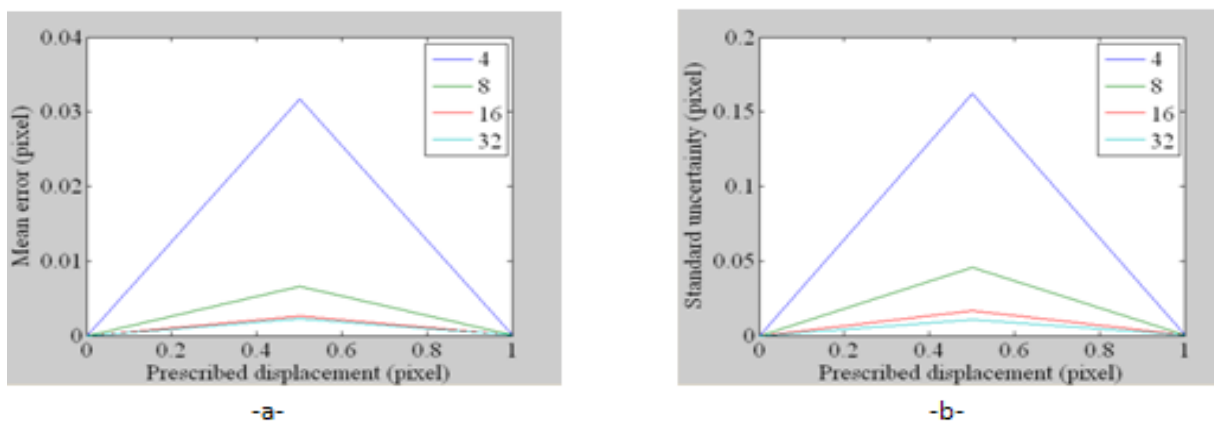
Ce critère indique une sûreté de mesure. Les rayons de corrélation ne doivent pas excéder 25 % de la taille des éléments. Ici, le critère est respecté pour des éléments d'une taille minimale de 16 pixels. On s'aperçoit également que 20 % des ZOI 8×8 pixels ne respectent pas le critère alors que la totalité des ZOI 4×4 pixels sont invalides. Ces tailles d'éléments sont donc à éviter.



A noter également que les deux rayons de corrélation sont significativement différents, cela indique que la texture est anisotrope.

➤ Analyse de l'incertitude liée au déplacement

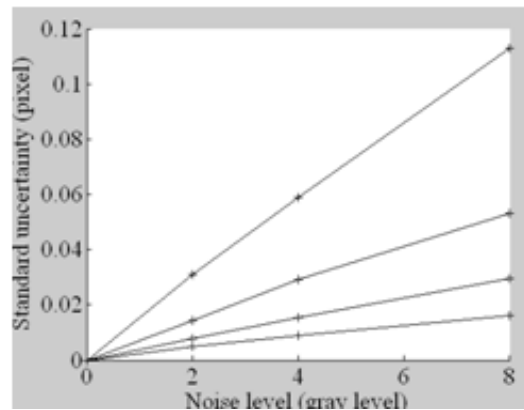
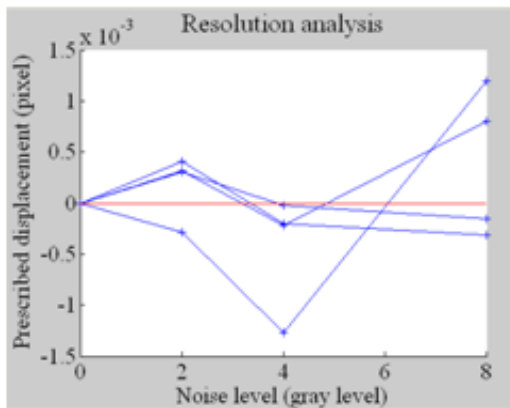
La première étape d'analyse de la texture n'est qu'une étude qualitative. Nous allons à travers cette seconde étape effectuer une analyse quantitative. Cette étape consiste à déplacer artificiellement l'image sélectionnée de 0 à 1 pixel avec une option de mouvement de corps rigide afin de garder la structure globale. Ci-dessous une visualisation des erreurs moyennes et les écarts correspondants pour le déplacement considéré, ceci pour chaque ZOI différente.



Dans notre cas, on peut noter une diminution significative de l'erreur et des écarts associés à partir d'une taille de ZOI supérieure ou égale à 16 pixels.

➤ Analyse du bruit lié aux niveaux de gris

Nous cherchons dans cette partie à évaluer l'effet du bruit lié aux niveaux de gris. Pour cela, le logiciel applique un filtre gaussien, faisant varier les niveaux de gris, de valeur moyenne 0 et d'écart type variant de 0 à 8. Aucun champ de déplacement n'est attribué à l'image. Nous effectuons ensuite une analyse du champ de déplacement entre l'image non filtrée et celle qui l'est afin d'estimer l'influence de ce bruit.



Comme nous pouvons le constater sur les figures ci-dessus, l'erreur moyenne sur le déplacement mesuré à une valeur très faible (au maximum de -1.5 à 1.5×10^{-3} pixel) pour chaque ZOI considéré. Nous pouvons également noter que l'écart type est important comparé à l'erreur moyenne. Nous pouvons conclure que la principale limitation en terme de performance sera induite par la texture et non par l'algorithme de calcul. Cependant il faut remarquer que les écarts restent acceptables et qu'ils diminuent lorsque la taille des ZOI augmente.

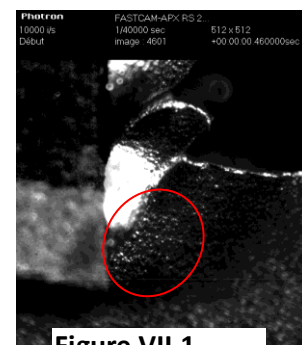
Analyse des résultats :

- Essai 1 : séquence d'images à 10000 im/s.

Comme décrit précédemment, la formation d'un feston s'effectue sur une séquence comprenant 20 images. Cette série d'images a été préalablement choisie en fonction de l'absence de reflet au niveau de la zone de cisaillement. Ci-contre nous pouvons distinguer la différence entre une image avec et sans reflet :



**Figure VII-2-
Image avec reflet**



**Figure VII-1-
Image sans reflet**

Les reflets sur le feston engendrent une saturation sur les niveaux de gris (zones en blanc), ce qui rend la corrélation d'image impossible. La multiplicité des images nécessitent d'utiliser le mode de calcul de corrélation activant la mise à jour de la référence (c'est-à-dire que l'on compare l'image $i/i-1$ et non pas $i/0$). Malgré la mise à jour de la référence de calcul, il est nécessaire d'effectuer un séquençement de la plage d'images sélectionnée avec les mêmes paramètres de corrélation.

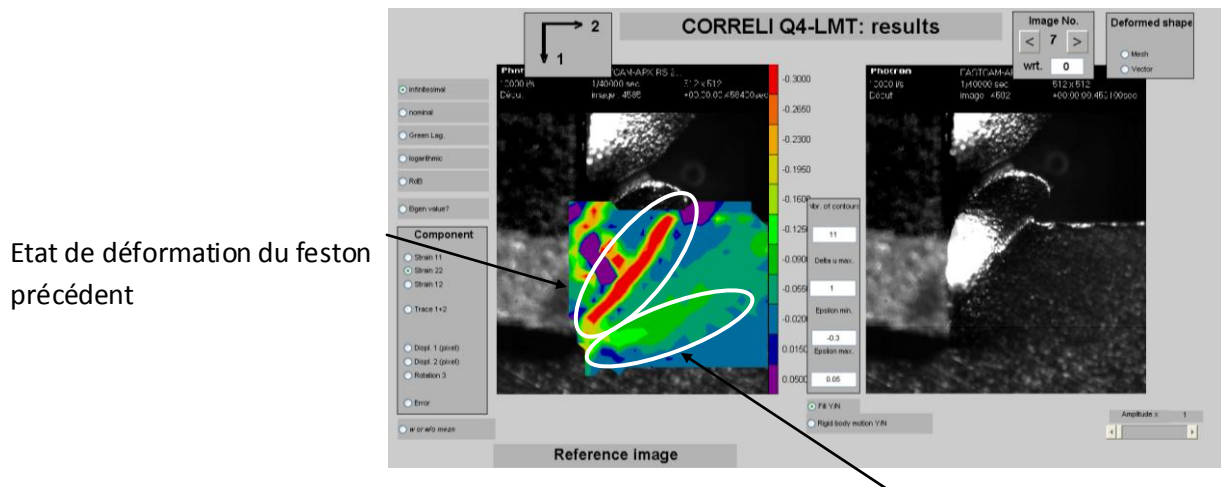
Pour comparer nos 20 images, nous comparerons suivront les étapes suivantes :

- étape 1 : comparaison des images 0 à 7
- étape 2 : comparaison des images 7 à 15
- étape 3 : comparaison des images 15 à 20

Cette séparation due au séquençement implique un décalage dans les valeurs présentées par la cartographie. En effet, pour traiter les images 7 à 15, Corréli se réfère par rapport à l'image 7. Nous

ne tenons pas compte de l'état de déformation de la séquence précédente.

Ci-dessous une visualisation des résultats obtenus :

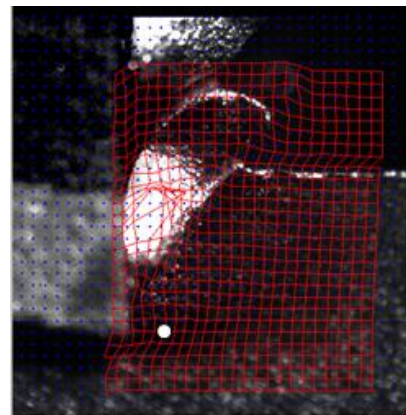


Début de formation du nouveau feston

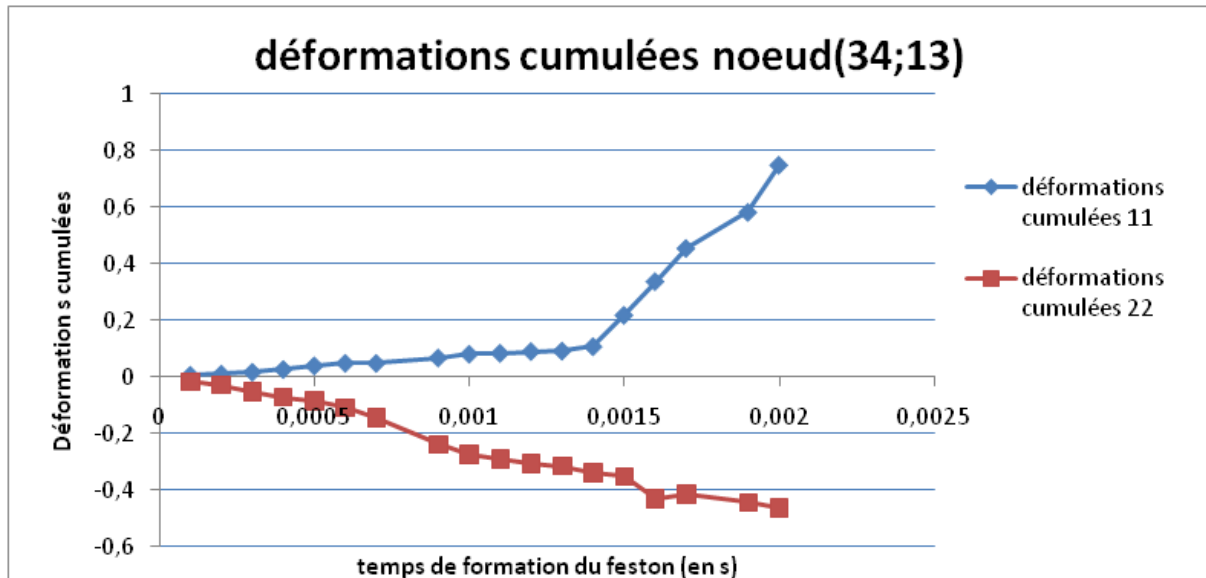
La cartographie met bien en évidence l'état de déformation du feston précédent ainsi que l'apparition du nouveau. Nous pouvons voir un aperçu de l'évolution de la déformation dans la direction 22 lors de la formation du feston.

Les valeurs des déformations mesurées sont à prendre avec précautions dans notre cas, car nous comparons 20 images successives mais séquencées en 3 étapes de 5 à 8 images. Par conséquent, il faut être vigilant avec les valeurs mesurées.

Afin de suivre l'évolution de l'état de déformation d'un nœud, nous allons déterminer les déformations d'un point à partir des matrices de gradients de déplacements fournies par Corréli. Nous pouvons avoir un aperçu de la position du nœud suivi (position sur le maillage : colonne 13 ; ligne 34) :



Le maillage utilisé correspond à des ZOI de 16x16 pixels (=43,7x43,7 μm). Nous obtenons les résultats suivants pour le nœud défini précédemment :



Pour ce nœud, nous avons des déformations pouvant atteindre les 75% et 46% respectivement dans les directions 11 (vertical descend) et 22 (horizontal). Comme vu précédemment, ces graphiques ne sont que l'image de l'état de déformation d'un nœud précis du maillage. Pour avoir une cartographie complète, Corréli associe l'état de déformation de tous les nœuds à un code couleur, et ceci pour chaque image.

➤ Essai 2 : séquence d'images à 15000 im/s.

La campagne d'essai est la même que celle réalisée pour l'acquisition d'images à 10000 im/s. Le principal avantage dans le fait d'augmenter la vitesse d'acquisition réside par définition dans le fait que l'on multiplie le nombre d'images. Corréli dispose donc d'une séquence d'images plus importante mais dont les déplacements élémentaires entre chacune sont plus faibles que dans les séquences à 10000 im/s. Par contre, nous devons réduire la taille des images pour atteindre ces vitesses (512x512 pixels à 10000 im/s comparé à 256x512 pixels à 15000im/s).

Nous séquençons les 31 images étudiées comme ci-dessous :

- Etape 1 : images de 0 à 22
- Etape 2 : images de 22 à 30

Comme précédemment, nous allons comparer l'évolution des états des déformations dans son aspect de cartographie. Dans ce tableau, nous pouvons constater la mise en évidence de la formation de la bande de cisaillement du feston.

Nous pouvons noter que les déformations calculées dans la direction 1 augmentent en normes et suivent la direction 1. Celles définies dans la direction 2 augmentent également en norme au fur et à mesure que le feston se forme mais en valeurs négatives. Cet aspect quantitatif correspond à nos hypothèses.

En ce qui concerne les valeurs qualitatives de l'échelle de mesure, celle-ci sont trop faibles. En effet, la cartographie des déformations d'une image i montre ici sa déformation par rapport à l'image 0 mais ne tient pas compte des états de déformation antécédents des images $[1 ; i-1]$.

D'où l'intérêt de définir les valeurs des déformations aux nœuds à partir des matrices comme vu dans les parties précédentes.

Afin de tenir compte de l'influence des états précédents, nous allons suivre le nœud suivant :

- Nœud(14 ;2) pour les images 0 à 22
- Nœud(11 ;3) pour les images 22 à 30

Il est nécessaire de redéfinir le nœud à chaque changement de séquence car les images de références sont remaillées. Par conséquent, le fait de prendre le même nœud entre les 2 séquences n'a pas de sens physique car il représente 2 éléments réels différents. Une illustration de ce phénomène :

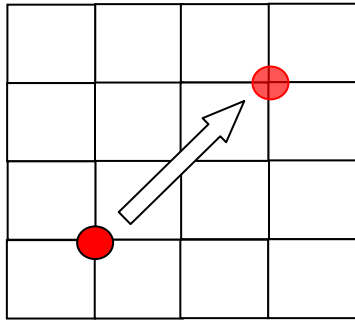


Image 0 maillée+
déplacement d'un nœud
jusqu'à l'image i

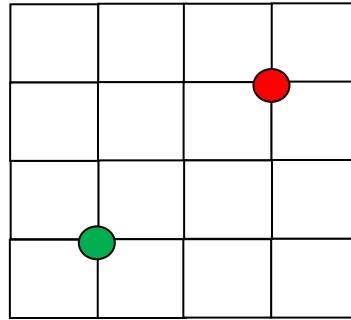


Image i remaillée+
position des nœuds (vert le
nœud fixe par rapport au
maillage, en rouge le nœud
correspondant au point
physique)

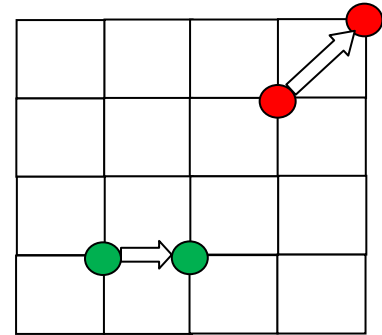
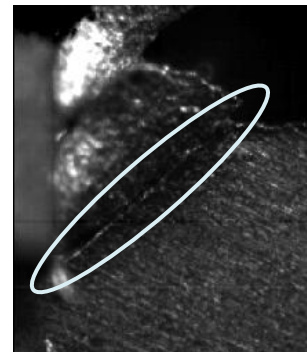
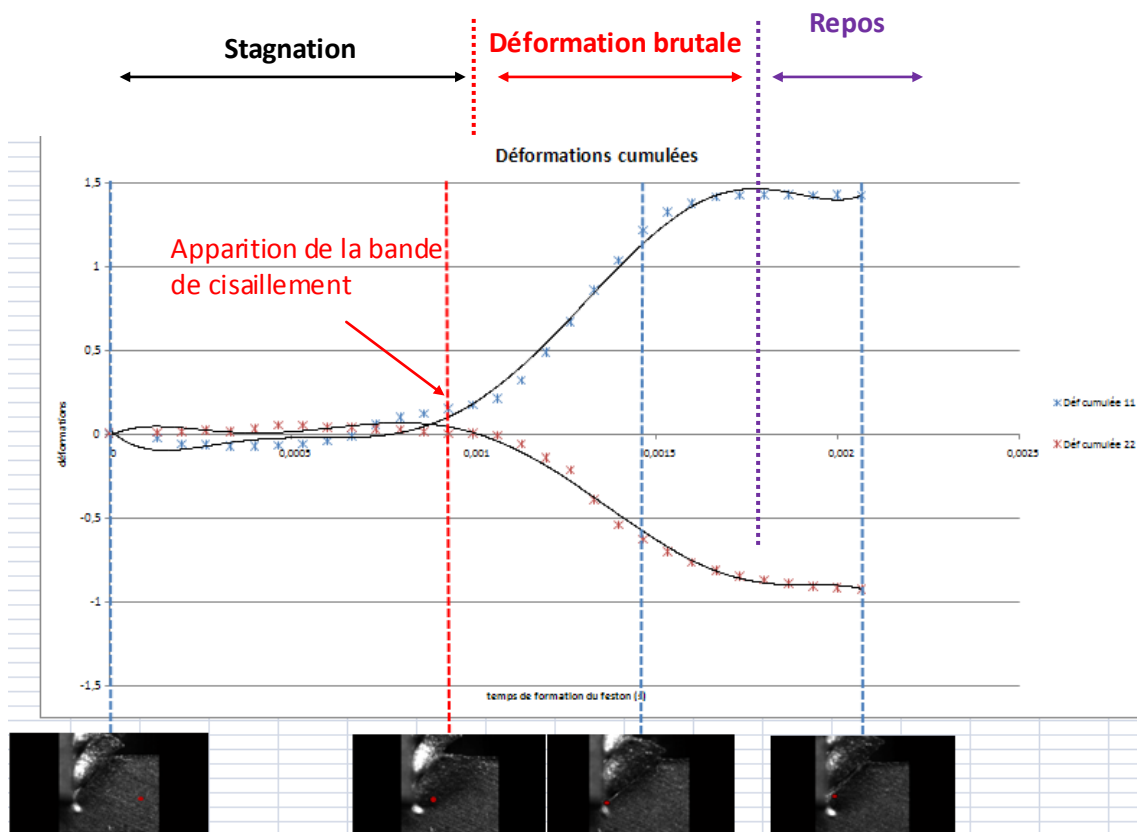


Image i+1
position des nœuds après
déplacements

Le séquençage d'une série d'images nécessite de prendre certaines précautions pour être sûr de suivre le même point physique.

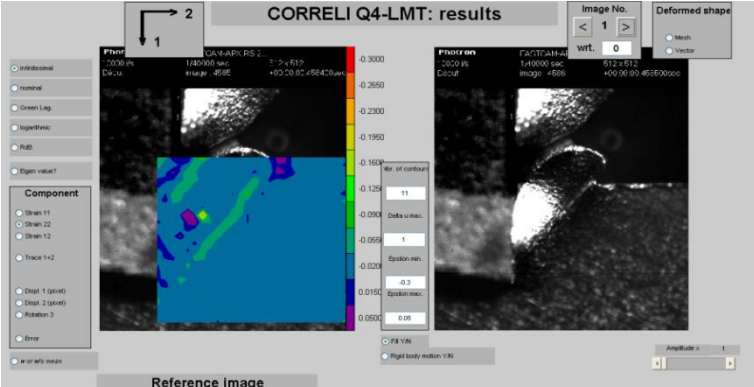
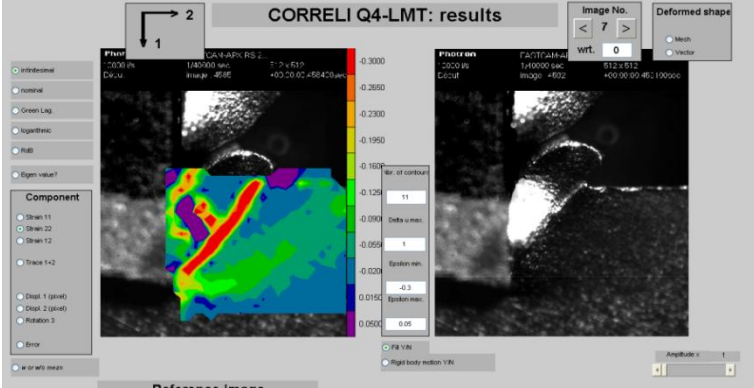
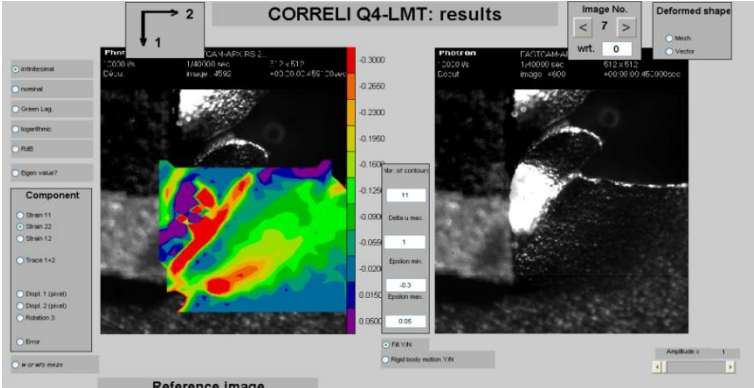
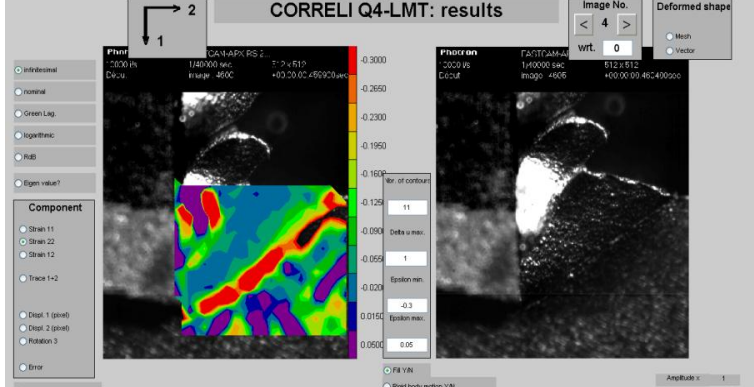
Les résultats obtenus sur l'ensemble de la série d'images sont donc montrés sur le graphique ci-dessous, nous avons accès à l'évolution de la déformation en fonction de la formation du feston. Nous pouvons faire correspondre les valeurs de déformations à la formation de la bande de cisailment



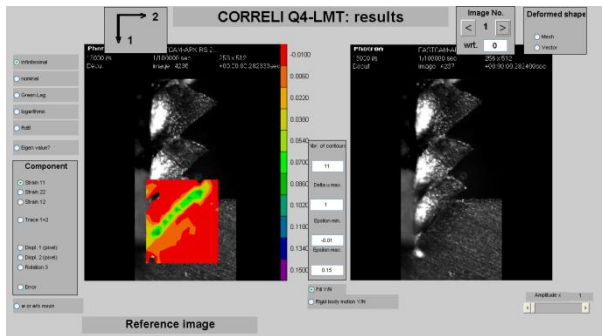


Nous pouvons constater que l'apparition de la bande de cisaillement provoque une variation brutale des valeurs de déformations. La formation d'un feston s'effectue en 3 étapes distinctes :

- Phase de stagnation : durant 1,133 ms (18 premières images)
- Phase de déformation brutale : 0,034 ms (8 images)
- Phase de repos correspondant à un déplacement simple du feston le long de l'outil.

Séquence	Cartographies des déformations (direction 22)
<p>Image 1</p> <p>temps de formation = 0,0001 s</p> <p>Référence : image 0</p>	 <p>Reference image</p>
<p>Image 7</p> <p>temps de formation = 0,0007 s</p> <p>Référence : Image 0</p>	 <p>Reference image</p>
<p>Image 15</p> <p>Temps de formation = 0,0016 s</p> <p>Référence : Image 7</p>	 <p>Reference image</p>
<p>Image 18</p> <p>Temps de formation = 0,002 s</p> <p>Référence : Image 15</p>	 <p>Reference image</p>

Cartographie des déformations direction 11



Cartographie des déformations direction 22

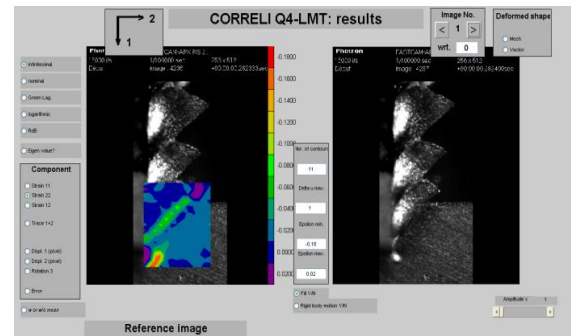


Image 1 Temps de formation = 0,00007s Référence : Image 0

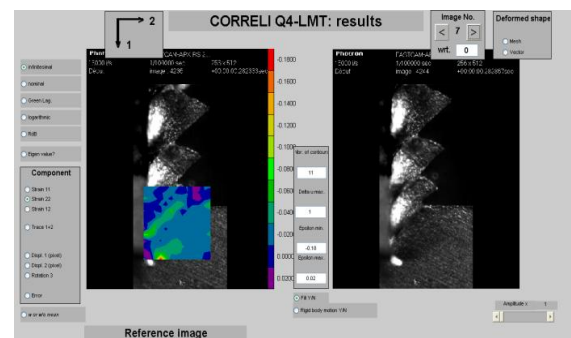
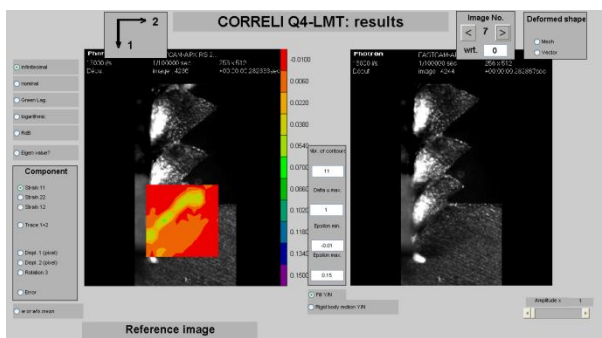


Image 7 Temps de formation = 0,00053s Référence : Image 0

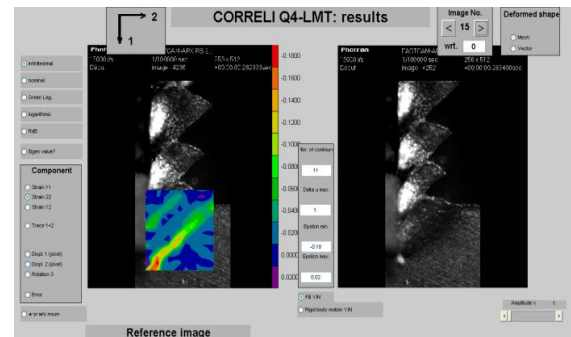
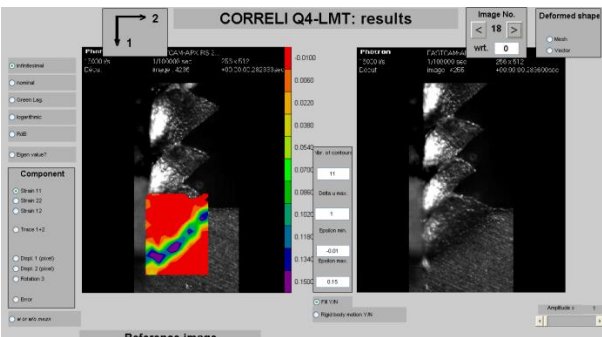


Image 18 Temps de formation=0,0013s Référence : Image 0

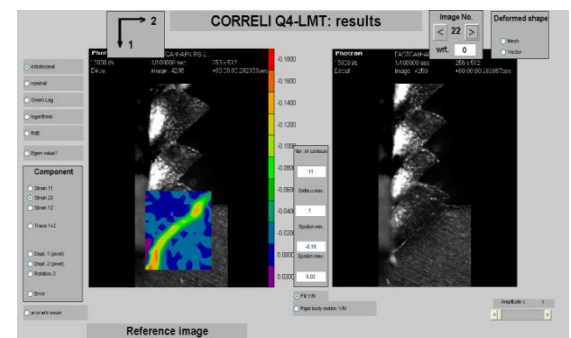
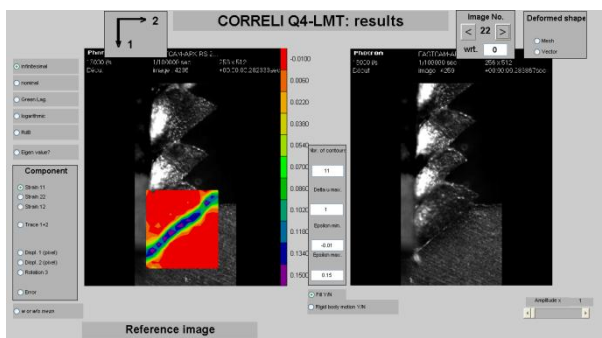


Image 22 Temps de formation=0,002 s Référence : Image 0

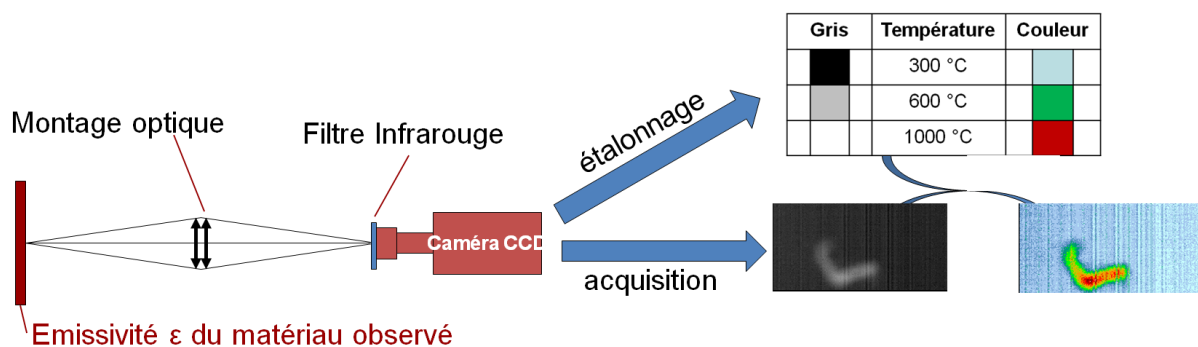
Annexe2 : Principe de Thermographie CCD-PIR

Technique de mesure à mettre en œuvre

La mesure se fait grâce à la technologie CCD-PIR, cette technique sans contact présente plusieurs intérêts en travaillant dans le proche infrarouge. Notamment celui de pouvoir utiliser le matériel optique classique (objectif, lentilles) pour l'observation de la zone.

Pour la mesure des températures, le fait de travailler avec des faibles longueurs d'onde diminue également l'influence de l'émissivité. Un autre avantage par rapport aux caméras purement infrarouge est de pouvoir travailler dans le domaine du visible. En effet, une simple superposition des images obtenues dans le visible avec celle dans le proche infrarouge permet de calibrer les dimensions, définir la position de l'arête de coupe et repérer les zones d'observation dans les champs thermiques. Par contre, l'utilisation d'une technique de mesure radiative interdit l'usage de la lubrification.

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 et à faire correspondre à chaque température un niveau de gris grâce à une calibration préalable à l'aide d'un corps noir (émissivité égale à 1).



Le fonctionnement d'un capteur CCD repose sur la capacité des éléments semi-conducteurs qui le composent à accumuler une charge pendant un temps d'exposition à un flux lumineux. Ces éléments accumulent une charge qui est fonction du nombre de photon reçu. Cette charge sera ensuite restituée sous forme de champ électrique entre les différents éléments. La lecture est assurée par des diodes en bout de chaîne.

Par conséquent le système est sensible à l'intensité lumineuse, la modification du grossissement ou de l'ouverture du diaphragme a une influence directe sur la mesure. L'étalonnage est donc valable pour une configuration dont il ne faut pas s'éloigner.

Du flux lumineux aux niveaux de gris...

Un corps noir (ou réel (ϵ)) a une luminance $L_\lambda(T)$ qui dépend de la température et se distribue sur une plage de longueurs d'onde selon la formule de Wien $M_\lambda^\circ(T) = \pi L_\lambda^\circ(T)$:

$$M_\lambda^\circ = 2\pi hc^2 \lambda^{-5} \exp\left[-\frac{hc}{k\lambda T}\right] \quad (\text{Si } \lambda T \ll 14000 \mu\text{m.K})$$

Avec

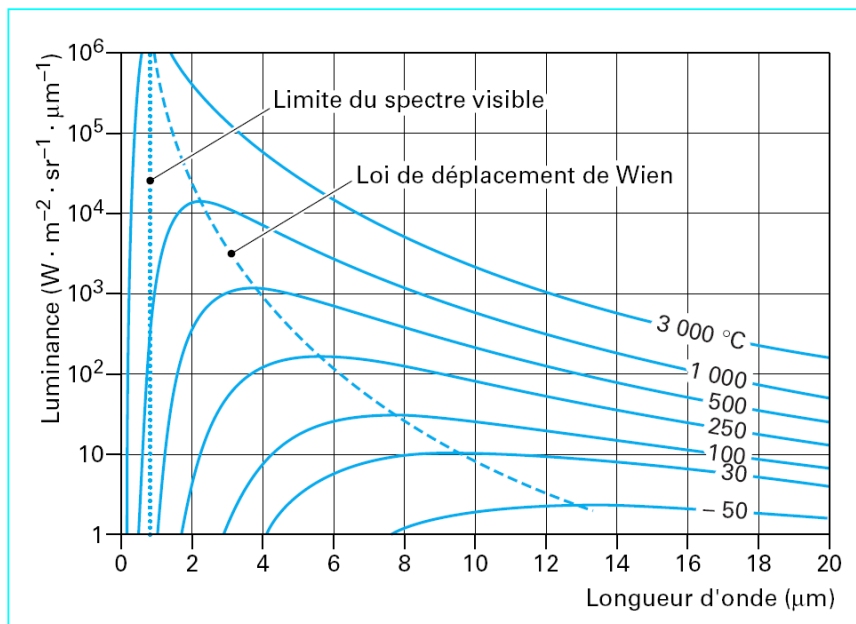
λ = longueur d'onde (m)

$h = 6,6255 \cdot 10^{-34}$ J.s constante de Planck

$c = 2,9979 \cdot 10^8$ m/s célérité de la lumière dans le vide

$k = 1,3805 \cdot 10^{-23}$ J.K⁻¹ constante de Boltzmann

Si l'on trace le faisceau des courbes de luminance pour différentes températures en fonction de la longueur d'onde on obtient le graphique des courbes de Planck.



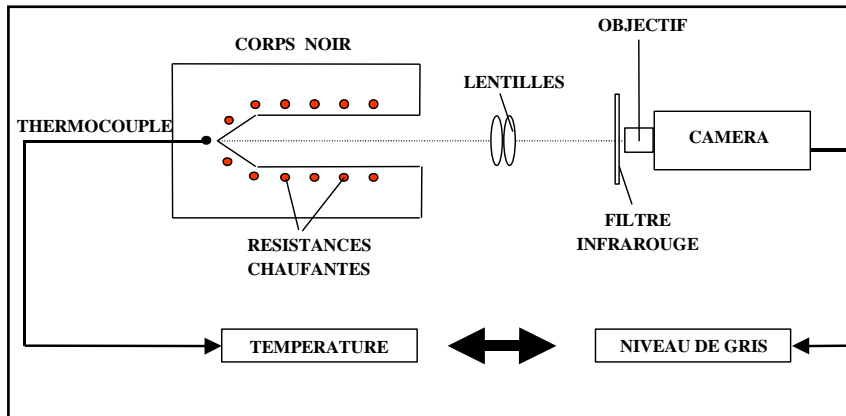
Courbes de Planck

La caméra est sensible sur une certaine plage de longueurs d'onde, c'est ce que l'on appelle l'efficacité quantique $Q(\lambda)$, cette efficacité a son maximum pour une certaine longueur d'onde. De la même façon, pour une température donnée, $L_\lambda^\circ(T)$ est maximale pour une longueur d'onde. Ces deux dernières valeurs de λ ne doivent pas être trop éloignées pour que la partie « captable » par la caméra suffise à donner un signal.

On remarque que la luminance pour des températures faibles ($>200^\circ\text{C}$) est complètement négligeable dans la plage de longueur d'onde étudiée ($800 < \lambda < 2500 \text{ nm}$). Ce qui est rassurant car on sait que les reflets d'objets à faible température n'auront pas d'influence sur la mesure.

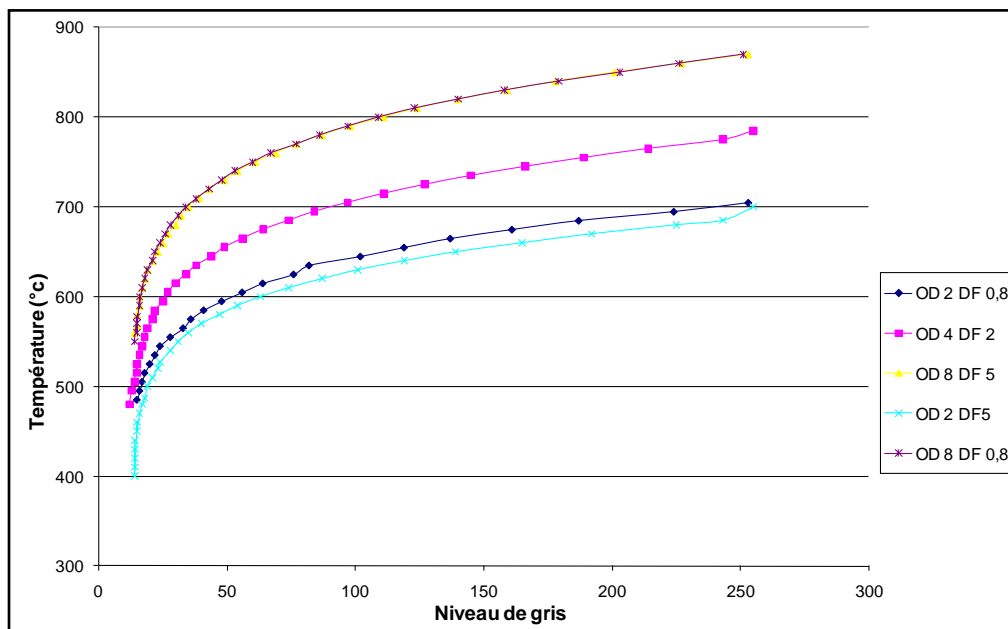
L'étalonnage doit permettre d'associer le signal issu de la caméra placée devant un corps à la température de ce corps. On sait d'après ce que nous avons dit à propos de la technique de mesure que l'étalonnage doit être fait et reste valable pour une seule configuration du montage. Pour ce

faire on vient placer l'ensemble du montage (support sur lequel sont fixés et réglés caméra, filtre et lentilles) devant un corps noir en visant le fond (température la plus proche du thermocouple de mesure). La température du corps noir est connue grâce à un thermocouple. La caméra est capable de donner une information discrétisée en 256 niveaux de gris, en faisant varier la température du corps noir, on fait correspondre une température à chacun des niveaux de gris.



Montage d'étalonnage

Les paramètres à prendre en compte pour l'étalonnage sont la distance focale (DF), l'ouverture du diaphragme (OD) et le temps d'exposition (TE). Un plan d'expérience réalisé, a permis de caractériser l'influence de ces paramètres. On retient que les paramètres OD et TE sont prépondérants par rapport à la saturation de la caméra, ils influent également sur la plage de température que l'on peut mesurer. Le fait que la distance focale ait peu d'influence est une bonne chose pour l'observation et pour l'étalonnage (contrainte en moins).



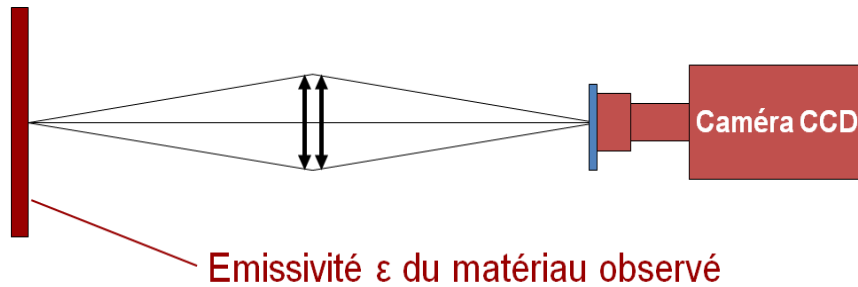
Courbes d'étalonnages

Se pose ensuite la question de savoir si cet étalonnage est valable pour un corps réel (gris) tel s que le matériau et l'outil.

Proche Infrarouge – Qualification du fonctionnement.

Dans cette section nous allons passer au crible toutes les sources d'erreur et/ou incertitude le long de la chaîne d'acquisition. En partant du flux lumineux émis par le matériau jusqu'au signal numérique fourni par la caméra.

1. L'émissivité du matériau



Un corps noir est une source de chaleur qui émet la totalité de sa chaleur sous la forme d'un rayonnement de plus il ne réfléchit ni n'absorbe le rayonnement des corps environnant. Un corps quelconque contrairement à un corps noir ne rayonne qu'une partie de sa chaleur. La luminance énergétique spectrale (puissance rayonnée par unité de surface, par unité d'angle solide et par unité de longueur d'onde) d'un corps pour une température et une longueur d'onde données est liée à celle du corps noir par le facteur d'émissivité du corps considéré $\varepsilon(T, \lambda)$ (un corps noir a une émissivité égale à 1).

$$L(T, \lambda) = \varepsilon(T, \lambda).L^0(T, \lambda) \quad \text{avec} \quad \begin{cases} 0 < \varepsilon(T, \lambda) \leq 1 \\ \varepsilon(T, \lambda) \text{ émissivité du corps visé} \\ L(T, \lambda) \text{ luminance du corps visé} \\ L^0(T, \lambda) \text{ luminance du corps noir} \end{cases}$$

Pour tout corps noir, dans l'espace, la loi de Planck donne l'intensité du rayonnement thermique idéal en fonction de la température (en K) et de la longueur d'onde (en μm) :

$$L^0(T, \lambda) = \frac{2hc^2}{\lambda^5 (e^{\frac{hc}{k\lambda T}} - 1)} = \frac{C_1}{\lambda^5 (e^{\frac{C_2}{\lambda T}} - 1)} \quad \text{en } \text{W} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{sr}^{-1} \cdot \mu\text{m}^{-1}$$

$$\text{avec} \quad \begin{cases} h = \text{constante de Planck} = 6,6255 \cdot 10^{-34} \text{ J} \cdot \text{s} \\ c = \text{célérité de la lumière} = 2,99793 \cdot 10^8 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1} \\ k = \text{constante de Boltzmann} = 1,3805 \cdot 10^{-23} \text{ J} \cdot \text{K}^{-1} \\ C_1 = 2hc^2 = 1,19088 \cdot 10^8 \text{ W} \cdot \mu\text{m}^4 \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{sr}^{-1} \\ C_2 = \frac{hc}{k} = 14388 \mu\text{m} \cdot \text{K} \end{cases}$$

Voici plus en détail un exemple de calcul d'erreur de mesure commise par l'incertitude sur l'émissivité des matériaux filmés. Prenons l'exemple de la caméra Hamamatsu avec un filtre passe haut à 1000nm (filtre RG 1000). Supposons que l'émissivité de l'outil et du matériau soit supérieure à 0,6 [M'Saoubi 1998 b].

Regardons l'erreur que l'on commet si on suppose l'émissivité comprise entre 0.6 et 1.

Lorsqu'on étalonne la caméra Hamamatsu avec le filtre RG 1000 le rayonnement reçu par la caméra est compris dans la bande spectrale [1 µm, 1,15 µm].

Le signal reçu par la caméra dans cette bande spectrale est :

$$S^0(T) = \int_{\lambda_1}^{\lambda_2} R(\lambda).F(\lambda).L^0(T, \lambda).d\lambda$$

où T est la température du corps noir filmé, R(λ) la réponse spectrale de la caméra à la longueur d'onde λ et F(λ) le facteur de transmission du filtre à la longueur d'onde λ. Si R(λ) ou F(λ) ne sont pas connus, en choisissant R et F constant et égaux à 1 dans la bande spectrale, l'erreur calculée est alors un majorant de l'erreur commise et l'écart entre ces deux erreurs est négligeable (<1 K).

Le signal reçu par la caméra dans la bande spectrale [λ₁, λ₂] lorsque l'on filme un corps quelconque à la température réelle T_r est :

$$S(T_r) = \int_{\lambda_1}^{\lambda_2} \varepsilon(T_r, \lambda).R(\lambda).F(\lambda).L^0(T_r, \lambda).d\lambda = \overline{\varepsilon(T_r)} \int_{\lambda_1}^{\lambda_2} R(\lambda).F(\lambda).L^0(T_r, \lambda).d\lambda = \overline{\varepsilon(T_r)} S^0(T_r)$$

Lors d'un essai d'usinage, la région filmée est vue par la caméra comme un corps noir. La caméra ne tient pas compte de l'émissivité des différents matériaux. La caméra affiche donc une température apparente de l'outil T_a car elle reçoit apparemment un signal S⁰(T_a). En réalité l'outil est à une température T_r et émet avec un coefficient d'émissivité ε ; la caméra reçoit en fait un signal S(T_r). On peut alors trouver T_r en résolvant :

$$\begin{aligned} S^0(T_a) &= S(T_r) \\ \Leftrightarrow \int_{\lambda_1}^{\lambda_2} R(\lambda).F(\lambda).L^0(T_a, \lambda).d\lambda &= \int_{\lambda_1}^{\lambda_2} \varepsilon(T, \lambda).R(\lambda).F(\lambda).L^0(T_r, \lambda).d\lambda \\ \Leftrightarrow \int_{\lambda_1}^{\lambda_2} R(\lambda).F(\lambda).L^0(T_a, \lambda).d\lambda &= \overline{\varepsilon(T_r)} \int_{\lambda_1}^{\lambda_2} R(\lambda).F(\lambda).L^0(T_r, \lambda).d\lambda \\ \Leftrightarrow S^0(T_a) &= \overline{\varepsilon(T_r)} S^0(T_r) \end{aligned}$$

$\lambda = 1\mu\text{m}$		Erreur pour $\lambda = 1\mu\text{m}$									
		EMISSIVITE									
		0,5	0,55	0,6	0,65	0,7	0,75	0,8	0,85	0,9	0,95
T°C	1100	4,0	3,4	2,9	2,5	2,1	1,7	1,3	0,9	0,6	0,3
	1050	3,7	3,2	2,8	2,3	1,9	1,6	1,2	0,9	0,6	0,3
	1000	3,5	3,0	2,6	2,2	1,8	1,5	1,1	0,8	0,5	0,3
	950	3,3	2,8	2,4	2,0	1,7	1,4	1,0	0,8	0,5	0,2
	900	3,0	2,6	2,2	1,9	1,6	1,3	1,0	0,7	0,5	0,2
	850	2,8	2,4	2,0	1,7	1,4	1,2	0,9	0,7	0,4	0,2
	800	2,5	2,2	1,9	1,6	1,3	1,1	0,8	0,6	0,4	0,2
	750	2,3	2,0	1,7	1,4	1,2	1,0	0,7	0,5	0,3	0,2
	700	2,1	1,8	1,5	1,3	1,1	0,9	0,7	0,5	0,3	0,2
	650	1,8	1,6	1,3	1,1	0,9	0,8	0,6	0,4	0,3	0,1
	600	1,6	1,4	1,2	1,0	0,8	0,7	0,5	0,4	0,2	0,1
	550	1,3	1,2	1,0	0,8	0,7	0,6	0,4	0,3	0,2	0,1
	500	1,1	0,9	0,8	0,7	0,6	0,5	0,4	0,3	0,2	0,1
450	0,9	0,7	0,6	0,5	0,4	0,4	0,3	0,2	0,1	0,1	

➤ L'erreur reste inférieure à 4% même dans les pires conditions !

- Si on travaille avec des caméras proche infrarouge la gamme de longueur d'onde utilisée par les caméras serait comprise entre 1 μm et 2,5 μm

Erreur pour $\lambda = 2.5\mu\text{m}$

$\lambda = 2.5\mu\text{m}$		EMISSIVITE									
		0,5	0,55	0,6	0,65	0,7	0,75	0,8	0,85	0,9	0,95
T°C	1100	10,0	8,6	7,3	6,2	5,1	4,1	3,2	2,3	1,5	0,7
	1050	9,4	8,1	6,9	5,8	4,8	3,9	3,0	2,2	1,4	0,7
	1000	8,8	7,6	6,5	5,4	4,5	3,6	2,8	2,1	1,3	0,6
	950	8,2	7,0	6,0	5,1	4,2	3,4	2,6	1,9	1,2	0,6
	900	7,6	6,5	5,6	4,7	3,9	3,1	2,4	1,8	1,1	0,6
	850	6,9	6,0	5,1	4,3	3,6	2,9	2,2	1,6	1,1	0,5
	800	6,3	5,5	4,7	3,9	3,3	2,6	2,0	1,5	1,0	0,5
	750	5,7	5,0	4,2	3,6	3,0	2,4	1,8	1,3	0,9	0,4
	700	5,1	4,4	3,8	3,2	2,6	2,1	1,7	1,2	0,8	0,4
	650	4,5	3,9	3,3	2,8	2,3	1,9	1,5	1,1	0,7	0,3
	600	3,9	3,4	2,9	2,4	2,0	1,6	1,3	0,9	0,6	0,3
	550	3,3	2,9	2,5	2,1	1,7	1,4	1,1	0,8	0,5	0,2
	500	2,7	2,4	2,0	1,7	1,4	1,1	0,9	0,6	0,4	0,2
450	2,1	1,8	1,6	1,3	1,1	0,9	0,7	0,5	0,3	0,2	

➤ Si l'émissivité reste supérieure à 0.7 alors l'erreur sera majorée par 5%.

- Si on travaille avec des caméras infrarouge la longueur d'onde utilisée se situe entre 2.5 et 5.5 μm . Pour $\lambda = 5.5\mu\text{m}$.

		Erreur pour $\lambda = 5.5 \mu\text{m}$									
		EMISSIVITE									
		0,5	0,55	0,6	0,65	0,7	0,75	0,8	0,85	0,9	0,95
T°C	1100	21,9	18,9	16,1	13,6	11,3	9,1	7,1	5,1	3,3	1,6
	1050	20,6	17,8	15,2	12,8	10,6	8,5	6,6	4,8	3,1	1,5
	1000	19,3	16,6	14,2	12,0	9,9	8,0	6,2	4,5	2,9	1,4
	950	17,9	15,5	13,2	11,1	9,2	7,4	5,8	4,2	2,7	1,3
	900	16,6	14,3	12,2	10,3	8,5	6,9	5,3	3,9	2,5	1,2
	850	15,3	13,2	11,3	9,5	7,9	6,3	4,9	3,6	2,3	1,1
	800	14,0	12,0	10,3	8,7	7,2	5,8	4,5	3,3	2,1	1,0
	750	12,6	10,9	9,3	7,9	6,5	5,2	4,1	3,0	1,9	0,9
	700	11,3	9,8	8,3	7,0	5,8	4,7	3,6	2,7	1,7	0,8
	650	10,0	8,6	7,4	6,2	5,1	4,1	3,2	2,3	1,5	0,7
	600	8,7	7,5	6,4	5,4	4,5	3,6	2,8	2,0	1,3	0,6
	550	7,3	6,3	5,4	4,6	3,8	3,0	2,4	1,7	1,1	0,5
	500	6,0	5,2	4,4	3,7	3,1	2,5	1,9	1,4	0,9	0,4
	450	4,7	4,0	3,5	2,9	2,4	1,9	1,5	1,1	0,7	0,3

➤ L'erreur peut atteindre **22%** !

Annexe 3 : Traitement des résultats bruts

Introduction

Les résultats bruts des essais sur la machine Gleeble représentent les courbes 'contrainte/déformation' pour les essais de compression et 'effort/déplacement' pour les essais de cisaillement.

Le déplacement est mesuré par un extensomètre fixé sur les mors pour les essais jusqu'à une vitesse de déplacement de 10mm/s. Pour les essais avec des vitesses plus importantes, la mesure du déplacement est réalisée directement sur la traverse de la machine.

- ✓ Dans les deux cas de figure, le déplacement ne représente pas exactement l'écrasement de l'éprouvette, car la rigidité de la machine intervient dans cette mesure. De plus l'effort en début d'essai n'est pas nul car il correspond à la pré-charge de l'éprouvette pour son maintien entre les mors de la machine Gleeble.

Correction pour prendre en compte la rigidité de la machine et la pré-charge :

Le déplacement expérimental mesuré par la machine Gleeble comporte le déplacement de l'éprouvette et celui des deux mors mobile et fixe de la machine. Cette dernière n'est pas infiniment rigide. Et par la suite il faut déterminer la raideur de la machine pour calculer le déplacement brut de l'éprouvette.

Pour se faire on peut modéliser l'éprouvette et la machine par deux ressorts en série.

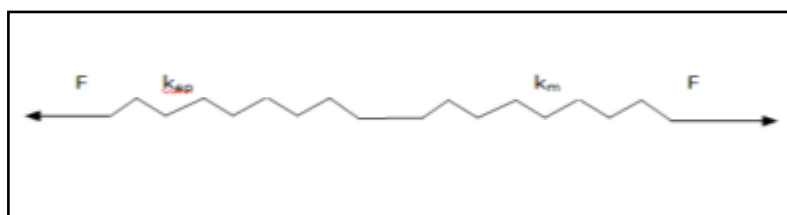


Schéma simplificatrice de l'éprouvette et les mors de la machine

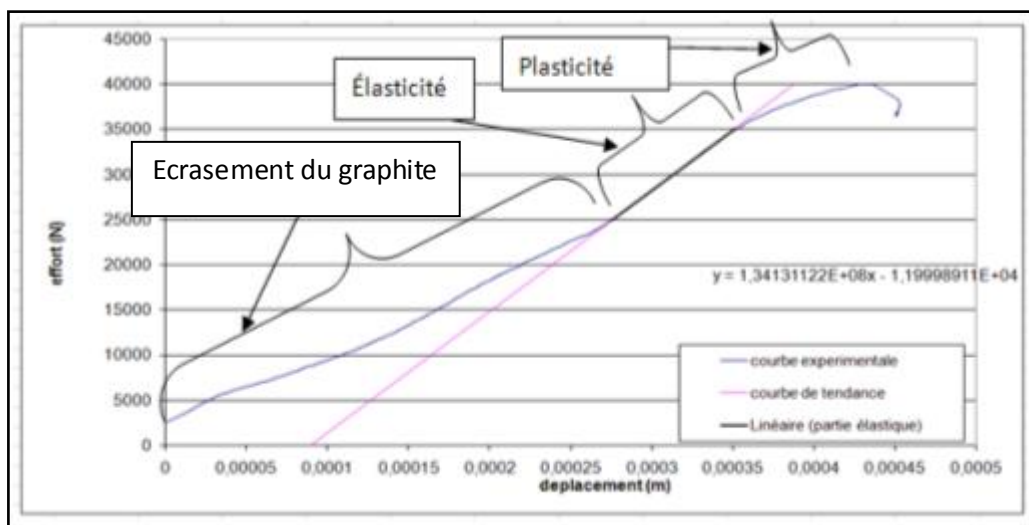
Avec :

- ✓ K_{ep} : la raideur de l'éprouvette, donnée par le modèle élément fini (EF). C'est la pente de la partie élastique de la courbe numérique.
- ✓ K_m : la raideur de la machine (inconnue).

- ✓ K_{tot} : raideur totale mesurée par la machine Gleeble et qui représente la pente de la partie élastique de la courbe expérimentale.
- ✓ F : l'effort total mesuré par la machine Gleeble, telle que $F_{tot}=F_{ep}=F_m$.

Calcul de la raideur totale :

Sur la courbe expérimentale, on ajoute une courbe de tendance à la partie élastique. La pente de la partie élastique représente la raideur totale de l'essai. Vu que la machine Gleeble fournit des résultats expérimentaux en 'effort/déplacement' pour les éprouvettes chapeaux et non pas en 'contrainte déplacement', la définition de la partie élastique est la tâche la plus dure dans la correction des courbes expérimentales.



Les différentes parties figurant sur la courbe expérimentale brute.

La raideur totale de l'essai est donc:

$$K_{tot} = 1,34131122 \times 10^8 \text{ (N/m)}$$

La partie élastique débute à partir de l'effort 25000N. La partie de la courbe avant l'élasticité représente l'effort nécessaire pour l'écrasement de graphite mis en contact entre les mors fixe et mobile et les deux faces de l'éprouvette. Et par la suite on peut l'éliminer (elle n'intervient pas dans l'identification des paramètres).

Calcul de la raideur de la machine :

D'après le modèle de deux ressorts en série précédemment décrit, on a :

$$\Delta L_{tot} = \Delta L_{ep} + \Delta L_m$$

$$\frac{F}{\Delta L_{tot}} = \frac{F}{K_{ep}} + \frac{F}{K_m}$$

$$\frac{1}{K_{tot}} = \frac{1}{K_{ep}} + \frac{1}{K_m} \quad \text{On trouve :}$$

$$\frac{1}{K_m} = \frac{1}{K_{tot}} - \frac{1}{K_{ep}}$$

$$K_m = 2,12554059E+08(\text{N/m})$$

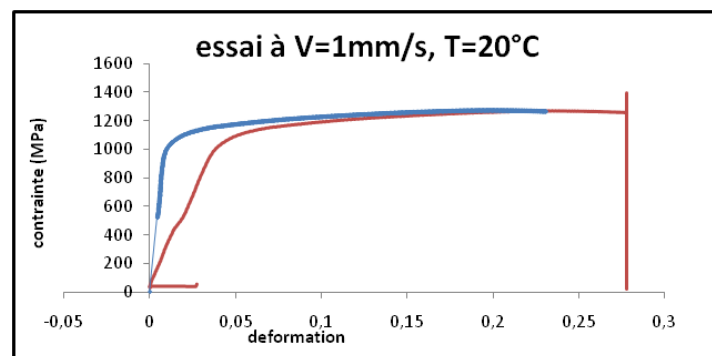
$$K_m = \frac{1}{\frac{1}{K_{tot}} - \frac{1}{K_{ep}}}$$

Calcul de déplacement brut de l'éprouvette :

Le déplacement de l'éprouvette est donné par la formule suivante :

$$\Delta L_{ep} = \Delta L_{tot} - \Delta L_m = \Delta L_{tot} - \frac{F}{K_m}$$

Pour les éprouvettes de compression de l'alliage de titane TA6V on corrige les courbes 'contrainte /déformation' c'est ainsi qu'on calcule le module d'Young de la machine (en respectant le même démarche de calcul de la raideur).



Exemple de correction (essai de cisaillement de TA6V).

Vu le manque des données dans la littérature de l'évolution du module d'Young en fonction de la température pour les deux alliages présentés dans cette étude, on a mis une hypothèse de constance du module d'Young. Dans la correction des courbes expérimentales, on a calculé un seul module d'Young pour les essais à faibles vitesses de déplacement et à différentes températures et de même pour les essais à température ambiante et à grandes vitesses de déplacement.

ETUDE DU COMPORTEMENT EN SOLLICITATIONS EXTRÊMES ET DE L'USINABILITE D'UN NOUVEL ALLIAGE DE TITANE AERONAUTIQUE :

LE TI555-3

RESUME : L'alliage de titane Ti555-3, qui commence à être utilisé dans le domaine aéronautique, soulève des difficultés spécifiques en usinage. Cette étude propose d'analyser l'usinabilité de cet alliage et de la comparer à un alliage de référence, le Ti-6Al-4V. Trois aspects ont été explorés. Des essais de coupe orthogonale instrumentés ont été réalisés avec examen de la morphologie des copeaux. Cette étude a permis d'entrevoir l'influence de différents paramètres de coupe sur les conditions d'usinage sur l'usinabilité du Ti555-3. Ainsi l'évolution des efforts de coupe, des températures dans la zone de coupe, la modification de la morphologie du copeau et les évolutions des contraintes résiduelles ont pu être mis en évidence. Des essais de comportement en cisaillement rapide ont permis de reproduire les observations faites sur l'usinage et de proposer l'identification de la loi de Johnson-Cook des matériaux que nous avons ensuite utilisés dans des simulations de formation de copeaux. Une étude sur l'usinage assisté jet d'eau haute pression (UAJEHP) a été menée à différentes vitesses de coupe et d'avance, avec assistance haute pression et à sec. Les copeaux obtenus ont été examinés géométriquement. Les contraintes résiduelles du matériau généré par l'UAJEHP ont été étudiées, leurs analyses ont permis de constater que cette technique réduit le niveau maximal des contraintes résiduelles superficielles. L'utilisation de l'usinage assisté Laser (UAL) permet d'accroître de nombreux aspects de l'usinabilité des alliages de titane. Cette étude a permis de montrer une influence très significative de la puissance laser sur les efforts de coupe et sur l'intégrité de surface des pièces usinées.

Mots clés : Usinabilité, alliage de titane, Comportement dynamique, Couche Blanche, Usinage assisté Laser, Usinage assisté Jet d'Eau Haute Pression, Formation du copeau, Intégrité de surface.

STUDY OF EXTREME STRESS BEHAVIOR AND MACHINABILITY OF A NEW AERONAUTICAL TITANIUM ALLOY: THE TI555-3

ABSTRACT: The titanium alloy Ti555-3 is starting to have many aeronautical applications. However the machining of this material raises certain difficulties. This study aims to analyze the machinability of this alloy and compare it to a reference alloy, Ti-6Al-4V. Three aspects have been explored. Instrumented orthogonal cutting tests have been conducted and chip morphology is investigated. This study provided insight into the influence of different cutting parameters or the machining conditions on the machinability of Ti555-3. Thus, the evolution of cutting forces, the temperature in the cutting zone, the morphology of the chip and the evolution of the residual stresses have been highlighted. High strain rate shear tests have been undertaken to replicate the observations obtained under machining conditions and to identify, by the inverse method, the Johnson-Cook material behavior used in the finite element simulation of chip formation. An investigation of High Pressure Water Jet Assisted Machining (HPWJAM) was conducted at different cutting speeds and feed rates. The different chip forms are discussed. The residual stresses generated by HPWJAM were studied. This analysis shows that this technique results in residual surface stresses that are more compressive. The use of laser assisted machining (LAM) is investigated to increase many aspects of the machinability of titanium alloys. This study showed a highly significant influence of laser power on the cutting forces and surface integrity of machined parts.

Keywords : Machinability, Titanium alloy, Dynamic Behavior, White layer, Laser assisted machining, High pressure waterjet assisted machining, Chip formation, Surface Integrity.