



AVERTISSEMENT

Ce document est le fruit d'un long travail approuvé par le jury de soutenance et mis à disposition de l'ensemble de la communauté universitaire élargie.

Il est soumis à la propriété intellectuelle de l'auteur. Ceci implique une obligation de citation et de référencement lors de l'utilisation de ce document.

D'autre part, toute contrefaçon, plagiat, reproduction illicite encourt une poursuite pénale.

Contact : ddoc-theses-contact@univ-lorraine.fr

LIENS

Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 122. 4

Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 335.2- L 335.10

http://www.cfcopies.com/V2/leg/leg_droi.php

<http://www.culture.gouv.fr/culture/infos-pratiques/droits/protection.htm>

THESE

Présentée à



L'UNIVERSITE PAUL VERLAINE DE METZ

PAR

Juan David PUERTA VELÁSQUEZ

Pour l'obtention du grade de :

Docteur de l'Université de Metz

DISCIPLINE : Sciences des matériaux - Physique

Étude des copeaux et de l'intégrité de surface en usinage à grande vitesse de l'alliage de titane TA6V

Soutenue le 12 mars 2007 à Metz, devant le jury composé de :

M. Mohammad NOUARI	Maître de conférences – HDR à l'ENSAM de Bordeaux, LAMEFIP	Rapporteur
M. Vincent JI	Maître de conférences – HDR à l'ENSAM de Paris, LIM	Rapporteur
M. Alain MOLINARI	Professeur à l'Université Paul Verlaine - Metz, LPMM	Examineur
M. Jean-François RIGAL	Professeur à l'INSA de Lyon, LAMCOS	Examineur
M. Manuel FRANCOIS	Professeur à Université de Technologie de Troyes, LASMIS	Examineur
M. Christian LE CALVEZ	Docteur Ingénieur à Snecma Evry-Corbeil	Invité
M. Albert TIDU	Professeur à l'ENI de Metz, LETAM	Directeur de thèse
M. Pierre CHEVRIER	Maître de conférences – HDR à l'ENI de Metz, LFM	Co-directeur de thèse
M. Bernard BOLLE	Maître de conférences à l'IUT de Metz, LETAM	Co-encadrant scientifique

REMERCIEMENTS

L'aboutissement d'un travail de thèse, bien qu'il s'agisse d'un effort personnel, implique la participation de nombreux acteurs. J'utilise ces lignes pour remercier les personnes sans lesquelles ce travail n'aurait jamais pu être accompli.

Je me dois de remercier dans un premier temps mon équipe d'encadrement : Monsieur Albert Tidu, pour ses conseils opportuns et son soutien, Monsieur Bernard Bolle qui a su m'apporter la rigueur et l'esprit critique nécessaires à un expérimentateur et Monsieur Pierre Chevrier pour m'avoir accordé son aide et toute sa confiance.

Je tiens ensuite à exprimer ma gratitude à Messieurs Jean-Jaques Fundenberger et Christian Laruelle, sans leur dynamisme, leur patience, et leurs nombreux dépannages, plusieurs des ces travaux n'auraient jamais pu voir le jour. De la même façon, je remercie Mesdames Nathalie Gey et Nathalie Bozzolo pour m'avoir accordé leur temps et leurs connaissances en microscopie électronique. De même, je tiens à exprimer ma gratitude à Messieurs Guy Sutter, David Moulin et Luis Ricardo Castro Martinez pour la mise en place des essais d'usinage et le partage de leur savoir faire.

Mes remerciements vont naturellement au directeur de l'ENIM Monsieur Pierre Padilla et au directeur du LETAM, Monsieur Francis Wagner, pour m'avoir accordé leur soutien depuis le commencement, ainsi que pour la structure et les moyens mis à ma disposition pour mener à bien ce projet. Je remercie également tout le personnel technique de ces établissements.

Ce travail de thèse ne trouvera aucune reconnaissance et utilité s'il n'est pas expertisé et rapporté avec soin. Je remercie ainsi, Messieurs Mohamed Nouari et Vincent Ji d'avoir accepté d'étudier ce mémoire ainsi que Messieurs Alain Molinari, Manuel François et Jean-François Rigal de l'examiner. De même, je tiens également à montrer ma gratitude à Monsieur Christian Le Calvez pour avoir accepté d'être présent lors de la soutenance de cette thèse.

Qu'ils ne soient point oubliés ici, la Région Lorraine et l'ENIM pour leur soutien financier et matériel.

Je tiens ensuite à exprimer ma reconnaissance à Mademoiselle Stéphanie Jourdin et à Messieurs Benoît Krebs, Benoît Forfert, David Barbier pour avoir lu et corrigé ce manuscrit. Sans leur aide, ces lignes ne seraient pas dignes de la langue de Molière.

Finalement, je tiens à témoigner toute mon affection aux personnes qui ont su être présentes pour me soutenir ou partager les moments intenses de ces trois années de thèse. La liste est longue mais ce témoignage touche plus particulièrement mes parents pour m'avoir mené là et à Messieurs Bertrand Petit, Lionel Germain, François Gerspach et Emilien Comoret, pour leur amitié sincère et pour m'avoir fait découvrir ce beau pays qu'est la France.

Pour ceux qui n'ont pas trouvé leur nom dans cette longue liste et qui ont contribué à ce travail, je les en remercie et m'excuse de cet inacceptable oubli.

SOMMAIRE

INTRODUCTION GENERALE

9

CHAPITRE I : ÉTUDE BIBLIOGRAPHIQUE

13

Introduction.....	15
I.1. Étude de l'usinage à grande vitesse.....	19
I.1.1. Mécanismes physiques de la coupe.....	19
I.1.2. Mise en oeuvre de la coupe orthogonale et paramètres de coupe.....	20
I.1.2.1. Configurations géométriques utilisées en coupe orthogonale.....	20
I.1.2.2. Paramètres de coupe.....	20
I.1.3. L'outil de coupe.....	22
I.1.4. Étude thermique de la coupe.....	23
I.1.5. Étude des copeaux obtenus en usinage.....	25
I.1.5.1. Intérêt de l'étude des copeaux obtenus en usinage à grande vitesse.....	25
I.1.5.2. Types de copeaux obtenus en usinage.....	25
I.1.5.3. L'observation des copeaux : une autre façon de définir l'usinage à grande vitesse.....	27
I.1.6. Théories sur la formation du copeau en usinage à grande vitesse.....	28
I.1.6.1. Le cisaillement adiabatique catastrophique.....	28
I.1.6.2. Théorie de la formation périodique de fissures.....	29
I.1.7. Les bandes de cisaillement adiabatique.....	30
I.1.7.1. Bandes de cisaillement déformées.....	30
I.1.7.2. Bandes de cisaillement transformées.....	31
I.1.8. Intégrité de surface.....	31
I.1.8.1. Définition générale.....	32
I.1.8.2. Paramètres caractérisant l'intégrité de surface.....	32
I.2. Le titane et ses alliages.....	33
I.2.1. Propriétés physiques du titane et ses alliages.....	33
I.2.2. Principaux domaines d'utilisation du titane et ses alliages.....	33
I.2.3. L'alliage TA6V.....	34
I.2.4. Métallurgie du titane.....	36
I.2.4.1. Le titane pur.....	36
I.2.4.2. Rôle des éléments d'addition et les types d'alliages de titane.....	37
I.2.5. Transformations de phase dans les alliages de titane.....	38
I.2.5.1. Transformation $\beta \rightarrow \alpha$	39
I.2.5.2. Transformation martensitique.....	39
I.2.6. Comportement mécanique du titane.....	40
I.3. Usinabilité du titane.....	42
I.3.1. Définition générale.....	43
I.3.2. Propriétés du titane affectant son usinabilité.....	43
I.3.3. Problèmes rencontrés lors de l'usinage du titane.....	44

I.3.4. Outils de coupe pour l'usinage du titane et de ses alliages.....	45
Conclusion.....	48

CHAPITRE II : TECHNIQUES EXPERIMENTALES **49**

Introduction.....	51
II.1. Observation microstructurale.....	52
II.1.1. Préparation des échantillons	52
II.1.2. Types d'observations microstructurales	53
II.2. Texture Cristallographique.....	53
II.2.1. Définition d'orientation individuelle	53
II.2.2. Fonction de distribution des densités d'orientation.....	55
II.3. Détermination de la texture cristallographique par diffraction des rayons X.....	56
II.3.1. Densité de pôles.....	56
II.3.2. Le goniomètre de texture	57
II.3.3. Détermination de la fonction de texture à partir des figures de pôles.....	59
II.4. Mesure de texture locale par EBSD.....	59
II.4.1. Principe de l'EBSD	59
II.4.2. Dispositif expérimental	60
II.4.3. Exploitation des données	61
II.4.3.1. Correction des données	61
II.4.3.2. Représentations de données.....	62
II.5. Analyse de phase.....	62
II.5.1. Diffractogramme intégré	62
II.5.2. Traitement des données.....	63
II.6. Determination experimentale de contraintes résiduelles par diffraction des rayons X.....	65
II.6.1. Principe de la détermination des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X	65
II.7. Diffraction des rayons X avec un rayonnement synchrotron.....	68
II.7.1. Dispositif expérimental	69
II.7.1.1. Description de l'installation et des échantillons étudiés	69
II.7.1.2. Géométrie de diffraction	69
II.7.2. Traitement des données.....	70
Conclusion.....	71

– PARTIE A – ETUDE DES COPEAUX

73

Introduction.....	75
--------------------------	-----------

A.1. Essais d'usinage.....	76
A.1.1. Montage d'usinage	76
A.1.2. Paramètres de coupe	76
A.2. Matériau étudié.....	77

CHAPITRE III : ETUDE MORPHOLOGIQUE ET METALLURGIQUE DES COPEAUX

79

Introduction.....	81
III.1. Morphologie des copeaux.....	83
III.1.1. Description générale du copeau	83
III.1.2. Paramètres morphologiques des copeaux	85
III.1.2.1. Fréquence de cisaillement ou distance entre les bandes de cisaillement	86
III.1.2.2. Épaisseur des bandes de cisaillement.....	88
III.2. Étude de la constitution des copeaux.....	90
III.2.1. Constitution globale du copeau.....	91
III.2.1.1. Analyse de phases par diffraction des rayons X.....	91
III.2.1.2. Analyse de phases par diffraction des rayons X à l'ESRF	94
III.2.2. Constitution des bandes de cisaillement.....	95
III.2.2.1. Observations microstructurales par microscopie électronique à balayage....	95
III.2.2.2. Étude par EBSD des grains à l'intérieur des bandes de cisaillement.....	97
III.2.2.3. Analyse par EDX.....	98
III.3. Discussion.....	99
III.3.1. Aspects morphologiques des copeaux	99
III.3.2. Transformation de phase dans les bandes de cisaillement	101
III.3.3. Implication des observations métallurgiques sur les théories de formation du copeau en usinage à grande vitesse.....	102
Conclusions.....	104

– PARTIE B – INTEGRITE DES SURFACES EN USINAGE A GRANDE VITESSE

107

Introduction.....	109
B.1. Essais d'usinage.....	110
B.1.1. Montage d'usinage	110
B.1.2. Paramètres de coupe	111
B.2. Matériau étudié.....	111
B.2.1. Description générale et composition chimique	111
B.2.2. Caractérisation métallurgique.....	112
B.2.2.1. Définition du référentiel	112
B.2.2.2. Analyse de phases	112

B.2.2.3. Description microstructurale	114
B.2.2.4. Texture cristallographique	114

CHAPITRE IV : TEXTURE CRISTALLOGRAPHIQUE EN USINAGE A GRANDE VITESSE

Introduction.....	119
IV.1. Figures de pôles obtenues par diffraction des rayons X des matériaux déformés et/ou à faible symétrie cristallographique : nouveau développement méthodologique et application aux surfaces usinées à grande vitesse.....	120
IV.1.1. Problèmes expérimentaux rencontrés dans la mesure de figures de pôles par diffraction des rayons X des surfaces usinées	120
IV.1.2. nouvelle stratégie de mesure de figures de pôles par diffraction des rayons X.....	121
IV.1.2.1. Découpage de la sphère de pôles, choix des plans cristallographiques à étudier et mise en œuvre de la mesure des diffractogrammes	122
IV.1.2.2. Traitement des diffractogrammes mesurés	125
IV.1.3. Figures de pôles obtenues par la méthode de mesure traditionnelle....	128
IV.1.4. Figures de pôles obtenues par la méthode de séparation des raies de diffraction.....	130
IV.1.5. Comparaison entre les figures de pôles obtenues par les deux méthodes de mesure	132
IV.1.5.1. Cas du titane α	132
IV.1.5.2. Cas du titane β	133
IV.2. Modification de la texture cristallographique des surfaces produite par l'usinage à grande vitesse.....	134
IV.2.1. Analyse de la texture obtenue	134
IV.2.2. Comparaison des deux méthodes de mesure de figures de pôles par diffraction des rayons X.....	140
IV.3. Simulation de la texture d'usinage avec le modèle de Taylor.....	142
IV.3.1. Le modèle de Taylor	142
IV.3.1.1. La théorie de Taylor	142
IV.3.1.2. Le calcul de l'activité des systèmes de glissement	143
IV.3.2. Paramètres de la simulation	145
IV.3.3. Textures obtenues	146
Conclusions.....	150

CHAPITRE V : CARACTERISATION MICROSTRUCTURALE DES SURFACES EN USINAGE A GRANDE VITESSE

Introduction.....	155
--------------------------	------------

V.1. Formation d'une surface par usinage.....	156
V.2. Constitution des surfaces usinées – Etude par diffraction des rayons X.....	157
V.3. Observations microstructurales.....	160
V.3.1. Description de la couche de surface produite par l'usinage	160
V.3.2. Couches blanches.....	166
V.3.2.1. Définition et origine des couches blanches.....	166
V.3.2.2. Les couches blanches dans l'usinage du titane et de ses alliages.....	166
V.4. Contraintes résiduelles dans les surfaces usinées.....	170
V.4.1. Mesures pour la détermination des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X.....	170
V.4.2. Résultats obtenus.....	172
Conclusion.....	176

**CHAPITRE VI :
ANALYSE DES RESULTATS** **179**

CONCLUSION GENERALE **187**

PERSPECTIVES **191**

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES **195**

ANNEXES **205**

RESUME - ABSTRACT **225**

INTRODUCTION GENERALE

Historiquement, la recherche sur l'usinage s'est concentrée sur deux aspects :

- Les développements technologiques permettant d'améliorer la productivité ainsi que la qualité des pièces finies,
- La modélisation permettant la prédiction des efforts de coupe, des champs de température et des propriétés des surfaces finies

Ces travaux ont permis l'aboutissement d'une technologie qui rend possible l'usinage de pièces à géométrie complexe sur des matériaux à faible usinabilité, dans des conditions de production économiquement viables et avec les exigences de qualité adaptées aux conditions de sollicitation les plus extrêmes.

Les importantes quantités d'énergie mises en jeu lors de la coupe génèrent des déformations et des températures très élevées, pouvant atteindre dans certains cas les régimes thermomécaniques imposés à un matériau lors d'une trempe ou d'un essai d'impact. Ces sollicitations laissent des « traces » dans les matériaux, qui, analysées par une approche de métallurgiste, fournissent des renseignements importants sur l'histoire thermomécanique subie par le matériau lors de la coupe. Cependant, relativement peu de travaux se sont consacrés à une étude métallurgique complète des copeaux et des surfaces obtenues par usinage.

Ce type de recherche présente un intérêt considérable dans le domaine de l'usinage, aussi bien dans un contexte industriel que dans un contexte scientifique. En effet, des analyses métallurgiques sur des copeaux et sur des surfaces usinées peuvent fournir des renseignements permettant une meilleure compréhension des phénomènes thermomécaniques ayant lieu lors de la coupe. De même, ces travaux peuvent fournir des données permettant d'alimenter et/ou de vérifier des modèles de calcul qui cherchent à prédire ces phénomènes.

Ce travail, financé par la Région Lorraine et l'École Nationale d'Ingénieurs de Metz (ENIM), s'inscrit dans la démarche de recherche du Centre d'Études des Procédés à Grande Vitesse de l'ENIM, sur l'usinage des matériaux à faible usinabilité. Nous avons choisi de travailler sur un alliage de titane TA6V, qui présente un grand intérêt pour l'industrie, notamment dans les domaines aéronautique et aérospatial, du fait de ses propriétés mécaniques. L'objectif de ce travail est de réaliser une caractérisation métallurgique *fine* des copeaux et des surfaces obtenues par usinage à grande vitesse. Ces travaux nous ont permis de nous confronter à des problèmes expérimentaux qui ont nécessité le développement de nouvelles méthodologies de caractérisation des matériaux. Les observations obtenues seront comparées aux travaux existants dans ce domaine, pour le cas des alliages de titane et d'autres matériaux. Cela nous conduira à apporter des renseignements nouveaux et à discuter la validité des informations existantes.

Le **chapitre I**, composé de trois parties, propose des rappels bibliographiques sur l'usinage à grande vitesse, sur les caractéristiques générales du titane et de ses alliages, ainsi que sur leur usinabilité. Nous détaillons en particulier la mise en œuvre des essais réalisés (coupe

orthogonale), les types de copeaux obtenus en usinage, les principales théories qui expliquent leur formation, ainsi que les types de bandes de cisaillement qui peuvent être observées dans les copeaux.

Les différentes techniques expérimentales mises en œuvre lors de cette étude sont décrites dans le **chapitre II**. La préparation des échantillons ainsi que le type d'observations microstructurales à réaliser sont présentés. Différents aspects de la caractérisation des matériaux par diffraction de rayons X avec un goniomètre de texture, tels que la détermination de la texture cristallographique, l'analyse de phases et la détermination de contraintes résiduelles seront détaillés. Des expériences supplémentaires par diffraction de rayons X avec un rayonnement synchrotron, effectuées à l'ESRF (Grenoble - France) ont été également décrites. La microscopie électronique à balayage et le principe de l'EBS (Electron BackScattered Diffraction) sont aussi présentés.

Les chapitres suivants sont consacrés à la présentation des principaux résultats obtenus dans cette étude. Ils sont articulés en deux parties, correspondant à deux séries d'essais différents. La **partie A** présente le dispositif expérimental, les conditions de coupe retenues ainsi que le matériau étudié pour la première série d'essais réalisée dans cette étude. Cette série d'essais a cherché à produire des copeaux à différentes vitesses de coupe qui ont été étudiés par la suite.

L'étude des copeaux, présentée dans le **chapitre III**, s'est divisée en deux parties : la caractérisation morphologique, notamment de la fréquence de cisaillement et de l'épaisseur des bandes de cisaillement. Les résultats obtenus ont été comparés aux principales informations disponibles à ce sujet dans la littérature. Ensuite, une caractérisation métallurgique des copeaux a été réalisée. Les différents résultats obtenus ont permis de discuter le problème de la transformation de phase dans les bandes de cisaillement des copeaux obtenus par usinage dans les alliages de titane. Ces travaux ont également conduit à soulever des erreurs dans la littérature disponible à ce sujet. Finalement, ces travaux nous ont conduit à analyser les principales théories expliquant la formation des copeaux à cisaillement localisé en usinage, et à privilégier celle qui est en accord avec nos observations métallurgiques.

Une deuxième série d'essais d'usinage a été effectuée. Elle a été motivée par l'intérêt de caractériser l'intégrité des surfaces obtenues en usinage. Pour cela, une géométrie d'usinage différente de la première a dû être mise en place afin d'obtenir des surfaces planes, favorables à la caractérisation microstructurale. La géométrie, les paramètres d'usinage, ainsi que le matériau utilisé seront présentés dans la **partie B**.

Dans le **chapitre IV** nous abordons la texture cristallographique de ces surfaces. Après avoir testé la faisabilité des mesures par diffraction de rayons X, nous avons développé une nouvelle méthodologie de mesure et de traitement des données afin de construire des figures de pôles. Cette nouvelle méthodologie cherche à résoudre les différents problèmes rencontrés lors des mesures traditionnelles dans le cas de matériaux à faible symétrie cristallographique présentant un grand nombre de raies de diffraction. Cette méthode a ensuite été utilisée afin de caractériser l'évolution de la texture cristallographique des surfaces usinées en fonction de la vitesse de coupe. Enfin, une simulation de ces évolutions a été réalisée en utilisant un modèle de Taylor. Les résultats obtenus ont permis d'évaluer l'activité des systèmes de glissement conduisant aux textures observées sur les surfaces usinées.

La dernière partie de l'étude, **chapitre V**, est consacrée à l'étude métallurgique des surfaces usinées. Les différentes techniques de caractérisation utilisées ont permis d'évaluer qualitativement la déformation plastique dans les surfaces usinées et son évolution en fonction de la vitesse de coupe. Les images obtenues en microscopie électronique ont montré l'existence d'une couche perturbée de nature complexe et qui a été également caractérisée. La formation de couches blanches lors de l'usinage des alliages de titane a été également abordée. Finalement les contraintes résiduelles en surface engendrées lors de l'usinage ont été déterminées pour différentes vitesses de coupe.

Dans le dernier chapitre (**chapitre VI**), nous tenterons de synthétiser l'ensemble des résultats et proposerons une nouvelle vision de l'interaction outil/matière en fonction de la vitesse de coupe.

– CHAPITRE I –

ÉTUDE BIBLIOGRAPHIQUE

Introduction.....	15
I.1. Étude de l'usinage à grande vitesse.....	19
I.1.1. Mécanismes physiques de la coupe.....	19
I.1.2. Mise en oeuvre de la coupe orthogonale et paramètres de coupe.....	20
I.1.2.1. Configurations géométriques utilisées en coupe orthogonale.....	20
I.1.2.2. Paramètres de coupe.....	20
I.1.3. L'outil de coupe.....	22
I.1.4. Étude thermique de la coupe.....	23
I.1.5. Étude des copeaux obtenus en usinage.....	25
I.1.5.1. Intérêt de l'étude des copeaux obtenus en usinage à grande vitesse.....	25
I.1.5.2. Types de copeaux obtenus en usinage.....	25
I.1.5.3. L'observation des copeaux : une autre façon de définir l'usinage à grande vitesse.....	27
I.1.6. Théories sur la formation du copeau en usinage à grande vitesse.....	28
I.1.6.1. Le cisaillement adiabatique catastrophique.....	28
I.1.6.2. Théorie de la formation périodique de fissures.....	29
I.1.7. Les bandes de cisaillement adiabatique.....	30
I.1.7.1. Bandes de cisaillement déformées.....	30
I.1.7.2. Bandes de cisaillement transformées.....	31
I.1.8. Intégrité de surface.....	31
I.1.8.1. Définition générale.....	32
I.1.8.2. Paramètres caractérisant l'intégrité de surface.....	32
I.2. Le titane et ses alliages.....	33
I.2.1. Propriétés physiques du titane et ses alliages.....	33
I.2.2. Principaux domaines d'utilisation du titane et ses alliages.....	33
I.2.3. L'alliage TA6V.....	34
I.2.4. Métallurgie du titane.....	36
I.2.4.1. Le titane pur.....	36
I.2.4.2. Rôle des éléments d'addition et les types d'alliages de titane.....	37
I.2.5. Transformations de phase dans les alliages de titane.....	38
I.2.5.1. Transformation $\beta \rightarrow \alpha$	38
I.2.5.2. Transformation martensitique.....	39
I.2.6. Comportement mécanique du titane.....	40
I.3. Usinabilité du titane.....	42
I.3.1. Définition générale.....	43
I.3.2. Propriétés du titane affectant son usinabilité.....	43
I.3.3. Problèmes rencontrés lors de l'usinage du titane.....	44
I.3.4. Outils de coupe pour l'usinage du titane et de ses alliages.....	45
Conclusion.....	48

INTRODUCTION

On appelle usinage toute opération de mise en forme par enlèvement de matière, destinée à conférer une forme, des dimensions et un état de surface adaptés à l'utilisation finale d'une pièce, tout en respectant les tolérances préconisées [Felder 1997]. Ainsi l'*Usinage à Grande Vitesse* (UGV) concerne les procédés d'usinage pour lesquels les paramètres de coupe sont très supérieurs à ceux utilisés en usinage conventionnel (ces paramètres seront définis dans le paragraphe I.1.2.2.). D'une manière générale, un procédé d'usinage est dit « à grande vitesse », lorsque la vitesse de coupe est deux à trois fois celle de l'usinage conventionnel [Defretin 1999]. La figure I.1 présente l'ordre de grandeur des vitesses de coupe en usinage traditionnel, usinage traditionnel optimisé et usinage à grande vitesse pour différents matériaux, en fraisage, tournage et rectification.

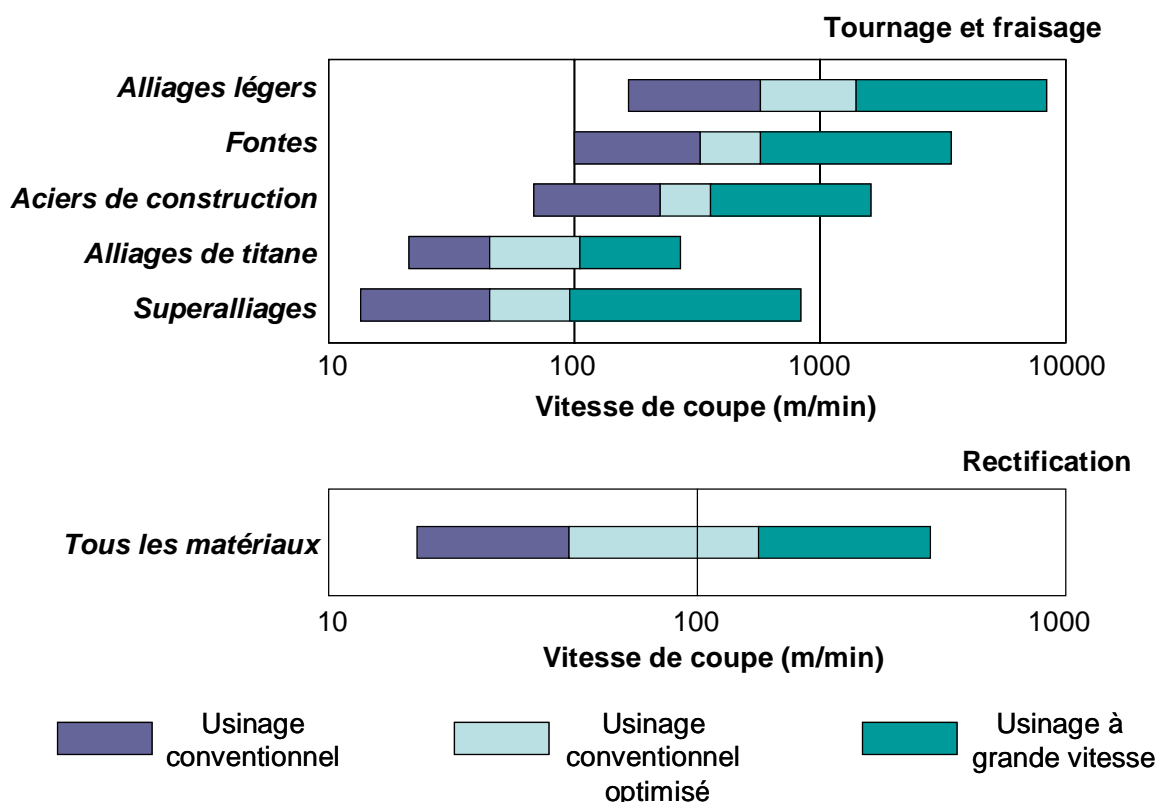


Figure I.1. Domaine de vitesses de coupe en usinage à grande vitesse [Defretin 1999].

Historiquement l'usinage à grande vitesse a connu différentes étapes [Chambe 2000] :

- La première correspond à une période durant laquelle des travaux expérimentaux, conduits dans des laboratoires de recherche, ont mis en évidence les effets de l'augmentation de la vitesse de coupe sur la déformation des matériaux.

- La seconde période a été essentiellement basée sur la connaissance du comportement des matériaux soumis à des grandes vitesses de déformation. Ces études faisaient appel à des techniques permettant d'atteindre des vitesses très élevées, telles que les expériences balistiques. Ces travaux ont permis notamment de connaître l'influence de la vitesse de coupe sur les efforts de coupe ainsi que sur la température de la surface usinée.
- L'étape suivante correspond également à des études expérimentales, mais cette fois-ci le site d'expérience devient la machine outil, s'agissant généralement de prototypes. Les conditions expérimentales se rapprochent alors de ce que deviendra la production par usinage à grande vitesse.
- La dernière étape consiste en l'industrialisation du procédé d'usinage à grande vitesse. Ces travaux ont conduit à l'amélioration des prototypes et à la mise sur le marché de machines permettant d'usiner à grande vitesse dans une configuration industrielle.

Cependant, l'intégration de l'usinage à grande vitesse dans un atelier de fabrication impose le respect de certaines contraintes, sans lesquelles le procédé peut devenir dangereux et économiquement peu rentable. Augmenter la vitesse peut paraître simple, mais les mécanismes physiques qui interviennent ne sont plus les mêmes qu'en usinage traditionnel et ils se révèlent relativement complexes. En effet, les paramètres d'usinage ont une réelle, mais pas toujours maîtrisée, influence sur les efforts de coupe, la puissance de la machine, la température atteinte sur la surface usinée et dans l'outil, l'usure des outils, le frottement entre l'outil de coupe et le copeau et l'intégrité de la surface usinée, entre autres. De plus, d'autres problèmes pratiques tels que les phénomènes de vibration autoexcitée (broutage), l'évacuation des copeaux, l'utilisation des lubrifiants lors de l'usinage, et bien d'autres, doivent être pris en compte.

Malgré la complexité du procédé et les contraintes liées à sa mise en place, l'usinage à grande vitesse assure des gains importants en performances techniques et économiques. Globalement, l'UGV apporte :

- l'obtention d'un excellent état de surface de l'ébauche jusqu'à la finition (souvent sur une même machine) ce qui permet une réduction du temps de polissage de finition, voire sa disparition dans la gamme de production,
- une précision dimensionnelle plus grande et une meilleure répétabilité pour la production de séries,
- une meilleure qualité des pièces usinées en termes d'intégrité de surface,
- une réduction des efforts d'usinage,
- l'usinage de matériaux très durs, difficilement usinés auparavant,
- l'usinage de formes complexes et de parois minces,
- l'obtention de copeaux fragmentés, plus simples à évacuer,
- une réduction des délais de fabrication qui se traduit par une augmentation de la productivité,
- une réduction des coûts d'investissement (réduction du stock d'outils, augmentation de la durée de vie des outils...) et des gains par flexibilité de l'outil de production.

Parmi les principaux inconvénients liés à la pratique de l'usinage à grande vitesse on peut signaler [Sandvik 2004] :

- les opérateurs et programmeurs des machines doivent suivre des formations particulières qui diffèrent considérablement de celles nécessaires pour l'usinage conventionnel,
- une erreur humaine peut avoir des conséquences très significatives sur la machine, du fait des importantes vitesses et des accélérations mises en jeu lors du déplacement des différents composants,
- des précautions maximales au niveau de la sécurité doivent être adoptées : les machines doivent être dotées de carters résistant à des sollicitations du type impact. De même, les outils et pièces tournantes doivent faire l'objet de contrôles fréquents afin de détecter de possibles défaillances par fatigue.

Actuellement, la recherche et le développement dans l'usinage à grande vitesse sont axés sur deux grands thèmes : l'usinage assisté (usinage assisté par laser, usinage assisté par jet d'eau à haute pression) et l'usinage écologique.

L'usinage assisté permet d'améliorer les performances des opérations d'usinage mais par différentes méthodes [Vigneau 1999] :

- l'assistance laser, en chauffant la matière avant l'action de l'outil, contribue à diminuer les propriétés mécaniques du matériau à usiner. Cependant elle nécessite des outils de coupe résistants à de hautes températures.
- l'assistance par jet d'eau à haute pression facilite l'usinage en réduisant le frottement entre le copeau et l'outil de coupe. Cela entraîne une diminution de la température à l'interface copeau-outil et permet une augmentation de la durée de vie des outils.

Le développement d'initiatives gouvernementales concernant la prévention de la pollution et l'intérêt accru des consommateurs pour des produits élaborés dans le respect de l'environnement ont mis en place une pression croissante sur l'industrie afin de minimiser le flux de ses rejets. La lubrification représente en effet *une source énorme de dépenses* pour l'industrie de l'usinage. En plus des coûts des lubrifiants, s'ajoutent les coûts de traitement des fluides usagés. De plus, dans des conditions de vitesses et températures élevées, le fluide de coupe est évaporé, atomisé sous forme d'un brouillard qui représente un risque majeur pour la santé des opérateurs.

L'usinage écologique est souhaitable et sera considéré dans un avenir proche comme une nécessité. L'usinage écologique pourra déboucher sur l'usinage à sec (sans aucun fluide de coupe) dont les avantages sont :

- la non pollution de l'atmosphère ou de l'eau, ce qui réduit les risques sanitaires en particulier ceux conduisant à des maladies respiratoires ou de la peau.
- la suppression des résidus de fluides de coupe sur les pièces usinées, permettant d'éliminer les opérations de nettoyage et de lessivage de ces pièces, et les coûts et énergies consommés associés à ces opérations.
- la suppression des résidus de lubrifiant sur les copeaux, réduisant ainsi les coûts de traitement de ces copeaux et les énergies consommées associées.

Ce chapitre est articulé en trois parties. Dans la première partie, nous nous intéresserons aux différentes caractéristiques de l'usinage à grande vitesse. Nous mettrons en évidence les mécanismes physiques de la coupe qui conduisent à la formation du copeau. Certaines

caractéristiques du procédé, tels que les paramètres de coupe, la géométrie des outils ainsi que divers aspects thermiques seront présentés. Nous étudierons ensuite les différents types de copeaux obtenus en usinage, ainsi que les principales théories sur leur formation. Une attention particulière sera apportée à la description des différents types de bandes de cisaillement qui peuvent être rencontrées dans les copeaux obtenus par usinage à grande vitesse. Finalement, nous présenterons le concept d'intégrité de surface dans le cadre de l'usinage.

La deuxième partie de ce chapitre sera consacrée à la présentation du matériau étudié. Les principales propriétés physiques et les domaines d'utilisation les plus répandus seront évoqués. Par la suite, le titane et ses alliages, notamment l'alliage TA6V utilisé dans cette étude, seront décrits sous une approche métallurgique. De même, les modes de déformation du titane feront l'objet d'une présentation.

Enfin, un bilan sera dressé concernant l'usinabilité du titane et de ses alliages. On s'intéressera notamment aux propriétés qui affectent l'usinabilité, ainsi qu'aux problèmes rencontrés lors de la coupe. De la même façon, les principaux matériaux des outils et les différents types de revêtements utilisés pour l'usinage de ces alliages seront présentés.

I.1. ETUDE DE L'USINAGE A GRANDE VITESSE

I.1.1. MECANISMES PHYSIQUES DE LA COUPE

La plupart des opérations d'usinage présentent des interactions outil-pièce tridimensionnelles, généralement très complexes à modéliser et à simuler numériquement. Afin de comprendre les mécanismes physiques qui conduisent à la coupe, il est intéressant de se placer dans une configuration appelée *coupe orthogonale* car elle apporte des simplifications géométriques et cinématiques permettant d'étudier le procédé d'usinage comme un problème bidimensionnel [Davies 2001]. On se place alors dans le cas où l'arête de coupe de l'outil est supposée parfaite (non arrondie) et la face de dépouille n'est pas en contact avec la surface usinée. Les paramètres de coupe se limitent alors à la vitesse de coupe et à la profondeur de passe. En considérant le processus de la coupe comme stationnaire, et compte tenu du faible rapport entre l'épaisseur et la largeur du copeau, il est possible d'étudier la formation du copeau comme un problème de déformation plane, bidimensionnel et indépendant du temps. [Felder 2006].

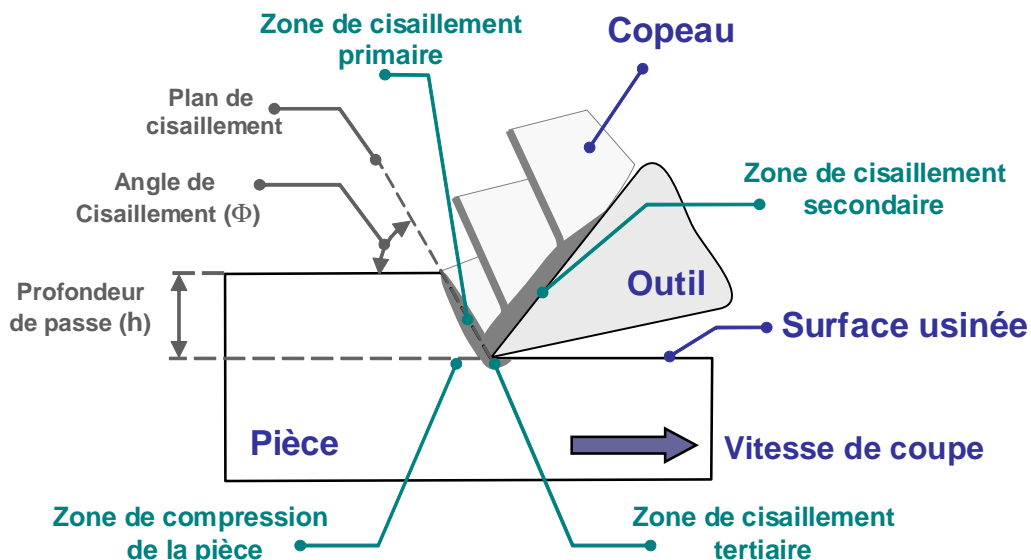


Figure I.2. Géométrie de la formation du copeau en coupe orthogonale et zones de cisaillement.

Un outil élémentaire animé d'un mouvement relatif par rapport à la pièce à usiner, attaque cette dernière par sa face de coupe. Le contact des deux corps provoque un cisaillement entre la pointe de l'outil et la surface libre de la pièce (fig. I.2). La formation du copeau s'effectue alors par cisaillement de la matière en amont de la pointe de l'outil. Deux surfaces vierges sont ainsi créées : la surface usinée de la pièce et la face extérieure du copeau.

Les interactions entre l'outil, le matériau à usiner et le copeau formé conduisent à la formation de quatre zones différentes qu'on peut distinguer ainsi :

I Zone de cisaillement primaire : aussi appelée zone immédiate de formation du copeau, elle s'étend de l'arête de coupe jusqu'à la surface libre du copeau. Dans cette zone, une déformation très intense a lieu et les grains constituant le copeau sont allongés suivant le plan de cisaillement faisant un angle Φ (angle de cisaillement) avec la surface usinée. Cet angle et l'épaisseur effective du copeau dépendent, entre autres, de la profondeur de passe, de l'angle de coupe et des propriétés du matériau usiné.

II Zone de cisaillement secondaire (zone d'écroissage du copeau) : elle se situe à l'interface outil-copeau. C'est une zone de frottement qui est responsable entre autre de l'usure de la face de coupe de l'outil.

III Zone de cisaillement tertiaire (zone d'écroissage de la pièce) : c'est une zone de frottement entre la face de dépouille et la surface usinée, suite au retour élastique de la matière après le passage de la pointe de l'outil. Elle donne naissance à l'usure en dépouille de l'outil de coupe (pour une meilleure compréhension, la géométrie de l'outil de coupe sera présentée dans le paragraphe I.2.3. et les figures I.4 et I.5).

IV Zone de compression de la pièce : à cet endroit, l'outil exerce sur la matière un effort de compression intense. L'existence de cette zone est intimement liée à la géométrie de l'outil de coupe (rayon d'arête).

I.1.2. MISE EN OEUVRE DE LA COUPE ORTHOGONALE ET PARAMETRES DE COUPE

I.1.2.1. Configurations géométriques utilisées en coupe orthogonale

Lors de la mise en œuvre de la coupe orthogonale avec un tour, deux configurations différentes peuvent être utilisées (fig. I.3). Dans la configuration à gorges pré-usinées, l'outil est animé d'un mouvement de translation unidirectionnel perpendiculaire à l'axe de la pièce en rotation. L'outil vient donc usiner une surface cylindrique, correspondant à la matière placée entre deux gorges pré-usinées successives (ou entre la surface libre de la pièce et la première gorge pré-usinée). Dans la deuxième configuration, une pièce tubulaire est animée d'un mouvement de rotation. L'outil se déplace linéairement dans une direction parallèle à l'axe du cylindre et vient usiner la surface transversale du tube.

Ces deux configurations géométriques présentent des avantages et des inconvénients. Le tableau I.1 présente une comparaison entre ces deux géométries concernant leur mise en œuvre.

I.1.2.2. Paramètres de coupe

Il est nécessaire d'introduire les principaux paramètres de coupe car ils conditionnent les phénomènes physiques ayant lieu lors de l'usinage. Ils seront définis dans le cadre de la coupe orthogonale réalisée sur un tour.

Vitesse de coupe

Pour une pièce d'un diamètre D (m) (fig. I.3), tournant à une vitesse ω (rad/s), la vitesse de coupe V_c (m/s) peut se définir selon l'équation (I.1).

$$V_c = \frac{D}{2} \omega \quad \text{(I.1)}$$

Profondeur de passe

La profondeur de passe h , également appelée *profondeur de coupe*, correspond à l'épaisseur de matière enlevée sur la pièce lors du passage de l'outil coupant (fig. I.2). Dans le cas de la coupe orthogonale, elle correspond à la différence de rayon ou de longueur de la pièce avant et après un tour d'usinage, selon la configuration géométrique choisie. C'est à dire, la profondeur de passe correspond à la vitesse d'avance.

Largeur d'usinage

La largeur d'usinage w correspond à la largeur de contact entre l'outil et la pièce usinée. Elle varie selon la configuration géométrique de la coupe orthogonale choisie : dans la géométrie à gorges pré-usinées, la largeur de coupe correspond à la largeur de la matière entre deux gorges successives, tandis que dans la configuration tubulaire, elle correspond à l'épaisseur du tube.

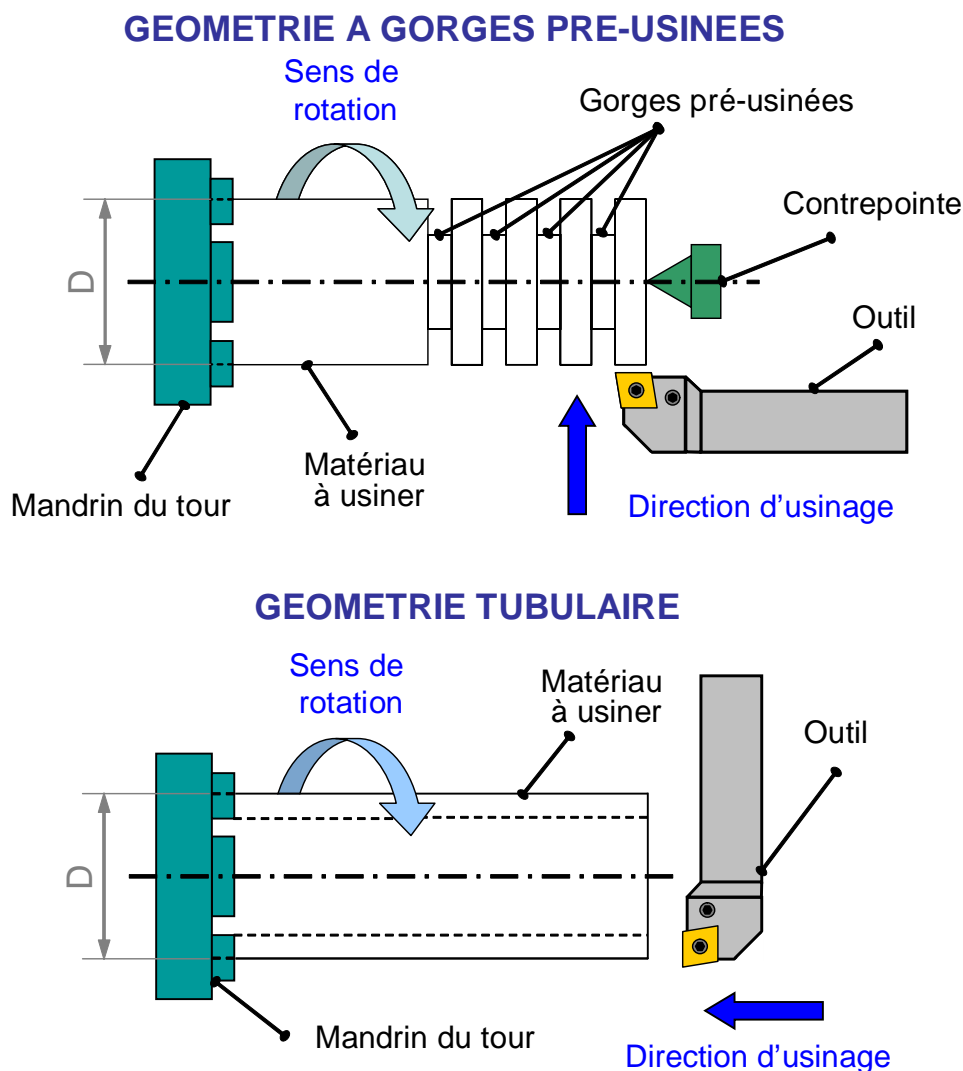


Figure I.3. Configurations géométriques pour la mise en œuvre de la coupe orthogonale sur un tour. En haut de la figure, la configuration à gorges pré-usinées. En bas, la configuration tubulaire.

Tableau I.1. Comparatif entre la géométrie à gorges pré-usinés et tubulaire pour la mise en œuvre de la coupe orthogonale sur un tour.

Aspect	Type de géométrie	
	A gorges pré-usinées	Tubulaire
Préparation de la pièce	Préparation des gorges : Opération délicate, qui demande des outils spéciaux et qui peut perturber le matériau, du fait des efforts et des températures mises en jeu, avant les essais de coupe orthogonale.	Découpage et dressage des pièces : opérations relativement simples et peu coûteuses.
Vitesse de coupe	La vitesse de coupe reste constante sur toute l'arête de coupe mais évolue es cours d'essai.	La vitesse de coupe n'est pas constante le long de l'arête de coupe mais reste constante au cours du temps.
Aspect dynamique	Possibilité d'utiliser une contrepointe afin de réduire les vibrations lors de l'usinage.	Impossible d'utiliser une contrepointe.
Surface obtenue	Surface usinée courbe : de grande dimension si le diamètre est important ou de forte courbure dans le cas contraire. Une découpe complexe est nécessaire afin de récupérer un échantillon de cette surface. Surface difficile à caractériser.	Surface usinée plane, favorable à la caractérisation microstructurale.

I.1.3. L'OUTIL DE COUPE

L'outil de coupe peut être défini comme l'élément directement responsable de l'enlèvement de la matière lors de l'usinage. Quatre paramètres principaux déterminent le domaine d'utilisation des outils : la géométrie, le matériau du substrat, le type de revêtement et les conditions de lubrification. Dans cette étude une géométrie d'outil simplifiée pour le cas de la coupe orthogonale sera présentée. Les matériaux des substrats et les types de revêtements utilisés pour l'usinage du titane et ses alliages seront présentés dans le paragraphe I.3.4.

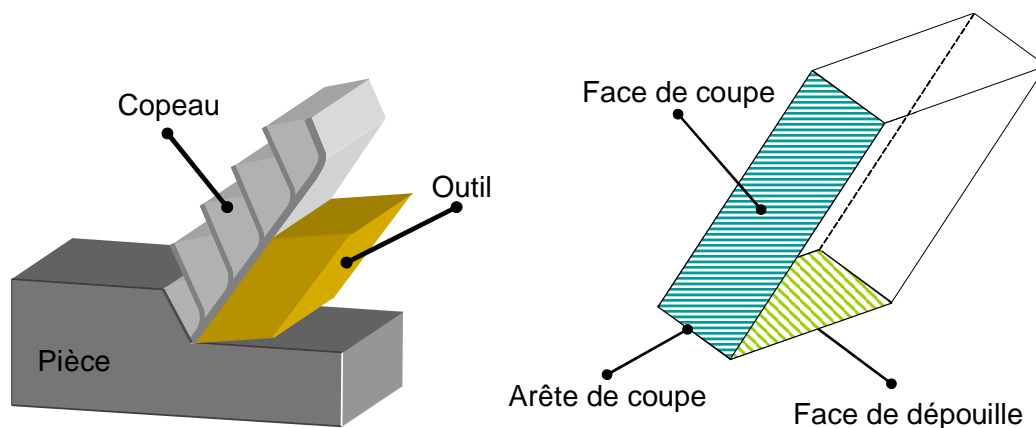


Figure I.4. Géométrie d'un outil simple.

Un outil de coupe est défini par deux plans : la face de coupe et la face de dépouille. L'intersection de ces deux plans constitue l'arête de coupe. En réalité ces deux plans sont reliés par le rayon de bec R de l'arête de coupe, mais il est généralement négligé dans l'étude de la coupe orthogonale, tel que le montre la figure I.4.

Trois angles, dont la somme est égale à 90° , sont nécessaires pour définir les caractéristiques géométriques d'un outil comme il est présenté sur la figure I.5 :

Angle de coupe (γ_o) : c'est l'angle entre la face de coupe et un plan de référence P (perpendiculaire à la direction d'usinage). L'angle de coupe affecte la capacité de l'outil à cisailier le matériau à usiner. Il peut être positif, négatif ou nul. Les angles de coupe positifs réduisent les efforts de coupe, tandis que des angles de coupe négatifs apportent de la robustesse à l'arête de coupe de l'outil [Leroy 1993]. Sa valeur se trouve généralement entre -5° et $+5^\circ$, quelque fois entre -10° et $+10^\circ$ et plus rarement entre -20° et $+20^\circ$.

Angle de dépouille (α_o) : c'est l'angle entre la face de dépouille et la surface usinée. Sa valeur, nécessairement positive, oscille généralement entre 2° et 10° .

Angle de taillant (β_o) : c'est l'angle entre la face de coupe et la face de dépouille.

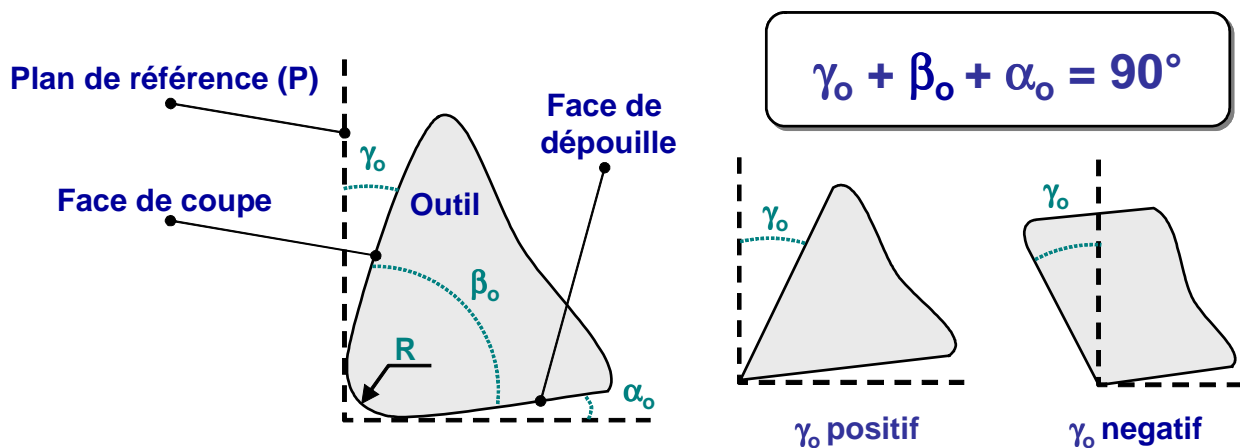


Figure I.5. Angles de coupe d'un outil simple.

I.1.4. ÉTUDE THERMIQUE DE LA COUPE

Lors de l'usinage des métaux, la plupart de l'énergie dépensée au cours de la déformation plastique est transformée en chaleur [Komanduri 1993]. Cette chaleur est dissipée par tous les éléments participants à la coupe : l'outil, la pièce usinée, le copeau et le fluide de coupe (si utilisé) [Bacci da Silva 1999]. Si l'on s'intéresse à l'outil, il est possible de voir qu'il doit supporter des hautes températures tout en conservant une résistance aux efforts ainsi qu'un état d'usure raisonnable. Il semble alors évident que la température atteinte dans l'outil déterminera sa durée de vie et sera un facteur décisif dans le choix des conditions de coupe.

Si on analyse de près l'interface outil-copeau, la quasi totalité de la chaleur générée est due à la déformation plastique lors de la formation du copeau et au frottement avec l'outil de coupe lors de son évacuation. Dans le cas de l'usinage à grande vitesse, cette chaleur est

majoritairement évacuée dans le copeau, tandis qu'une faible proportion est dissipée par conduction dans le matériau devant l'outil. La proportion de chaleur dissipée par l'outil et le copeau est modifiée par le débit matière (volume de matière enlevé par unité de temps) qui dépend des paramètres de coupe. Cette proportion augmente pour des faibles débits matière et pour les petits angles de coupe, mais reste faible pour des débits de matière importants [Bacci da Silva 1999].

La figure I.6 montre les trois principales zones de génération de la chaleur dans le cas de la coupe orthogonale. La chaleur est produite dans la zone de cisaillement primaire due au travail plastique effectué dans le plan de cisaillement. Les hautes températures dans cette zone entraînent un adoucissement local du matériau ce qui permet une déformation plus importante. Simultanément, de la chaleur est générée dans la zone de cisaillement secondaire, due notamment au frottement entre la face de coupe de l'outil et le copeau. La chaleur produite dans la zone de cisaillement tertiaire, à l'interface outil-surface usinée, est produite par les frottements de la face de dépouille de l'outil avec la surface usinée. La génération de chaleur et les températures atteintes dans les zones primaire et secondaire de cisaillement dépendent fortement des paramètres d'usinage, tandis que dans la zone tertiaire la chaleur générée est fortement influencée par l'angle de dépouille de l'outil à cause du retour élastique de la matière après le passage de l'outil de coupe.

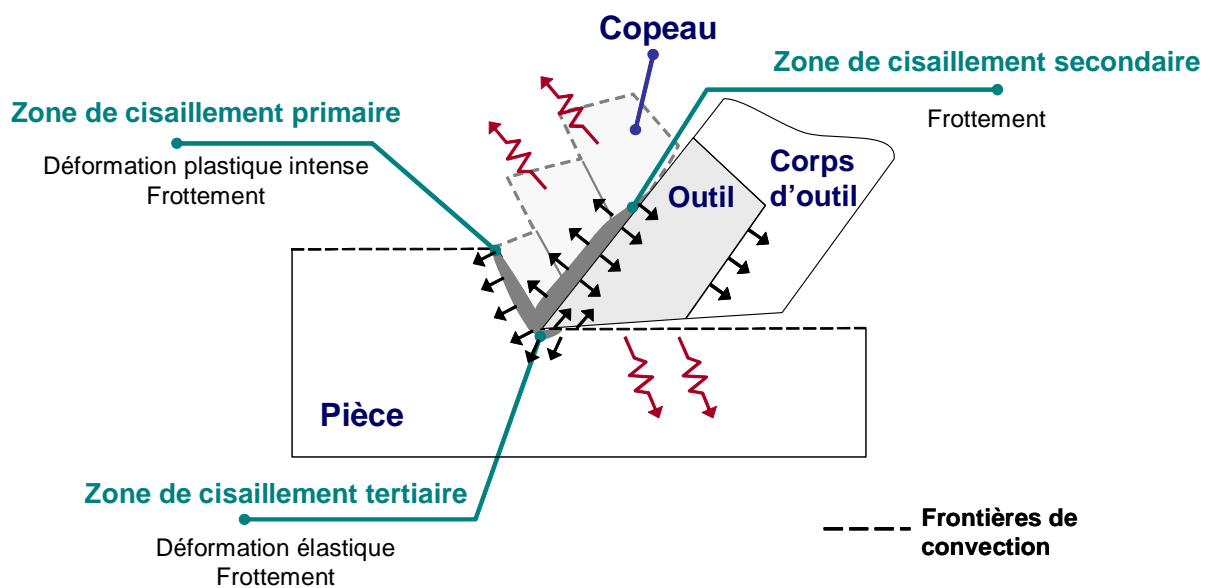


Figure I.6. Sources de génération de chaleur dans la coupe orthogonale [Bacci da Silva 1999].

Comme le montre la figure I.6, une partie de la chaleur générée à l'interface outil-copeau est aussi dissipée dans le corps de l'outil. Selon la température atteinte et le matériau du corps d'outil, une dilatation de quelques dizaines de microns peut avoir lieu, ce qui affecte la précision dimensionnelle de la pièce usinée [Childs 1988]. La déformation thermique du corps d'outil est de ce fait, considérée comme une source d'erreur dans les opérations d'usinage [Takeuchi 1982].

Le choix des conditions d'usinage est aussi influencé par le matériau à usiner. Certaines propriétés mécaniques, telles que la ductilité, la dureté, l'écroutissage, ainsi que les propriétés thermiques, ont des effets sur les efforts de coupe aussi bien que sur la chaleur générée. Le choix optimal des conditions de coupe, spécialement de la vitesse de coupe, aura une influence directe sur la déformation, les modifications métallurgiques et les contraintes

résiduelles dans la surface usinée. Cela dépendra de la température atteinte lors de l'usinage, des gradients de température sous la surface usinée et de la vitesse de refroidissement [Komanduri 1993].

I.1.5. ÉTUDE DES COPEAUX OBTENUS EN USINAGE

I.1.5.1. Intérêt de l'étude des copeaux obtenus en usinage à grande vitesse

La formation du copeau en usinage à grande vitesse est un phénomène micro-géométrique influant sur plusieurs grandeurs macro-géométriques liées à la qualité de la pièce obtenue [Burns 2002]. Sa maîtrise contribue à :

- fiabiliser le processus d'usinage,
- garantir la qualité géométrique des surfaces usinées, (l'état de surface, la précision dimensionnelle, etc.),
- assurer la productivité,
- renforcer la sécurité des opérateurs et de la cellule d'usinage.

Traditionnellement, d'abondantes recherches réalisées sur l'usinage des métaux se sont concentrées sur les mécanismes qui mènent à la formation des copeaux continus. Ces copeaux permettent de faire de nombreuses simplifications en raison de sa géométrie relativement simple et par les conditions d'obtention relativement stables. Toutefois, un copeau continu est fortement indésirable en usinage [Semiantin 1983], [Bayoumi 1995], [Xie 1996]. Par exemple, en tournage ce type de copeau peut perturber le procédé en s'enroulant autour de la pièce usinée. Il peut ainsi endommager la surface usinée, l'outil de coupe, la machine ou même blesser l'utilisateur [Sorby 2003]. L'enroulement du copeau peut même obliger à arrêter la machine afin de procéder à son enlèvement manuel, ce qui évidemment réduit la productivité du procédé. L'obtention d'un copeau segmenté, facilement cassant, peut être considérée comme une condition idéale pour un procédé d'usinage automatisé. L'usinage dans ces conditions peut entraîner une diminution de l'intervention humaine, ainsi qu'une réduction des efforts de coupe [Molinari 2002] et une meilleure gestion des copeaux, ce qui conduit à une augmentation du rendement du procédé et à une réduction des coûts de production.

I.1.5.2. Types de copeaux obtenus en usinage

Depuis des années, beaucoup d'efforts ont été réalisés afin de classer les différents types de copeaux obtenus en usinage, notamment dans le cas de la coupe orthogonale. Ernst en 1938, un des précurseurs dans le domaine, a proposé un classement des copeaux toujours utilisé de nos jours [Ernst 1938]. Ce classement comporte trois catégories de copeaux :

Copeau continu : sa formation est due à un écoulement constant de la matière dans lequel les contraintes, la déformation, la vitesse de déformation et la température restent constantes tout au long de la coupe (fig. I.7 (i)).

Copeau continu avec arête rapportée : c'est le résultat d'un état d'équilibre dynamique d'un système contenant une zone de stagnation (fig. I.7 (ii)). La tendance à la formation d'arête rapportée lors de l'usinage diminue avec l'augmentation de la vitesse de coupe.

Copeau discontinu : il se caractérise par des profils d'écoulement oscillatoire de la matière lors de la coupe (fig. I.7 (iii)).

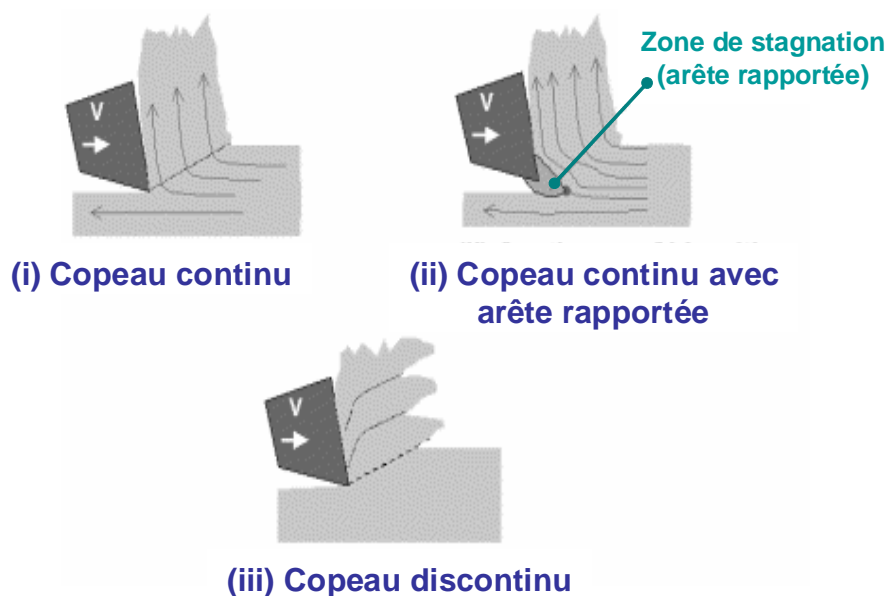


Figure I.7. Classification d'Ernst des différents types de copeaux [Burns 2002].

En usinage à grande vitesse, la formation des copeaux est affectée par des instabilités qui apparaissent avec l'augmentation de la vitesse lors de la coupe. Les sources d'instabilité peuvent être de diverse nature [Komanduri 1982-A] :

- les caractéristiques métallurgiques et thermo-plastiques du matériau usiné,
- les conditions de coupe,
- les variations du cisaillement dans la zone de cisaillement primaire,
- l'usure de l'outil qui entraîne des variations des conditions de frottement dans la zone de cisaillement secondaire,
- les interactions entre les zones de cisaillement primaire et secondaire,
- la réponse de la structure de la machine et ses interactions avec le procédé de coupe.

Le résultat de ces instabilités est la formation de copeaux discontinus. Ces types de copeaux peuvent être obtenus avec des conditions de coupe et des matériaux différents. Komanduri propose un classement des copeaux discontinus, illustré par la figure I.8 [Komanduri 1982-A] :

Copeau segmenté périodique : c'est un copeau qui présente une variation périodique mais asymétrique de l'épaisseur. Il ne se présente que pour des intervalles de vitesses particuliers qui dépendent du matériau à usiner et du dispositif expérimental.

Copeau avec cisaillement localisé (ou dentelé) : ce type de copeau est dû principalement à une instabilité de la déformation plastique localisée dans la zone de cisaillement primaire.

Copeau fragmenté : il est similaire au copeau segmenté périodique mais avec une séparation complète des segments. C'est le résultat de la rupture périodique du copeau dans la zone de cisaillement primaire. Ce type de copeau se présente principalement dans l'usinage de matériaux fragiles.

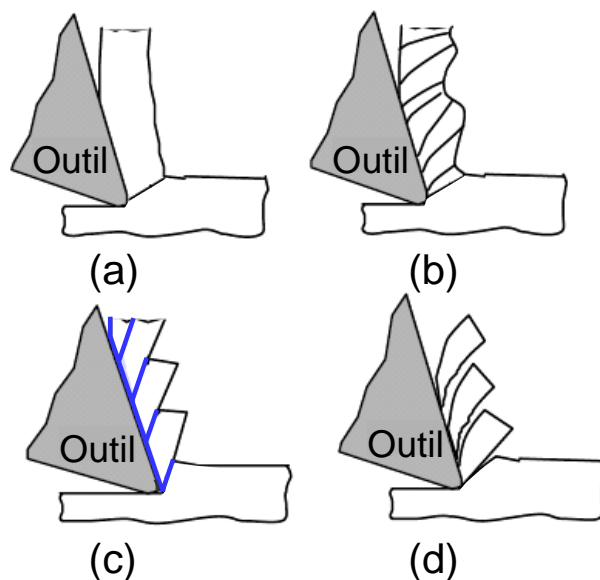


Figure I.8. Morphologie des copeaux obtenus en usinage : continu (a), segmenté périodique (b), avec cisaillement adiabatique (c) et discontinu (d) [Deshayes 2004].

I.1.5.3. L'observation des copeaux : une autre façon de définir l'usinage à grande vitesse

Au début de ce chapitre, une définition très générale de l'usinage à grande vitesse a été donnée, liée aux conditions de coupe. L'UGV a alors été défini comme un procédé pour lequel les conditions de coupe sont « très supérieures à celles utilisées en usinage conventionnel ». Une autre définition peut être établie si l'on s'intéresse cette fois-ci aux copeaux obtenus. En effet, les paramètres de coupe peuvent modifier la géométrie du copeau et les mécanismes physiques conduisant à sa formation. Afin d'illustrer ces modifications, prenons le cas d'un métal ductile quelconque, usiné à différentes vitesses de coupe¹ :

- Pour de faibles vitesses de coupe le copeau obtenu est un long ruban de métal continu qui présente une épaisseur constante. Il est considéré que ce type de copeau est obtenu par un cisaillement simple de la matière.
- L'augmentation de la vitesse de coupe entraîne des modifications dans le comportement du matériau. Les grandes vitesses de déformation et les hautes températures dans la zone de cisaillement primaire conduisent à une localisation de la

¹ Dans cet exemple la description des mécanismes de formation des copeaux ne prétend pas être exhaustive ni détaillée. L'influence de la vitesse de coupe sur la transition du copeau continu au copeau dentelé est donnée à titre indicatif et l'influence des autres paramètres de coupe n'est pas discutée. Pour des renseignements approfondis à ce sujet le lecteur intéressé pourra consulter notamment les travaux de Barry et al. [Barry 2001], [Barry 2002-A], Davies et Burns [Davies 2001] ainsi que ceux de Deshayes et al. [Deshayes 2004].

déformation dans des bandes de cisaillement, se traduisant par une géométrie de copeau très particulière de type dentelé.

Il devient alors possible de parler d'usinage à grande vitesse lorsqu'on obtient des copeaux dentelés, et cela pour un matériau, des conditions de coupe et un dispositif expérimental donnés.

I.1.6. THEORIES SUR LA FORMATION DU COPEAU EN USINAGE A GRANDE VITESSE

Historiquement deux théories concernant les mécanismes de formation des copeaux dentelés en usinage à grande vitesse ont été largement discutées. Ces théories sont le *cisaillement catastrophique* et la formation périodique de fissures dans la zone de cisaillement primaire.

D'autre part, d'autres théories concernant la formation des copeaux en usinage ont été également proposées. On évoque notamment celles de Van Luttervelt [Van Luttervelt 1977] et de Lemaire et Backofen [Lemaire 1972]. Cependant, ces théories ont été développées sur des essais d'usinage à faible vitesse de coupe (quelques mm/s), et ne semblent pas applicables à la formation de copeaux à des vitesses de coupe conventionnelles [Barry 2002-A].

I.1.6.1. Le cisaillement adiabatique catastrophique

Il est admis que lors de la déformation plastique, les métaux ductiles présentent un phénomène d'écrouissage. Dans le cas de l'usinage à faible vitesse de coupe, la matière subit un écrouissage dans la zone de cisaillement primaire accompagné de la propagation du front thermique devant l'outil vers le matériau non coupé [Burns 2002].

Lorsque la vitesse de déformation augmente, les matériaux réagissent différemment aux sollicitations imposées. Dans le cas de l'usinage, l'essentiel de la déformation se concentre dans la zone de cisaillement primaire, ce qui produit un important écrouissage local de la matière. En même temps, la plupart de l'énergie de déformation plastique mise en œuvre lors de la coupe se transforme en énergie thermique, ce qui conduit à une augmentation de la température du matériau dans cette zone. Du fait de la vitesse de déformation importante, une faible proportion de la chaleur générée dans cette zone est évacuée par les différents éléments intervenant dans la coupe (l'outil, le copeau et la pièce). De ce fait les propriétés mécaniques du matériau sont modifiées et la résistance mécanique diminue. Ce phénomène est appelé *adoucissement thermique*.

Le cisaillement catastrophique se présente quand le taux d'adoucissement thermique dépasse le taux d'écrouissage dans la zone de cisaillement primaire. Cela entraîne une localisation de la déformation dans des zones très étroites, qui se retrouvent dans le copeau sous la forme de bandes de cisaillement. Le terme « *cisaillement adiabatique* » est utilisé dans la littérature pour désigner ce phénomène, du fait des très forts gradients de température ayant lieu dans la zone de cisaillement primaire pendant des intervalles de temps très courts, raison pour laquelle il y a peu de transfert thermique.

I.1.6.2. Théorie de la formation périodique de fissures

Si la plupart des auteurs soutiennent la théorie du cisaillement catastrophique [Barry 2002-A], d'autres théories tentent d'expliquer différemment la formation des copeaux dentelés. Certains auteurs affirment que la formation des copeaux dentelés est le résultat de l'initiation périodique de fissures dans la surface libre du matériau usiné², et sa propagation dans la zone de cisaillement primaire vers l'arête de coupe de l'outil [Nakayama 1974], [Vyas 1993], [Poulachon 1998], [Shaw 1998], [Vyas 1999], [Shivpuri 2002], [Hua 2004], [Poulachon 2004].

La formation de copeaux dans l'usinage des aciers durs a été décrite par Poulachon et Moisan comme un procédé en quatre phases, présentées en figure I.9 [Poulachon 1998], [Poulachon 2004] :

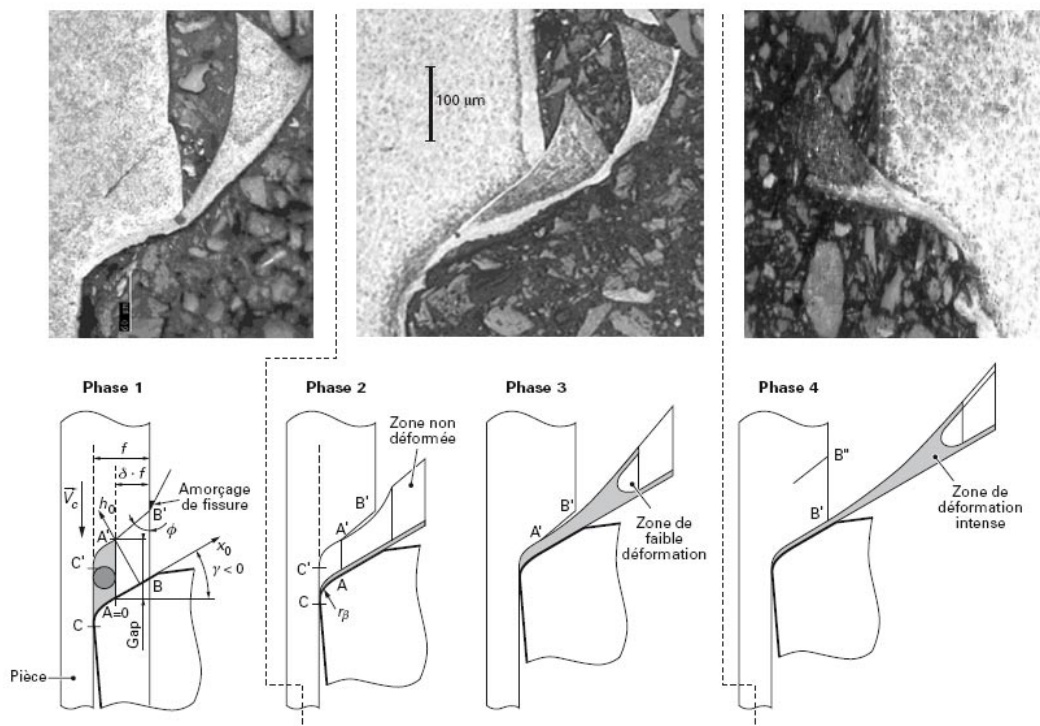


Figure I.9. Phases de la formation des copeaux dentelés, selon Poulachon et Moisan (dans le schéma l'usinage s'effectue avec un angle de coupe négatif) [Poulachon 2004].

- **1^{ère} phase** : lorsque la contrainte critique de cisaillement est atteinte, une première fissure apparaît. Celle-ci se développe dans la zone de cisaillement primaire en direction de l'arête de l'outil.
- **2^{ème} phase** : suite à l'apparition de la fissure, le segment du copeau en formation (volume AA'BB') est éjecté pratiquement sans aucune déformation. Au fur et à mesure que l'outil avance, le gap AA' se referme. Le glissement du copeau sur la surface de coupe de l'outil génère une augmentation importante de la température dans cette zone.

² D'autres auteurs, soutenant la théorie de formation des copeaux dentelés par la formation périodique de fissures, indiquent que ces dernières se forment dans la zone primaire de cisaillement et se propagent dans la direction de cisaillement, et non depuis la surface libre de la pièce [Hua 2004].

- **3^{ème} phase** : Le gap AA' est pratiquement fermé et laisse peu de place à l'évacuation du copeau restant. A ce stade, la vitesse d'éjection, la déformation plastique et la température sont très intenses.
- **4^{ème} phase** : le segment du copeau est formé et comble pratiquement tout l'espace libre qui existait entre la fissure et le copeau. Le champ de contrainte de compression qui avait chuté entre les étapes 2 et 3 redevient très élevé, au point de générer une nouvelle fissure, et le phénomène cyclique recommence.

I.1.7. LES BANDES DE CISAILLEMENT ADIABATIQUE

Comme nous l'avons indiqué, le *cisaillement adiabatique* est le terme utilisé pour décrire la localisation de l'écoulement plastique qui apparaît dans certains métaux lorsqu'ils sont soumis à des taux de déformation très élevés, lorsque les échanges de chaleur peuvent être négligeables [Timothy 1987].

Les bandes de cisaillement adiabatique sont présentes dans des procédés de torsion-compression à grande vitesse [Liao 1998], les impacts balistiques [Woodward 1979], [Me-Bar 1983], [Grebe 1985], [Timothy 1985], l'usinage à grande vitesse [Komanduri 1981], [Komanduri 1982-A], [Komanduri 1982-B], [Semiantin 1983], [Barry 2001], [Molinari 2002], [Burns 2002], et dans l'expansion d'anneaux [Timothy 1987]. Elles se manifestent par des zones de cisaillement très élevé et/ou des modifications microstructurales locales du matériau [Timothy 1987]. Historiquement, elles ont été classées comme « *déformées* » ou « *transformées* », en fonction de leur apparence métallographique [Timothy 1987].

I.1.7.1. Bandes de cisaillement déformées

Les bandes de cisaillement déformées s'associent à des zones à forte déformation plastique, tout en conservant la nature microstructurale du matériau de départ [Timothy 1985], comme le montre la figure I.10. Dans ce type de bandes, la déformation est généralement progressive et atteint son niveau maximal au centre géométrique de la bande.

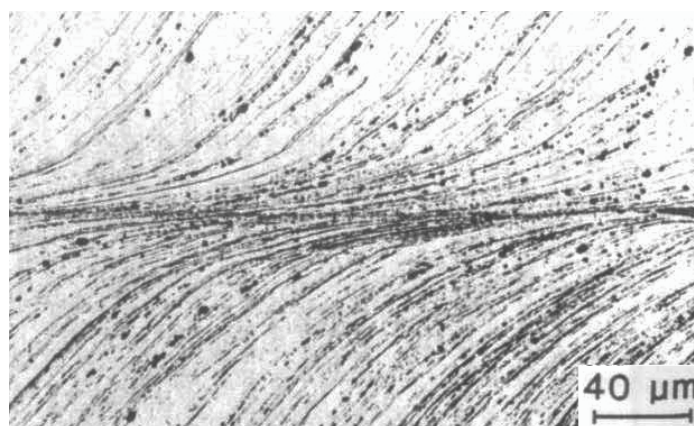


Figure I.10. Bande de cisaillement déformée dans un alliage d'aluminium 7039 [Leech 1985].

I.1.7.2. Bandes de cisaillement transformées

Une bande de cisaillement transformée est composée généralement de deux zones : une zone centrale où le cisaillement intense est accompagné d'importantes modifications microstructurales du matériau de départ et où il prédomine une seule phase et une zone extérieure caractérisée par une diminution du taux de cisaillement jusqu'à atteindre le matériau non déformé [Timothy 1987]. Pour un matériau donné, la température atteinte dans une bande de cisaillement transformée est supérieure à celle atteinte dans une bande de type déformée [Timothy 1987]. La figure I.11 montre un acier AISI 4340, présentant une bande de cisaillement transformée obtenue par un essai d'impact.

Ce type de bandes est associé à des modifications permanentes de la microstructure avec des transformations de phase, généralement de type martensitique [Timothy 1987]. En usinage, cette transformation est la conséquence des forts gradients de température dans la zone de cisaillement primaire. Ces chargements thermiques peuvent être assimilés à des conditions de trempe locale du matériau.

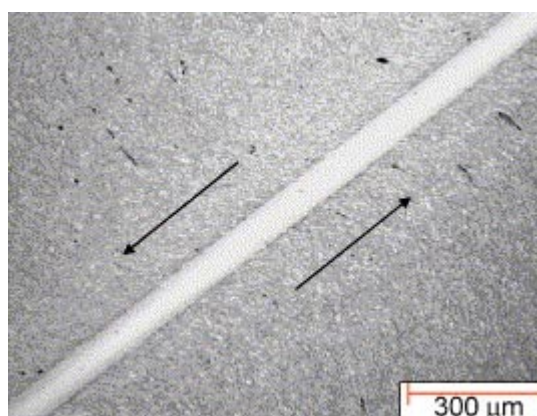


Figure I.11. Bande de cisaillement transformée dans un acier AISI 4340, obtenue par un essai d'impact (les flèches montrent la direction de la déformation plastique) [Odeshi 2006].

I.1.8. INTEGRITE DE SURFACE

En général, les pièces mécaniques sont soumises à des conditions d'utilisation de plus en plus sévères. Les besoins accrus en terme de performance, de durée de vie et de fiabilité, obligent à garantir la qualité des pièces produites, quelque soit le procédé de fabrication utilisé. Ces pièces sont souvent utilisées sous des chargements dynamiques et selon leur conception, leur durée de vie est limitée par la réponse en fatigue du matériau utilisé. L'expérience montre que la plupart des défaillances de pièces soumises à des chargements dynamiques sont engendrés en surface [Field 1973]. De plus, le rôle fondamental de la surface de la pièce, concernant la tenue à la corrosion a aussi été prouvé. Tous ces aspects montrent l'importance d'assurer une haute qualité des surfaces obtenues par usinage.

Dans ce contexte, deux définitions de la surface doivent être faites :

- **Surface réelle de la pièce** : c'est la surface qui sépare la pièce de l'environnement.

- **Couche de surface** : c'est la partie de la surface de la pièce qui présente des propriétés physiques et chimiques différentes de celles du cœur de la pièce. Par la suite, on retiendra cette dernière définition.

I.1.8.1. Définition générale

Le terme *intégrité de surface* englobe l'ensemble des paramètres permettant de caractériser la qualité d'une surface produite par usinage. Elle se compose de deux principaux aspects : la caractérisation géométrique et la caractérisation métallurgique de la couche de surface après usinage.

Parmi les altérations possibles associées à l'usinage, affectant l'intégrité de surface, on trouve [Field 1973] :

- la déformation plastique,
- l'obtention d'un mauvais état de surface,
- des phénomènes de recristallisation,
- la modification de la dureté en surface,
- des transformations de phase,
- l'apparition de microfissures,
- un état des contraintes résiduelles en surface non adapté au fonctionnement de la pièce,
- la fragilisation par absorption chimique d'éléments tel l'hydrogène.

Ces altérations, générées lors de l'usinage, sont provoquées principalement par les hautes températures et les forts gradients de température engendrés dans la couche de surface, ainsi que par l'intense déformation plastique et les éventuelles réactions chimiques ayant lieu sur la surface en cours de formation.

I.1.8.2. Paramètres caractérisant l'intégrité de surface

Les paramètres les plus fréquemment étudiés, permettant de caractériser l'intégrité de surface peuvent être regroupés en deux catégories : ceux permettant de caractériser géométriquement la surface usinée, et ceux permettant de caractériser microstructuralement la couche de surface obtenue. Parmi les paramètres importants au niveau géométrique, il est possible de citer l'état de surface, ainsi que le respect des tolérances dimensionnelles et géométriques. En ce qui concerne les paramètres utilisés pour la caractérisation microstructurale de la surface produite, on retient notamment la texture cristallographique, l'état de contraintes résiduelles, les modifications morphologiques des grains constituant la surface, l'analyse de phases (permettant de retrouver des phénomènes comme les transformations de phase et des réactions chimiques en surface), ainsi que la dureté et la microdureté.

Du fait du caractère surfacique des sollicitations thermomécaniques imposées aux matériaux lors de l'usinage, de forts gradients microstructuraux sont engendrés dans la couche de surface produite. Cet aspect doit être pris en compte lors de la caractérisation des surfaces produites afin d'assurer une meilleure compréhension et une bonne maîtrise de l'intégrité de surface des pièces usinées.

I.2. LE TITANE ET SES ALLIAGES

I.2.1. PROPRIETES PHYSIQUES DU TITANE ET SES ALLIAGES

Le titane et ses alliages présentent des propriétés mécaniques généralement supérieures à celles des autres métaux fréquemment utilisés en industrie. Ses principales caractéristiques physiques sont résumées dans le tableau I.2. Parmi les propriétés du titane les plus importantes, on trouve [Combres 1999] :

- une faible densité (4.5, soit environ 60% de celle de l'acier),
- un module de Young d'environ 100 GPa, intermédiaire entre celui des alliages d'aluminium et des aciers,
- d'excellentes caractéristiques mécaniques, même à des températures extrêmes (dès le domaine cryogénique jusqu'à 600°C approximativement),
- un coefficient de dilatation légèrement inférieur à celui de l'acier et moitié moins que celui de l'aluminium,
- une excellente résistance à la corrosion dans des milieux agressifs comme le corps humain ou l'eau de mer,
- une faible conductivité thermique,
- c'est un matériau paramagnétique, utilisable dans des milieux très sensibles comme en applications aérospatiales.

Tableau I.2. Caractéristiques physiques du titane pur [Combres 1999].

Grandeur	Symbole	Valeur	Unité
Numéro atomique	Z	22	-
Masse molaire	M	47.9	g/mol
Masse volumique	ρ	4.507	g.cm ⁻³
Température de transformation	T _{β}	882	°C
Température de fusion	T _f	1670	°C
Température d'ébullition	T _e	3535	°C
Capacité thermique massique à 25°C	C _p	522.5	J.kg ⁻¹ .K ⁻¹
Conductivité thermique à 25°C	σ_{th}	21.9	W.m ⁻¹ .K ⁻¹
Coefficient de dilatation linéaire à 25°C	α	8.5	10 ⁻⁶ K ⁻¹
Module d'élasticité	E	110000	MPa
Coefficient de Poisson	ν	0.33	-

I.2.2. PRINCIPAUX DOMAINES D'UTILISATION DU TITANE ET SES ALLIAGES

Grâce à ses propriétés mécaniques élevées, associées à une masse volumique faible, le titane et ses alliages ont trouvé leur place dans de nombreux domaines (voir tableau I.3). Parmi les secteurs qui utilisent massivement les alliages de titane on trouve [Combres 1995] :

- L'aéronautique et l'aérospatiale, qui ont été les premiers secteurs d'application de ces alliages. Le titane constitue 6 à 9 % de la masse des avions. Il est utilisé notamment pour l'élaboration d'éléments du train d'atterrissage, ainsi que pour des pièces des moteurs.
- Dans l'industrie chimique ces alliages sont utilisés pour la fabrication de condensateurs, de circuits secondaires, de réacteurs nucléaires, de réacteurs chimiques, de vannes, de pompes, d'échangeurs de chaleur...
- L'industrie militaire s'en sert également massivement dans les avions de chasse, pour la fabrication de turbines d'hélicoptères et des blindages.
- Depuis une vingtaine d'années de nombreuses applications dans le domaine médical ont vu le jour, grâce à la bonne biocompatibilité des alliages de titane et leur faible module de Young (proche de celui des os humains, par rapport aux aciers inoxydables). On retrouve des alliages de titane dans de nombreuses prothèses articulaires (comme des hanches et des genoux) ainsi que dans des applications orthodontiques, notamment pour la fabrication des implants dentaires. On retrouve également ces alliages dans la fabrication de l'outillage employé lors des interventions chirurgicales.
- Les industries alimentaire et pharmaceutique, utilisent les alliages de titane en raison de leur résistance à la corrosion, à l'abrasion et de leur non-toxicité.

Depuis quelques années le titane et ses alliages ont fait une incursion dans le grand public, ce qui représente environ 2% de la demande totale de ces alliages. On le trouve dans :

- Les sports et les loisirs (environ 5%). Ils sont utilisés dans la fabrication d'équipements de golf, de raquettes de tennis, de pièces de vélo, de fixations de ski...
- Les sports mécaniques, notamment dans l'élaboration de ressorts, ainsi que des pièces en mouvement, telles que des soupapes, des bielles et des axes de transmission.
- Le génie civil et l'architecture utilisent le titane et ses alliages notamment en raison de la très large gamme de couleurs qui peut lui être attribué par anodisation thermique (musée Guggenheim en Espagne, par exemple).
- Finalement, d'autres secteurs d'application se sont développés ces dernières années, tels que la lunetterie, l'horlogerie, la bijouterie de fantaisie et les instruments musicaux.

I.2.3. L'ALLIAGE TA6V

L'alliage TA6V (notation française) ou Ti-6wt.%Al-4wt.%V (ou Ti-6Al-4V en notation américaine), introduit en 1954, est l'alliage de titane le plus utilisé. Il représente environ 50% du marché mondial du titane. Le TA6V est un alliage biphasé à température ambiante ($\alpha+\beta$), à faible teneur en titane β (<10%), présentant un bon compromis entre résistance mécanique

et ténacité, ainsi qu'une excellente résistance à la corrosion. Les principales propriétés mécaniques de cet alliage sont données dans le tableau I.3.

Tableau I.3. Propriétés mécaniques et thermiques de l'alliage TA6V [Matweb 2006].

Grandeur	Symbole	Valeur	Unité
Masse volumique	ρ	4.42	g.cm^{-3}
Dureté Vickers	-	349	-
Contrainte à rupture	σ_R	950	MPa
Limité d'élasticité	σ_Y	880	MPa
Ductilité	A%	14%	-
Striction	Z%	36%	-
Module d'élasticité	E	113.8	GPa
Coefficient de Poisson	ν	0.342	-
Température de transformation	T_β	980	°C
Température de fusion ($\pm 15^\circ\text{C}$)	T_f	1649	°C
Conductivité thermique à 25°C	σ_{th}	6.7	$\text{W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$
Capacité thermique massique à 25°C	C_p	526.3	$\text{J.kg}^{-1}.\text{K}^{-1}$
Coefficient de dilatation linéaire à 20°C	α	8.6	10^{-6}K^{-1}

Le tableau I.4 présente la composition chimique de cet alliage, selon la norme AFNOR :

Tableau I.4. Composition chimique typique du TA6V (selon la norme AFNOR L14-601) [PMI 1993].

Élément	Ti	Al	V	Fe	O	C	N	H
% poids	Base	5.5 – 6.75	3.5 – 4.5	<0.25	<0.2	<0.08	<0.05	<0.01

Cet alliage est constitué de 90% de titane, 6% d'aluminium et 4% de vanadium. Il contient également des impuretés mineures de deux types :

- Des impuretés interstitielles : les procédés de fabrication de l'alliage cherchent à maintenir la somme des principales impuretés, l'oxygène, le carbone et l'azote, en dessous de 0.25 % (2500 ppm), selon les critères suivants :
 $50 \text{ ppm} < \text{N} < 500 \text{ ppm}$,
 $200 \text{ ppm} < \text{C} < 800 \text{ ppm}$,
 $\text{O} < 2000 \text{ ppm}$.
- Des impuretés en solution solide de substitution, comme le fer et le silicium, peu solubles dans la phase α . La teneur maximale tolérée est de 0.25%.

I.2.4. METALLURGIE DU TITANE

I.2.4.1. Le titane pur

Le titane pur à température ambiante présente une structure cristallographique hexagonale compacte (hc) appelée phase α (ou titane α). Au-dessus de 882°C, il subit une transformation allotropique de la structure hexagonale compacte vers une cubique centrée (cc) appelée phase β (ou titane β) (fig. I.12). La température de transformation est appelée *Transus β* ($T\beta$). La phase β reste stable jusqu'à la température de fusion 1670°C. Le tableau I.5 présente les paramètres de maille du titane α et du titane β à l'état pur.

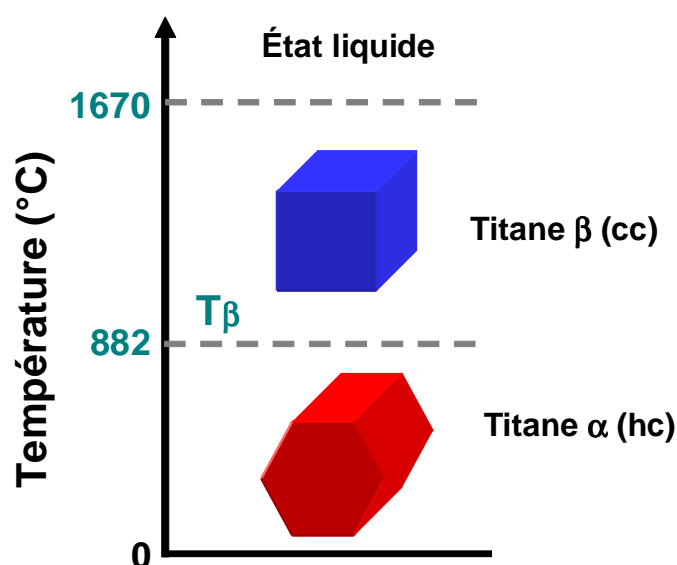


Figure I.12. Cristallographie du titane.

Tableau I.5. Paramètres de maille du titane α et du titane β à l'état pur [JCPDS].

Phase	Structure cristallographique	Paramètres de maille
Titane α	Hexagonale compacte (hc)	$a = 2.9505 \text{ \AA}$
		$c = 4.6826 \text{ \AA}$
		$c/a = 1.5871$
Titane β	Cubique centrée (cc)	$a = 3.3065 \text{ \AA}$

La phase α présente un rapport c/a égal à 1.58705, inférieur à la valeur théorique de compacité idéale pour le système hexagonal classique qui est de 1.633. Cela se traduit par des plans atomiques de type prismatique ou pyramidal plus denses, au détriment de ceux du type basal, plus denses dans les cas d'autres métaux hexagonaux, comme le zinc ou le magnésium (rapport c/a respectivement 1.86 et 1.624). La forte multiplicité des plans denses du titane α explique sa haute ductilité par rapport aux autres métaux hexagonaux.

I.2.4.2. Rôle des éléments d'addition et les types d'alliages de titane

Le titane, métal de transition, peut former des solutions solides (de substitution ou d'insertion) avec un grand nombre d'éléments d'addition. Parmi les éléments d'alliage, on distingue les *éléments alphagènes* qui élargissent le domaine d'existence de la phase α , se traduisant par une augmentation de la température T_{β} , les *éléments bêtagènes* qui stabilisent la phase β en diminuant la valeur T_{β} , et les *éléments neutres* qui ont peu d'effet sur la position des points de transformation. Voici les principaux éléments d'alliage dans le titane [Combes 1995] :

- On distingue parmi les éléments alphagènes l'aluminium (Al), l'oxygène (O), le carbone (C) et l'azote (N).
- Parmi les éléments bêtagènes on trouve deux catégories :
 - Les éléments β isomorphes, miscibles en toutes proportions dans la phase β , comme l'hydrogène (H), le molybdène (Mo), le vanadium (V) et le niobium (Nb) ;
 - Les éléments β eutectoïdes, pouvant former des précipités, tels que le manganèse (Mn), le fer (Fe), le chrome (Cr), le silicium (Si), le nickel (Ni) et le cuivre (Cu).
- On remarquera finalement le zirconium (Zr) et l'étain (Sn) comme des éléments neutres.

Grâce aux éléments d'addition, il résulte trois grandes catégories d'alliages, selon la proportion des phases α et β présentes à l'équilibre [Combes 1995] :

Les alliages monophasés alpha : Ils contiennent une forte majorité d'éléments alphagènes et sont donc entièrement constitués de phase α à température ambiante. Ces alliages peuvent contenir de faibles quantités de phase β et dans ce cas ils sont appelés alliages pseudo-alpha. Les alliages monophasés alpha possèdent une excellente résistance mécanique aussi bien à température ambiante qu'au-dessus de 300°C. Ils sont principalement utilisés pour des applications cryogéniques, ainsi que lorsqu'une haute résistance à la corrosion s'impose. Les alliages pseudo-alpha présentent un comportement mécanique très similaire à celui des alliages monophasés alpha mais avec une meilleure tenue en température (entre 400 et 520°C).

Les alliages biphasés alpha-beta : Dans ces alliages les concentrations en éléments alphagènes et bêtagènes sont suffisantes pour obtenir un large domaine biphasé $\alpha + \beta$ à température ambiante (c'est le cas de l'alliage TA6V). La phase β peut se décomposer partiellement en phase α pendant le refroidissement ou en martensite α' (hc) ou α'' orthorhombique (orth) suite à une trempe. Ces alliages sont généralement utilisés dans des applications demandant une importante résistance mécanique à des températures élevées (entre 350 et 400°C).

Les alliages monophasés bêta : La phase β peut être retenue sous deux formes en fonction de sa stabilité à température ambiante. Cela donne naissance à deux types d'alliages : les β stables ou β métastables. Les alliages β stables ont une forte teneur en éléments bêtagènes ce qui confère à la phase β une plus grande stabilité thermodynamique à température ambiante. Ainsi, la décomposition en phase α lors de traitements thermiques est peu

probable. Les alliages β métastables ont des teneurs en éléments bêtagènes suffisamment élevées pour abaisser la température M_s (température de début de la transformation martensitique) en dessous de la température ambiante et pour ralentir la cinétique de germination et de croissance de la phase α . Cette phase β métastable peut être retenue à température ambiante sans qu'un refroidissement énergétique soit nécessaire. Cependant lors du refroidissement on peut voir apparaître des phases martensitiques ω (hexagonale), α' (hc) ou α'' (orth). Ces alliages, hautement durcissables, possèdent une bonne forgeabilité, une haute formabilité à froid mais une masse volumique élevée. A température ambiante ces alliages présentent une résistance mécanique équivalente à celle des alliages biphasés alpha-beta, qui décroît à haute température.

I.2.5. TRANSFORMATIONS DE PHASE DANS LES ALLIAGES DE TITANE

En plus de la transformation allotropique $\alpha \rightarrow \beta$, les alliages de titane subissent des transformations de phase intermédiaires. C'est notamment le cas de la transformation $\beta \rightarrow \alpha$ et de la transformation martensitique.

Dans les alliages de titane, les conditions dans lesquelles les transformations de phase ont lieu, notamment la température maximale, le temps de maintien à haute température et la vitesse de refroidissement, vont conditionner le type de microstructure obtenue. Ceci a une importance capitale, car la microstructure conditionne en grande partie les propriétés du matériau. C'est ainsi que pour un alliage donné, il est possible de modifier d'un facteur de 1 à 2 la résistance à la traction, de 1 à 10 la ductilité, de 1 à 2 la ténacité, de 1 à 5 la tenue en fluage,... en modifiant seulement sa microstructure [PMI 1993].

I.2.5.1. Transformation $\beta \rightarrow \alpha$

La transformation $\beta \rightarrow \alpha$ du titane présente les caractéristiques de la transformation martensitique du zirconium, selon le mécanisme proposé par Burgers [Burgers 1934]. Il est possible de passer d'une structure cubique centrée à une structure hexagonale compacte par un faible déplacement suivi d'un réarrangement de quelques atomes. Ce type de transformation est illustré dans la figure I.13.

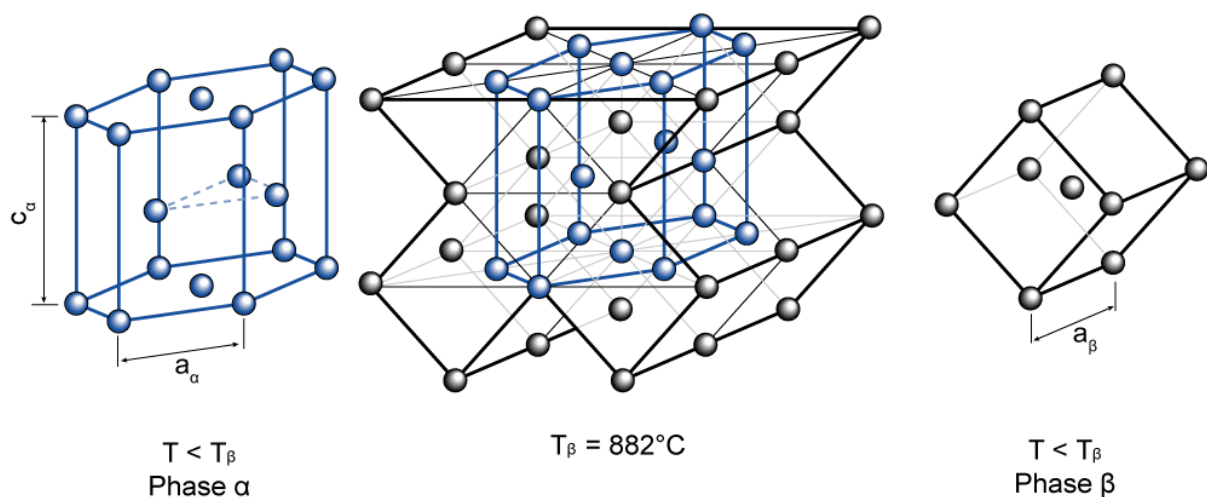


Figure I.13. Transformation allotropique du titane [Germain 2005].

Cette transformation présente les relations d'orientation suivantes :

- Plans : $\{110\}_\beta // \{00.2\}_\alpha$
- Directions : $\langle 111 \rangle_\beta // \langle 11.0 \rangle_\alpha$

La phase α se forme en dessous de la température T_β soit par un maintien en température, soit pendant un refroidissement lent. Dans ce dernier cas, la phase α germe à partir des joints de grains suivant les plans $\{110\}_\beta$ et forme une microstructure de fines lamelles, appelée structure de Widmanstätten [Donachie 1988].

Selon les traitements thermomécaniques, la phase α aura une morphologie équiaxe ou aciculaire. La structure équiaxe est obtenue après un corroyage dans le domaine α ou $\alpha+\beta$ qui fractionne les aiguilles de Widmanstätten. Un maintien en température dans le domaine $\alpha+\beta$ produit alors une structure mixte composée par des grains équiaxes et aciculaires. Cette structure sera automatiquement effacée lors d'un passage dans le domaine β [Donachie 1988]. Un forgeage dans le domaine β produit une microstructure complètement aciculaire. La figure I.14 présente les différentes microstructures obtenues lors de divers types de refroidissement dans le cas de l'alliage TA6V.

I.2.5.2. Transformation martensitique

Lors d'un refroidissement rapide à partir du domaine bêta, deux types de martensite peuvent être formées : les martensites α' (hc) et α'' (orth.). Leur morphologie, typique d'une transformation martensitique, est composée de fines aiguilles organisées en colonies de même orientation cristallographique [Bowen 1984].

La martensite α' se forme suivant le mécanisme de Burgers et présente des paramètres de maille très proches de ceux de la phase α [Campagnac 1988]. La cinétique de transformation, étant très rapide, les éléments bêtagènes diffusent peu. La composition de cette phase est proche de celle de la phase β .

La martensite α'' présente une structure orthorhombique intermédiaire entre les structures cc et hc. Elle n'est observée que dans des alliages très fortement alliés (typiquement pour des teneurs en molybdène supérieures à 4%) [Singh 1993].

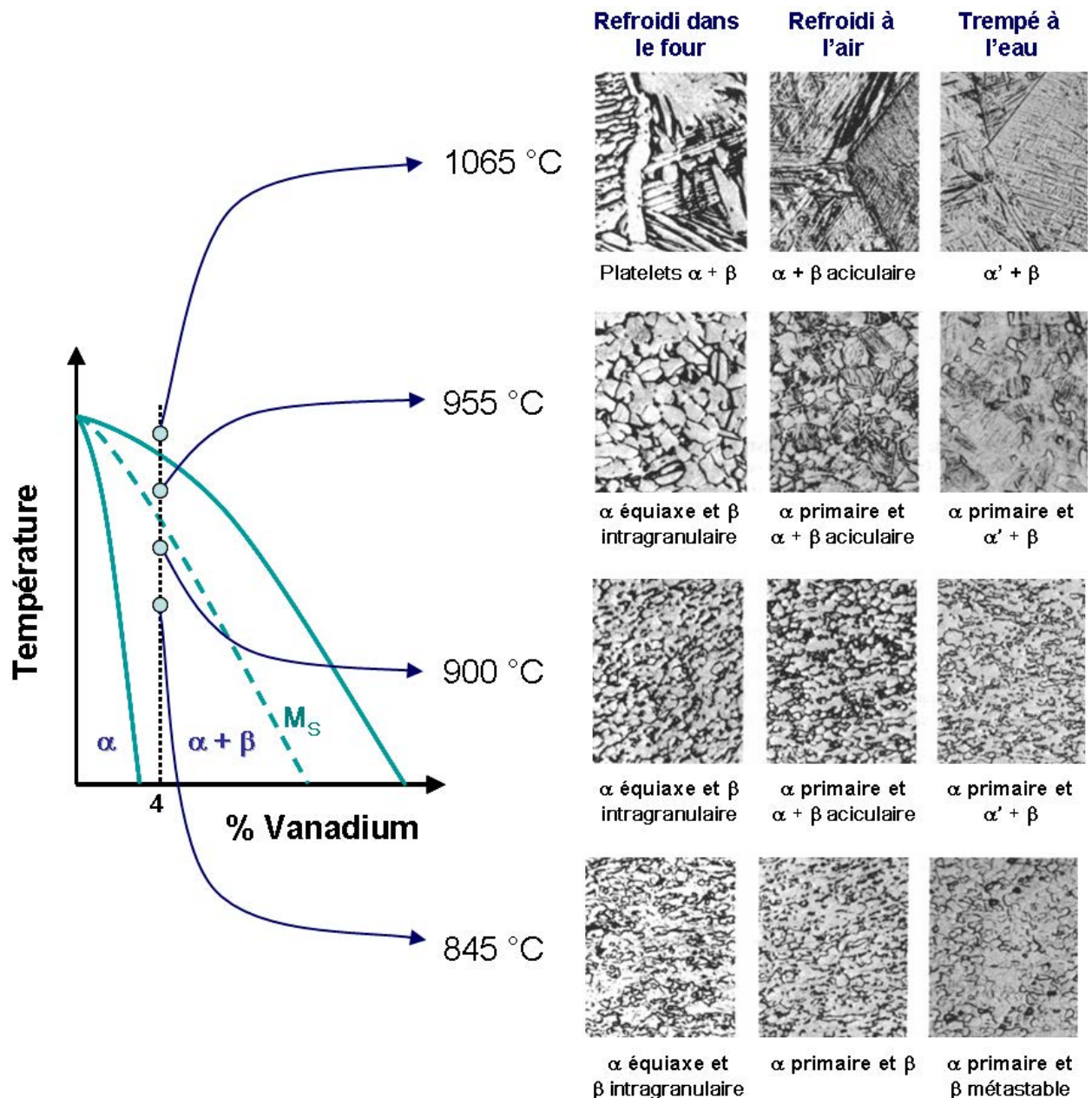


Figure I.14. Microstructures du TA6V obtenues par différents types de refroidissement (Solution d'attaque : 10% HF, 5% HNO₃, 85% H₂O ; grossissement 250X) [Donachie 1988].

I.2.6. COMPORTEMENT MECANIQUE DU TITANE

Le comportement mécanique des alliages biphasés résulte du comportement de chacune de phases constituantes. Dans le cas des alliages de titane $\alpha+\beta$ à forte teneur en titane α , le comportement mécanique est contrôlé par cette dernière, du fait de la faible teneur en phase β (<10%) [Welsch 1977], [Welsch 1982]. C'est le cas de l'alliage TA6V. C'est pour cette raison que seul le comportement mécanique de la phase α (hexagonale) sera présenté.

Les métaux hexagonaux peuvent se déformer par glissement plastique ou par maclage. Ce dernier s'active du fait du nombre restreint de systèmes de glissement disponibles. Les principaux systèmes de glissement sont résumés dans le tableau I.6.

Dans ce type de métaux, le glissement s'active principalement dans la direction $\langle a \rangle$, tandis qu'il n'existe pas de systèmes de glissement avec un vecteur de Burgers $\langle c \rangle$. Or dans le cas des métaux hexagonaux présentant une bonne ductilité une déformation suivant l'axe $\langle c \rangle$ est nécessaire. De plus, il n'y a que trois modes de déformation indépendants suivant l'axe $\langle a \rangle$, de ce fait, le critère de *Von Mises*³ ne peut être satisfait seulement par le glissement $\langle a \rangle$ [Yoo 1991].

A température ambiante, le titane se déforme par glissement sur le plan prismatique $\{10\bar{1}0\}$ et sur le plan pyramidal $\{10\bar{1}1\}$ avec le même vecteur de Burgers $\langle 11\bar{2}0 \rangle$. Les glissements $\langle c+a \rangle$ selon les plans $\{11\bar{2}2\}$ et $\{10\bar{1}1\}$ de direction $\langle 11\bar{2}3 \rangle$ sont des modes de déformation secondaires avec une contrainte critique supérieure à celle du système de glissement prismatique.

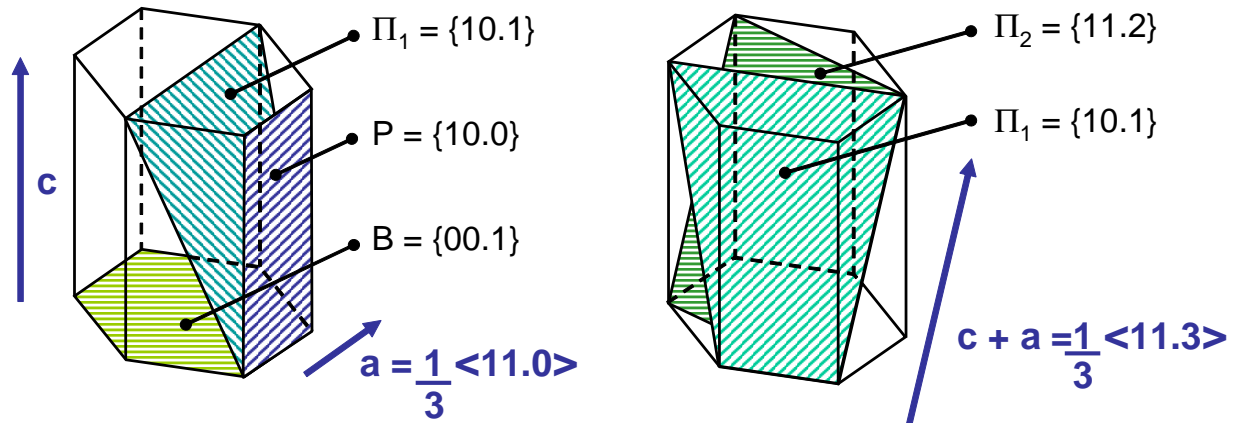


Figure I.15. Plans de glissement dans les métaux hexagonaux.

La cission critique de chacun de ces systèmes est influencée par les éléments d'alliage ainsi que par la température. A haute température, les systèmes les plus actifs sont le prismatique et le basal, avec des rapports de cission critiques de 0.6-0.8 et 1 respectivement [Semiatin 2001], [Dunst 1996], [Lebensohn 1997]. Lorsque aucun de ces systèmes ne peut être activé, le glissement pyramidal $\langle c+a \rangle$ peut également intervenir, mais avec un rapport de cission critique à haute température compris entre 6 et 8.

³ **Critère de Von Mises** : l'uniformité de la déformation plastique dans un monocristal implique que chaque grain puisse se déformer selon au moins cinq systèmes de glissement indépendants [Saada 1995].

Tableau I.6. Systèmes de glissement dans les mailles hexagonales [Partridge 1967].

Système de glissement	Plan de glissement	Vecteur de Burgers	Direction de glissement
Basal (B)	$\{0001\}$	$\langle a \rangle$	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$
Prismatique (P)	$\{10\bar{1}0\}$	$\langle a \rangle$	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$
Pyramidal type $\langle a \rangle$ (Π_1)	$\{10\bar{1}1\}$	$\langle a \rangle$	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$
Pyramidal type I $\langle c + a \rangle$ (Π_1)	$\{10\bar{1}1\}$	$\langle c + a \rangle$	$\langle 11\bar{2}3 \rangle$
Pyramidal type II $\langle c + a \rangle$ (Π_2)	$\{11\bar{2}2\}$	$\langle c + a \rangle$	$\langle 11\bar{2}3 \rangle$

Dans le cas de l'alliage TA6V, le mode de déformation principal est le glissement de dislocations suivant la direction $\langle a \rangle$ dans les plans de type prismatique [Welsch 1977], [Jones 1981]. Des études précédentes sur cet alliage ont permis de caractériser ces modes de déformation en traction et en compression à température ambiante. Le tableau I.7 montre les cisssions critiques (ou CRSS : Critical Resolved Shear Stress) du glissement sur les différents plans estimés pour la phase α .

Tableau I.7. CRSS des différents systèmes de glissement dans l'alliage TA6V [Jones 1981].

Plan de glissement	CRSS (MPa)
Prismatique type I $\{10.0\}$	380
Pyramidal type I $\{10.1\}$	400
Basal $\{00.1\}$	440
Pyramidal type II $\{11.2\}$	630

Le maclage est le dernier mode de déformation disponible pour augmenter la ductilité des métaux hexagonaux afin de satisfaire le critère de Von Misès. Il intervient de façon significative dans la déformation plastique des métaux hexagonaux tels que le zirconium et le titane, notamment à des vitesses de déformation importantes mais il n'est actif qu'à basse température [Paton 1970]. Le maclage se trouve en concurrence avec le glissement $\langle c + a \rangle$ afin de permettre la déformation suivant l'axe $\langle c \rangle$. Dans le TA6V, le maclage est observé seulement pour des taux de déformation très élevés ou des déformations à températures cryogéniques [Follansbee 1989].

1.3. USINABILITE DU TITANE

La plupart des composants mécaniques élaborés en titane et ses alliages et obtenus par usinage présentent des coûts de production importants. Une proportion considérable de matière doit être enlevée à partir des pièces à l'état brut. Dans certains cas, cette proportion peut attendre entre 50 et 90% du poids initial qui finit en copeaux. La complexité géométrique des pièces à l'état final rend difficile l'utilisation de méthodes « proches de la forme » (near-net-shape), qui pourraient permettre une diminution de la quantité de matière enlevée par

usinage. Une efficacité maximale doit donc être obtenue afin de minimiser les coûts de production.

Historiquement, le titane et ses alliages ont été considérés comme des matériaux difficiles à usiner. Leurs propriétés physiques rendent leur usinage plus difficile que celui des aciers à dureté équivalente. Cependant, le choix correct des conditions de coupe, pour un alliage et un procédé particulier, peut permettre d'atteindre des cadences et des coûts de production raisonnables.

I.3.1. DEFINITION GENERALE

Il existe dans la littérature plusieurs définitions de l'usinabilité. On retient les définitions suivantes [Leroy 2001] :

- l'aptitude relative d'un matériau à être mis en forme par des procédés d'enlèvement de copeaux,
- l'ensemble des caractéristiques qui décrivent le comportement d'un matériau au cours des principales configurations de coupe avec les principaux matériaux d'outillage et qui permettent l'évaluation du coût d'usinage d'une pièce,
- discipline de la science des matériaux qui a pour objet l'étude des relations entre, d'une part, les divers paramètres mécaniques et tribologiques dont dépendent la productivité et la qualité des pièces usinées sur les machines outils et d'autre part, les paramètres métallurgiques du matériau usiné.

I.3.2. PROPRIETES DU TITANE AFFECTANT SON USINABILITE

Malgré les très attirantes propriétés du titane, notamment son excellent rapport masse volumique / résistance mécanique, historiquement d'autres propriétés ont rendu difficile l'usinage du titane et de ses alliages. Il a fallu attendre le développement d'outils coupants et de méthodes modernes d'usinage pour réussir à usiner ces matériaux d'une façon efficace et au niveau industriel. Parmi les propriétés du titane qui réduisent l'usinabilité de ces alliages, on trouve [Donachie 1988], [Sandkiv 2004] :

- **Une mauvaise conductivité thermique** : La chaleur générée lors de la coupe n'est pas dissipée rapidement, ce qui entraîne une concentration de chaleur dans l'outil de coupe.
- **Une forte réactivité chimique qui augmente avec les hautes températures** : En effet, le titane et ses alliages réagit avec pratiquement tous les matériaux utilisés pour l'élaboration des outils de coupe, à des températures supérieures à 500°C. Cette caractéristique peut conduire à une usure prématurée de l'outil par dissolution-diffusion et à des phénomènes de soudure locale des copeaux avec l'outil. La forte réactivité chimique du titane avec l'oxygène et l'azote conduit à la formation d'une couche de surface durcie, ce qui rend plus difficile l'enlèvement de la matière [Sorby

2003]. Tous ces phénomènes conduisent à l'obtention de surfaces de mauvaise qualité mais aussi à une destruction rapide de l'outil de coupe.

- **Un module d'élasticité relativement faible :** Les parois minces tendent à se voiler sous la pression exercée par l'outil de coupe, entraînant des phénomènes de broutage, de talonnage de l'outil sur la surface usinée, ainsi que des problèmes de tolérance dimensionnelle. Cela oblige l'utilisation de systèmes très rigides.
- **Les propriétés mécaniques :** Du fait des propriétés mécaniques, lors de l'usinage, un angle de cisaillement élevé est formé dans la zone de cisaillement primaire. Cela produit une surface de contact outil-copeau relativement petite, ce qui entraîne une forte charge thermique par unité de surface.

I.3.3. PROBLEMES RENCONTRES LORS DE L'USINAGE DU TITANE.

Historiquement, le progrès dans l'usinage des alliages de titane a été très lent, en comparaison à d'autres matériaux, principalement dû aux propriétés affectant leur usinabilité. La réussite de l'usinage de ces alliages dépend donc de la maîtrise des problèmes qui s'associent à ses différentes caractéristiques.

- **Température de coupe élevée :** Tel qu'il a été décrit dans les sections précédentes, l'usinage génère de très fortes températures. Dans le cas de l'usinage du titane, ce phénomène s'accroît du fait de sa faible conductivité thermique qui empêche une évacuation de la chaleur. De ce fait, la chaleur se concentre dans l'arête et la surface de coupe de l'outil, ce qui accentue l'usure précoce fréquemment observée [Sorby 2003].
- **Efforts de coupe élevés :** Lors de l'usinage des alliages de titane des efforts de coupe très intenses sont observés, bien supérieurs à ceux enregistrés dans l'usinage des aciers [Ezugwu 1997]. Ces efforts se concentrent au voisinage de l'arête de coupe, notamment sur la face de coupe de l'outil. Cela est attribué principalement à la taille de la zone de contact outil-copeau, très réduite par rapport au cas des aciers et des alliages base nickel (équivalent à un tiers de celle de l'acier, pour des vitesses de coupe et des profondeurs de passe similaires) [Kirk 1976] ; et dans une moindre mesure, à la haute résistance mécanique à haute température du titane, qui n'est perturbée qu'au delà de 800°C [Koning 1979].
- **Broutage :** Le broutage est un problème majeur lors de l'usinage des alliages de titane (spécialement lors de l'usinage de finition). Le faible module d'élasticité du titane est généralement reconnu comme la principale cause du broutage. Lors de l'usinage, le matériau, soumis à des efforts de coupe très élevés, subit une déflexion de près de deux fois celle de l'acier. Le retour élastique du matériau derrière l'outil produit une usure prématurée de la face de dépouille de l'outil, des phénomènes vibratoires et une élévation considérable de la température [Ezugwu 1997].

I.3.4. OUTILS DE COUPE POUR L'USINAGE DU TITANE ET DE SES ALLIAGES

L'usinabilité des matériaux peut être définie, on l'a vu, par la qualité de la surface obtenue. Elle peut être toute aussi bien définie en terme de durée de vie des outils de coupe utilisés pour effectuer une opération donnée. D'un point de vue économique, la durée de vie des outils est généralement un aspect prépondérant. Elle est déterminée par le niveau d'usure de la face de dépouille et de la face de coupe (usure par diffusion). Elle est généralement donnée en temps, selon un critère d'usure donné. L'objectif de l'usineur doit être alors d'optimiser la durée de vie des outils, les cadences de production et la qualité des pièces obtenues, pour une opération d'usinage donnée.

Du fait de la mauvaise usinabilité du titane et de ses alliages, les outils de coupe utilisés sont soumis à des chargements thermomécaniques très importants. Cela génère une déformation plastique de l'outil et accélère son usure. La plupart des matériaux utilisés pour l'élaboration des outils de coupe perdent leur dureté à des températures élevées, ce qui entraîne une accélération des phénomènes d'usure [Ezugwu 2005]. C'est pour cette raison qu'une des plus importante caractéristique des matériaux utilisés dans les outils de coupe doit être une bonne dureté à haute température, afin de résister aux fortes températures générées lors de l'usinage à grande vitesse. Le tableau I.8 montre la température d'adoucissement de divers matériaux utilisés pour les outils d'usinage.

Tableau I.8. Température d'adoucissement de divers matériaux utilisés pour les outils d'usinage [Kramer 1987].

Matériau de l'outil	Température d'adoucissement (°C)
Acier rapide	600
Carbure de tungstène (WC)	1100
Oxyde d'aluminium (Al ₂ O ₃)	1400
Nitride de bore cubique (CBN)	1500
Diamant	1500

Les outils de coupe peuvent avoir un revêtement qui agit en tant que barrière thermique ainsi que de couche de protection contre l'abrasion, la corrosion, l'oxydation et l'usure de la surface de l'outil de coupe. Les revêtements peuvent aussi avoir un rôle de lubrifiant en modifiant le coefficient de frottement entre la pièce et l'outil, ce qui entraîne une diminution des efforts de coupe et des températures générées à l'interface outil-matière. Dans le cas des outils en carbure, le dépôt chimique en phase vapeur (ou CVD de l'anglais *Chemical Vapor Deposition*) est une des techniques de revêtement les plus utilisées. TiN, TiC, Al₂O₃ et Ti(C,N) sont les matériaux le plus couramment utilisés pour ce type de revêtements. Une autre technique est aussi largement utilisée, le dépôt physique en phase vapeur (PVD de l'anglais *Physical Vapor Deposition*), permettant de réaliser notamment des revêtements de TiN et de TiAlN.

Des revêtements multi-couches, utilisant des combinaisons des matériaux précédemment cités déposées séquentiellement, sont également utilisés. Ces revêtements semblent augmenter la durée de vie des outils [Ezugwu 2003], [Nouari 2006]. Cependant, il faut rester prudent

concernant la performance de ces revêtements, du fait de la nouveauté de la technique et du manque d'études à ce sujet [Ezugwu 2003].

Dans l'usinage des alliages de titane, il existe des points de vue discordants concernant le choix et les performances des outils de coupe. Cependant, il est important de noter que toute comparaison entre les travaux disponibles dans la littérature doit être réalisée avec précaution du fait des différences expérimentales existantes entre les différents essais. Ces différences peuvent affecter sensiblement la performance des outils et ainsi que le jugement de leur performance :

- Selon certains auteurs, les carbures revêtus CVD ont montré des bonnes performances, tant en fraisage [Jawaid 2000] qu'en tournage [Fitzsimmons 2001].
- López de Lacalle et ses collaborateurs ont rencontré de grandes difficultés dans l'usinage des alliages de titane à des vitesses de coupe supérieures à 30 m/min avec des outils en aciers rapides et au-delà de 60 m/min avec des outils en carbure de tungstène ; domaine de vitesses qui réduit considérablement la productivité en milieu industriel [López de Lacalle 2000]. Ces observations sont en accord avec celles effectués par Ezugwu et ses collaborateurs sur des outils en carbure de tungstène [Ezugwu 2003].
- Ezugwu affirme que les matériaux d'outils les plus couramment utilisés pour l'usinage de ces matériaux sont les carbures revêtus et le PCD (diamant polycristallin), tandis que les outils en céramiques et en CBN/PCBN (nitrure de bore cubique / CBN polycristallin) présentent une faible performance lors de l'usinage des alliages de titane. Cela est dû à leur usure très rapide, provoquée par la forte réactivité chimique des alliages de titane avec les matériaux céramiques [Ezugwu 2005].
- Zoya et Krishnamurthy, recommandent l'utilisation des outils CBN pour des vitesses de coupe allant de 185 à 220 m/min, avec les meilleurs états de surface pour 185 m/min [Zoya 2000].
- Dearnly et ses collaborateurs, affirment que les outils en PCD ainsi que ceux en CBN présentent de très bonnes performances dans l'usinage des alliages de titane [Dearnly 1986]. Cependant, leur prix est élevé, ce qui limite leur utilisation industrielle [Dearnly 1986], [Wang 2005].
- Dans le même travail, Dearnly remarque les excellentes performances des outils en carbure de tungstène WC/Co (ISO K20), disponibles à des prix plus abordables [Dearnly 1986], tandis que Bhaumik et ses collaborateurs affirment que la durée de vie de ces outils est très faible et que des affûtages fréquents sont nécessaires [Bhaumik 1995].
- Zareena, ayant étudié les outils en CBN sans liant (BCBN), a montré leur haute performance, même à des vitesses de coupe supérieures à 400 m/min [Zareena 2002]. La durée de vie des outils BCBN s'est avérée plus importante que celle des outils CBN conventionnel [Zareena 2002], [Wang 2005].

Du côté des fabricants d'outils pour l'usinage du titane et de ses alliages, l'offre disponible reste encore limitée, en comparaison avec la large gamme de produits existant pour

l'usinage d'autres types de métaux. Parmi les produits disponibles sur le marché, on distingue notamment :

- Les carbures WC/Co (ISO K20) présentant différents types de revêtements sont les solutions préconisés pour l'usinage du titane selon certains fabricants d'outils de coupe [Kyocera 2006], [Walter 2006], [Ceratizit 2006], pour des vitesses de coupe entre 30 et 75 m/min à des profondeurs de passe entre 0.1 et 0.3 mm. Parmi les revêtements couramment utilisés, on retrouve le CVD (TiCN + Al₂O₃ + HfN), le CVD (TiCN + Al₂O₃ + TiN), le PVD (TiN) ou encore le PVD (TiAlN).
- On retrouve également les carbures à grains fins non revêtus, pour des vitesses de coupe allant de 30 à 100 m/min, selon l'opération effectuée [Sandvik 2004], [Ceratizit 2006].

CONCLUSION

Nous avons présenté dans ce chapitre les bases nécessaires à la compréhension de l'étude qui sera présentée dans les chapitres suivants. Trois grands sujets ont été abordés :

- La description de l'usinage à grande vitesse, en passant des aspects pratiques du procédé à des considérations thermomécaniques du phénomène de la coupe. Les types de copeaux obtenus en usinage et les principales théories qui cherchent à expliquer leur formation en UGV ont été également évoqués.
- La présentation du matériau sur lequel portera cette étude, le TA6V, ainsi que le titane et ses alliages. Ses propriétés, les principaux domaines d'application, la métallurgie, ainsi que leur comportement mécanique ont été évoqués.
- Finalement, l'usinabilité du titane et de ses alliages a été présentée, centrée sur les propriétés qui affectent leur usinabilité, ainsi que les principaux problèmes rencontrés lors de la pratique de l'usinage.

– CHAPITRE II –

TECHNIQUES EXPERIMENTALES

Introduction.....	51
II.1. Observation microstructurale.....	52
II.1.1. Préparation des échantillons	52
II.1.2. Types d'observations microstructurales	53
II.2. Texture Cristallographique	53
II.2.1. Définition d'orientation individuelle	53
II.2.2. Fonction de distribution des densités d'orientation.....	55
II.3. Détermination de la texture cristallographique par diffraction des rayons X	56
II.3.1. Densité de pôles.....	56
II.3.2. Le goniomètre de texture	57
II.3.3. Détermination de la fonction de texture à partir des figures de pôles.....	59
II.4. Mesure de texture locale par EBSD.....	59
II.4.1. Principe de l'EBSD	59
II.4.2. Dispositif expérimental	60
II.4.3. Exploitation des données	61
II.4.3.1. Correction des données	61
II.4.3.2. Représentations de données.....	62
II.5. Analyse de phase.....	62
II.5.1. Diffractogramme intégré	62
II.5.2. Traitement des données.....	63
II.6. Determination experimentale de contraintes résiduelles par diffraction des rayons X.....	65
II.6.1. Principe de la détermination des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X	65
II.7. Diffraction des rayons X avec un rayonnement synchrotron	68
II.7.1. Dispositif expérimental	69
II.7.1.1. Description de l'installation et des échantillons étudiés	69
II.7.1.2. Géométrie de diffraction	69
II.7.2. Traitement des données.....	70
Conclusion.....	71

INTRODUCTION

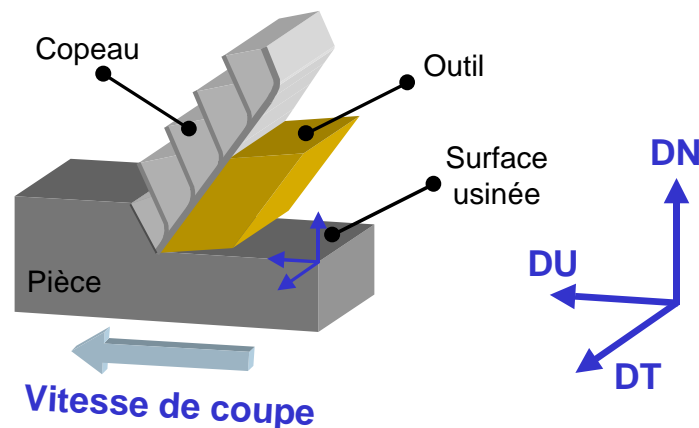
Dans ce chapitre seront présentées les différentes techniques expérimentales utilisées dans ces travaux pour la caractérisation métallurgique des copeaux et des surfaces obtenues par usinage à grande vitesse. Une attention particulière sera apportée à la description des méthodes de préparation des échantillons, ainsi qu'aux différents paramètres de réglage des installations utilisées.

II.1. OBSERVATION MICROSTRUCTURALE

II.1.1. PREPARATION DES ECHANTILLONS

Dans ces travaux, on distinguera deux types d'échantillons issus des tests d'usinage : des copeaux et des pièces ou surfaces usinées. Pour chacun d'eux les techniques expérimentales et les méthodes de préparation seront adaptées.

Les copeaux récupérés après chaque essai d'usinage ont fait l'objet d'une préparation métallurgique afin de révéler leur microstructure. La surface préparée correspond au plan défini par la direction d'usinage (DU) et la direction normale (DN) selon la figure II.1.



**Figure II.1. Définition des plans de référence selon les essais d'usinage en coupe orthogonale :
DU = Direction d'Usinage, DN = Direction Normale, DT = Direction Transversale.**

Les échantillons ont été polis mécaniquement à l'aide de papier abrasif de granulométrie décroissante de 500 à 4000 grains/mm². Ensuite le polissage a été poursuivi à l'aide d'un feutre imprégné d'une solution à base de gel de silice (OPS) avec 20% d'eau oxygénée. Cette étape doit permettre d'observer les grains de l'échantillon avec un microscope optique opérant en lumière polarisée.

Selon le type d'observation microstructurale à effectuer, la préparation des échantillons s'arrête au point décrit ci-dessus, ou doit être poursuivie selon un des protocoles suivants :

- Un attaque chimique avec le réactif de Kroll (4% d'acide fluorhydrique (HF), 6% d'acide nitrique (HNO₃) et 90% d'eau distillée (H₂O)). Cette solution permet d'attaquer les grains du matériau différemment selon leur composition chimique. Le temps d'attaque modifiera sensiblement l'ampleur du relief créé. Ce type d'attaque est utilisé notamment pour les observations en microscopie optique ou en microscopie électronique à balayage en mode d'observation en électrons secondaires (SEI). Dans ces cas, le temps d'attaque peut varier entre 20 et 60 secondes. Cette attaque peut être également utilisée pour des mesures en EBSD afin d'enlever la couche écrouie lors du polissage, à condition de limiter le temps d'attaque à quelques secondes (inférieur à 5 secondes).
- Un polissage électrolytique dans un bain composé de 10% d'acide perchlorique (HClO₄) et 90% de méthanol (CH₃OH), à une température de 5°C. L'échantillon est

maintenu dans ce bain pendant 5 secondes et sous une tension de 17 V. Ce polissage est utilisé notamment pour les mesures en EBSD car il permet d'enlever la couche écrouie lors du polissage ainsi que pour le faible relief qu'il génère.

II.1.2. TYPES D'OBSERVATIONS MICROSTRUCTURALES

Une fois que les échantillons ont fait l'objet d'une préparation métallographique adéquate, différentes observations microstructurales peuvent être réalisées. Pour cela on peut utiliser deux types de techniques :

Microscopie optique : elle est utilisée essentiellement pour le contrôle de la préparation des échantillons utilisés en microscopie électronique à balayage (contrôle de topographie ou de l'attaque chimique effectuée).

Microscopie électronique à balayage : la microscopie électronique à balayage est utilisée pour l'observation de microstructures nécessitant des grossissements supérieurs à ceux obtenus en microscopie optique. Deux différents modes d'observation sont à notre disposition :

- **Mode BSE (BackScattered Electrons ou électrons retrodiffusés)** : ce mode d'observation permet d'obtenir des images où un contraste de composition chimique est observé. Dans cette étude, cette technique sera utilisée pour distinguer les grains $Ti \alpha$ et $Ti \beta$. Du fait du poids atomique du titane β , plus élevé que celui du titane α , les grains de titane β apparaissent beaucoup plus clairs que ceux du titane α sur les images obtenues. Les différences du niveau de gris observées dans les grains α correspondent à des différences d'orientation cristallographique entre les grains.
- **Mode SEI (Secondary Electrons ou électrons secondaires)** : il permet d'obtenir des images en fonction de la topographie des échantillons. Une attaque chimique est nécessaire afin de créer ce relief (voir paragraphe II.1.1).

II.2. TEXTURE CRISTALLOGRAPHIQUE

II.2.1. DEFINITION D'ORIENTATION INDIVIDUELLE

Un matériau polycristallin est composé de grains dont l'orientation par rapport au repère de l'échantillon n'est pas quelconque mais liée au processus d'élaboration. La texture cristallographique du matériau correspond donc à la distribution statistique des différentes orientations des grains dont il est constitué. Elle est responsable de l'anisotropie du matériau. Afin de déterminer l'orientation d'un grain dans un matériau, il est nécessaire de définir deux repères (Fig. II.2) :

- **Repère lié à l'échantillon (K_A)** : c'est un repère macroscopique lié à l'échantillon et dont les axes principaux sont définis selon le procédé d'élaboration du matériau étudié. Généralement, les axes sont désignés par trois directions, à savoir, la direction

de laminage (DL), la direction transversale (DT) et la direction normale à l'échantillon (DN). Dans cette étude, la direction de laminage sera confondue avec la direction d'usinage (DU).

- **Repère lié au cristal (K_B)** : repère dont les axes sont choisis selon la symétrie du réseau du cristal considéré. Pour le matériau de cette étude, deux types de symétrie doivent être introduits :
 - *Symétrie cubique* : les axes du repère sont parallèles aux directions cristallographiques $\langle 100 \rangle$, $\langle 010 \rangle$ et $\langle 001 \rangle$.
 - *Symétrie hexagonale* : les axes du repère sont parallèles aux directions cristallographiques $\langle 10\bar{1}0 \rangle$, $\langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$, $\langle 0001 \rangle$.

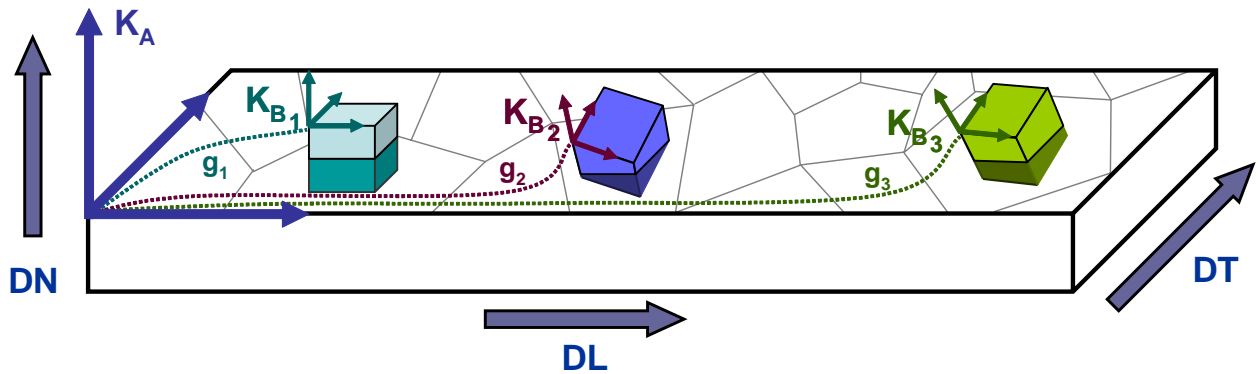


Figure II.2. Définition des repères de l'échantillon (K_A) et du cristal (K_B).

L'orientation d'un cristal est alors caractérisée par une rotation g_i qui permet de passer du repère de l'échantillon au repère du cristal. Cette orientation peut être représentée de trois façons différentes :

- **Les angles d'Euler [Bunge 1982]** : la rotation g_i est décomposée en trois rotations autour de trois axes définis ci-dessous (fig. II.3) :
 - Une rotation φ_1 autour de l'axe OZ du repère de l'échantillon K_A . Cette rotation définit un nouveau repère $K_{A'}$ (O, X', Y', Z).
 - Une rotation Φ autour de l'axe OX' du repère $K_{A'}$, définissant un nouveau repère $K_{A''}$ (O, X'', Y'', Z').
 - Une rotation φ_2 autour de l'axe OZ'' du repère $K_{A''}$, définissant le repère K_B .

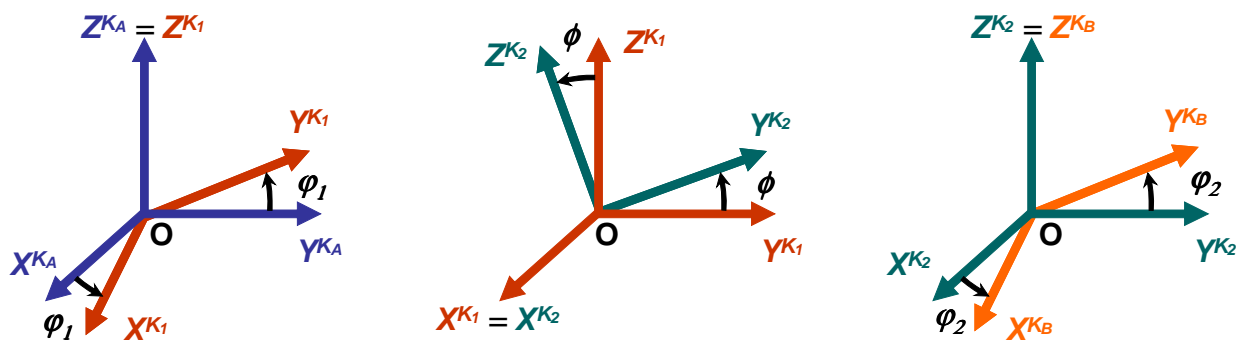


Figure II.3. Angles d'Euler.

- **Matrice de rotation** : aussi appelée matrice de changement de base $M(g)$ telle que les composantes x_j d'un vecteur défini dans le repère K_B soient projetées dans le repère K_A par la relation :

$$x_i^{K_A} = M_{ij}^{A \leftarrow B}(g) \cdot x_j^{K_B} \quad (\text{II.1})$$

Cette matrice de changement de base peut être exprimée en fonction des angles d'Euler par :

$$M_{ij}^{A \leftarrow B} = \begin{bmatrix} c_1 c_2 - s_1 s_2 c & -c_1 s_2 - s_1 c_2 c & s_1 s \\ s_1 c_2 + c_1 s_2 c & s_1 s_2 + c_1 c_2 c & -c_1 s \\ s_2 s & c_2 s & c \end{bmatrix} \quad (\text{II.2})$$

avec :

$$\begin{aligned} c_1 &= \cos \varphi_1 & s_1 &= \sin \varphi_1 \\ c &= \cos \phi & s &= \sin \phi \\ c_2 &= \cos \varphi_2 & s_2 &= \sin \varphi_2 \end{aligned}$$

- **Notation « des métallurgistes »** : $\{hkl\} \langle uvw \rangle$, où $\{hkl\}$ représente les indices de Miller du plan cristallographique perpendiculaire à la direction normale à l'échantillon et $\langle uvw \rangle$ les indices de Miller de la direction cristallographique parallèle à la direction de laminage de l'échantillon.

II.2.2. FONCTION DE DISTRIBUTION DES DENSITES D'ORIENTATION

La fonction de distribution des densités d'orientation (FDO) indique la fraction volumique de cristallites ayant une orientation g à une valeur dg donnée. Elle s'exprime par :

$$\frac{dV}{V} = f(g) \cdot dg \quad (\text{II.3})$$

avec V le volume de l'échantillon.

Par définition, la fonction de densité d'orientations ou fonction de texture, est normalisée à l'unité sur l'ensemble des orientations et est toujours positive ou nulle :

$$\begin{aligned} \int f(g) \cdot dg &= 1 \\ f(g) &\geq 0 \end{aligned} \quad (\text{II.4})$$

avec

$$dg = \frac{1}{8\pi^2} \sin \phi \cdot d\varphi_1 \cdot d\phi \cdot d\varphi_2 \quad (\text{II.5})$$

Dans la méthode harmonique, la fonction de texture est développée en série sur la base de fonctions harmoniques sphériques généralisées [Bunge 1965] :

$$f(g) = \sum_{m=-l}^l \cdot \sum_{n=-l}^l \cdot \sum_{l=0}^{+\infty} C_l^{mn} \cdot T_l^{mn}(g) \quad (\text{II.6})$$

avec $l \in N$ et $m, n \in Z$.

Les coefficients C_l^{mn} sont les coefficients représentatifs de la texture.

On caractérise l'acuité d'une texture par l'indice de texture IT. Plus la valeur IT est élevée, plus la texture est prononcée. Cet indice de texture est défini par :

$$IT = \oint f(g)^2 \cdot dg = \sum_{l,m,n} \frac{l}{2l+1} \cdot |C_l^{mn}|^2 \quad (\text{II.7})$$

II.3. DETERMINATION DE LA TEXTURE CRISTALLOGRAPHIQUE PAR DIFFRACTION DES RAYONS X

La détermination de la texture cristallographique par diffraction des rayons X passe par l'acquisition de figures de pôles (FDP) à l'aide d'un goniomètre de texture. Dans cette partie, on se consacrera à la présentation des aspects expérimentaux de l'acquisition des données nécessaires à la détermination de la fonction de texture.

II.3.1. DENSITE DE POLES

La densité de pôles $P_h(\vec{y})$ dans la direction \vec{y} , représentée dans la figure II.4, correspond à la fraction volumique de cristallites dont la normale h_i au plan $\{hkl\}$ est parallèle à une direction \vec{y} du repère de l'échantillon :

$$\frac{dV}{V} = \frac{1}{4\pi} P_h(\vec{y}) \cdot d\vec{y} \quad (\text{II.8})$$

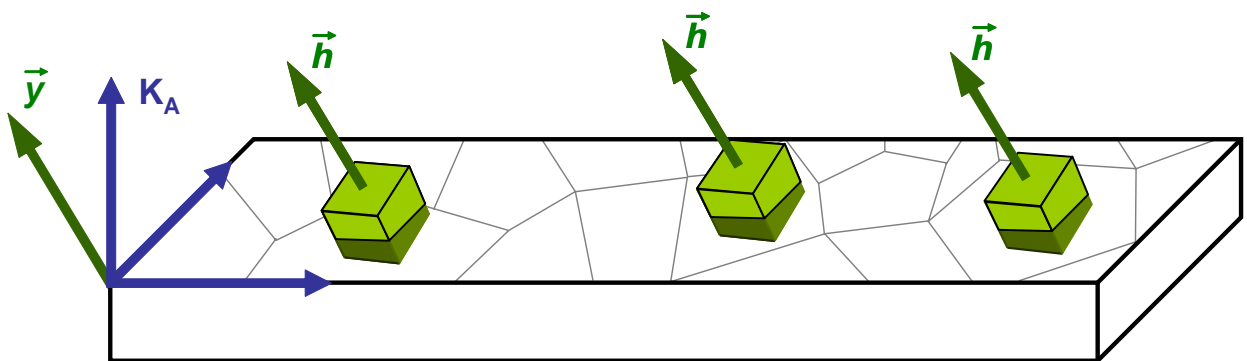


Figure II.4. Représentation de la densité de pôles.

La densité de pôles est généralement représentée par la figure de pôles qui, à la projection stéréographique de la direction \vec{y} dans le plan équatorial de la sphère de pôles, fait correspondre la densité de pôles. Par abus de langage, on confond souvent les termes densité et figure de pôles.

La fonction de texture peut être calculée à partir d'un nombre suffisant de figures de pôles mesurées par diffraction des rayons X grâce à un goniomètre de texture.

II.3.2. LE GONIOMETRE DE TEXTURE

Le goniomètre de texture permet de mesurer l'intensité diffractée dans une direction macroscopique de l'échantillon analysé, en orientant celui-ci par rapport au faisceau incident de rayons X et au détecteur par des rotations appropriées. Un faisceau parallèle de rayons X, de longueur d'onde λ , contenu dans le plan horizontal est dirigé vers le centre géométrique de tous les mouvements de rotation du goniomètre. Dans le même plan, un détecteur de photons X est positionné dans une direction faisant un angle 2θ avec le faisceau incident.

L'angle θ est calculé selon la loi de Bragg en fonction de la distance interréticulaire des plans cristallographiques (hkl) à étudier. Le vecteur diffraction est alors amené dans toutes les directions de l'espace défini par le référentiel de l'échantillon afin de faire diffracter les plans (hkl) du matériau en position de Bragg. Cette opération est accomplie grâce à des rotations de l'échantillon selon deux directions (figure II.5) :

- Une rotation d'angle ψ autour de l'axe de laminage (DL) ou de l'axe transversal (DT). Ce mouvement reçoit le nom de *déclinaison*. Afin de limiter les effets de la défocalisation du faisceau, l'angle de déclinaison est généralement limité à 70° .
- Une rotation autour de la normale de l'échantillon, caractérisée par l'angle d'azimut φ .

A chaque position (φ, ψ) , une intensité $I_{(hkl)}^i(\bar{y})$ est détectée. Cette intensité est linéairement liée à la densité de pôles $P_{h_i}(\bar{y})$, tel que le montre la relation II.9 :

$$I_{(hkl)}^i = \frac{K}{2\mu_m} R_{(hkl)}^i \cdot f^i \cdot P_{(hkl)}^i + I_{BF} \quad (\text{II.9})$$

$$R_{(hkl)}^i = \frac{|F_{(hkl)}^i|^2 \cdot m_{(hkl)}^i \cdot Lp \cdot D^i}{v^i} \quad (\text{II.10})$$

avec :

K : constante qui dépend de l'appareillage, de la longueur d'onde du faisceau X utilisé et de l'intensité du rayonnement,

μ_m : coefficient d'absorption linéique du matériau,

f^i : fraction volumique de la phase i,

$P_{(hkl)}^i$: densité de pôles de la phase i,

$F_{(hkl)}^i$: facteur de structure pour la réflexion (hkl) de la phase i,

$m_{(hkl)}^i$: multiplicité du plan cristallographique (hkl) de la phase i,

Lp : coefficient de Lorentz polarisation,

D^i : coefficient de Debye-Waller de la phase i,

v^i : volume de la maille élémentaire de la phase i ,

I_{BF} : intensité du bruit de fond

Afin de déterminer la fonction de densité de pôles, les intensités mesurées doivent faire l'objet d'une correction du bruit de fond et de la défocalisation du faisceau X, ainsi que d'une normalisation. Les intensités brutes de mesures, ou corrigées, peuvent être représentées par des lignes d'isointensité sur la sphère de pôles ou sur le plan équatorial par une projection stéréographique (figures de pôles) [Bunge 1997].

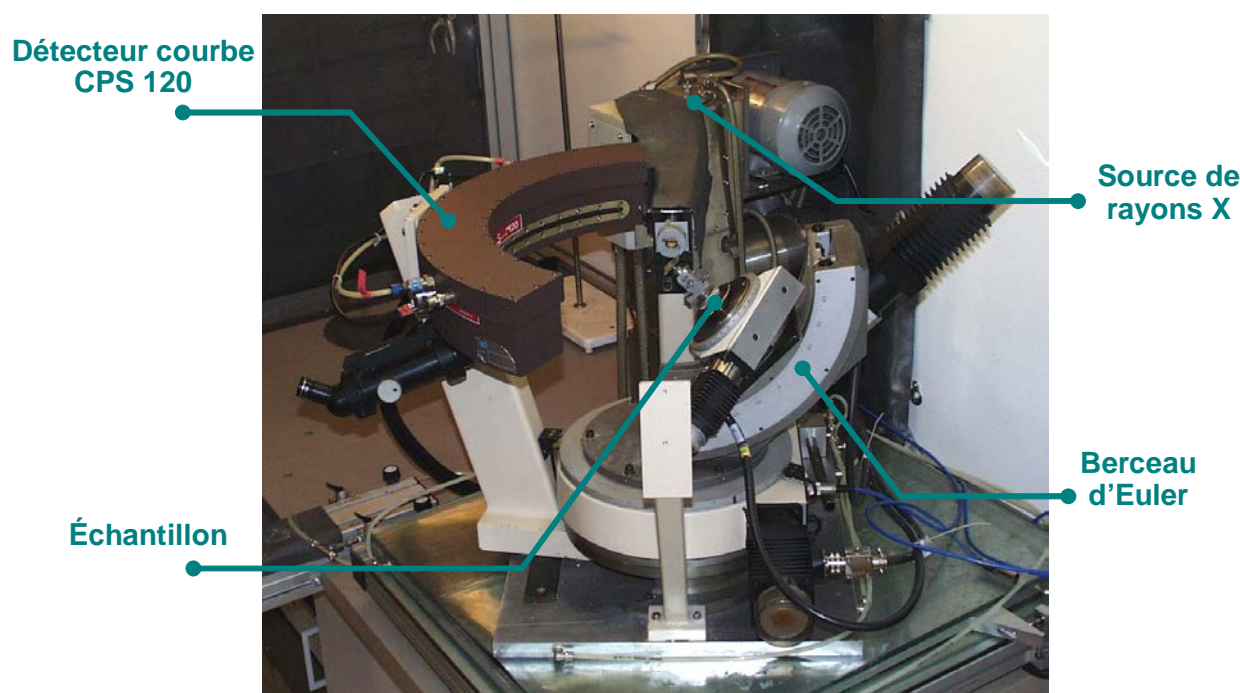


Figure II. 5. Goniomètre de textures (MFDP – LETAM).

Dans cette étude nous avons utilisé un goniomètre de textures (MFDP) entièrement développé au LETAM. Il est constitué notamment d'une source de rayons X à anode tournante, d'un berceau goniométrique et d'un détecteur courbe à localisation spatiale.

La source de rayons X à anode tournante est équipée d'une anticathode de cuivre produisant un faisceau de rayons X $K\alpha$ de longueur d'onde $\lambda = 1.541838 \text{ \AA}$, à une puissance maximale de 12 kW. Ce type de rayonnement produit la *fluorescence* du titane. En effet, en diffraction des rayons X, lorsque l'énergie d'un photon incident dépasse un certain seuil énergétique dépendant de la composition du matériau irradié, des électrons des couches les plus énergétiques peuvent être arrachés. Cela entraîne une instabilité énergétique dans l'atome. Le passage d'un électron de niveau énergétique inférieur à la place précédemment libérée, s'accompagne d'une émission de photons X de longueur d'onde plus grande que celle du rayonnement incident, appelé rayonnement de fluorescence. Afin d'atténuer cette fluorescence, un filtre d'aluminium a été utilisé. Le choix de l'épaisseur du filtre utilisé se fait par une calibration préalable à toute campagne de mesure, permettant de déterminer le meilleur rapport signal/bruit, pour un temps de mesure donné.

Le détecteur courbe utilisé, CPS 120 (INEL), permet de collecter simultanément les photons en provenance de l'échantillon sur une plage angulaire de 120° , codé sur 4096 canaux. La résolution angulaire théorique de ce détecteur est de $\Delta 2\theta_{\text{théorique}} = 0.029^\circ$.

II.3.3. DETERMINATION DE LA FONCTION DE TEXTURE A PARTIR DES FIGURES DE POLES

Tel qu'il a été précédemment énoncé, le goniomètre de texture permet de déterminer l'intensité $I_{(hkl)}(\vec{y})$ diffractée dans une direction macroscopique de l'échantillon. Elle est liée à la densité de pôles (relation II.9). Par ailleurs, on rappelle que la fonction de texture est formée d'une partie paire et une partie impaire, et s'exprime par :

$$\frac{dV}{V} = f(g) \cdot dg \text{ avec } f(g) = \tilde{f}(g) + \tilde{\tilde{f}}(g) \quad (\text{II.11})$$

La fonction de densité des orientations est liée à la fonction de densité de pôles. Cependant la centro-symétrie de la diffraction des rayons X, donnant accès à la densité de pôles ne permet pas de distinguer les plans d'indice h, k, l des plans $\bar{h}, \bar{k}, \bar{l}$. De ce fait, seule la partie paire de la fonction de densité des orientations est liée à la fonction de densité des pôles par la relation suivante :

$$\frac{1}{4\pi} \cdot P_{(hkl)}(\vec{y}) dy = \oint_{(hkl)//y} \tilde{f}(g) \quad (\text{II.12})$$

La détermination de la fonction de texture par diffraction des rayons X consiste donc à obtenir la partie paire de $f(g)$, connaissant les densités de différents pôles dans diverses directions de l'espace, mesurées dans un goniomètre de textures. La partie impaire est ensuite estimée en utilisant la positivité de la fonction de texture.

II.4. MESURE DE TEXTURE LOCALE PAR EBSD

La technique de l'EBSD (de l'anglais Electron Back-Scattered Diffraction) permet de déterminer les orientations cristallographiques des grains d'un matériau, tout en connaissant au préalable leur structure cristallographique, par l'indexation de diagrammes de Kikuchi [Schwarzer 1993].

II.4.1. PRINCIPE DE L'EBSD

Cette technique consiste à focaliser un faisceau d'électrons stationnaire sur un grain dont on cherche à déterminer l'orientation. Les électrons rétrodiffusés par le matériau, et qui sont en incidence de Bragg avec les plans réflecteurs environnants sont diffractés donnant naissance à deux cônes de diffraction, pour chaque plan réflecteur. L'intersection de ces cônes, appelées cônes de Kossel, avec un dispositif de détection (écran au phosphore), forme des hyperboles assimilables à des droites. L'ensemble de droites superposées constitue un diagramme de Kikuchi. L'indexation cohérente des différentes bandes de Kikuchi, en respectant les angles entre les plans cristallographiques et en déterminant leurs axes de zone, permet de déterminer l'orientation cristallographique du grain par rapport au repère de l'échantillon.

II.4.2. DISPOSITIF EXPERIMENTAL

Dans la pratique, l'échantillon est placé dans un Microscope Électronique à Balayage (MEB). Afin d'obtenir une efficacité maximale lors des mesures, l'échantillon doit être incliné de sorte que la normale à sa surface et le faisceau d'électrons forment un angle de 70°. Le dispositif comporte un écran fluorescent sur lequel les électrons rétrodiffusés forment le diagramme de Kikuchi. Une caméra reliée à un ordinateur permet d'enregistrer en temps réel les diagrammes obtenus. Le dispositif est complété par un logiciel d'indexation automatique des bandes de Kikuchi qui détermine l'orientation cristallographique correspondante. Le principe et le dispositif expérimental utilisé dans la pratique de l'EBSD est représenté dans la figure II.6.

Une attention particulière doit être portée sur la préparation des échantillons destinés à la pratique de l'EBSD. En effet, les échantillons ne doivent pas présenter de relief ni d'écaillage en surface induit par la préparation métallographique. Cela constitue une condition fondamentale afin d'assurer l'obtention de diagrammes de Kikuchi de bonne qualité, nécessaires à la détermination correcte de l'orientation cristallographique des grains étudiés.

Afin de caractériser la distribution spatiale des orientations d'un échantillon en corrélation avec la microstructure, le système EBSD peut être utilisé en mode 'cartographie'. Dans cette configuration, le faisceau d'électrons est dirigé sur la zone de l'échantillon à analyser en suivant une grille prédéfinie. A chaque position de la grille, le système effectue une acquisition et indexation du diagramme de Kikuchi. Un fichier de données contient, pour chaque point analysé :

- Les coordonnées du point.
- La nature de la phase détectée.
- L'orientation correspondante.

L'indice de qualité¹ (IQ) du diagramme de Kikuchi.

Dans le cadre de cette étude, nous avons utilisé un système EBSD 'Channel – HKL Technology' dans un microscope électronique à balayage JEOL 6500F équipé d'un canon à effet de champ. Ce dispositif permet dans le cas des alliages de titane, d'atteindre une résolution spatiale en mode cartographie de 20 à 50 nm (variable en fonction de l'état métallurgique du matériau).

¹ **L'indice de qualité d'un diagramme** décrit l'intensité moyenne des bandes de diffraction par rapport au bruit de fond. Il est très sensible aux imperfections locales du cristal telles que les dislocations [Randle 1992], [Humphreys 2001]. En général, les diagrammes de diffraction sont de mauvaise qualité aux joints de grains (superposition de plusieurs diagrammes, topologie, ...) ou dans des zones fortement déformées (densité de dislocations élevée). De ce fait, une carte de l'IQ (*aussi appelée cartographie de contraste de bande*) permet de visualiser la microstructure.

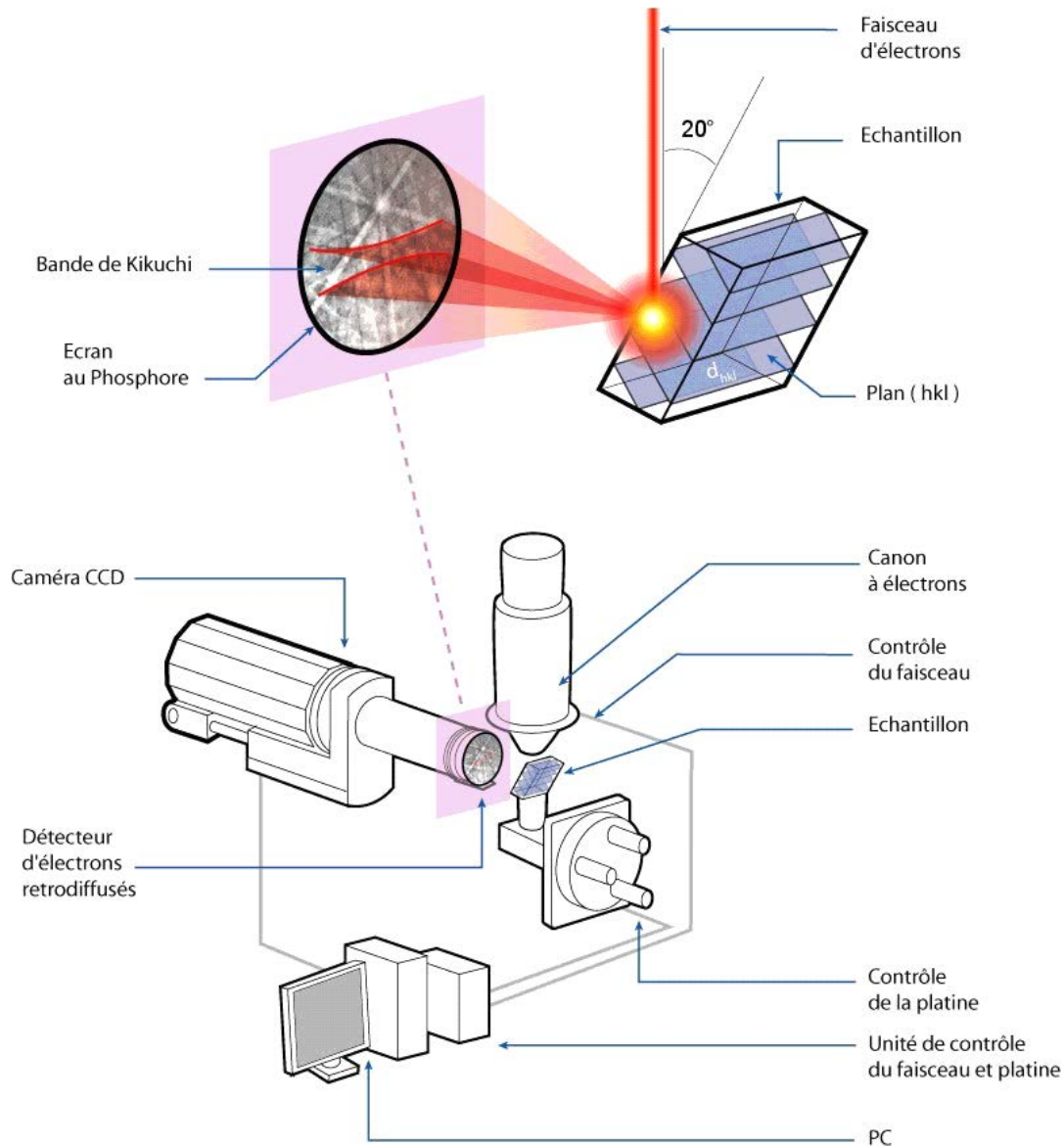


Figure II.6. Principe et dispositif expérimental utilisé en EBSD [Germain 2005].

II.4.3. EXPLOITATION DES DONNEES

II.4.3.1. Correction des données

Lors d'une acquisition en mode automatique, certains diagrammes de Kikuchi théoriques peuvent correspondre à un même jeu de bandes identifiées sur le diagramme expérimental. Dans ce cas, l'orientation déterminée n'est pas fiable. Afin de limiter les erreurs d'indexation, il est possible d'augmenter les nombres de bandes utilisées pour la recherche de la solution. Par contre, lorsque ce nombre est trop important, le nombre de points non-indexés augmente. Il faut donc trouver un compromis entre tous les paramètres d'acquisition (qualité du diagramme, précision dans la détection des bandes, nombre de bandes ...) pour obtenir le plus grand nombre de données fiables.

De ce fait, les données brutes d'acquisition doivent être corrigées. Différentes méthodes de filtrage permettent d'identifier et de supprimer les erreurs d'indexation. Par ailleurs, il est

courant d'associer aux points non indexés, les orientations majoritaires de leur voisinage immédiat. La qualité finale de la cartographie obtenue est donc directement liée aux conditions d'acquisition des données et à leur post-traitement.

II.4.3.2. Représentations de données

L'ensemble de ces données est ensuite exploité par un module d'analyse qui génère diverses représentations graphiques et en particulier les cartographies d'orientations. *Les cartographies d'orientations et de désorientations* sont générées en affectant à chaque pixel une couleur liée à son orientation ou à la désorientation entre pixels. Ces cartographies permettent d'étudier la distribution spatiale des orientations en relation avec d'autres paramètres de la microstructure. Il est fréquent d'associer à ces cartographies, les *figures de pôles* des principaux plans réflecteurs de la structure cristalline ou les *figures de pôles inverses* repérant les directions macroscopiques de l'échantillon par rapport aux directions principales de la structure cristalline. Enfin, il est possible d'obtenir des données statistiques sur la distribution de la taille et de la morphologie des grains. L'ensemble des pixels appartenant à un même grain s'obtient en regroupant les pixels voisins dont la désorientation angulaire n'excède pas un certain seuil.

Les données mesurées peuvent être aussi utilisées pour la détermination de la texture macroscopique du matériau. Dans ce cas, à chaque mesure d'orientation g , on associe une fonction gaussienne centrée sur l'orientation, de largeur à mi-hauteur donnée. La fonction de texture $f(g)$ est alors la superposition de ces gaussiennes. Cependant, il faut au préalable s'assurer que les mesures EBSD couvrent un nombre suffisamment important de grains, afin d'obtenir des résultats représentatifs de la texture globale du matériau.

II.5. ANALYSE DE PHASE

L'analyse de phase passe par la mesure de diffractogrammes intégrés, déterminés à l'aide d'un goniomètre de texture.

II.5.1. DIFFRACTOGRAMME INTEGRE

Un diffractogramme représente l'intensité des raies de diffraction du matériau en fonction de l'angle de diffraction 2θ . Si le matériau analysé présente une texture cristallographique, l'intensité des raies de diffraction mesurées dépendra de la position (φ, ψ) de l'échantillon lors de la mesure. Afin de réduire l'influence de la texture cristallographique du matériau sur les intensités mesurées, nous utiliserons la technique *d'intégration deux axes*. Cette technique consiste à tourner l'échantillon autour de l'axe d'azimut (φ) entre 0 et 360°, pour des positions de déclinaison ψ entre 0° et un angle ψ maximal. Cet angle maximal dépendra notamment de la taille des échantillons, afin d'éviter un débordement du faisceau aux fortes déclinaisons. Dans la plupart des expériences, cette valeur a été fixée à 50°.

II.5.2. TRAITEMENT DES DONNEES

Un diffractogramme brut de mesure peut être décomposé en deux parties (fig. II.7) :

- Des raies de diffraction correspondant à un plan cristallographique d'une phase, noté $(hkl)_i$, où h , k et l correspondent aux indices de plan de la phase i .
- Un fond continu provenant des réflexions parasites produites par une source de rayons X qui n'est pas parfaitement monochromatique, de la fluorescence du matériau ou de la diffusion dans l'air.

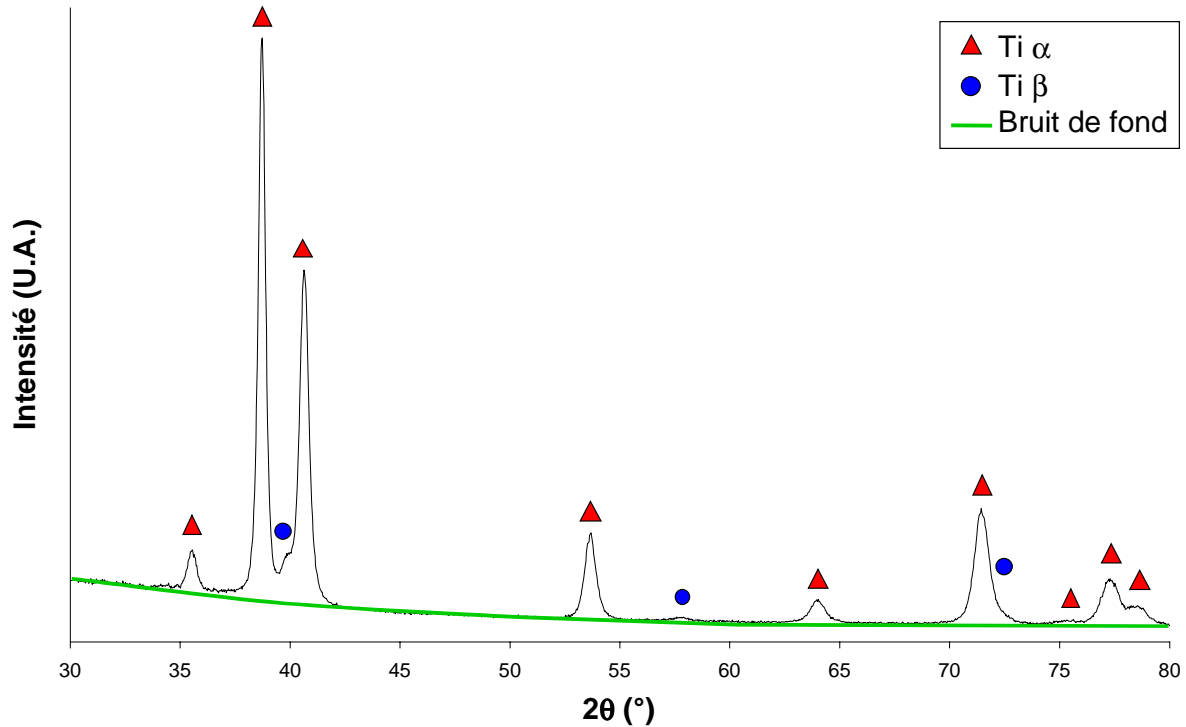


Figure II. 7. Exemple d'un diffractogramme intégré.

La première étape consiste en une correction du bruit de fond. Le bruit de fond est déterminé en mesurant l'intensité à droite et à gauche des raies de diffraction. A partir de ces mesures, une interpolation est effectuée afin de retrouver une fonction qui sera retranchée au diffractogramme mesuré. Cette fonction peut être du type linéaire, logarithmique ou polynomiale.

Une fois le bruit de fond corrigé, l'aire de chaque raie représente l'intensité diffractée par le plan (hkl) de la phase i , qui peut s'exprimer par la relation suivante (les définitions des termes $R_{(hkl)}^i$, f^i et $P_{(hkl)}^i$ sont donnés page 50) :

$$I_{(hkl)}^i = \frac{K}{2\mu_m} R_{(hkl)}^i \cdot f^i \cdot P_{(hkl)}^i \quad (\text{II.13})$$

L'expression II.13 permet de déduire la fraction volumique d'une phase i :

$$f^i = \frac{I_{(hkl)}^i}{R_{(hkl)}^i \cdot P_{(hkl)}^i} \cdot \frac{2\mu_m}{K} \quad (\text{II.14})$$

Cette relation dépend alors du terme K . Afin d'éviter sa détermination, pas toujours évidente, il est possible de prendre en compte que la somme des fractions volumiques doit être égale à 1 :

$$1 = \sum_{m=1}^n f^i = \sum_{m=1}^n \frac{I_{(hkl)}^i}{R_{(hkl)}^i \cdot P_{(hkl)}^i} \cdot \frac{2\mu_m}{K} = \frac{2\mu_m}{K} \sum_{m=1}^n \frac{I_{(hkl)}^i}{R_{(hkl)}^i \cdot P_{(hkl)}^i} \quad (\text{II.15})$$

De ce fait :

$$\frac{2\mu_m}{K} = \left(\sum_{m=1}^n \frac{I_{(hkl)}^i}{R_{(hkl)}^i \cdot P_{(hkl)}^i} \right)^{-1} \quad (\text{II.16})$$

La fraction volumique de la phase i peut alors s'exprimer par l'expression suivante :

$$f^i = \frac{\frac{I_{(hkl)}^i}{R_{(hkl)}^i \cdot P_{(hkl)}^i}}{\sum_{m=1}^n \frac{I_{(hkl)}^m}{R_{(hkl)}^m \cdot P_{(hkl)}^m}} \quad (\text{II.17})$$

La fraction volumique est généralement calculée à partir de la raie la plus intense de chacune des phases pour diminuer l'erreur due à la statistique de comptage. Cependant, quand ces raies intenses sont très proches les unes des autres, tel est le cas dans cette étude, on peut calculer le terme $\frac{I_{(hkl)}^i}{R_{(hkl)}^i \cdot P_{(hkl)}^i}$ pour d'autres raies moins intenses mais isolées. On utilise alors

la moyenne $\frac{I_{(hkl)}^i}{R_{(hkl)}^i \cdot P_{(hkl)}^i}$ pour la quantification de la fraction volumique de chaque phase :

$$f^i = \frac{\frac{I_{(hkl)}^i}{R_{(hkl)}^i \cdot P_{(hkl)}^i}}{\sum_{m=1}^n \frac{I_{(hkl)}^m}{R_{(hkl)}^m \cdot P_{(hkl)}^m}} \quad (\text{II.18})$$

La calcul de la fraction volumique nécessite le détermination du facteur $R_{(hkl)}^i$, calculé selon les caractéristiques de chaque phase, de la densité de pôles $P_{(hkl)}^i$ et de l'intensité diffracté $I_{(hkl)}^i$. Du fait de l'utilisation de la technique d'intégration deux axes, il est possible de supposer que l'analyse s'effectue sur un échantillon isotrope, ce qui permet de négliger l'influence de la densité de pôles ($P_{(hkl)}^i = 1$). L'intensité diffractée, qui correspond à l'aire des raies de diffraction sur le diffractogramme, doit être mesurée avec une grande précision. On représente alors le diffractogramme par une superposition de fonctions à variables d'ajustement du type Pearson VII. Cette démarche permet de séparer les raies superposées. L'intensité est alors calculée par intégration de ces fonctions. Ensuite les fractions volumiques de chacune des phases peuvent être déterminées grâce à l'expression II.18.

II.6. DETERMINATION EXPERIMENTALE DE CONTRAINTES RESIDUELLES PAR DIFFRACTION DES RAYONS X

II.6.1. PRINCIPE DE LA DETERMINATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES PAR DIFFRACTION DES RAYONS X

Lorsqu'un matériau est soumis à un chargement continu et sans défauts, les déformations vérifient les équations de compatibilité et les contraintes doivent compenser les forces et moments extérieurs et respecter les lois d'équilibre. Cependant, les matériaux ne sont jamais parfaitement continus et présentent des hétérogénéités de déformation à différentes échelles. Certaines de ces déformations ne vérifient pas les équations de compatibilité et sont compensées par des déformations élastiques qui subsistent même en l'absence de sollicitations extérieures. Ces déformations élastiques sont reliées à des contraintes appelées *contraintes résiduelles*.

Les contraintes résiduelles sont des contraintes multiaxiales statiques qui existent dans un système non soumis à des forces et moments extérieurs et qui se trouve en équilibre mécanique. Ces contraintes peuvent être d'origine thermique, mécanique, métallurgique ou une combinaison de ces aspects.

Tel que le montre Maeder, il est possible de distinguer trois ordres de contrainte de l'échelle microscopique à l'échelle macroscopique [Maeder 1986] :

Contraintes résiduelles du troisième ordre : la déformation à l'échelle d'un cristallite n'est pas homogène. Ces contraintes sont principalement dues à des défauts de réseaux (lacunes, dislocations,...). Toutes les sources de discontinuité de déformation créent des champs de contraintes localement variables.

Contraintes résiduelles du deuxième ordre : la déformation est ici considérée sur plusieurs grains du matériau. Ces contraintes représentent la moyenne des contraintes du troisième ordre. Elles sont dues aux désorientations entre grains, au caractère anisotrope de la déformation plastique des cristallites.

Contraintes résiduelles du premier ordre : ces contraintes représentent la moyenne des contraintes du second ordre à l'échelle du polycristal.

L'état de contraintes résiduelles résulte de la superposition de ces trois ordres de contraintes.

Cette décomposition a pour intérêt de montrer que toute hétérogénéité de déformation introduite à toute échelle de la structure entraîne l'existence de contraintes internes résiduelles. On divise habituellement les échelles des contraintes suivant deux niveaux :

- Les macro-contraintes : contraintes d'ordre 1.
- Les micro-contraintes : contraintes d'ordre 2 et 3.

Les macro-contraintes s'obtiennent en mesurant le déplacement de la raie de diffraction correspondant à une distance interréticulaire différente de celle du matériau détentionné libre de toute contrainte. La détermination des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X

utilise alors la distance interréticulaire d_{hkl} entre deux plans cristallins comme jauge de déformation. En effet, suivant la loi de Bragg la distance interréticulaire est donnée par :

$$2d_{hkl} \cdot \sin \theta_{hkl} = n\lambda \quad (\text{II.19})$$

étant:

- λ la longueur d'onde du faisceau de rayons X,
- d_{hkl} la distance interréticulaire mesurée,
- θ_{hkl} l'angle de diffraction de Bragg dans la direction mesurée.

On obtient par différentiation :

$$\frac{\Delta d_{hkl}}{d_{hkl}} = \frac{d_{hkl} - d_0}{d_0} = -(\theta_{hkl} - \theta_0) \cot \theta_0 \quad (\text{II.20})$$

avec :

- d_0 la distance interréticulaire du matériau non contraint,
- θ_0 est l'angle de Bragg du matériau non déformé.

La variation de distance interréticulaire est donc mesurée par la variation angulaire de la position des raies de diffraction. Cette variation sera d'autant plus importante que l'angle θ sera élevé.

Pour un matériau libre de contraintes, la valeur de d_{hkl} est indépendante de l'orientation des plans (hkl) par rapport à la surface. Si le matériau est soumis à une contrainte, les lois de la mécanique des milieux continus permettent d'exprimer les déformations $\varepsilon_{\varphi\psi}$, c'est-à-dire la déformation suivant la direction L_3 définie par rapport aux angles φ et ψ (fig. II.8) en fonction des contraintes σ_{ij} selon la relation :

$$\varepsilon_{\varphi\psi} = \left[\frac{1}{2} S_2(hkl) n_i n_j + S_1(hkl) \delta_{ij} \right] \sigma_{ij} \quad (\text{II.21})$$

où :

- δ_{ij} est le symbole de Kronecker,
- σ_{ij} est exprimé dans le repère P de la pièce,
- n_i, n_j sont les cosinus directeurs de la direction de mesure ($\varphi\psi$),
- $S_1(hkl)$ et $S_2(hkl)$ sont les constantes élastiques radiocristallographiques, calculées à partir des modèles (Reuss, Voigt, Hill) et à partir des constantes élastiques du monocristal.

L'équation II.21 peut s'écrire sous la forme condensée :

$$\varepsilon_{\varphi\psi} = F_J \sigma_J \quad (\text{II.22})$$

où les termes F_j et σ_j s'expriment, du fait de la symétrie du tenseur σ_{ij} , selon les relations :

$$\sigma_{ij} = \sigma_j \quad (\text{II.23})$$

et

$$(2 - \delta_{ij})F_{ij} = F_j \quad (\text{II.24})$$

Dans le cas d'un état de contraintes biaxial, d'un matériau homogène et isotrope, en tenant compte des contraintes principales σ_1 , σ_2 et σ_3 et en considérant d'autre part que la contrainte σ_3 est nulle à la surface, nous avons :

$$\varepsilon_{\varphi\psi} = \frac{1}{2}S_2(hkl) \cdot \sin^2 \psi \{ \sigma_1 \cos^2 \varphi + \sigma_2 \sin^2 \varphi \} - S_2(hkl) \cdot (\sigma_1 + \sigma_2) \quad (\text{II.25})$$

On note :

$$\sigma_\varphi = \sigma_1 \cos^2 \varphi + \sigma_2 \sin^2 \varphi \quad (\text{II.26})$$

D'autre part :

$$\frac{1}{2}S_2(hkl) = \frac{1+\nu}{E} \text{ et } S_1(hkl) = -\frac{\nu}{E} \quad (\text{II.27})$$

où E est le module d'Young et ν est le coefficient de Poisson.

La relation II.25, linéaire en $\sin^2 \psi$ est appelée loi des $\sin^2 \psi$ (fig. II.9).

En diffraction des rayons X, seuls les plans (hkl) vérifiant la loi de Bragg participent à la diffraction. La déformation est donc mesurée dans une direction particulière appelée *direction de mesure* correspondant à la direction normale aux plans diffractants.

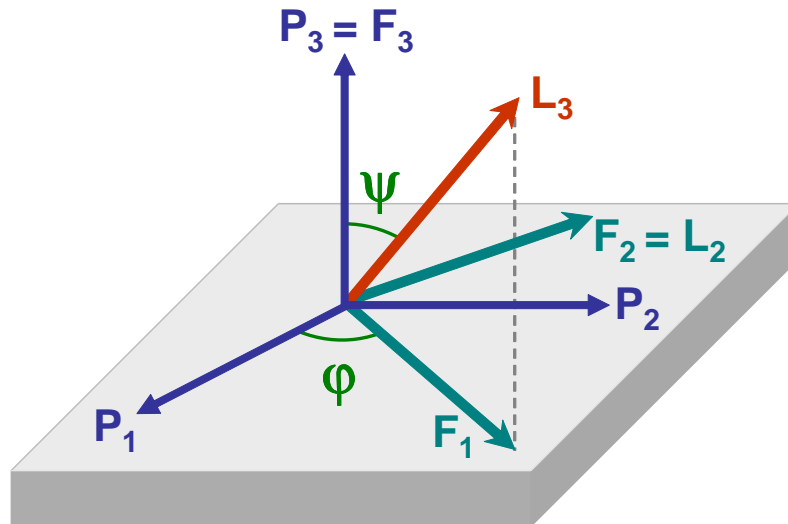


Figure II.8. Système de coordonnées utilisé pour les contraintes résiduelles.

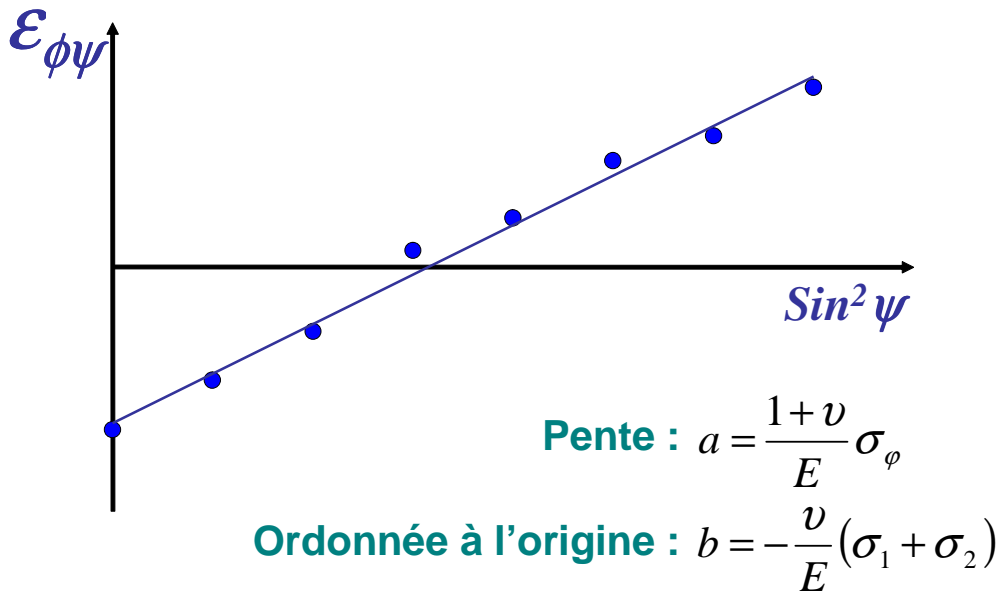


Figure II.9. Loi des $\sin^2 \psi$.

La loi des $\sin^2 \psi$ est valable dans le cadre de certaines hypothèses :

- le matériau doit être homogène, continu et quasi-isotrope.
- Les déformations et les contraintes doivent être homogènes dans le volume touché par les rayons X.
- On suppose l'état de contraintes biaxial.

Plus généralement, quelque soient les hypothèses, à partir de la mesure de décalage des raies de diffraction, on constitue un système d'équations surdéterminé qu'il faut résoudre par une méthode de moindres carrés. Le résultat donne un tenseur des contraintes à six composantes qui satisfait au mieux le système d'équations. Puisque la contrainte σ_{33} est considérée nulle à la surface du matériau, nous utilisons cette condition aux limites du matériau pour calculer la valeur $2\theta_0$.

II.7. DIFFRACTION DES RAYONS X AVEC UN RAYONNEMENT SYNCHROTRON²

Les expériences par diffraction des rayons X effectuées dans un goniomètre de texture classique offrent une information qui peut être considérée comme relativement restreinte, du fait de la profondeur de pénétration limitée des rayons X. Afin de disposer d'une information provenant d'un volume de matière plus important, quelques expériences en diffraction des rayons X par rayonnement synchrotron ont pu être effectuées à l'ESRF (European Synchrotron Radiation Facility, Grenoble, France). Ces expériences ont permis d'étudier les copeaux obtenus par usinage à grande vitesse. Le rayonnement utilisé, hautement énergétique, permet de traverser des échantillons de faible épaisseur, ce qui permet d'analyser une quantité

² Des renseignements complémentaires sur le dispositif expérimental, ainsi que sur le traitement des données peuvent être trouvés dans les travaux de Forfert [Forfert 2007].

de matière beaucoup plus importante que celle accessible par la diffraction des rayons X classique.

II.7.1. DISPOSITIF EXPERIMENTAL

II.7.1.1. Description de l'installation et des échantillons étudiés

Un faisceau monochromatique (cristal de silicium (réflexion 311)), obtenu sur la ligne ID15B (à l'ESRF - Grenoble), avec une énergie de 56.4 ± 0.02 keV (correspondant à une longueur d'onde $\lambda = 0.2196 \pm 0.0003$ Å) et une brillance de $8 \cdot 10^{12}$ photons/mrad²/mm²/sec. Le signal est recueilli par un détecteur plat MAR345 placé à 1.116 m de l'échantillon.

Afin de garantir les conditions de transmission, les échantillons utilisés doivent respecter des conditions dimensionnelles en épaisseur. Pour le dispositif expérimental utilisé, les échantillons doivent se présenter sous forme de lames de 0.2 mm d'épaisseur. Tel qu'il a été mentionné précédemment, seuls quelques copeaux ont été analysés par diffraction X par rayonnement synchrotron. Selon le repère proposé dans la figure II.1, les copeaux ont été amincis dans la direction transversale (fig. II.8).

II.7.1.2. Géométrie de diffraction

L'utilisation d'un détecteur plan lors des expériences au synchrotron apporte des simplifications géométriques importantes, par rapport aux conditions expérimentales classiques des goniomètres de textures. En effet, ce type de détecteur intercepte dans un plan les cônes de diffraction, captant ainsi des anneaux complets. La figure II.8 présente un schéma de la géométrie de l'installation de mesure utilisée à l'ESRF.

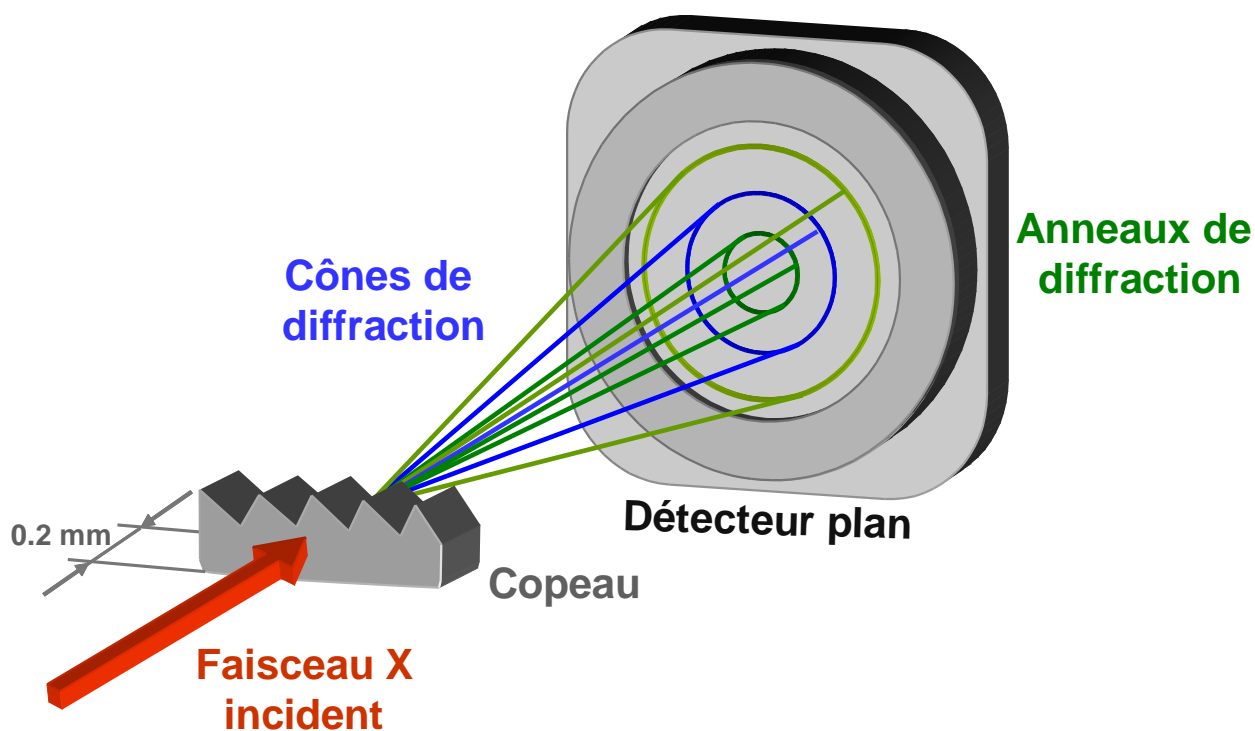


Figure II.10. Schéma de la géométrie de l'installation de mesure utilisée à l'ESRF.

II.7.2. TRAITEMENT DES DONNEES

Afin de rendre exploitables les informations obtenues à l'ESRF, un logiciel complet (MAR PC VIEWER) a été développé au sein du LETAM par Ing. Christian LARUELLE. Ce logiciel permet la lecture, la correction et le découpage des anneaux, afin d'obtenir des diffractogrammes.

Trois types de corrections sont effectuées avant l'exploitation des données. Elles correspondent à une normalisation de l'intensité, une correction d'absorption et une correction tenant en compte la polarisation du faisceau incident.

CONCLUSION

Dans ce chapitre nous avons présenté les principales techniques expérimentales qui seront utilisées dans cette étude. Différents aspects ont été traités. Nous avons commencé par la présentation des techniques métallurgiques de préparation des échantillons et des types d'observations microstructurales qui seront effectuées dans les chapitres suivantes.

Dans une deuxième partie, nous avons abordé les concepts de texture cristallographique et de la fonction de distribution des densités d'orientation. Ensuite, nous avons montré comment cette texture peut être obtenue. Deux méthodes ont été ainsi présentées : la détermination de la texture globale par diffraction des rayons X, à partir de la mesure des figures de pôles dans un goniomètre de texture ; suivie de la méthode de détermination locale des orientations par EBSD.

Dans la suite du chapitre, nous avons présenté les diffractogrammes intégrés, ainsi que l'analyse de phases par diffraction des rayons X. Finalement, il a été question des expériences en diffraction des rayons X par rayonnement synchrotron, réalisées à l'ESRF.

Ce chapitre a été rédigé avec une double intention : décrire les méthodes expérimentales employées dans cette étude, mais aussi de rappeler les limites et les problèmes rencontrés lors des différentes mesures, ce qui permettra par la suite une meilleure analyse et compréhension des résultats obtenus.

Les chapitres suivants seront consacrés au développement du sujet d'étude, la présentation et l'analyse des principaux résultats obtenus.

– PARTIE A –

ETUDE DES COPEAUX

Introduction.....	75
A.1. Essais d’usinage.....	76
A.1.1. Montage d’usinage.....	76
A.1.2. Paramètres de coupe.....	76
A.2. Matériau étudié	77

INTRODUCTION

Dans la première partie de ce travail nous allons nous consacrer à l'étude métallurgique des copeaux obtenus en usinage à grande vitesse. Ces travaux sont présentés en détail dans le chapitre III.

Les paragraphes qui suivent serviront à présenter les essais d'usinage conduisant à l'obtention des copeaux, ainsi que la caractérisation du matériau étudié à l'état de réception.

A.1. ESSAIS D'USINAGE

Les essais d'usinage ont été effectués avec un tour à commande numérique (Ramo RTN 30). Des plaquettes avec insert en diamant, avec un angle de coupe de 0° et un angle de dépouille de 7° (référence Triefus: SCMW 120408F) ont été utilisés. Le choix des outils a été motivé par deux raisons :

- La possibilité d'avoir une grande acuité d'arête de coupe grâce à l'utilisation des plaquettes avec insert en diamant.
- L'intérêt d'un partenaire industriel, fabricant de ce type de plaquettes, de tester son produit dans le cas de l'usinage du titane.

Afin d'éviter des effets non souhaités de l'usure des outils, une nouvelle plaquette a été utilisée pour chaque essai.

Cette série d'essais a été effectuée au sein du Laboratoire de Physique et Mécanique des Matériaux (LPMM) à Metz avec la collaboration de Dr. Guy SUTTER.

A.1.1. MONTAGE D'USINAGE

Comme il a été évoqué dans le chapitre I.2.2.1., il existe deux configurations géométriques permettant d'effectuer des essais en coupe orthogonale sur un tour d'usinage (à savoir géométrie à gorges pré-usinées et géométrie tubulaire). Les essais présentés par la suite ont été réalisés avec la géométrie à gorges pré-usinées (Fig.A.1).

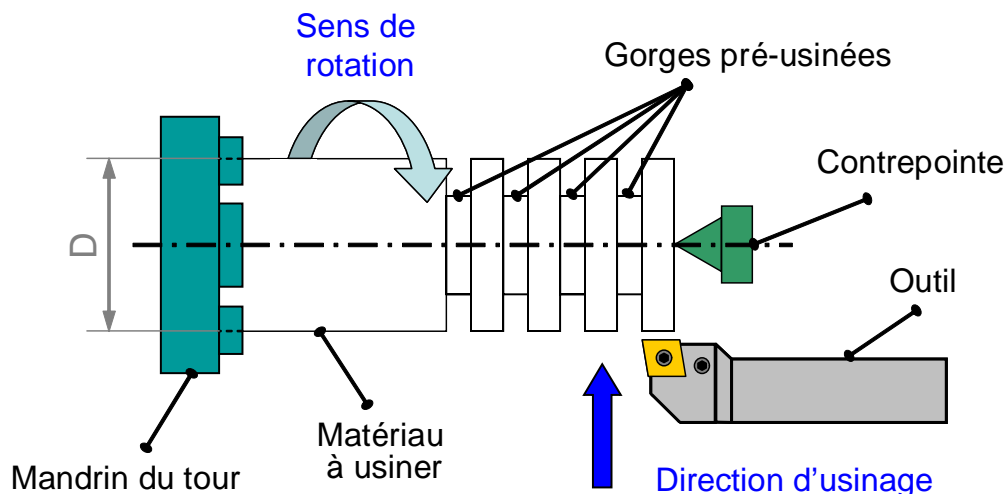


Figure A.1. Géométrie du montage d'usinage.

A.1.2. PARAMETRES DE COUPE

Afin de simplifier l'étude, nous avons limité les essais à une série où seule la vitesse de coupe a été modifiée. Tous les essais ont été effectués sans lubrification externe (usinage à sec). Le tableau A.1 présente un résumé des conditions de coupe.

Tableau A.1. Conditions de coupe utilisées dans la série d'essais A.

Paramètre	Valeur	Unité
Vitesse de coupe (V_c)	60, 180, 300, 360, 420, 540, 600	m/min
Profondeur de passe (h)	0.12	mm/tour
Largeur usinée	5.22	mm
Profondeur usinée	0.25	mm

A.2. MATERIAU ETUDIE

Un alliage de titane biphasé ($\alpha+\beta$) TA6V a été utilisé pour cette étude (la composition chimique typique de cet alliage a été présentée dans le tableau I.5). Le matériau à son état de réception est constitué de grains α équiaxes de structure hexagonale compacte. La phase β , de structure cubique centrée, se trouve confinée entre les grains de la phase α . La figure A.2 présente la microstructure du matériau. Une analyse EDX, présentée dans le tableau A.2, confirme la teneur prépondérante en aluminium dans les grains α tandis que les grains β présentent une concentration plus importante en vanadium, du fait de la partition de ces éléments.

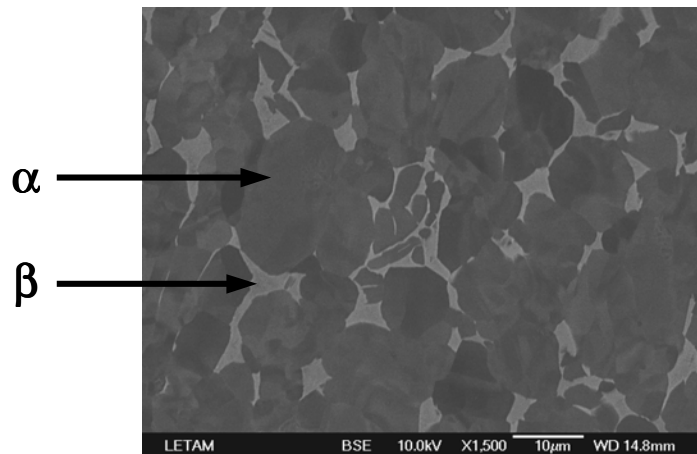


Figure A.2. Microstructure du TA6V à l'état de départ (les grains α apparaissent en gris foncé tandis que les grains β apparaissent en gris clair).

Tableau A.2. Composition chimique des grains α et β dans le matériau à son état de réception. Valeurs obtenues par une analyse EDX effectuée dans un MEB.

Grains α			Grains β		
Élément	% Massique	% Atomique	Élément	% Massique	% Atomique
Al	9	14	Al	5	9
Ti	89	84	Ti	82	79
V	2	2	V	13	12
TOTAL	100	100	TOTAL	100	100

Un diffractogramme indexé du matériau avant usinage est présenté dans la figure A.3. L'analyse quantitative de phases par DRX permet d'estimer à 8% la proportion de phase β présente dans cet alliage.

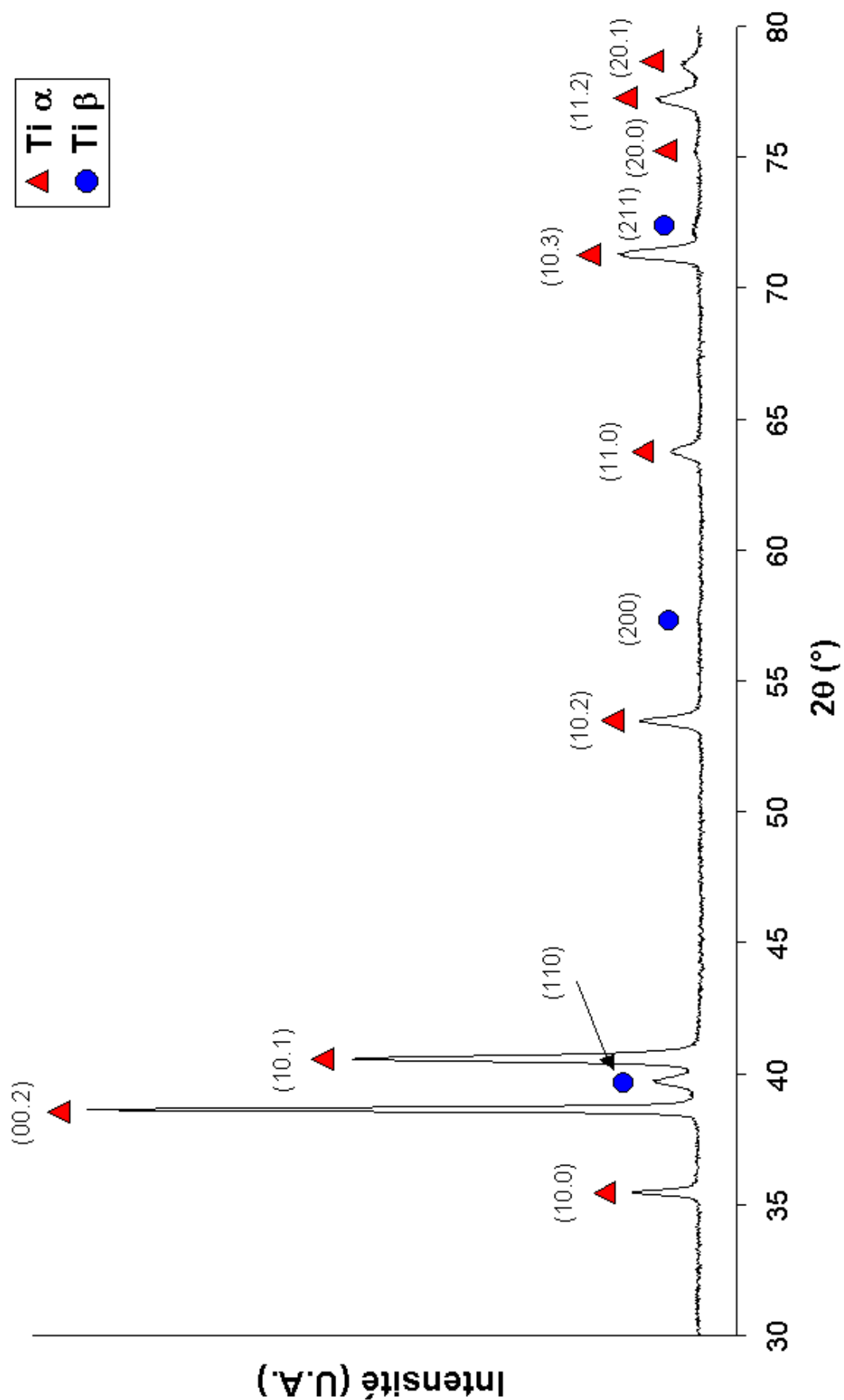


Figure A.3. Diffractogramme indexé du matériau de départ (mesure effectuée avec un rayonnement $Cu\ K\alpha$, $\lambda = 1.5418\ \text{\AA}$)

– CHAPITRE III –

ETUDE MORPHOLOGIQUE ET METALLURGIQUE DES COPEAUX

Introduction	81
III.1. Morphologie des copeaux	83
III.1.1. Description générale du copeau	83
III.1.2. Paramètres morphologiques des copeaux	85
III.1.2.1. Fréquence de cisaillement ou distance entre les bandes de cisaillement	86
III.1.2.2. Épaisseur des bandes de cisaillement	88
III.2. Étude de la constitution des copeaux	90
III.2.1. Constitution globale du copeau	91
III.2.1.1. Analyse de phases par diffraction des rayons X	91
III.2.1.2. Analyse de phases par diffraction des rayons X à l'ESRF	94
III.2.2. Constitution des bandes de cisaillement.....	95
III.2.2.1. Observations microstructurales par microscopie électronique à balayage.....	95
III.2.2.2. Étude par EBSD des grains à l'intérieur des bandes de cisaillement.....	97
III.2.2.3. Analyse par EDX.....	98
III.3. Discussion	99
III.3.1. Aspects morphologiques des copeaux	99
III.3.2. Transformation de phase dans les bandes de cisaillement	101
III.3.3. Implication des observations métallurgiques sur les théories de formation du copeau en usinage à grande vitesse.....	102
Conclusions	104

INTRODUCTION

Dans l'industrie, les procédés de mise en forme des métaux par enlèvement de matière génèrent toujours des copeaux, qui sont généralement traités en tant que déchets industriels. Dans le domaine de la recherche en usinage, les copeaux suscitent un intérêt accru puisqu'ils peuvent être considérés comme des témoins des phénomènes thermomécaniques ayant lieu lors de la coupe [Sutter 2005]. Leur étude peut permettre une meilleure compréhension du phénomène de la coupe ainsi qu'une meilleure maîtrise de l'intégrité des surfaces obtenues.

La recherche dans le domaine des copeaux s'est principalement orientée autour de trois axes :

- Un premier centré sur la description des modes de formation des copeaux dentelés, typiquement retrouvés en usinage à grande vitesse. Dans ce domaine deux théories largement discutées dans la littérature s'affrontent. La première fait intervenir le cisaillement catastrophique thermoplastique, introduit par Recht dès les années 1960 [Recht 1964] et postérieurement soutenue et développée par d'autres auteurs [Komanduri 1981], [Komanduri 1982-A], [Semiatin 1983], [Huo 1997], [Molinari 2002], [Davies 2001]. La deuxième théorie explique la formation de ce type de copeaux par une apparition périodique de fissures dans la surface libre de la pièce, au dessus de la zone primaire de cisaillement, suivie d'une propagation de la fissure dans le plan de cisaillement [Nakayama 1974], [Vyas 1993], [Poulachon 1998], [Shaw 1998], [Vyas 1999], [Shivpuri 2002], [Hua 2004].
- Un deuxième axe porte sur la caractérisation géométrique et morphologique des copeaux. Plusieurs paramètres peuvent être pris en compte, notamment la fréquence de cisaillement (ou la distance entre deux bandes de cisaillement consécutives) et l'épaisseur des bandes de cisaillement [Bayoumi 1995], [Sutter 1997], [Molinari 2002], [Dolinsek 2004], [Hua 2004]. Ces travaux ont cherché principalement à relier l'évolution des paramètres morphologiques mesurés sur les copeaux aux conditions de coupe et aux propriétés du matériau usiné.
- Le troisième axe, comparativement moins développé et historiquement plus récent, se centre sur la caractérisation microstructurale et métallurgique des copeaux obtenus. Parmi ces travaux se distinguent ceux de Bayoumi et Xie [Bayoumi 1995] et de Siemers et ses collaborateurs sur le TA6V [Siemers 2003], ainsi que ceux de Barry et Byrne [Barry 2002] et de Duan et Wang [Duan 2005] sur les aciers.

Dans la première partie de ce chapitre une étude morphologique des copeaux sera présentée. Deux paramètres principaux ont été retenus pour caractériser la morphologie des copeaux : la fréquence de cisaillement et l'épaisseur des bandes de cisaillement. Nos résultats ont ensuite été discutés à la lumière de la littérature disponible à ce sujet.

Dans une seconde partie, les efforts seront consacrés à la caractérisation métallurgique des copeaux. Dans ce domaine, quelques travaux antérieurs ont formulé des hypothèses concernant la génération de chaleur et les valeurs de températures atteintes lors de la coupe des alliages de titane, ainsi que les conséquences métallurgiques qui en découlent. C'est dans ce cadre que Komanduri évoque en 1982 une possible transformation de phase lors de l'usinage des alliages base titane [Komanduri 1982-B]. Par la suite, quelques travaux ont tenté de vérifier les hypothèses formulées par Komanduri, notamment les travaux de Bayoumi et Xie datant du milieu des années 90 [Bayoumi 1995]. Ces derniers, ont été utilisés par la suite et restent encore aujourd'hui comme une référence incontournable dans le domaine de l'usinage du titane et des métaux durs en général. Cependant, certaines imprécisions ont été observées dans la référence précédemment citée, et feront l'objet d'une discussion dans ce chapitre. C'est pourquoi, un effort particulier a été fourni pour caractériser la constitution des bandes de cisaillement présentes dans les copeaux, là où une transformation de phase pourrait avoir lieu. Grâce aux observations métallurgiques, le problème de la transformation de phase dans les copeaux, ainsi que la nature des bandes de cisaillement dans nos conditions d'usinage seront traités.

Finalement, les observations métallurgiques effectuées sur les copeaux serviront à discuter les deux principaux modèles qui cherchent à expliquer les origines et mécanismes de la formation du copeau en usinage à grande vitesse. En effet, les mécanismes retenus par chacune des théories ont des implications directes sur la métallurgie des copeaux obtenus. C'est ainsi que les observations présentées permettront de trancher entre ces différentes approches pour le cas étudié, c'est à dire, pour le matériau, le dispositif expérimental et les conditions de coupe testées.

Les travaux sur la caractérisation métallurgique des copeaux ont donné lieu à une publication qui se trouve sous la référence [Puerta Velásquez 2006-A]

III.1. MORPHOLOGIE DES COPEAUX

Les copeaux dentelés constituent le type de copeaux le plus couramment obtenu en usinage à grande vitesse de matériaux durs. Leur morphologie dépend de plusieurs paramètres, parmi lesquels on trouve [Dolinsek 2005] :

- Les propriétés mécaniques, thermiques et thermochimiques du matériau
- Les paramètres d'usinage
- Les caractéristiques du glissement dans la zone primaire de cisaillement
- Les variations des conditions tribologiques à l'interface outil-copeau
- Le comportement dynamique de la machine outil.

Différents paramètres géométriques sont régulièrement utilisés dans la littérature afin de caractériser la morphologie des copeaux obtenus. On retrouve notamment la fréquence de cisaillement, l'épaisseur et l'angle des bandes de cisaillement, l'épaisseur du copeau, ainsi que le rayon de courbure. De nombreuses études à ce sujet ont été réalisées sur différents matériaux, tels que les aciers durs, les alliages d'aluminium et les alliages de titane principalement.

Cependant il est généralement admis que ce sont les paramètres d'usinage, notamment la vitesse de coupe et la profondeur de passe, ainsi que les propriétés thermomécaniques du matériau, qui ont une influence majeure sur la morphologie des copeaux. Molinari et al. et Sutter et al., dans leurs travaux concernant des copeaux obtenus à partir d'un acier dur et d'un alliage de titane TA6V, ont montré le rôle prépondérant de la vitesse de coupe sur la fréquence de cisaillement et sur l'épaisseur des bandes de cisaillement [Sutter 1997], [Molinari 2002]. Ce résultat est en accord avec les observations de Bayoumi et Xie, ainsi que de Hua et Shivpuri sur le même alliage de titane [Bayoumi 1995], [Hua 2004]. Dans le même temps, Barry et al., ayant travaillé sur des copeaux de TA6V, affirment que la fréquence de cisaillement est fortement dépendante de la profondeur de passe et, dans une moindre mesure, de la vitesse de coupe [Barry 2001], [Poulachon 1998].

Dans cette étude, seul l'effet de la vitesse de coupe sur la morphologie des copeaux obtenus sera évalué.

III.1.1. DESCRIPTION GENERALE DU COPEAU

Les copeaux obtenus se présentent sous forme de rubans à géométrie hélicoïdale où la surface extérieure correspond à celle qui était en contact avec la surface de coupe de l'outil. Cette surface présente un aspect lisse où des traces dues à l'usure et aux vibrations de l'outil sont observées (Fig. III.1).

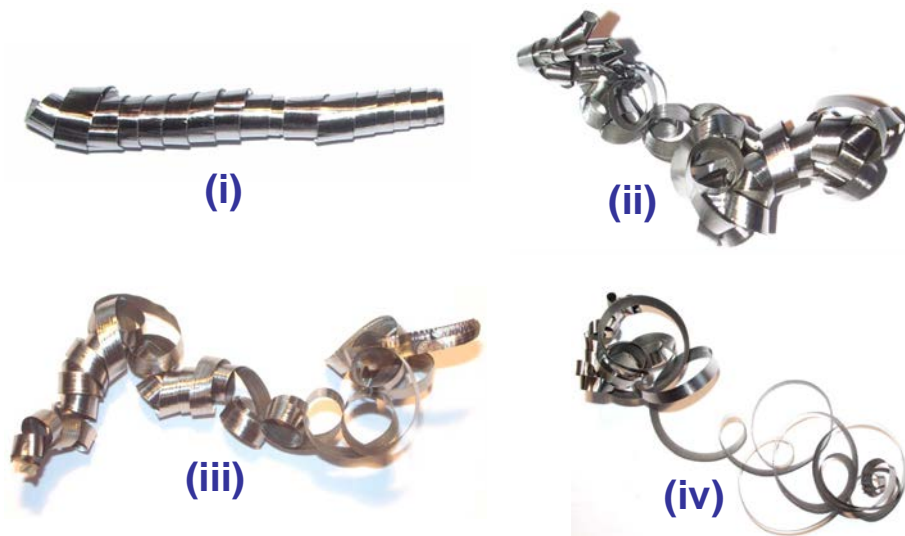


Figure III. 1. Aspect macroscopique des copeaux obtenus à différentes vitesses de coupe : (i) $V_c = 60$ m/min ; (ii) $V_c = 180$ m/min ; (iii) $V_c = 420$ m/min ; (iv) $V_c = 600$ m/min.

Tous les copeaux ont été récupérés après chaque essai d'usinage. Ils ont fait l'objet d'une préparation métallographique afin de révéler leur microstructure. Après une observation générale des images obtenues en microscopie électronique à balayage, les copeaux obtenus peuvent être considérés comme *dentelés ou avec cisaillement localisé*, selon le classement donné dans le chapitre I.1.5.2. Ces observations mettent en évidence une hétérogénéité dans la déformation du copeau, tel que le montre la figure III.2. Trois zones différentes peuvent ainsi être distinguées :

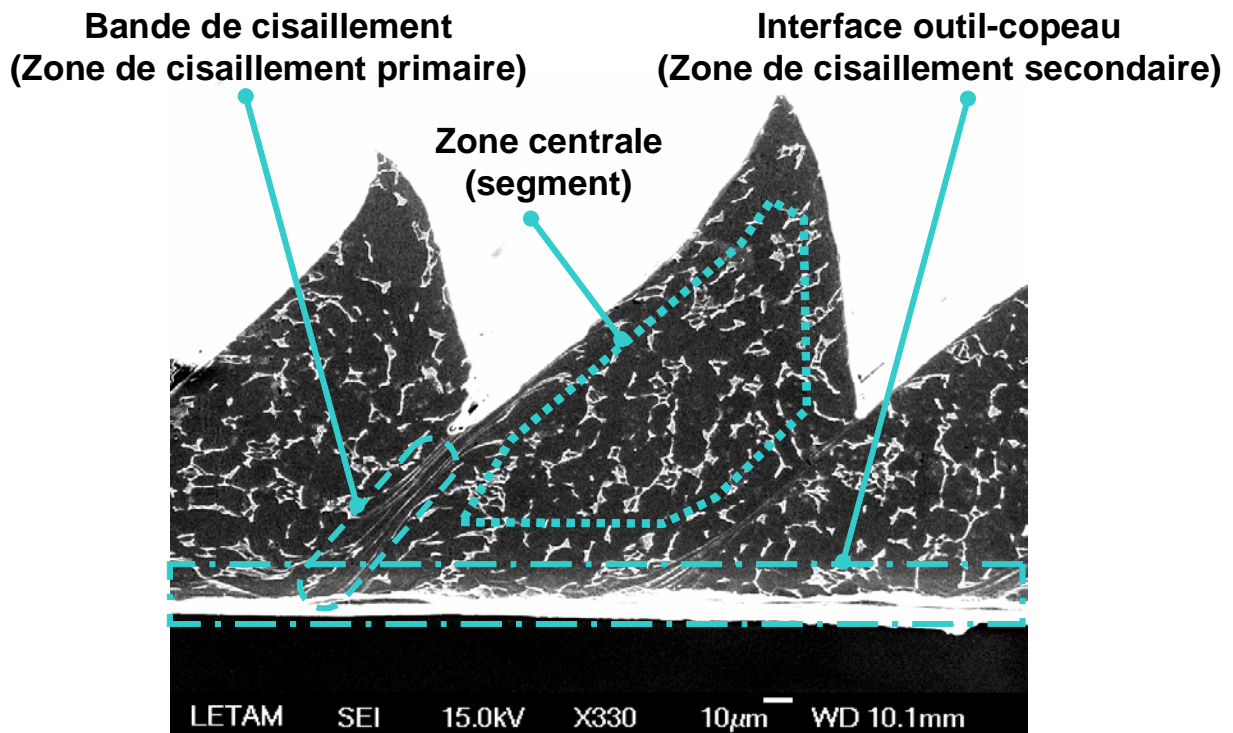


Figure III.2. Aspect des copeaux obtenus après une préparation métallographique adéquate. Trois différentes zones sont distinguées.

- Une zone le long de l'interface outil-copeau où il est possible de voir les grains alignés dans le sens de l'écoulement de la matière, c'est à dire, dans le sens de l'évacuation du copeau lors de sa formation (fig. III.3). Cette zone reçoit aussi le nom de *bande de cisaillement secondaire*. Elle correspond à la zone de cisaillement secondaire lors de la formation du copeau.
- Une zone qui concerne la bande de cisaillement, dont la description fera l'objet d'une présentation plus détaillée ultérieurement. Elle correspond à la zone de cisaillement primaire lors de la formation du copeau.
- Une zone centrale ou segment, contenue entre les deux zones déjà citées, où les grains semblent peu perturbés par l'usinage.

III.1.2. PARAMETRES MORPHOLOGIQUES DES COPEAUX

Les observations en microscopie électronique à balayage ont permis de quantifier la morphologie des copeaux. La figure III.3 présente les paramètres sur lesquels cette étude portera : la distance entre les bandes ou fréquence de cisaillement (DB) et l'épaisseur des bandes de cisaillement (d). Ces paramètres ont été mesurés par des méthodes graphiques à l'aide de logiciels de traitement d'images. Toutes les mesures ont été réalisées au minimum sur deux copeaux contenant plusieurs segments, et obtenus lors d'un même essai. Chaque mesure a été effectuée cinq fois et les valeurs présentées correspondent aux moyennes obtenues. Les barres d'erreur affichées sur les graphiques correspondent à l'écart type de la mesure.

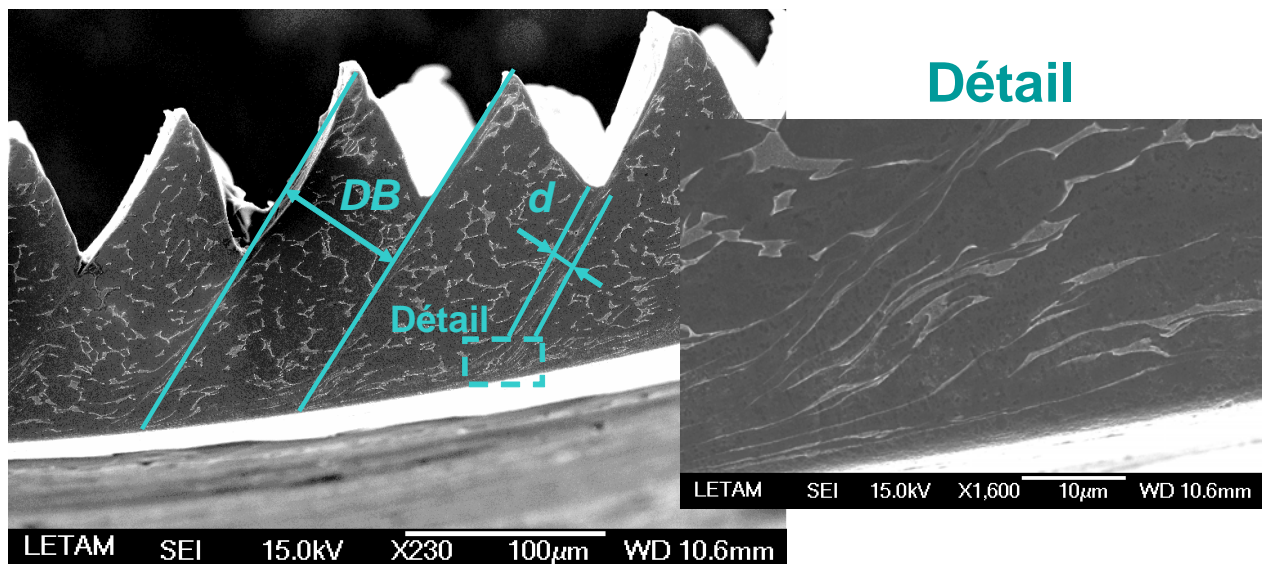


Figure III.3. Présentation des paramètres permettant de caractériser la morphologie des copeaux. DB : distance entre les bandes de cisaillement ; d : épaisseur des bandes de cisaillement. Détail d'une bande de cisaillement secondaire.

Lors d'un test de coupe orthogonale effectué sur un tour d'usinage, le mouvement d'engagement de l'outil de coupe dans la matière fait que le premier tour d'usinage s'effectue à profondeur de passe variable. Il en est de même pour le dernier tour d'usinage, lorsque

l'outil se retire du matériau. Pour cette raison les copeaux issus des étapes initiale et finale de l'usinage n'ont pas été pris en compte pour cette étude.

III.1.2.1. Fréquence de cisaillement ou distance entre les bandes de cisaillement

La fréquence de cisaillement des copeaux (f) est définie comme le nombre de segments produit par unité de temps [Molinari 2002], et est donnée en hertz (Hz). Une définition équivalente peut être aussi utilisée pour la caractérisation des copeaux. Il s'agit de la distance moyenne entre les points centraux de deux bandes de cisaillement consécutives [Bayoumi 1995], dont la valeur est donnée en millimètres (mm). Dans la suite de l'étude, la première définition sera adoptée.

La figure III.4 présente la fréquence de cisaillement en fonction de la vitesse de coupe, dans une représentation log-log. On observe une augmentation de la fréquence de cisaillement avec la vitesse de coupe.

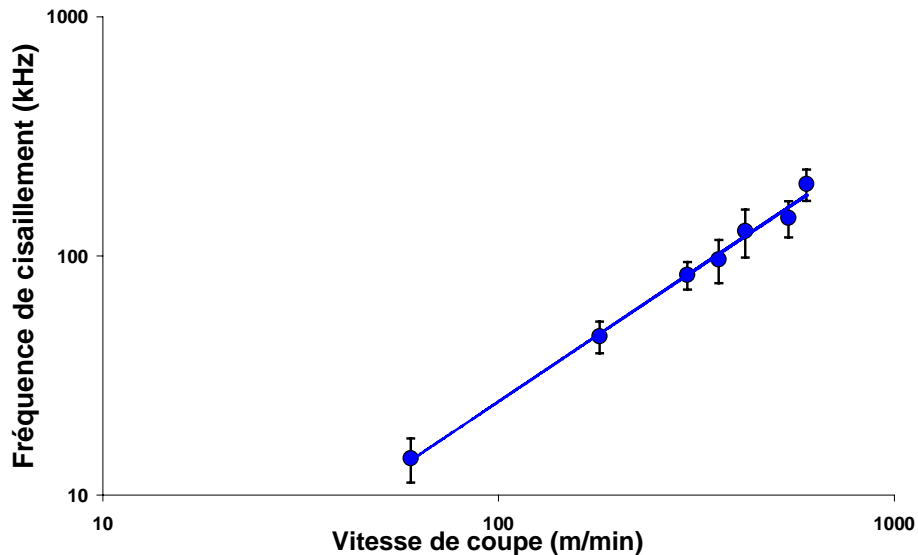


Figure III.4. Fréquence de cisaillement en fonction de la vitesse de coupe.

Molinari et ses collaborateurs ont montré que la fréquence de cisaillement f est gouvernée par la vitesse de coupe, à la puissance $7/4$, facteur indépendant des autres paramètres de coupe et des propriétés du matériau, [Molinari 2002] :

$$f = \frac{\sin \phi}{A} V^{7/4} \quad (\text{III.1})$$

ϕ étant l'angle de cisaillement, V la vitesse de coupe et A un paramètre prenant en compte la conductivité thermique, la capacité thermique par unité de masse et la température initiale du matériau, le coefficient de Taylor-Quinney caractérisant la quantité de travail plastique transformée en chaleur, le paramètre d'adoucissement thermique, la vitesse de cisaillement, la cisssion et la vitesse de cisaillement critiques à laquelle débutera le glissement ainsi que la profondeur de passe.

La figure III.5 regroupe divers résultats disponibles dans la littérature sur la fréquence de cisaillement des copeaux dentelés pour différents matériaux et conditions de coupe. Bien que les valeurs des coefficients directeurs, présentées dans le tableau III.2, diffèrent de $7/4$, tel qu'il est prévu par l'équation (III.1), on remarque une corrélation entre la vitesse de coupe et la fréquence de cisaillement très similaire pour les différents matériaux. Seuls les résultats présentés par Hua et Shivpuri [Hua 2004], où seulement deux valeurs sont disponibles, diffèrent sensiblement des coefficients directeurs retrouvés. Cependant, les coefficients directeurs sont proches de la valeur expérimentale obtenue par Molinari et ses collaborateurs, estimée à $7/5 (=1.4)$ [Molinari 2002].

L'écart observé entre les coefficients directeurs présentés dans le tableau III.2 et la valeur expérimentale obtenue par Molinari *et al.* peut être expliqué par l'utilisation de méthodes graphiques pour l'obtention des valeurs représentées dans la figure III.5. Molinari *et al.* signalent également que d'un point de vue expérimental, la rigidité de la machine semble jouer un rôle sur cette fréquence, ce qui peut également expliquer le faible écart entre les coefficients directeurs des droites retrouvés [Molinari 2002].

Dans un récent travail, Castro Martinez a montré que d'autres paramètres d'usinage, différents de la vitesse de coupe, ont une influence non négligeable sur la fréquence de cisaillement des copeaux [Castro Martinez 2006]. C'est le cas notamment de la profondeur de passe et de la géométrie de l'outil de coupe. Les observations de Poulachon et al. sur des copeaux obtenus par usinage d'un acier AISI 52100 (100Cr6) vont dans le même sens. En effet, leurs travaux ont montré une relation inversement proportionnelle entre la profondeur de passe et la fréquence de cisaillement des copeaux [Poulachon 2005]. Ces observations permettent de justifier les différences observées sur les coefficients directeurs par rapport à la valeur théorique, par des différences expérimentales entre les tests d'usinage réalisés pour chaque étude (paramètres de coupe, outil de coupe, rigidité du dispositif expérimental, etc.).

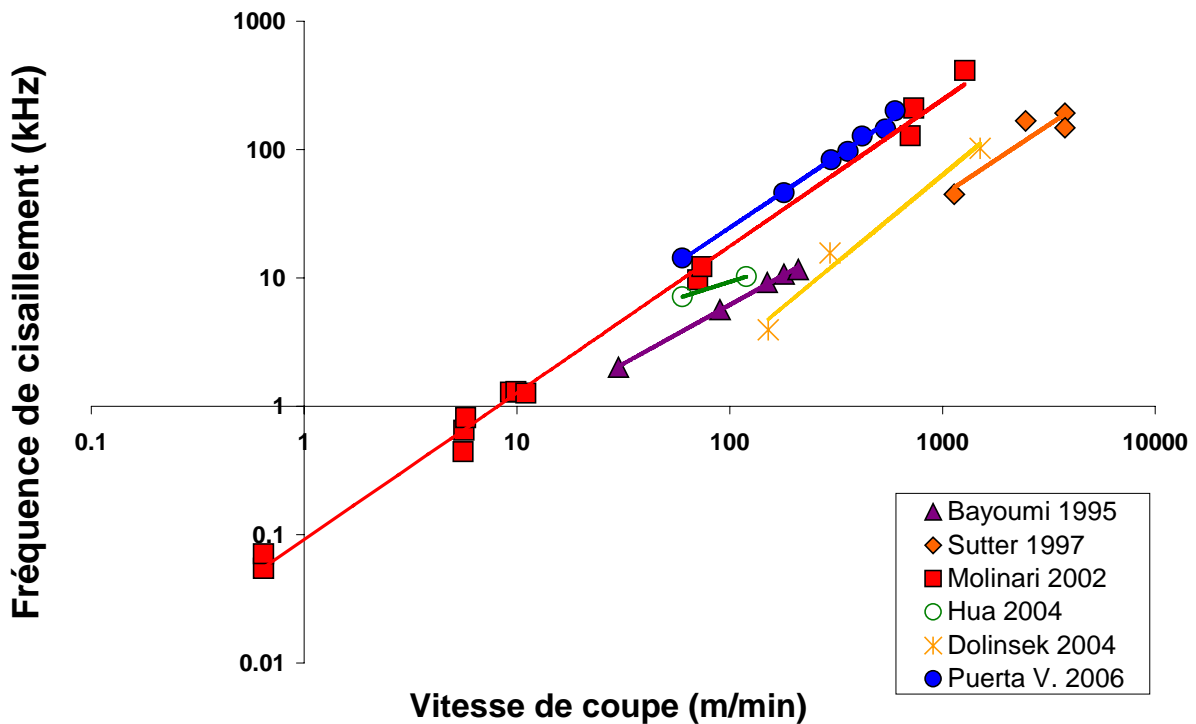


Figure III.5. Évolution de la fréquence de cisaillement avec la vitesse de coupe. Données recueillies dans la littérature (les principaux paramètres d'usinage et le matériau étudié sont présentés dans le tableau III.1).

Tableau III.1. Principaux paramètres de coupe et matériau étudié concernant les courbes présentées dans les figures III.5 et III.7.

Référence	V_c (m/min)	a_p (mm)	Matériau
[Bayoumi 1995]	30 à 210	0.5	TA6V
[Sutter 1997]	1080 à 3720	0.30	Acier C15
[Molinari 2002]	0.6 à 4380	0.12 et 0.25	TA6V
[Hua 2004]	60 et 120	0.127	TA6V
[Dolinsek 2004]	60 à 1500	0.1 et 0.15	Acier X63CrMoV5-1
[Puerta V. 2006]	60 à 600	0.12	TA6V

Tableau III.2. Coefficients directeurs des droites présentées dans la figure III.5 reliant la fréquence de cisailent avec la vitesse de coupe.

Référence	Coefficient directeur
[Bayoumi 1995]	0.9
[Sutter 1997]	1.1
[Molinari 2002]	1.1
[Hua 2004]	0.5
[Dolinsek 2004]	1.4
[Puerta V. 2006]	1.1

III.1.2.2. Épaisseur des bandes de cisaillement

Dans leurs travaux sur la morphologie des copeaux de TA6V obtenus par usinage à grande vitesse, Molinari et al. ont montré que l'épaisseur des bandes de cisaillement (d) est inversement proportionnelle à la vitesse de coupe, selon la loi suivante [Molinari 2002] :

$$d = \frac{b(h)}{V_c} \quad \text{(III.2)}$$

où le facteur b dépend de la profondeur de passe h . On utilisera cette formulation pour commenter nos observations.

La figure III.6 montre l'évolution de l'épaisseur de la bande de cisaillement en fonction de la vitesse de coupe, dans une représentation log-log. Une corrélation entre l'épaisseur de la bande et la vitesse de coupe est observée. Il est intéressant de noter que cette figure contient les épaisseurs des bandes relevées pour toute la série de tests, c'est à dire, pour des vitesses de coupe allant de 60 à 600 m/min. Cependant, il est possible d'observer deux zones de vitesse où l'épaisseur de la bande évolue de façon différente. Dans la première zone, allant de 1 à 300 m/min, un coefficient directeur de droite égal à -0.2 est obtenu, tandis que dans la deuxième zone, allant de 300 à 600 m/min, le coefficient directeur est égal à -0.93 , valeur très proche de -1 , proposée par Molinari. Il semblerait alors qu'un comportement différent pour l'épaisseur de la bande de cisaillement ait lieu aux faibles vitesses de coupe.

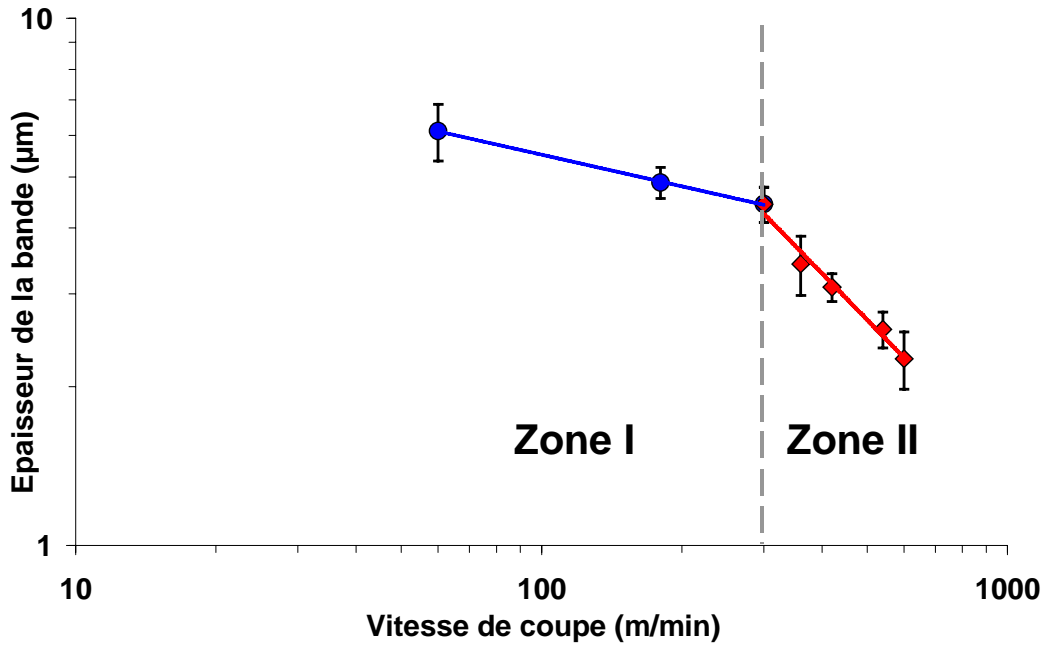


Figure III.6. Épaisseur de la bande de cisaillement en fonction de la vitesse de coupe. Découpage en deux zones de vitesses.

La figure III.7 permet de comparer nos mesures à d'autres travaux. Il est nécessaire de noter que les matériaux usinés et les paramètres de coupe utilisés dans la littérature, ne sont pas nécessairement similaires à ceux utilisés dans ce travail (voir tableau III.2). Cependant on peut constater que l'épaisseur des bandes de cisaillement diminue avec l'augmentation de la vitesse de coupe, en suivant un comportement prévu par le modèle de Molinari et al., comme le montre le tableau III.3

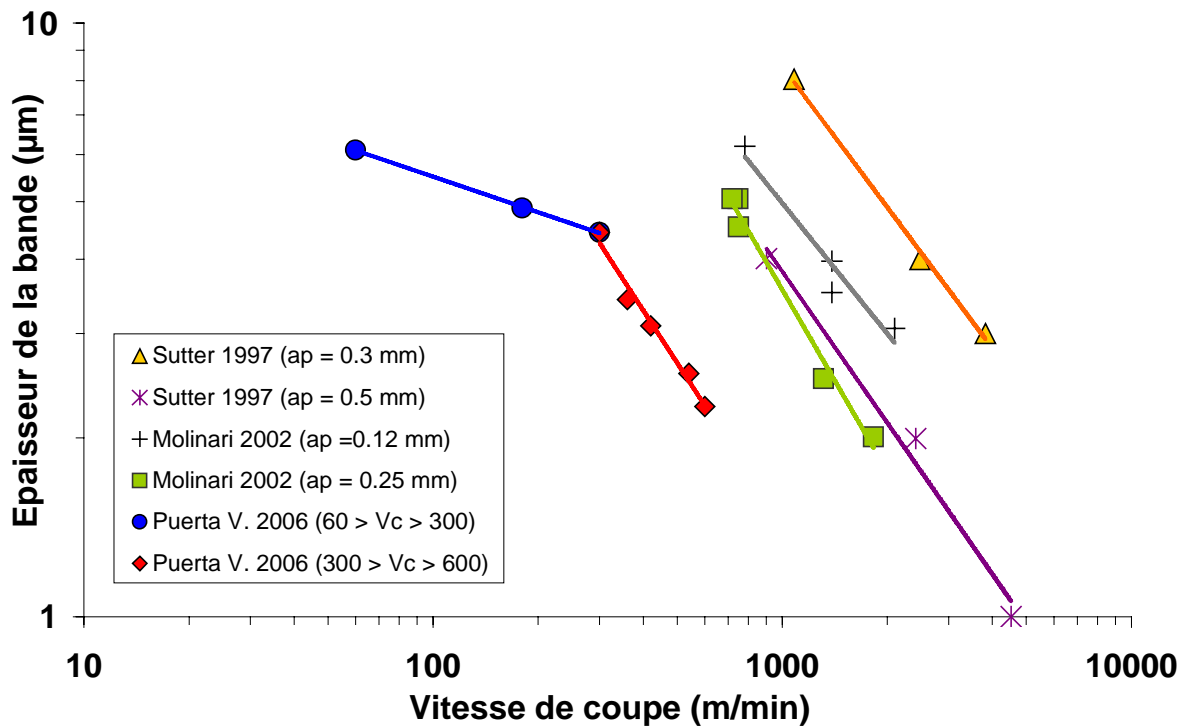


Figure III.7. Épaisseur des bandes de cisaillement en fonction de la vitesse de coupe. Données recueillies dans la littérature (les principaux paramètres d'usinage ainsi que le matériau étudié sont présentés dans le tableau III.1).

Tableau III.3. Coefficients directeurs des droites présentées dans la figure III.7 corrélant l'épaisseur des bandes de cisaillement avec la vitesse de coupe.

Référence	a_p (mm)	Coefficient directeur
[Sutter 1997]	0.30	-0.8
[Sutter 1997]	0.50	-0.9
[Molinari 2002]	0.12	-0.7
[Molinari 2002]	0.25	-1.0
[Puerta V. 2006]	0.12 ($60 > V_c > 300$)	-0.2
[Puerta V. 2006]	0.12 ($300 > V_c > 600$)	-0.9

III.2. ETUDE DE LA CONSTITUTION DES COPEAUX

Comme il a déjà été commenté dans le chapitre I.1.6, l'usinage à grande vitesse des métaux se caractérise par l'adoucissement thermique du matériau usiné, induit par l'intense déformation plastique qui génère de grandes quantités de chaleur dans la zone primaire de cisaillement. Il se produit alors de très forts gradients de température localisés dans des zones très étroites et pendant des intervalles de temps très courts, ce qui confère au phénomène un caractère *adiabatique*. Ce phénomène est amplifié dans le cas du titane à cause de sa faible conductivité thermique ($21.9 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$ pour le titane pur, $6.7 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$ pour le TA6V), par rapport à d'autres métaux couramment usinés ($51.9 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$ pour un acier AISI 1020, $193 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$ pour un l'aluminium 2024).

Dans le cas de l'usinage du titane, un effet supplémentaire d'origine thermique peut être envisagé : le titane pur, à température ambiante, présente une structure cristalline hexagonale compacte, où le nombre de systèmes de glissement est limité. L'augmentation de la température entraîne une transformation allotropique de la structure hexagonale compacte vers une structure cubique centrée. Cette dernière présente bien plus de systèmes de glissement que dans la forme stable à basse température, ce qui la rend plus ductile.

La faible conductivité thermique du titane, additionnée à la concentration de la déformation dans des bandes très étroites dans la zone primaire de cisaillement lors de la formation du copeau, peuvent entraîner une augmentation de la température dans ces bandes au delà de la température de transformation de phase. Ce phénomène peut alors accentuer la déformation grâce au nombre important de systèmes de glissement de la phase cubique centrée, générant davantage de chaleur. Cette possibilité a déjà été envisagée par Komanduri dès le début des années 80 [Komanduri 1982-A] mais relativement peu discuté dans la littérature. Des efforts à ce sujet sont dus à Bayoumi et Xie [Bayoumi 1995], Siemens et ses collaborateurs [Siemens 2003].

Dans cette partie du chapitre nous nous intéresserons alors à la constitution des copeaux, à travers une approche métallurgique. Une attention particulière sera donnée à la nature des bandes de cisaillement, endroit théoriquement privilégié pour des modifications métallurgiques si elles ont lieu.

III.2.1. CONSTITUTION GLOBALE DU COPEAU

III.2.1.1. Analyse de phases par diffraction des rayons X

La première étape dans la caractérisation des copeaux a été l'analyse des diffractogrammes obtenus par diffraction des rayons X. En effet, la comparaison de la forme des raies de diffraction et leurs rapports d'intensité permet d'effectuer une évaluation qualitative des modifications microstructurales subies par les copeaux lors de leur formation. Ainsi, les diffractogrammes des copeaux ont été systématiquement comparés à celui du matériau avant l'usinage. Toutes les mesures ont été réalisées sur la surface de contact outil/copeau de ce dernier, comme l'illustre la figure III.8. Dans les conditions expérimentales utilisées (géométrie de Bragg-Brentano) et pour un volume participant à la diffraction¹ défini à 99.9% du volume de diffraction totale, la profondeur de pénétration des rayons X est d'environ 14 μm . Les mesures ont été effectuées en utilisant la technique d'intégration deux axes, jusqu'à une déclinaison maximale égale à 50°.

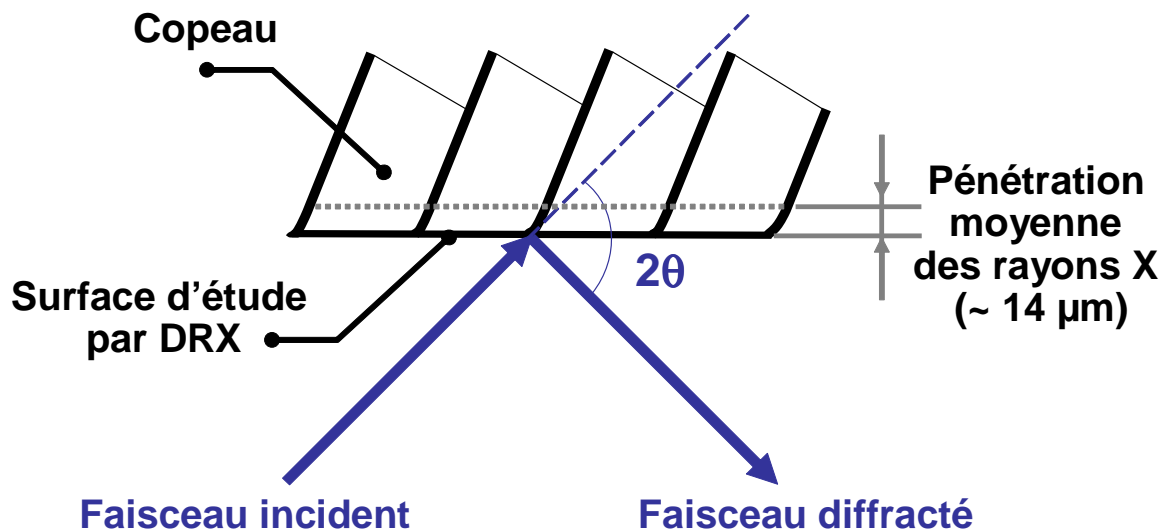


Figure III.8. Géométrie d'analyse des copeaux par diffraction des rayons X.

Les mesures ont révélé une forte influence de la vitesse de coupe sur la forme des diffractogrammes. La figure III.9 résume ces résultats. En effet, pour les faibles vitesses de coupe, les diffractogrammes des copeaux et celui du matériau avant l'usinage peuvent être considérés comme très similaires. A partir d'une vitesse de coupe de 180 m/min, les raies de diffraction s'élargissent et les rapports d'intensité évoluent. Cet élargissement peut être expliqué comme une conséquence de la forte déformation plastique à l'interface outil-copeau pendant la formation du copeau, ainsi que par l'intense frottement entre l'outil et le copeau lors de son évacuation. Les dislocations créées lors de la déformation plastique produisent des microdéformations qui se traduisent par une distorsion du réseau cristallin, entraînant un élargissement des raies dans les diffractogrammes mesurés.

¹ L'annexe III.2 présente le calcul du volume participant à la diffraction.

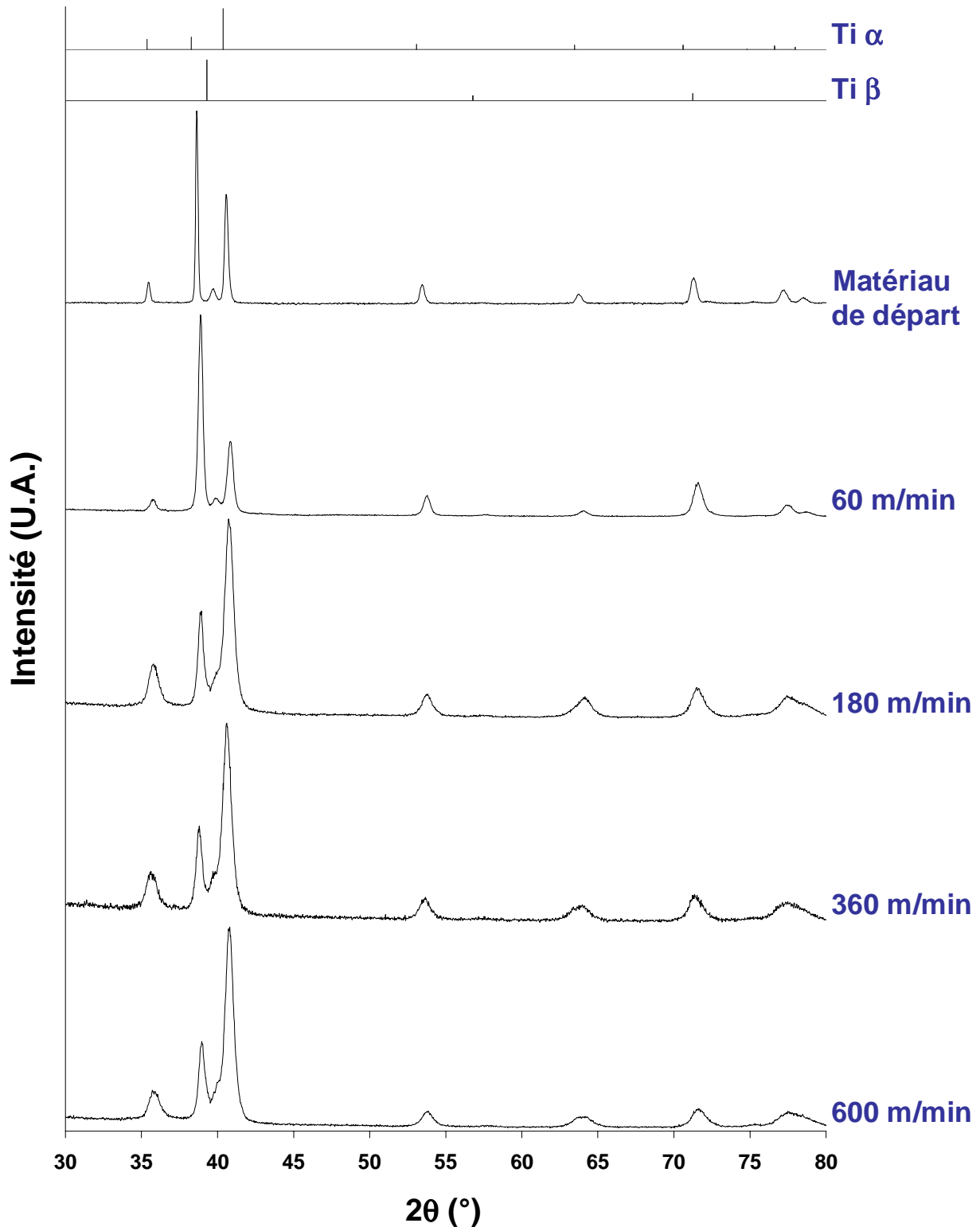


Figure III.9. Diffractogrammes normalisés du matériau avant l'usinage et des copeaux obtenus à différentes vitesses de coupe (mesures effectuées avec un rayonnement Cu K α , $\lambda = 1.5418 \text{ \AA}$). En haut de la figure apparaissent les diffractogrammes théoriques des du titane α et du titane β .

Une conséquence de la déformation plastique subie par les copeaux est la superposition de certaines raies de diffraction des phases Ti α et Ti β . En effet, une observation détaillée des diffractogrammes permet de voir des dissymétries dans les raies (10.1) et (10.3) du titane α

(Fig. III.9 et III.10). Ces dissymétries s'expliquent par l'élargissement des raies de diffraction, qui entraîne la superposition de celles dont les distances inter-réticulaires $d_{(hkl)}$ sont très proches.

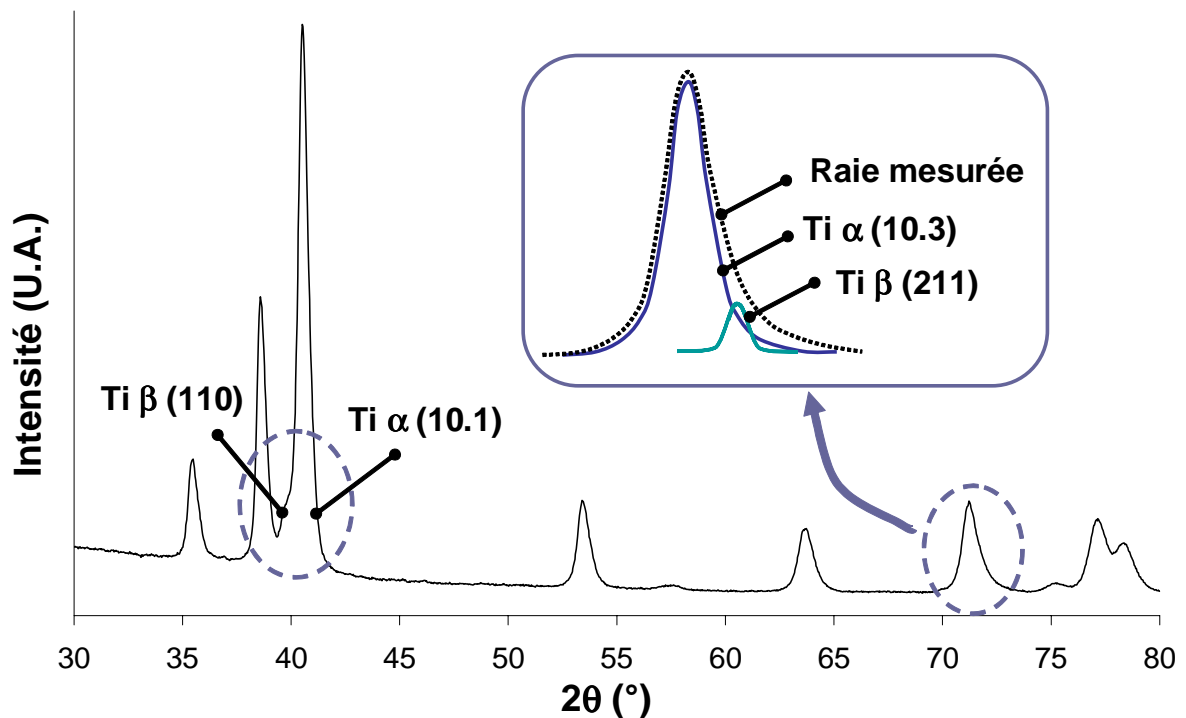


Figure III.10. Superposition des raies dans un diffractogramme d'un copeau obtenu à une vitesse de coupe de 600 m/min (mesure effectuée avec un rayonnement $\text{Cu K}\alpha$, $\lambda = 1.5418 \text{ \AA}$).

L'analyse de phases par diffraction des rayons X effectuée sur les copeaux a montré que la teneur en phase β dans les copeaux reste inchangée à 8% ($\pm 2\%$ dû aux incertitudes de mesure et au post-traitement des données) par rapport au matériau avant usinage. Cette observation est valable pour toutes les vitesses de coupe testées. L'analyse de phase a également révélé qu'aucune phase différente de celles déjà présentes dans le matériau avant l'usinage n'a été formée lors de la coupe. Ce résultat semble alors exclure une possible formation d'oxydes de titane pendant la formation du copeau, possibilité qui avait été envisagée au préalable, du fait de la haute réactivité chimique du titane et des hautes températures atteintes par le matériau lors de l'usinage, facteur catalyseur des phénomènes d'oxydation. Cependant, nos observations par diffraction des rayons X ne permettent pas d'exclure complètement une possible formation de nouvelles phases lors de la coupe, mais permettent de confirmer la présence de la phase $\text{Ti } \alpha$ ainsi que la non disparition de la phase $\text{Ti } \beta$ dans les copeaux obtenus. En effet, si de nouvelles phases sont formées en faible quantité (telles que des oxydes), les grains ont une dimension nanométrique et se trouvent dispersés dans le matériau, la diffraction des rayons X ne permettrait pas de mettre en évidence leur présence. Dans un tel cas, l'existence de ce type de phases pourrait être élucidée par d'autres moyens de caractérisation microstructurale, tels que la microscopie électronique à transmission. Dans ce travail, de telles observations n'ont pas pu être effectuées à cause des difficultés liées à la préparation des échantillons.

Comme il a été énoncé précédemment, et malgré la technique de mesure utilisée (intégration deux axes jusqu'à un angle de déclinaison de 50°), les rapports d'intensité entre les raies de diffraction sont aussi affectés par la vitesse de coupe (Fig. III.9). A de faibles

vitesses de coupe, le rapport d'intensité des raies du Ti α des copeaux reste similaire à celui observé dans le matériau de départ. A partir d'une vitesse de 180 m/min, une diminution progressive de l'intensité de la raie (00.2) a lieu tandis que celle de la raie (10.1) augmente, et cela en fonction de la vitesse de coupe. Cette modification des rapports d'intensité est expliquée par une modification de la texture cristallographique de la surface analysée, induite par l'intense déformation plastique, ainsi que par le frottement ayant lieu dans les copeaux.

Afin d'évaluer l'effet de l'usure des outils utilisés lors des essais d'usinage sur les mesures effectuées, des copeaux du début, du milieu et de la fin d'usinage ont été récupérés et analysés par diffraction des rayons X. Les diffractogrammes obtenus ne montrent aucune modification en terme d'intensité, des rapports d'intensité ou d'élargissement des raies, tout le long des essais. Bien que l'étude de l'usure des outils utilisés n'était pas un des objectifs de cette étude, il est intéressant de signaler que des traces de collage du titane sur l'arête de coupe de l'outil ont été observées, et cela dès les plus faibles vitesses de coupe. Quelques images des outils utilisés à 60 m/min et 600 m/min sont disponibles dans l'annexe III.1.

III.2.1.2. Analyse de phases par diffraction des rayons X à l'ESRF

Les expériences en diffraction des rayons X précédemment présentées fournissent une information qui peut être qualifiée d'incomplète, du fait que l'analyse s'est limitée à un volume de matière centré sur l'interface outil-copeau (voir fig. III.8). Afin de généraliser l'analyse à d'autres zones du copeau, des mesures complémentaires ont été effectuées à l'European Synchrotron Radiation Facility (ESRF) à Grenoble, France. Le type de rayonnement utilisé (ligne ID15 B), hautement énergétique (56.46 KeV), permet d'effectuer des mesures en transmission sur les échantillons. C'est pour cette raison que l'information obtenue lors de ces expériences peut être considérée à caractère volumique.

Lors de ces expériences, les échantillons ont été irradiés sur une surface perpendiculaire à l'interface outil-copeau, contenant plusieurs bandes de cisaillement (voir détail dans la figure III.11). Pour ces expériences, les échantillons ont été amincis mécaniquement jusqu'à une épaisseur de 200 μm , afin d'assurer la condition de transmission. Du fait d'une disponibilité restreinte des moyens expérimentaux de l'ESRF, seul des copeaux obtenus à une vitesse de coupe de 600 m/min ont été examinés.

Grâce au dispositif expérimental utilisé, l'élargissement des raies de diffraction est très faible, par rapport à celui du goniomètre de texture utilisé pour obtenir les diffractogrammes présentés dans les paragraphes précédents (fig. III.11). Ce faible élargissement des raies de diffraction peut être expliqué aussi par le fait que les mesures ont été effectuées sur une surface différente de celle analysée lors des expériences présentées dans le paragraphe III.2.1.1. En effet, les premiers diffractogrammes présentés ont été mesurés sur l'interface outil-copeau. Cette surface, ayant frottée avec la face de coupe de l'outil, a subi une déformation plastique telle que les raies de diffraction observées présentent des largeurs à mi-hauteur relativement importantes. Lors des expériences effectuées à l'ESRF, la surface analysée correspond au plan défini par la direction d'usinage et la direction normale.

L'analyse des diffractogrammes obtenus par rayonnement synchrotron fournit des renseignements importants sur la constitution des copeaux analysés :

- La présence des phases Ti α et Ti β dans les copeaux est confirmée.
- Aucune autre phase, différente de celles déjà observées dans le matériau avant l'usinage, n'a été détectée.

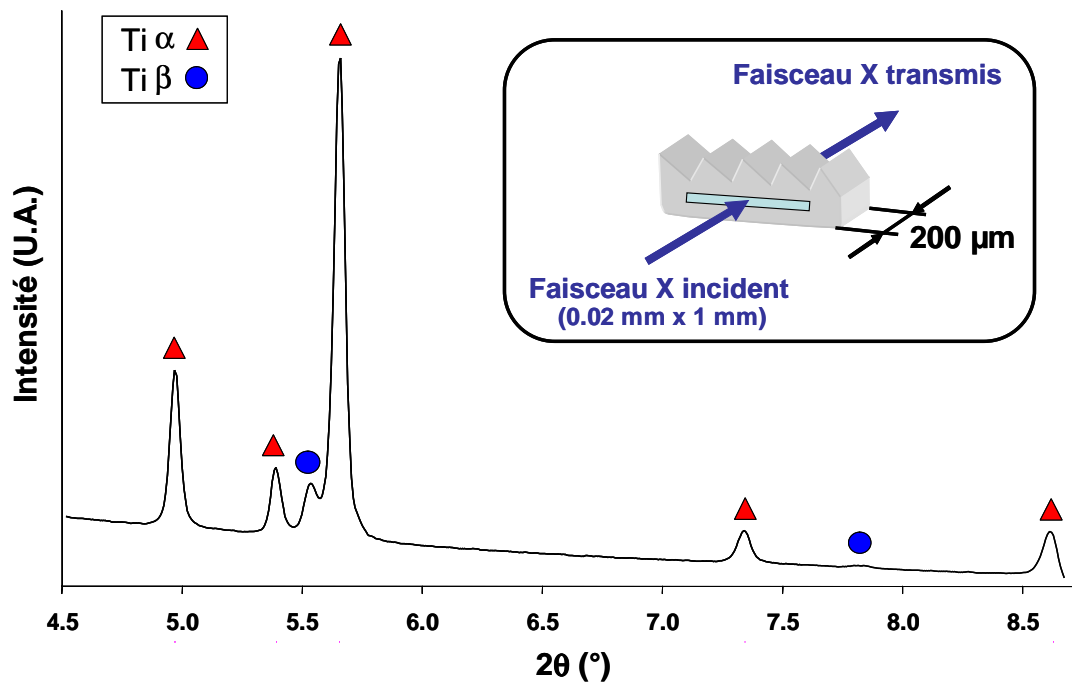


Figure III.11. Diffractogramme du copeau obtenu à une vitesse de coupe de 600 m/min. Mesure effectuée à l'ESRF. Un schéma concernant la géométrie de l'expérience se trouve en haut à droite de la figure (Les positions 2θ des plans cristallographiques des phases Ti α et Ti β pour la longueur d'onde utilisée, $\lambda = 0.21969 \text{ \AA}$, sont disponibles dans l'annexe III.3.).

III.2.2. CONSTITUTION DES BANDES DE CISAILLEMENT

III.2.2.1. Observations microstructurales par microscopie électronique à balayage

Les techniques de diffraction des rayons X employées pour la caractérisation des copeaux fournissent une information globale sur sa constitution. On a pu ainsi déterminer que les phases Ti α et Ti β sont toujours présentes dans les copeaux et qu'aucune nouvelle phase ne semble avoir été formée pendant la coupe. Cependant, ces expériences ne permettent pas de déterminer la façon dont les grains ont été modifiés lors de l'usinage, ni de déterminer la constitution des bandes de cisaillement, là où des transformations de phase peuvent être attendues.

A partir de maintenant, les observations seront centrées sur la bande de cisaillement, là où les conséquences de l'intense déformation plastique et les hautes températures mises en jeu lors de l'usinage pourraient être à l'origine de modifications métallurgiques importantes. La figure III.12 montre une bande de cisaillement dans un copeau obtenu à une vitesse de coupe de 360 m/min. Dans cette figure, on distingue des bandes grises et blanches, ces dernières pouvant atteindre une épaisseur inférieure à $0.02\mu\text{m}$. Cette figure révèle également le

caractère très local de la déformation. En effet, il est possible de voir comment le grain se trouvant à l'extérieur de la bande est entraîné à l'intérieur où il subit une très forte déformation, tandis que la partie qui reste à l'extérieur semble ne pas être affectée par la déformation.

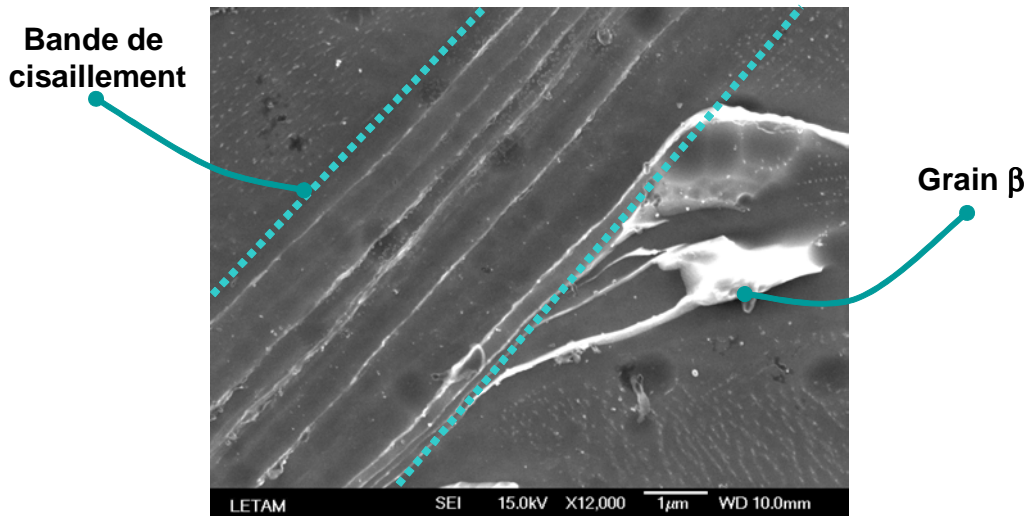


Figure III.12. Bande de cisaillement à l'intérieur d'un copeau ($V_c = 360$ m/min). A droite un grain β à la frontière de cette bande.

La déformation des grains qui apparaissent en blanc met en évidence le mouvement relatif entre le copeau déjà formé et le segment qui est en train d'être formé. La figure III.13 illustre ce phénomène. Ce mouvement a lieu dans le plan de cisaillement, mais dans des directions opposées. Malgré l'intense déformation dans les bandes de cisaillement, une sorte de continuité dans la microstructure est observée. D'un point de vue métallurgique, aucune évidence de formation de fissures, de transformation de phase, de fusion locale de la matière ou de soudage n'a été observée dans les bandes de cisaillement.

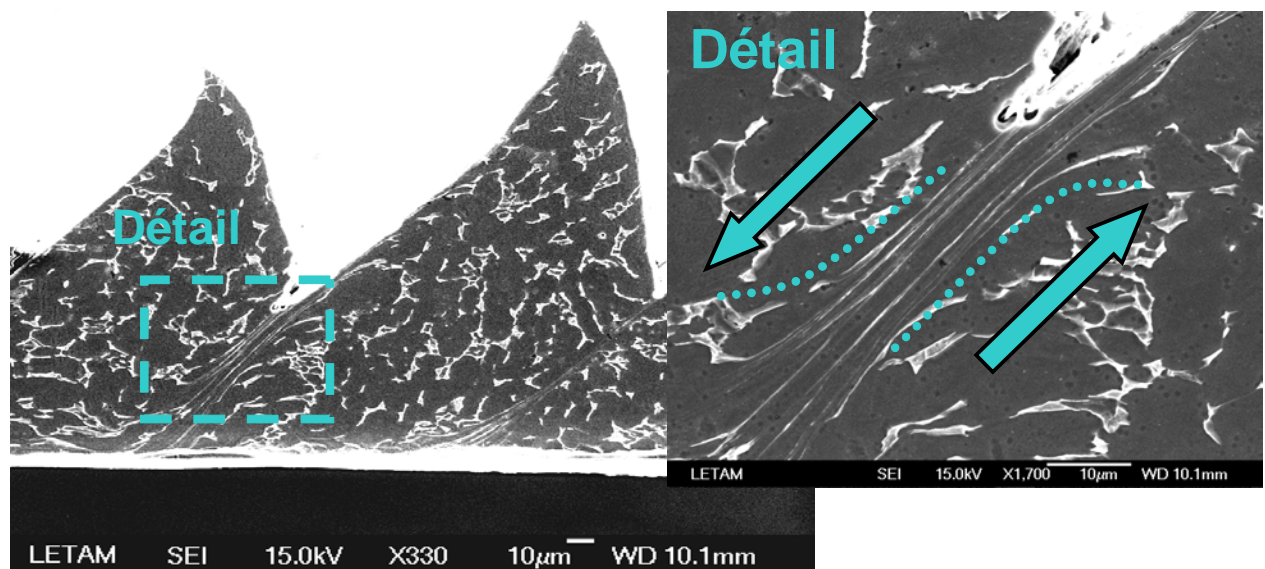


Figure III.13. Microstructure typique des copeaux. Détail d'une bande de cisaillement.

III.2.2.2. Étude par EBSD des grains à l'intérieur des bandes de cisaillement

L'intense déformation subie par le matériau dans les bandes de cisaillement modifie la géométrie des grains de façon considérable. La détermination exacte de la nature des grains à l'intérieur des bandes de cisaillement nécessite l'utilisation de moyens de caractérisation de haute définition, permettant de caractériser des zones de dimensions submicroniques. Afin de déterminer la nature des bandes grises et blanches observées dans les bandes de cisaillement, des mesures de diffraction locale par EBSD ont été réalisées.

La déformation plastique des grains à l'intérieur des bandes de cisaillement conduit à une distorsion du réseau cristallin. Cela rend difficile l'obtention de clichés de diffraction exploitables dans cette zone. Malgré ces contraintes, liées au matériau, à la préparation des échantillons et à la technique de mesure utilisée, il a été possible de réaliser des cartographies EBSD sur des surfaces très réduites à l'intérieur des bandes de cisaillement, contenant au moins un grain hyperdéformé. En dépit du faible taux d'indexation des cartographies obtenues, des groupes de pixels cohérents entre eux ont pu être indexés (pixels d'orientation similaire et dont leurs clichés de Kikuchi ont été indexés sans ambiguïté), tels que le montre la figure III.14. Les données obtenues ont permis de confirmer que les grains très allongés à l'intérieur des bandes de cisaillement appartiennent à la phase Ti β , tandis que son entourage est composé par des grains α . Ces grains β correspondent bien aux bandes blanches, présentées dans la figure III.12.

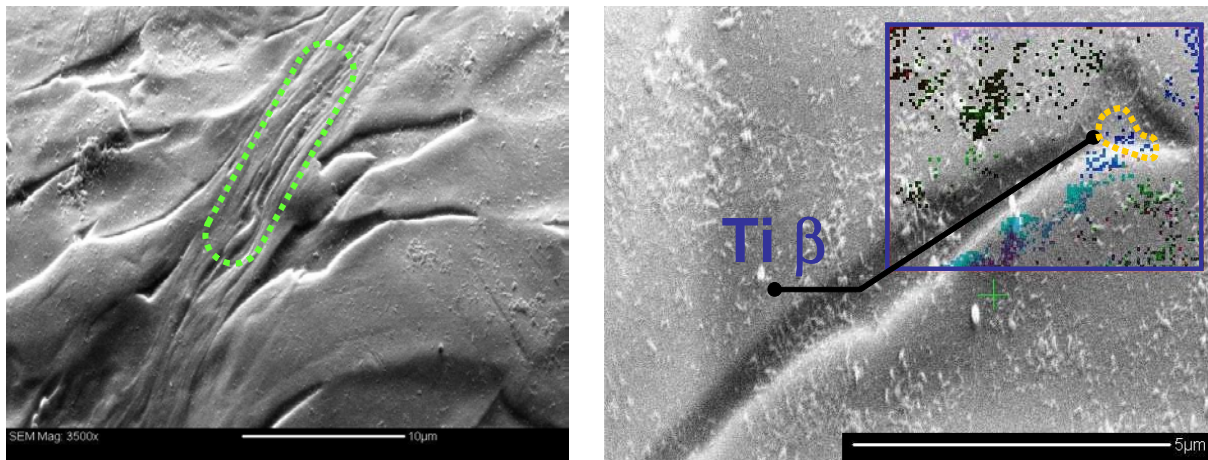


Figure III.14. A gauche : zone typique d'analyse en EBSD (une bande de cisaillement est entourée). A droite : cartographie mesurée à l'intérieur d'une bande de cisaillement, centrée sur un grain hyperdéformé.

Il est important de signaler que la méthode de préparation des échantillons retenue (polissage mécanique suivi d'un polissage électrolytique) conduit à une érosion préférentielle du titane β . Ceci, ajouté à la forte distorsion du réseau cristallin à l'intérieur des bandes de cisaillement explique le faible taux d'indexation enregistré dans les cartographies EBSD effectuées à l'intérieur des bandes de cisaillement, notamment sur le titane β .

III.2.2.3. Analyse par EDX

Les fortes températures générées lors de l'usinage peuvent conduire à des modifications de la composition chimique des copeaux. Cela par trois phénomènes distincts :

- Le titane est un élément qui présente une forte réactivité chimique avec la plupart des matériaux utilisés pour la fabrication des outils de coupe. Cela génère des phénomènes de dissolution-diffusion accentués avec la température.
- Tel qu'il a été évoqué dans ce chapitre, une transformation de phase dans les bandes de cisaillement, comme conséquence des fortes températures, est envisageable. Une telle transformation pourrait entraîner l'apparition de martensite α' dans la bande de cisaillement, phase qui possède la même composition chimique que le titane β .
- Les fortes températures atteintes dans la bande de cisaillement pourraient entraîner une migration des éléments d'alliage (aluminium – vanadium) modifiant la composition chimique des différentes phases.

Afin d'étudier une éventuelle modification dans la constitution chimique du matériau une étude de la distribution d'aluminium et vanadium dans les copeaux a été effectuée en utilisant l'EDX. Les résultats obtenus, résumés dans le tableau III.4, montrent que les concentrations d'aluminium dans les grains Ti α et de vanadium dans les grains Ti β n'ont pas été modifiées dans la zone centrale du copeau (les variations observées sont du même ordre de grandeur que l'incertitude de la mesure). Dans le cas de la bande de cisaillement, il n'a pas été possible d'effectuer des mesures précises. Cela s'explique par la faible taille des grains à l'intérieur de cette zone, ainsi que par la résolution spatiale minimale de la sonde EDX (1 μm^2 minimum).

Tableau III.4. Composition chimique des grains α et β dans les copeaux. Mesures réalisées dans la zone centrale du copeau par l'analyse locale EDX dans un MEB.

Grains α			Grains β		
Élément	% Massique	% Atomique	Élément	% Massique	% Atomique
Al	9	15	Al	5	9
Ti	89	83	Ti	81	79
V	2	2	V	14	12
TOTAL	100	100	TOTAL	100	100

Ces expériences montrent que la technique de l'EDX n'est pas adaptée à l'échelle du problème qui nous concerne, et ne nous permet pas de conclure vis-à-vis des éventuelles modifications dans la partition chimique des différentes phases dans la bande de cisaillement.

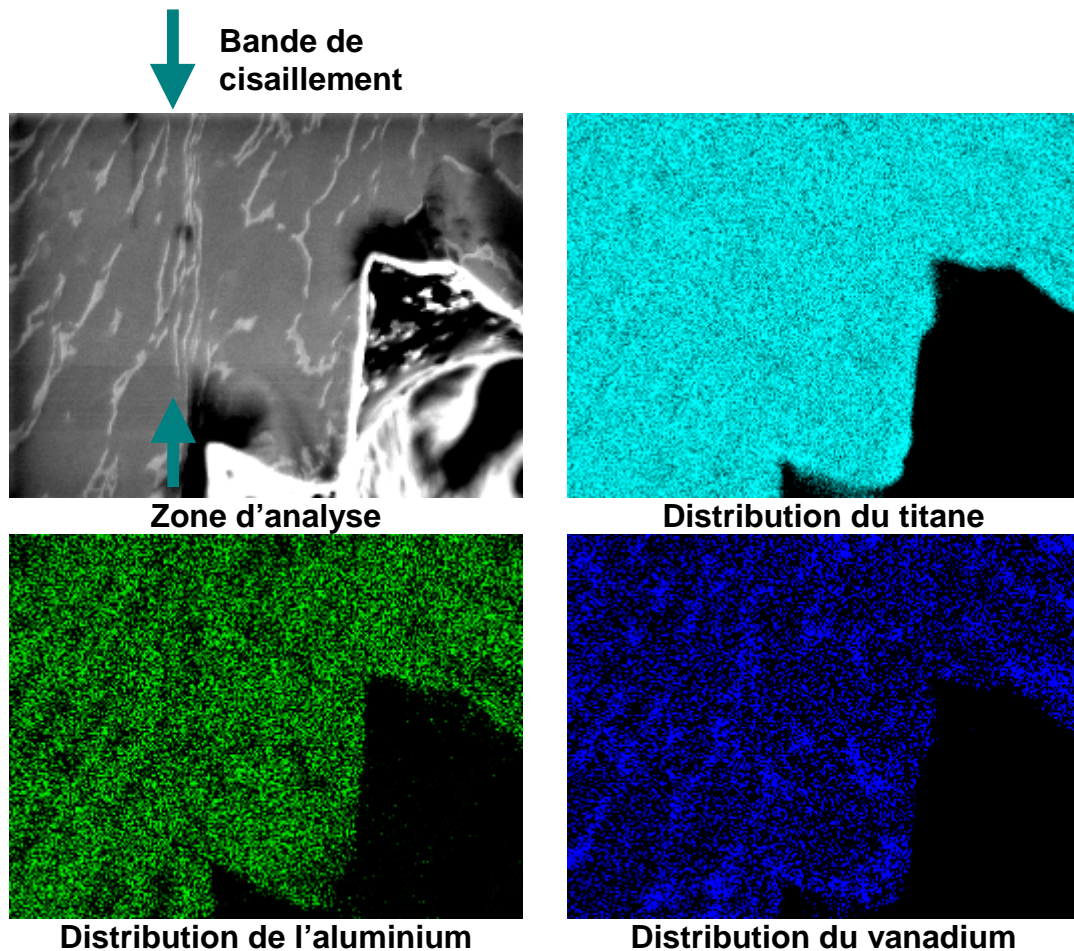


Figure III.15. Cartographie typique de composition chimique EDX des copeaux effectuée dans une zone contenant une bande de cisaillement. Sont présentés le titane, l'aluminium et le vanadium.

III.3. DISCUSSION

L'évaluation de la morphologie des copeaux, en terme de fréquence de cisaillement et de l'épaisseur de la bande de cisaillement nous a permis de positionner nos tests d'usinage par rapport à l'ensemble de la littérature disponible dans le domaine. Ensuite, les observations métallurgiques nous permettront de discuter sur la transformation de phase dans les copeaux, particulièrement dans les bandes de cisaillement. Finalement, à la lumière des résultats obtenus, les théories de formation des copeaux en usinage à grande vitesse seront commentées.

III.3.1. ASPECTS MORPHOLOGIQUES DES COPEAUX

En ce qui concerne la fréquence de cisaillement des copeaux, une augmentation avec la vitesse de coupe a été observée. Ce type d'évolution avait déjà été signalé par Molinari et ses collaborateurs [Molinari 2002]. Ces observations sont également en accord avec d'autres travaux sur le même type d'alliage [Bayoumi 1995]. Concernant l'épaisseur des bandes de cisaillement, et en considérant la vitesse de coupe, deux zones à comportements différents ont pu être observées : une première, pour des vitesses de coupe allant de 300 à 600 m/min, où

l'épaisseur des bandes de cisaillement est inversement proportionnelle à la vitesse de coupe. Dans la deuxième zone, associée aux vitesses de coupe inférieures à 300 m/min, le comportement de l'épaisseur de la bande de cisaillement semble ne pas suivre la tendance proposée par Molinari et al., décrit par l'équation (III.2). Selon cette équation, plus la vitesse de coupe est faible, plus l'épaisseur de la bande de cisaillement est importante. Les observations en microscopie électronique ont montré que l'épaisseur de la bande de cisaillement s'écarte du type d'évolution prévu par Molinari et al. pour de faibles vitesses de coupe. A partir de ces observations, nous proposons le schéma suivant (fig.III.16), qui montre l'évolution de l'épaisseur de la bande de cisaillement des copeaux pour une large gamme de vitesses de coupe.

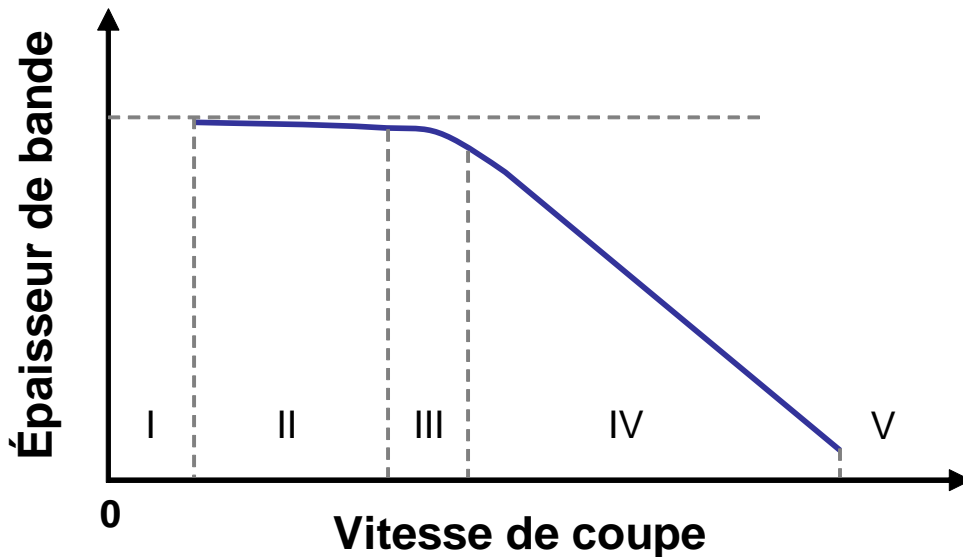


Figure III.16. Représentation de l'évolution de l'épaisseur de la bande de cisaillement avec la vitesse de coupe pour une large gamme de vitesses.

Dans la figure précédant, cinq zones de vitesses sont observées :

- **Zone I :** elle correspond à de très faibles vitesses de coupe, où des copeaux continus (ou ondulés) sont obtenus. Par conséquent, il n'y a pas de formation de bandes de cisaillement.
- **Zone II :** vitesses de coupe relativement faibles. A partir d'une vitesse critique pour laquelle des copeaux dentelés sont formés, et au fur et à mesure que la vitesse de coupe augmente, l'épaisseur de la bande de cisaillement s'éloigne lentement d'une valeur asymptotique maximale.
- **Zone III :** zone de transition dans le comportement de l'épaisseur des bandes de cisaillement. Cette épaisseur s'éloigne de la valeur asymptotique pour suivre le comportement décrit dans la zone IV.
- **Zone IV :** vitesses de coupe importantes. C'est le domaine de l'usinage à grande vitesse. L'épaisseur des bandes de cisaillement suit le comportement décrit par Molinari et ses collaborateurs et donné par l'équation (III.2).
- **Zone V :** vitesses de coupe très élevées, entraînant la formation de copeaux discontinus.

Il est important de rappeler que la définition des différents intervalles de vitesses précédemment mentionnés dépend du couplage entre le matériau usiné, les paramètres d'usinage et le dispositif expérimental utilisé. Cependant, nous restons prudents vis à vis de la description précédemment évoquée, notamment du fait du faible nombre d'essais disponibles ainsi que par le manque de données de comparaison dans le domaine des faibles vitesses de coupe.

III.3.2. TRANSFORMATION DE PHASE DANS LES BANDES DE CISAILLEMENT

L'étude des copeaux par diffraction des rayons X et par microscopie électronique a montré la présence du titane α et du titane β dans tout leur volume, et cela pour toutes les vitesses de coupe. Nos résultats sont clairement différents de ceux rapportés par Bayoumi et Xie [Bayoumi 1995]. Basés sur des expériences en EDX et DRX, ils observent une transformation de phase dans les copeaux, ayant comme conséquence la *disparition* de la phase Ti β . En regardant soigneusement les résultats présentés dans cette référence (Fig. III.17), des erreurs dans l'indexation des diffractogrammes peuvent être observées. On remarque une confusion entre les raies de diffraction appartenant au titane α et au titane β , ainsi qu'une présentation erronée des raies de diffraction appartenant au titane β . Ces erreurs ont sûrement conduit à une interprétation incorrecte des résultats obtenus.

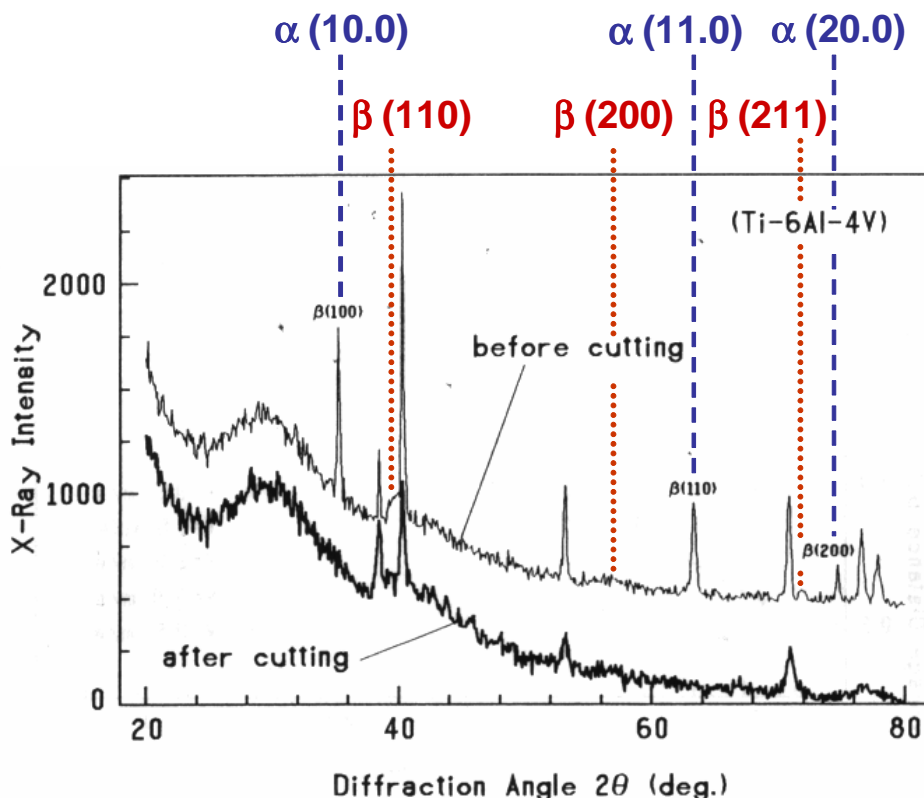


Figure III.17. Diffractogramme du copeau et du matériau avant l'usinage d'après Bayoumi et Xie [Bayoumi 1995] (figure 8 dans cette référence). En haut de la figure sont données les positions vraies des raies de diffraction du titane β ainsi que les raies du titane α correspondant aux raies mal indexées.

L'examen de la figure III.17 permet de voir la disparition de certaines raies de diffraction du titane α . Cette disparition est certainement due à la modification de la texture cristallographique des copeaux, par rapport au matériau à son état initial, ainsi qu'à la méthode de mesure utilisée qui ne prend pas en compte ces modifications. Cet effet, probablement ignoré dans les travaux de Bayoumi et Xie, a été également observé dans notre étude.

Les observations en microscopie électronique ont également mis en évidence le caractère non homogène de la déformation plastique lors de la formation du copeau. Il a pu être ainsi observé que la majeure partie de cette déformation se concentre dans les bandes de cisaillement, où des grains hyperdéformés ont été observés. La nature des grains à l'intérieur des bandes de cisaillement a été vérifiée grâce aux mesures effectuées par EBSD. Nos expériences ont démontré que les grains extrêmement déformés à l'intérieur des bandes de cisaillement (en blanc sur les micrographies) présentent une structure cristalline cubique centrée et ont pu ainsi être identifiés comme des grains β . Ces mêmes expériences ont montré que les grains β à l'intérieur des bandes de cisaillement sont entourés de grains α . Ces résultats sont en accord donc avec les analyses par DRX et permettent d'affirmer que l'usinage à grande vitesse n'entraîne pas la disparition de la phase β dans les copeaux et écartent ainsi la possibilité d'une transformation de phase dans la bande de cisaillement.

III.3.3. IMPLICATION DES OBSERVATIONS METALLURGIQUES SUR LES THEORIES DE FORMATION DU COPEAU EN USINAGE A GRANDE VITESSE

Les mécanismes de formation des bandes de cisaillement ont été largement commentés dans la littérature, tel qu'il a été montré dans le chapitre I.1.6. Deux approches ont attiré l'attention des chercheurs :

- La première explique la formation des copeaux dentelés par un mécanisme de *cisaillement thermoplastique catastrophique*.
- La deuxième théorie propose que les copeaux dentelés sont le résultat d'une *formation et propagation périodique de fissures* dans la surface libre de la pièce.

L'observation détaillée des copeaux, et des bandes de cisaillement en particulier, a montré une concentration de la déformation dans ces zones. La forme des grains de la phase β à l'intérieur des bandes de cisaillement, extrêmement déformées mais jamais sectionnées, suggère alors qu'une éventuelle séparation du copeau de la matière lors de l'usinage, suivie d'une soudure, n'a pu avoir lieu, tel que le montrent les figures III.12, III.13 et III.18. De plus, l'absence de fissures et/ou de cavités à l'intérieur des bandes nous permet alors de privilégier le modèle de la formation des copeaux dentelés par le mécanisme de cisaillement thermoplastique catastrophique, au lieu de celui de la formation périodique de fissures.

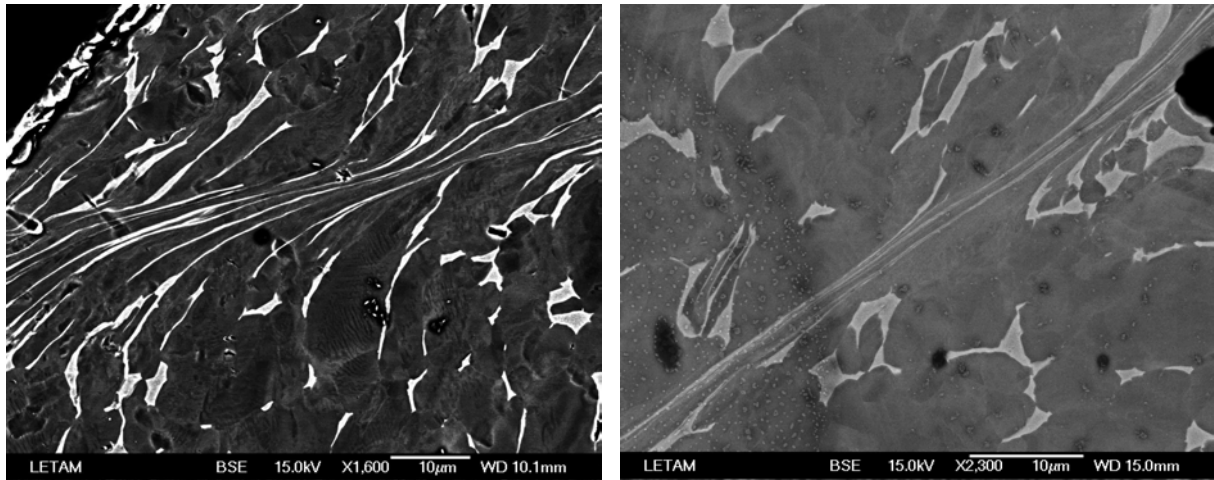


Figure III.18. Détail des bandes de cisaillement des copeaux obtenus à 180 m/min (à gauche) et à 360 m/min (à droite).

Les travaux soutenant la théorie de la formation du copeau par l'apparition et la coalescence périodique des fissures sont fondés sur l'observation de fissures dans des spécimens issus d'essais du type *quick-stop*². Cependant, le fait que les contraintes, la vitesse de coupe et la vitesse de déformation évoluent lorsque l'outil est dégagé de la zone de coupe n'est généralement pas pris en compte. Certains auteurs affirment que les contraintes engendrées par les essais de *quick-stop* peuvent même conduire à la fracture de l'outil de coupe. De ce fait, l'apparition de fissures dans la zone primaire de cisaillement des spécimens utilisés dans les travaux soutenant la théorie de formation des copeaux dentelés par la formation périodique des fissures, peut être expliquée par la nature des essais réalisés et non par le procédé d'usinage [Barry 2001].

² Le *quick-stop* est une technique expérimentale souvent utilisée dans le domaine de l'usinage permettant notamment l'étude de l'interaction entre l'outil de coupe et la pièce dans la zone primaire de cisaillement. Elle consiste à arrêter la coupe très rapidement en retirant brutalement l'outil de coupe de la zone de coupe. De cette façon, il est possible d'obtenir une image « congelée » d'un copeau en cours de formation attaché à la pièce par la zone primaire de cisaillement.

CONCLUSIONS

Dans ce chapitre, les copeaux obtenus par usinage à grande vitesse ont fait l'objet d'une caractérisation morphologique. La fréquence de segmentation observée évolue de façon cohérente avec les observations effectuées sur le même alliage [Bayoumi 1995], [Molinari 2002] ainsi que sur d'autres matériaux [Sutter 1997], [Dolisek 2004]. En ce qui concerne l'épaisseur des bandes de cisaillement, cette étude a montré deux zones de comportement différentes, une pour les plus faibles vitesses de coupe (en dessous de 300 m/min) où cette épaisseur se rapproche d'une valeur asymptotique. Pour des vitesses de coupe plus importantes, l'épaisseur des bandes évolue tel qu'il a été décrit par Molinari et ses collaborateurs [Molinari 2002].

Dans une deuxième partie, une étude métallurgique des copeaux a été réalisée. Différentes techniques d'analyse expérimentale ont été utilisées afin de caractériser la constitution globale du copeau ainsi que sa constitution locale à l'échelle de la bande de cisaillement.

Il a pu être établi que l'usinage à grande vitesse n'engendre pas de modifications dans la constitution des copeaux par rapport au matériau de départ. Seules les phases $Ti \alpha$ et $Ti \beta$, déjà présentes dans le matériau avant l'usinage, ont été observées dans les copeaux. Une interaction chimique des copeaux avec l'environnement ou avec les constituants de l'outil de coupe, ne semble pas avoir eu lieu lors de la coupe.

De la même façon, aucune évidence de transformation de phase n'a été observée, ni à l'intérieur des segments ni dans les bandes de cisaillement. Grâce aux observations en microscopie électronique, il a été mis en évidence le caractère local de la déformation plastique dans les bandes de cisaillement. En effet, les images obtenues ont révélé des segments où les grains semblent très peu perturbés par l'usinage, tandis qu'à l'intérieur des bandes de cisaillement, ils présentent des niveaux très élevés de déformation.

L'analyse locale de la constitution des grains dans les bandes de cisaillement a permis de connaître leur nature. Grâce à l'EBSD, il a été observé la présence des grains α et β à l'intérieur de ces bandes. Ce résultat converge avec les analyses par diffraction des rayons X et montre que, contrairement à ce qui a été rapporté par Bayoumi et Xie [Bayoumi 1995], la phase β reste toujours présente dans les copeaux et qu'une transformation de phase n'a pas eu lieu.

Les deux résultats précédents permettent également de classer les bandes de cisaillement obtenues lors des essais d'usinage, en tant que bandes de cisaillement déformées, en opposition aux bandes de cisaillement transformées, selon le classement donné par Timothy [Timothy 1987].

L'observation des images montre également que la déformation dans les bandes de cisaillement s'effectue d'une façon continue, c'est à dire, sans sectionnement des grains, tel qu'il a été montré dans les figures III.12, III.13 et III.18. En même temps, ces images ne

révèlent pas la formation de fissures et/ou de vides, ni de modifications dans l'apparence métallurgique du matériau à l'intérieur des bandes de cisaillement. Ces observations nous permettent de privilégier le modèle de cisaillement thermoplastique catastrophique pour la formation des copeaux en usinage à grande vitesse, au détriment de celui de la formation périodique de fissures, pour laquelle la continuité de la matière à l'extérieur et à l'intérieur de ces bandes semble incompatible.

– PARTIE B –

INTEGRITE DES SURFACES EN USINAGE A GRANDE VITESSE

Introduction.....	109
B.1. Essais d'usinage.....	110
B.1.1. Montage d'usinage.....	110
B.1.2. Paramètres de coupe.....	111
B.2. Matériau étudié	111
B.2.1. Description générale et composition chimique.....	111
B.2.2. Caractérisation métallurgique.....	112
B.2.2.1. Définition du référentiel	112
B.2.2.2. Analyse de phases.....	112
B.2.2.3. Description microstructurale.....	114
B.2.2.4. Texture cristallographique.....	114

INTRODUCTION

Dans cette partie nous allons nous consacrer à l'étude de l'intégrité des surfaces obtenues en usinage à grande vitesse de l'alliage TA6V. Pour cela une nouvelle série de tests a été effectuée afin d'obtenir des surfaces plates, géométriquement plus avantageuses que les surfaces courbées, pour effectuer une caractérisation microstructurale.

Tel qu'il a été évoqué dans le chapitre I, l'intégrité de surface de pièces usinées dépend fortement des paramètres d'usinage utilisés. La modification de paramètres tels que la vitesse de coupe, la profondeur de passe, les caractéristiques de l'outil de coupe (géométrie, matériau du substrat, type de revêtement), les conditions de lubrification, parmi d'autres, vont influencer sensiblement les propriétés des surfaces usinées. Afin de délimiter l'étude, seule la vitesse de coupe sera modifiée lors des essais de coupe. De cette façon, les résultats obtenus pourront être évalués à la lumière de l'influence de ce seul paramètre de coupe.

Dans les paragraphes suivants, une description des essais d'usinage effectués sera présentée, ainsi que la description métallurgique du matériau utilisé pour cette étude. L'étude de l'intégrité de surface sera présentée en deux parties, dans les chapitres IV et V.

Le chapitre IV sera consacré à l'étude de la texture cristallographique en usinage à grande vitesse. Nous présenterons une nouvelle méthodologie développée pour la détermination de la texture cristallographique par diffraction de rayons X applicable à des matériaux déformés et/ou à basse symétrie, suivi d'une présentation et d'une analyse de la texture cristallographique observée dans les surfaces usinées. Enfin, une simulation des textures par le modèle de Taylor sera effectuée afin d'estimer l'activité des systèmes de glissement lors de l'usinage et leur relation avec les paramètres de coupe.

Le chapitre V présentera une étude métallurgique des surfaces usinées. Les modifications microstructurales produites par l'usinage ainsi que la constitution des surfaces obtenues seront évaluées grâce à la diffraction de rayons X et aux observations effectuées en microscopie électronique à balayage. La formation de couches blanches lors de l'usinage des alliages de titane, ainsi que la profondeur de la couche perturbée sera ainsi discutée. Enfin, les contraintes résiduelles sur les surfaces usinées, ainsi que leur évolution en fonction de la vitesse de coupe seront déterminées. Nos résultats seront en suite confrontés à d'autres études existantes à ce sujet.

Le chapitre VI cherchera à discuter et analyser les résultats obtenus dans l'étude de l'intégrité de surface en usinage. Une synthèse entre les évolutions de texture cristallographique, de contraintes résiduelles et les observations microstructurales sera ainsi établie.

B.1. ESSAIS D'USINAGE

Les tests d'usinage ont été réalisés sur un tour à commande numérique. Des plaquettes (substrat en carbure de tungstène fritté cobalt) revêtues ont été utilisées (angle de coupe de 0° et un angle de dépouille de 7°). Tous les essais ont été effectués avec une plaquette neuve afin d'éviter les effets éventuels de l'usure des outils. Le tableau B.1 résume le dispositif expérimental utilisé lors des essais d'usinage.

Tableau B.1. Dispositif expérimental utilisé lors des essais d'usinage.

Matériel	Référence
Machine outil	HES400 (Hernault-Somua)
Outil	STGCL 2020 K16
Plaquette	TCMW 16 T03 04 (Sandvik)
Revêtement	Diamant polycristallin de $6 \mu\text{m}$ d'épaisseur (Balzers Luxembourg)

B.1.1. MONTAGE D'USINAGE

Le choix du montage d'usinage a été conditionné par le besoin de l'obtention de surfaces usinées planes, dans une géométrie de coupe orthogonale. Ce type de surface est idéal pour les études métallurgiques permettant de caractériser l'intégrité des surfaces usinées. C'est pour cette raison qu'une géométrie tubulaire en coupe orthogonale a été retenue pour cette nouvelle série d'essais. Les figures B.1 et B.2 présentent respectivement le schéma du montage d'usinage en géométrie tubulaire en coupe orthogonale, et le montage sur le tour.

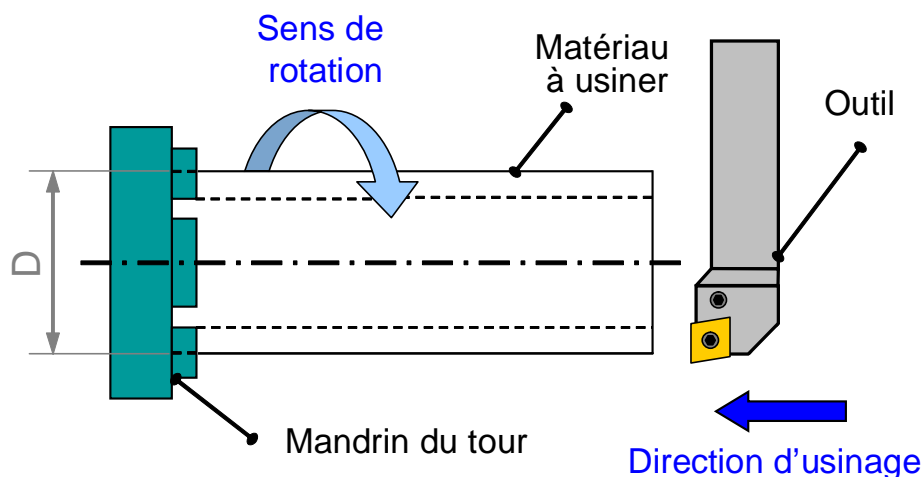


Figure B.1. Géométrie du montage d'usinage.

Le matériau à usiner se présente sous forme de tubes de diamètre 78 mm, d'épaisseur moyenne 5 mm et de longueur 863,6 mm. Afin d'éviter des différences dynamiques entre les essais, toutes les éprouvettes ont été coupées et dressées afin de leur donner la même taille initiale (40 mm de longueur).

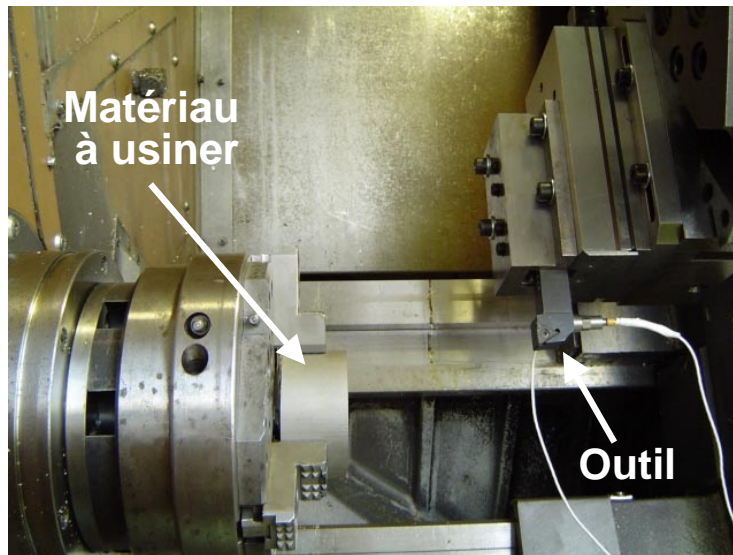


Figure B.2. Montage d'usinage sur le tour.

B.1.2. PARAMETRES DE COUPE

Tel qu'il a été mentionné dans l'introduction de ce chapitre, seule la vitesse de coupe a été modifiée lors de la série d'essais. Une profondeur de passe égale à 0.12 mm/tour a été utilisée. La largeur d'usinage est égale à l'épaisseur du tube (5 mm), tandis que la longueur usinée est égale à 1.15m (ce qui correspond à 5 tours). Tous les essais ont été effectués à sec (sans lubrification externe). Le tableau B.2 présente les vitesses de coupe utilisées dans ces essais.

Tableau B.2. Vitesses de coupe utilisées (V_c : vitesse de coupe).

N°	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
V_c (m/min)	20	40	60	100	140	180	220	260	300	420	540	660

B.2. MATERIAU ETUDIE

Comme dans la première partie, cette étude porte sur un alliage de titane TA6V. Du fait du montage d'usinage retenu, le matériau étudié dans cette partie diffère de celui utilisé pour l'étude des copeaux. C'est pour cette raison qu'une nouvelle caractérisation métallurgique du matériau à l'état de réception a été effectuée. Par la suite une description générale du matériau utilisé, sa composition chimique ainsi que sa caractérisation métallurgique sera présentée.

B.2.1. DESCRIPTION GENERALE ET COMPOSITION CHIMIQUE

Les données suivantes ont été fournies par le fabricant du matériau. Le tableau B.3 présente la composition chimique de l'alliage :

- Nuance de l'alliage : Titane grade 5 selon ASTM (avec certificats 3.1b).
- Température transus β : (1835 à 1840)°F - (1001.67 à 1004.44)°C.

- Taille de grain normalisé : 8.
- État de livraison : brut de forge et décalaminé.

Tableau B.3. Composition chimique du matériau réceptionné.

Elément	Ti	Al	V	Fe	O	C	N	H	Y
% poids	Base	6.46	4.2	0.23	0.18	0.023	0.021	0.008	Moins de 0.005 PER SPEC

B.2.2. CARACTERISATION METALLURGIQUE

B.2.2.1. Définition du référentiel

Dans le cadre de cette étude, le référentiel utilisé est défini comme le montre la figure ci-dessous (fig. B.3). Comme cela se fait classiquement, la direction normale (DN) correspond à la normale à la surface usinée. Dans cette géométrie, DN est parallèle à l'axe du tube. Ensuite, nous définissons la direction de laminage (DL) qui correspondra à la direction d'usinage (DU). Elle correspond également à la direction tangente du tube, dans la géométrie étudiée. Finalement, nous définissons la direction transversale (DT), normale à DU et à DN, qui est aussi la direction radiale au tube.

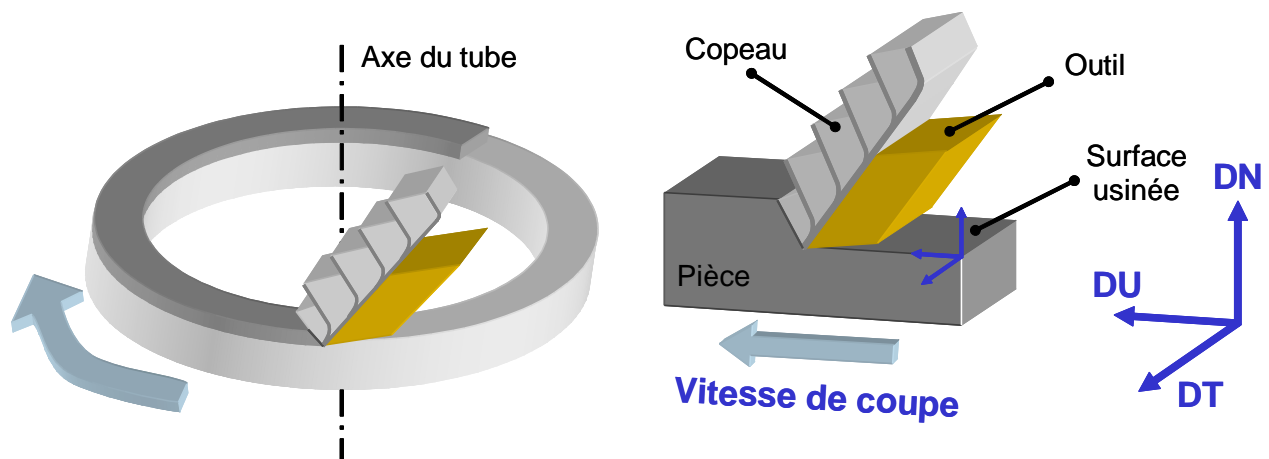


Figure B.3. Définition du repère d'étude.

B.2.2.2. Analyse de phases

Une analyse de phase a été réalisée par diffraction de rayons X sur le matériau à l'état de réception. Des diffractogrammes intégrés ont été mesurés sur une surface perpendiculaire à l'axe du tube. Cette analyse de phase a montré que la fraction volumique de phase β résiduelle à température ambiante est inférieure à 6%. La figure B.4 montre un diffractogramme indexé du matériau à l'état de réception.

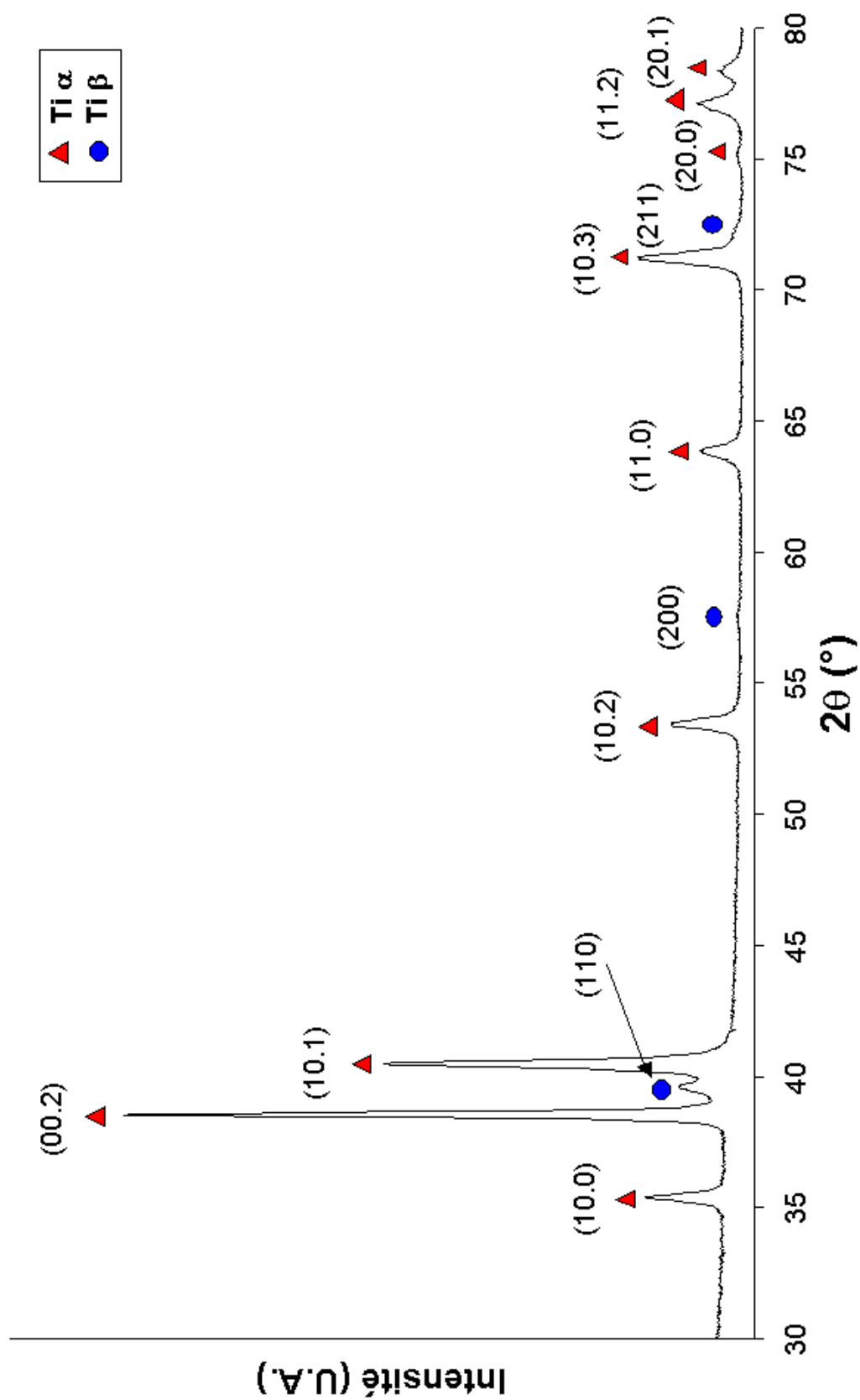


Figure B.4. Diffractogramme du tube à l'état de réception. Mesure effectuée sur une section perpendiculaire à l'axe du tube, avec un rayonnement $\text{Cu K}\alpha$, $\lambda = 1.5418 \text{ \AA}$.

B.2.2.3. Description microstructurale

Le tube présente une microstructure bimodale constituée de grains alpha primaires (α_p) dans une matrice du type Widmanstätten (Fig. B.5). Ce type de microstructure est obtenue grâce à une déformation dans le domaine α/β d'une microstructure initialement lamellaire. Les grains α_p présentent une dispersion de taille et de morphologie : certains grains sont plutôt allongés, d'autres sont plutôt équiaxes. Les colonies d'alpha secondaire (α_s), héritées de la transformation de la phase β lors du refroidissement, mesurent moins de un micron de large. Finalement, on retrouve des grains β résiduels entre les lamelles de α_s .

Du fait de la géométrie tubulaire du matériau étudié, sa microstructure à l'état de livraison a été observée sur deux sections : section perpendiculaire à l'axe section parallèle à l'axe (Fig. B.5). Une anisotropie dans la section parallèle à l'axe est ainsi observée. Elle est sûrement due au procédé de fabrication de ces tubes.

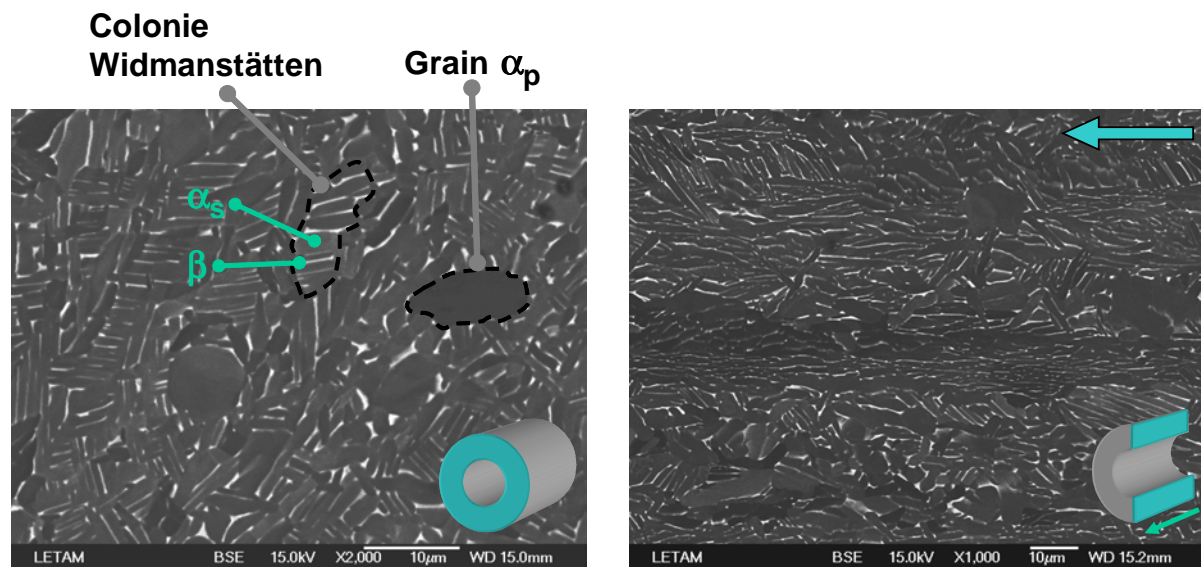


Figure B.5. Microstructure du matériau étudié. Section perpendiculaire (à gauche, grossissement 2000 X) et section parallèle (à droite, grossissement 1000 X) à l'axe du tube.

B.2.2.4. Texture cristallographique

Selon le repère choisi, toutes les figures de pôles présentées par la suite présentent les axes suivants :

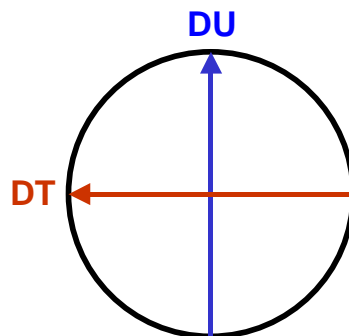


Figure B.6. Axes du repère d'analyse sur les figures de pôles.

La texture cristallographique du matériau à l'état de réception a été déterminée par diffraction de rayons X. Des figures de pôles ont été mesurées sur une section perpendiculaire à l'axe du tube. La figure B.7 présente les figures de pôles recalculées (10.0), (00.2), (10.1) et (10.2) du titane α , tandis que la figure B.8 présente la figure de pôles (110) du titane β .

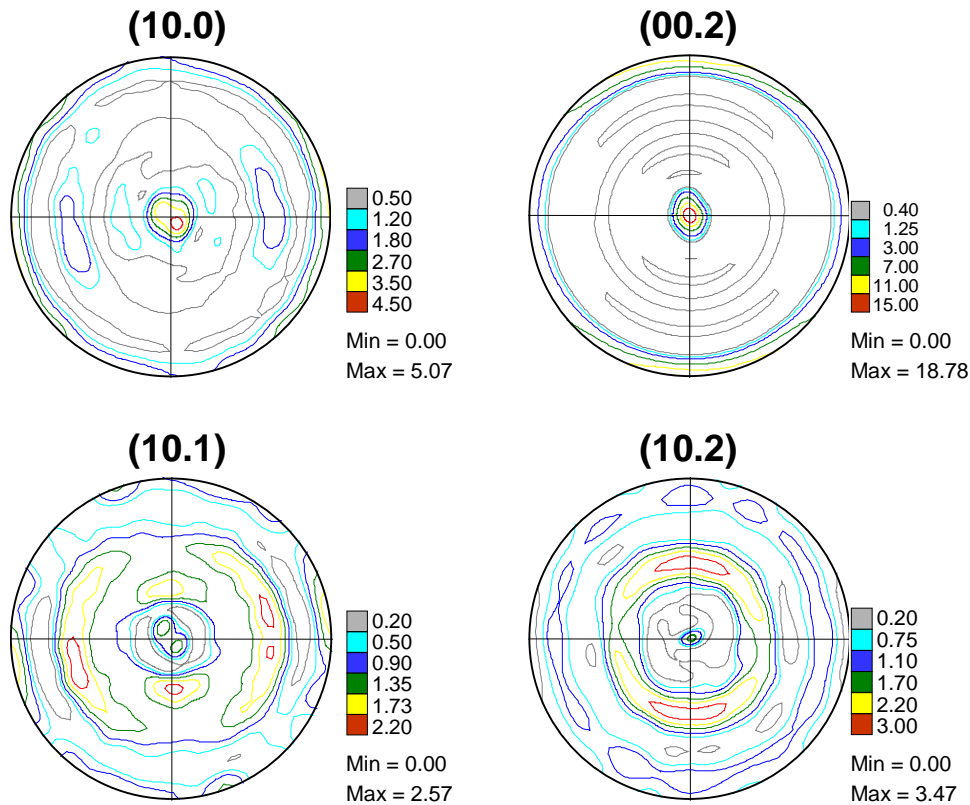


Figure B.7. Figures de pôles recalculées et normalisées du titane α du matériau étudié à l'état de réception (mesures effectuées sur une section perpendiculaire à l'axe du tube).

Du fait des problèmes expérimentaux rencontrés lors de la mesure des figures de pôles dans le titane β , largement décrits dans le chapitre IV, la texture du matériau étudié sera présentée en ne prenant en compte que celle du titane α .

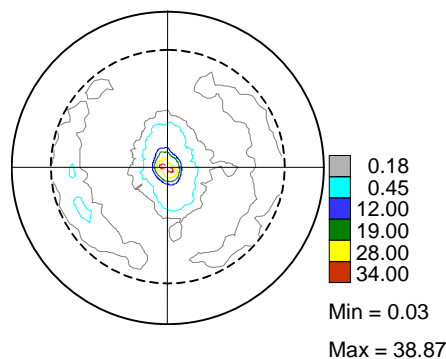


Figure B.8. Figure de pôles (110) du titane β du matériau étudié à l'état de réception (mesure jusqu'à $\psi_{\max} = 70^\circ$).

Comme le montre la figure B.7, le matériau dans son état initial présente deux composantes majoritaires :

- Une texture basale (fibre (00.2)) très marquée, identifiée par la présence d'un pôle de forte intensité et de faible dispersion angulaire au centre de la figure de pôles (00.2).
- Une composante {10.0} <00.1>, identifiée par une forte intensité au centre de la figure de pôles (10.0).

Afin de mieux représenter la texture du matériau à l'état initial, il est intéressant de tracer les projections stéréographiques correspondantes aux deux composantes de texture observées (fig. B.9). Les projections stéréographiques mettent en évidence le rôle de la composante {10.0} dans le renforcement de la texture observé dans les figures de pôles (10.1) et (10.2).

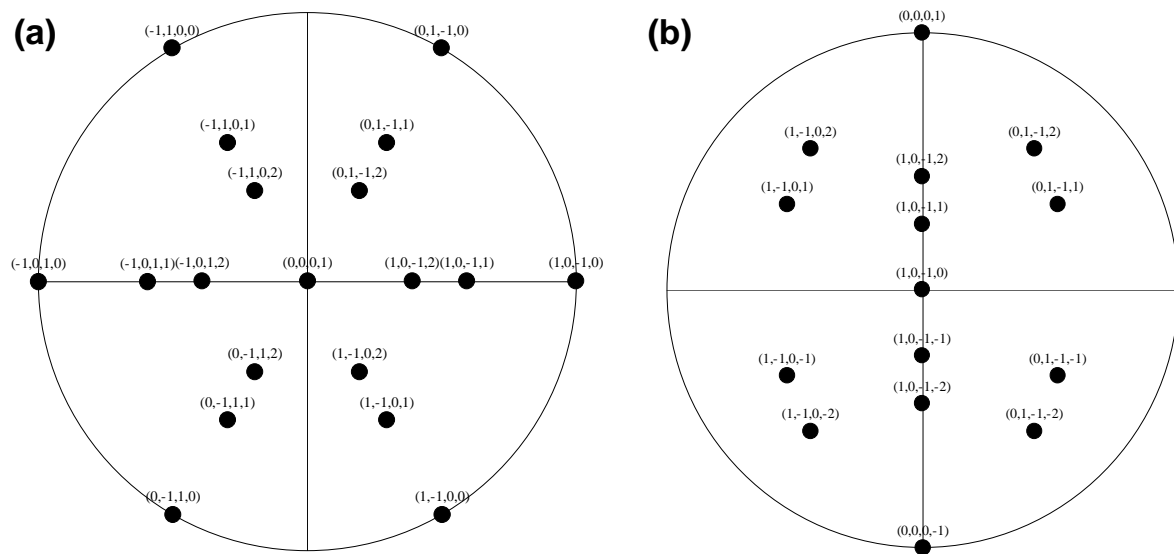


Figure B.9. Projections stéréographique d'une composante de texture (00.2) au centre (a) et d'une composante (10.0) au centre (b).

L'indice de texture a été également déterminé pour le matériau à l'état de réception. Sa valeur, supérieure à 15, indique la très forte acuité de la texture du matériau.

– CHAPITRE IV –

TEXTURE CRISTALLOGRAPHIQUE EN USINAGE A GRANDE VITESSE

Introduction.....	119
IV.1. Figures de pôles obtenues par diffraction des rayons X des matériaux déformés et/ou à faible symétrie cristallographique : nouveau développement méthodologique et application aux surfaces usinées à grande vitesse	120
IV.1.1. Problèmes expérimentaux rencontrés dans la mesure de figures de pôles par diffraction des rayons X des surfaces usinées	120
IV.1.2. nouvelle stratégie de mesure de figures de pôles par diffraction des rayons X.....	121
IV.1.2.1. Découpage de la sphère de pôles, choix des plans cristallographiques à étudier et mise en œuvre de la mesure des diffractogrammes.....	122
IV.1.2.2. Traitement des diffractogrammes mesurés	125
IV.1.3. Figures de pôles obtenues par la méthode de mesure traditionnelle....	128
IV.1.4. Figures de pôles obtenues par la méthode de séparation des raies de diffraction	130
IV.1.5. Comparaison entre les figures de pôles obtenues par les deux méthodes de mesure	132
IV.1.5.1. Cas du titane α	132
IV.1.5.2. Cas du titane β	133
IV.2. Modification de la texture cristallographique des surfaces produite par l'usinage à grande vitesse	134
IV.2.1. Analyse de la texture obtenue	134
IV.2.2. Comparaison des deux méthodes de mesure de figures de pôles par diffraction des rayons X.....	140
IV.3. Simulation de la texture d'usinage avec le modèle de Taylor.....	142
IV.3.1. Le modèle de Taylor	142
IV.3.1.1. La théorie de Taylor	142
IV.3.1.2. Le calcul de l'activité des systèmes de glissement	143
IV.3.2. Paramètres de la simulation	145
IV.3.3. Textures obtenues	146
Conclusions	150

INTRODUCTION

Ce chapitre sera consacré à divers aspects de l'intégrité de surface en usinage à grande vitesse. En particulier, l'étude de la texture cristallographique en usinage à grande vitesse de l'alliage de titane TA6V sera présentée.

Ce chapitre est composé de trois grandes parties :

- Dans la première partie seront abordés les principaux problèmes rencontrés dans la détermination de la texture cristallographique par diffraction des rayons X de matériaux déformés et/ou à basse symétrie. Afin de résoudre ces problèmes, une nouvelle stratégie de mesure et de traitement des données a été développée dans cette étude, et fera l'objet d'une présentation détaillée. Ensuite cette méthode a été employée pour mesurer des figures de pôles sur les surfaces usinées à grande vitesse. Ces mesures ont été comparées à celles effectuées avec la méthode de mesure de figures de pôles par diffraction des rayons X généralement utilisée en laboratoire. Les avantages et les inconvénients de la nouvelle méthode seront également discutés.
- Dans la deuxième partie du chapitre sera analysée la texture cristallographique générée en surface par l'usinage à grande vitesse, ainsi que l'influence des paramètres de coupe sur les textures observées.
- Une simulation de l'évolution de la texture cristallographique des surfaces usinées sera effectuée dans la partie finale du chapitre. Cette simulation a été effectuée par un modèle du type Taylor. Ensuite les résultats obtenus seront comparés avec les figures de pôles expérimentales. Ces résultats serviront à discuter les modes de déformation activés lors de l'usinage à grande vitesse, et leur relation avec les paramètres de coupe utilisés.

IV.1. FIGURES DE POLES OBTENUES PAR DIFFRACTION DES RAYONS X DES MATERIAUX DEFORMES ET/OU A FAIBLE SYMETRIE CRISTALLOGRAPHIQUE : NOUVEAU DEVELOPPEMENT METHODOLOGIQUE ET APPLICATION AUX SURFACES USEEES A GRANDE VITESSE

IV.1.1. PROBLEMES EXPERIMENTAUX RENCONTRES DANS LA MESURE DE FIGURES DE POLES PAR DIFFRACTION DES RAYONS X DES SURFACES USEEES

Avant d'évoquer les problèmes liés à la mesure des figures de pôles, il est nécessaire de rappeler brièvement la méthode utilisée. On appellera *méthode traditionnelle* la méthode de mesure de figure de pôles par diffraction des rayons X, effectuée de la façon suivante : un intervalle angulaire 2θ , contenant la famille de plans cristallographiques à mesurer est fixé. Ensuite, pour une position donnée de la sphère de pôles, et pendant un temps de mesure prédéfini, toute l'information qui arrive au détecteur est enregistrée. Finalement, la figure de pôles est construite en affectant aux positions (ψ, φ) de la sphère de pôles l'intensité mesurée.

Lors de la mesure de figures de pôles par diffraction des rayons X des surfaces usinées, plusieurs problèmes ont été rencontrés. La figure IV.1 présente les figures de pôles (10.0), (00.2) et (10.1) du titane α mesurées sur une surface usinée ($V_c = 100$ m/min). Dans cette figure il est possible d'observer une *mauvaise statistique de comptage*¹ sur toutes les figures de pôles, ce qui les rend *bruitées* et complique l'interprétation des mesures.

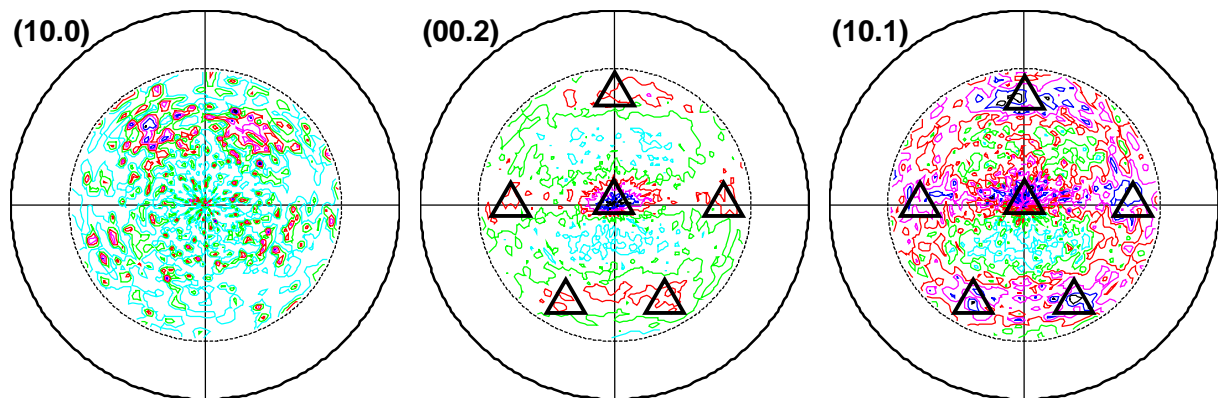


Figure IV.1. Figures de pôles (10.0), (00.2) et (10.1) du titane α obtenues par DRX d'une surface usinée à 100 m/min. Les triangles signalent les positions des pôles que semblent se superposer dans les figures (00.2) et (10.1) (mesure effectuée avec un rayonnement Cu $K\alpha$, $\lambda = 1.5418$ Å).

Un second problème rencontré est qu'il est possible que certaines zones dans les figures de pôles, qui affichent de l'intensité, présentent de l'information provenant non seulement des plans mesurés mais aussi des plans voisins. En effet, l'élargissement important des raies de

¹ Lors des mesures de figures de pôles, une *Mauvaise statistique de comptage* peut être obtenue. Ceci est du notamment à un faible taux de comptage (nombre de photons qui arrive sur le détecteur) et/ou à un faible nombre de grains participant à la diffraction. Ces problèmes peuvent être résolus respectivement, en augmentant le temps de comptage et le nombre de grains irradiées (par exemple, en introduisant un balayage de échantillon lors de la mesure).

diffraction (produit par la déformation plastique subie par la surface usinée et intensifié avec les fortes déclinaisons de mesure) entraîne une superposition des raies de diffraction proches.

Dans le cas de du matériau étudié, la faible distance en 2θ entre les raies de diffraction (00.2) et (10.1) du titane α conduit à une superposition inéluctable de ces raies. La figure IV.2 illustre ce phénomène. Après une séparation manuelle des raies de diffraction dans la zone d'analyse, il est possible de voir une superposition des queues des raies (00.2) et (10.1) du titane α . Cette figure révèle également le recouvrement de la raie (110) du titane β par la raie (10.1) du titane α .

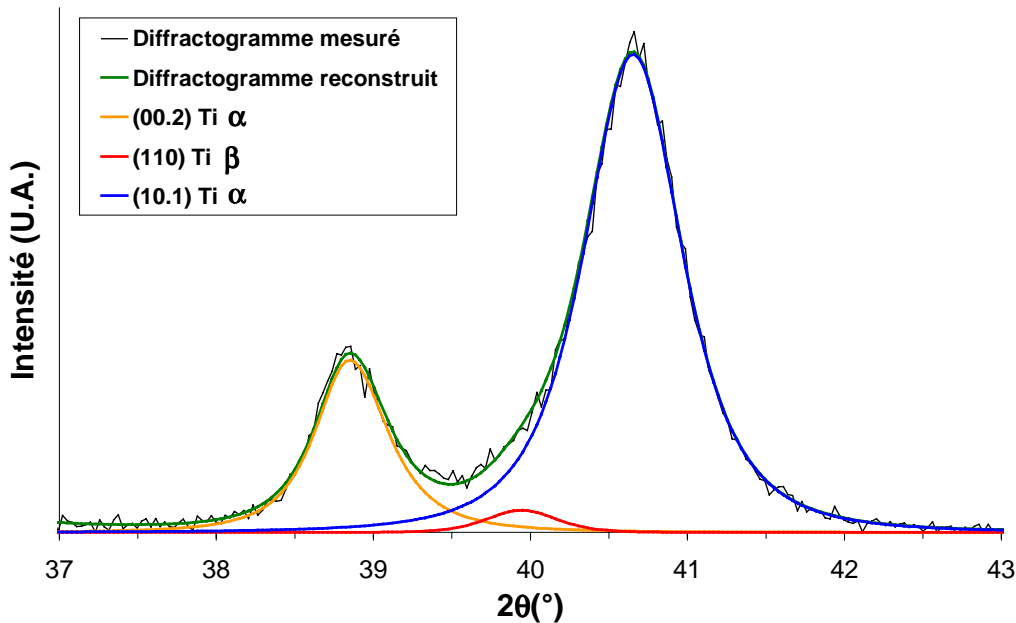


Figure IV.2. Détail d'un diffractogramme mesuré sur une surface usinée à 660 m/min. La zone angulaire analysée contient les raies de diffraction (00.2) et (10.1) du titane α et la raie (110) du titane β . Cette vitesse de coupe a été choisie afin de représenter au mieux l'effet de l'élargissement et la superposition des raies de diffraction (diffractogramme intégré ($\psi_{\max} = 50^\circ$); mesuré avec un rayonnement Cu $K\alpha$, $\lambda = 1.5418 \text{ \AA}$).

La superposition des raies de diffraction ajoutée au bruit de fond lié à la fluorescence du titane avec le faisceau de rayons X utilisé et à la faible statistique de comptage pour des mesures réalisées, montre les limites actuelles dans la détermination de la texture cristallographique des surfaces usinées par diffraction des rayons X avec la méthode de mesure traditionnelle. C'est pour ces raisons qu'il a été décidé de développer une méthode d'obtention de figures de pôles, présentée en détail dans la section suivante.

IV.1.2. NOUVELLE STRATEGIE DE MESURE DE FIGURES DE POLES PAR DIFFRACTION DES RAYONS X.

Afin de résoudre les problèmes expérimentaux précédemment évoqués, une nouvelle stratégie de mesure de figures de pôles a été développée. Elle comporte deux phases :

- La première phase consiste à mesurer des diffractogrammes en position fixe pour la (les) raie(s) de diffraction sélectionnée(s) à des positions (φ, ψ) données. Les positions

de mesure répondront à un découpage de la sphère de pôles à intervalles fixes en déclinaison et en azimut. Ce découpage doit être effectué en prenant en compte divers aspects pratiques de la mesure tels que les dimensions de l'échantillon, l'élargissement des raies de diffraction aux fortes déclinaisons, l'acuité de la texture, ainsi que le temps de comptage nécessaire à l'obtention de diffractogrammes exploitables.

- La deuxième phase consiste au traitement des données mesurées qui aboutira à la construction des figures de pôles. Cette phase comporte diverses étapes :
 - une correction du bruit de fond sur les diffractogrammes mesurés,
 - une reconstitution des raies de diffraction par des fonctions analytiques, qui permettra, le cas échéant, de séparer des raies de diffraction superposées,
 - la construction de la figure de pôles, selon le découpage de la sphère de pôles effectué et de la reconstitution des raies de diffraction.

Chacune de ces phases sera abordée en détail par la suite.

IV.1.2.1. Découpage de la sphère de pôles, choix des plans cristallographiques à étudier et mise en œuvre de la mesure des diffractogrammes

La première étape consiste à découper la sphère des pôles suivant les angles de déclinaison (ψ) et d'azimut (φ). Afin d'éviter les problèmes liés à l'élargissement du faisceau, ce découpage doit s'effectuer en prenant en compte la taille des échantillons (taille maximale de la zone irradiée par le faisceau) ainsi que la déclinaison maximale de mesure. Ce découpage, représenté dans la figure IV.3, va définir les positions angulaires (ψ, φ) pour lesquelles un diffractogramme fixe sera mesuré. Le découpage choisi déterminera également le nombre de diffractogrammes et le temps de mesure.

Dans le cas des matériaux à gros grains, des matériaux très fortement texturés ou des monocristaux, la finesse du découpage aurait une forte incidence sur l'acuité de la figure de pôles mesurée. En effet, dans les cas mentionnés précédemment, les raies de diffraction apparaissent pour des positions (ψ, φ) très particulières, et un découpage grossier de la sphère de pôles peut entraîner une perte d'information.

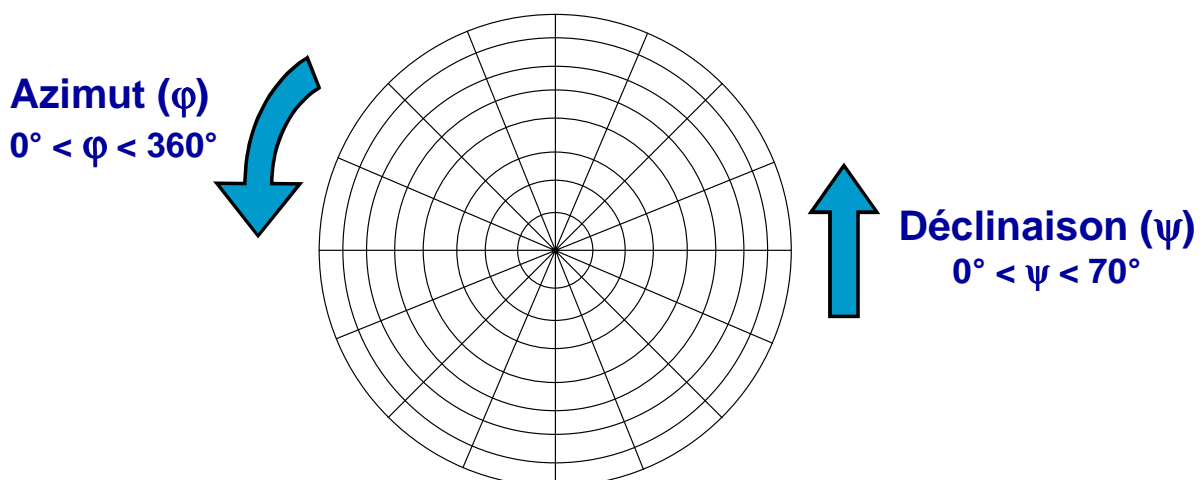


Figure IV.3. Schéma représentant le découpage de la sphère de pôles selon les angles d'azimut et de déclinaison.

Dans le cas du TA6V les raies de diffraction les plus importantes correspondent aux plans (10.0), (00.2) et (10.1) du titane α , qui se trouvent respectivement à des positions angulaires 2θ de 35.58° , 38.74° et 40.68° . Dans cette zone angulaire se trouve également la raie de diffraction (110) titane β ($2\theta = 39.83^\circ$), la plus intense de cette phase. Il est possible alors de voir que dans une zone angulaire 2θ relativement étroite (approximativement égale à 6°) se trouvent quatre raies de diffraction à forte intensité appartenant aux deux phases présentes dans l'alliage étudié. Grâce à cette particularité du matériau étudié, il est possible, pour une position (ψ, φ) donnée, de mesurer un seul diffractogramme qui peut être utilisé pour analyser les raies de diffraction mentionnées. Cela évite de mesurer quatre diffractogrammes indépendamment, ce qui impliquerait un temps de mesure et de post-traitement des données plus long.

Il est important de signaler que le fait de mesurer des raies de diffraction hors de la condition géométrique de Bragg-Brentano (angle d'incidence égal à l'angle de Bragg) oblige à effectuer deux types de corrections sur les mesures. Il s'agit d'une correction sur l'intensité mesurée et d'une correction sur la position du vecteur de diffraction \vec{S} sur la sphère des pôles. Dans cette étude, les mesures ont été effectuées avec un angle d'incidence de 20° , ce qui représente un faible écart entre la position de chacune des raies de diffraction mesurées dans les conditions de Bragg et l'angle d'incidence utilisé. Cet écart, appelé ω est montré dans le tableau IV.1.

Afin d'estimer la correction d'intensité mesurée, il est nécessaire de rappeler la définition de l'intensité d'une raie de diffraction ($I_{(hkl)\omega}$), donnée par la relation suivante [Tidu 1990] :

$$I_{(hkl)\omega} = I_{(hkl)} \left(1 - \frac{\tan \omega}{\tan \theta_{(hkl)}} \right) \quad (\text{IV.1})$$

avec :

$I_{(hkl)}$: intensité de la raie de diffraction mesurée dans les conditions géométriques de Bragg-Brentano,

$\theta_{(hkl)}$: angle de Bragg de la raie de diffraction,

$$\omega = \theta_{incidence} - \theta_{(hkl)}.$$

Tableau IV.1. Détermination du facteur de correction sur l'intensité pour les raies de diffraction étudiées.

Plan cristallographique	Phase	$2\theta_{(hkl)}$ ($^\circ$)	$\theta_{(hkl)}$ ($^\circ$)	ω ($^\circ$)	$1 - \frac{\tan \omega}{\tan \theta_{(hkl)}}$
(10.0)	Ti α	35.58	17.79	2.21	0.880
(00.2)	Ti α	38.74	19.37	0.63	0.969
(110)	Ti β	39.83	19.91	0.09	0.996
(10.1)	Ti α	40.68	20.34	-0.34	1.016

Les figures de pôles font l'objet d'une normalisation de l'intensité, qui consiste à ramener la somme des intensités sur la figure à la valeur de la surface de la sphère. A cet effet, un facteur multiplicatif est calculé et appliqué à chaque position (ψ, φ).

Lors d'une mesure de diffraction hors géométrie de Bragg-Brentano, les angles du goniomètre (ψ, φ) ne correspondent pas à ceux de la normale au plan (hkl) mesuré (ψ^*, φ^*). Ce décalage, illustré dans la figure IV.4, peut être corrigé en utilisant les relations suivantes [Heizmann 1986], [Laruelle 1988] :

$$\cos \psi^* = \cos \psi \cos(\theta_{inc} - \theta_{hkl}) \quad (IV.2)$$

$$\varphi^* = \varphi + \Delta\varphi \quad (IV.3)$$

avec

$$\sin \Delta\varphi = \frac{\sin(\theta_{inc} - \theta_{hkl})}{\sin \psi^*} \quad (IV.4)$$

Le tableau IV.2 présente le décalage $\Delta\psi$ et $\Delta\varphi$ pour les quatre raies de diffraction étudiées, pour une déclinaison du goniomètre donnée ($\psi = 70^\circ$). Compte tenu de la faible différence entre l'angle d'incidence et l'angle de Bragg pour les différentes raies de diffraction, le décalage entre les angles du goniomètre et le vecteur de diffraction est très faible. De ce fait, cette correction dans le positionnement des raies de diffraction n'a pas été effectuée dans le post-traitement des données.

Tableau IV.2. Décalage $\Delta\psi$ et $\Delta\varphi$ entre les angles du goniomètre et la normale au vecteur de diffraction pour une déclinaison du goniomètre $\psi = 70^\circ$.

Plan cristallographique	Phase	$\theta_{(hkl)}$ (°)	ψ^* (°)	$\Delta\psi$ (°)	$\Delta\varphi$ (°)
(10.0)	Ti α	17.79	70.01551	0.01551	2.35168
(00.2)	Ti α	19.37	70.00126	0.00126	0.67043
(110)	Ti β	19.91	70.00003	0.00003	0.09578
(10.1)	Ti α	20.34	70.00037	0.00037	-0.36182

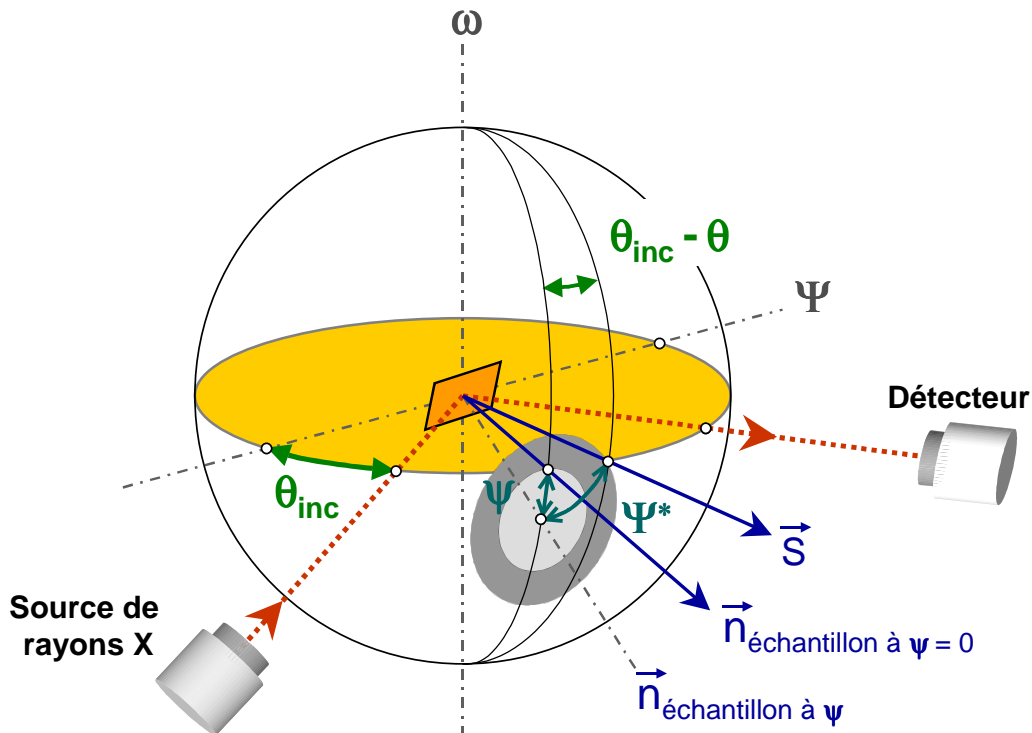


Figure IV.4. Position d'une raie de diffraction mesurée hors condition de Bragg-Brentano.

IV.1.2.2. Traitement des diffractogrammes mesurés

Une fois que les diffractogrammes ont été mesurés, l'étape suivante est le traitement des données. Cette étape permet de déterminer d'une façon précise et simple l'aire de chaque raie de diffraction étudiée, et cela pour chacun des diffractogrammes mesurés. Ce travail, relativement simple pour le cas d'un diffractogramme isolé, peut être extrêmement long et fastidieux pour un nombre important de diffractogrammes. Afin d'automatiser cette tâche, une routine de séparation de raies de diffraction a été développée au sein du LETAM, en collaboration avec Dr. J.J. Fundenberger. Le programme développé comporte plusieurs paramètres d'entrée, expliqués par la suite :

La zone angulaire 2θ pour le traitement des données

La première étape dans le traitement des données consiste à déterminer une zone angulaire d'analyse suffisamment large, contenant l'ensemble des raies de diffraction à analyser ainsi que le bruit de fond. Dans cette étude, l'intervalle angulaire choisi va de 30° à 45° en 2θ , ce qui donne des zones angulaires suffisamment larges pour une estimation adéquate du bruit de fond.

Le bruit de fond

Le bruit de fond doit être déterminé de la façon la plus précise possible. Si de faibles erreurs sont commises sur la détermination du bruit de fond, elles vont se traduire par des erreurs qui peuvent être importantes sur l'intensité des raies de diffraction. Ce problème est amplifié dans les cas où le rapport signal sur bruit est très faible. Afin d'alléger le processus de traitement des données, et compte tenu de l'allure du bruit de fond, il a été décidé d'assimiler ce dernier à une fonction de type linéaire.

L'analyse de profil des raies de diffraction et choix du type de fonction de représentation du profil des raies

L'analyse d'un profil de raie de diffraction consiste à déterminer un certain nombre de grandeurs caractéristiques, appelées grandeurs descriptives. La qualité des analyses du profil des raies de diffraction dépend de la qualité de la mesure et de la précision des calculs de ces grandeurs [Tidu 1990]. La figure IV.5 présente les grandeurs caractéristiques d'une raie de diffraction : l'intensité maximale, la largeur à mi-hauteur, la position du maximum et/ou celle du centroïde (la position du maximum de la raie de diffraction diffère de celle du centroïde si elle présente une dissymétrie).

Dans ce travail, et parmi les fonctions analytiques fréquemment utilisées dans l'analyse des profils de diffraction, la fonction à paramètres d'ajustement de Pearson VII a été choisie (équation IV.5). Ces fonctions permettent une bonne représentation des profils de diffraction réels, quelque soit la forme des raies de diffraction et la valeur du rapport signal/bruit [Tidu 1990].

$$I(x_i) = I_0 \cdot \left[1 + \frac{(x_i - x_0)^2}{a^2} \right]^{-f} \quad (\text{IV.5})$$

avec :

$I(x_i)$: intensité à la position x_i ,
 I_o : intensité maximum de la raie de diffraction,
 x_o : position du maximum de la raie de diffraction,
 a : largeur de la raie de diffraction,
 f : facteur de forme.

Cette fonction a également l'avantage de pouvoir décrire toute fonction comprise entre une fonction de Gauss et une fonction de Lorentz grâce au paramètre de forme f . En effet, on montre que :

- si $f \rightarrow \infty$ la fonction tend vers une gaussienne,
- si $f \rightarrow 1$ la fonction devient une lorentzienne pure.

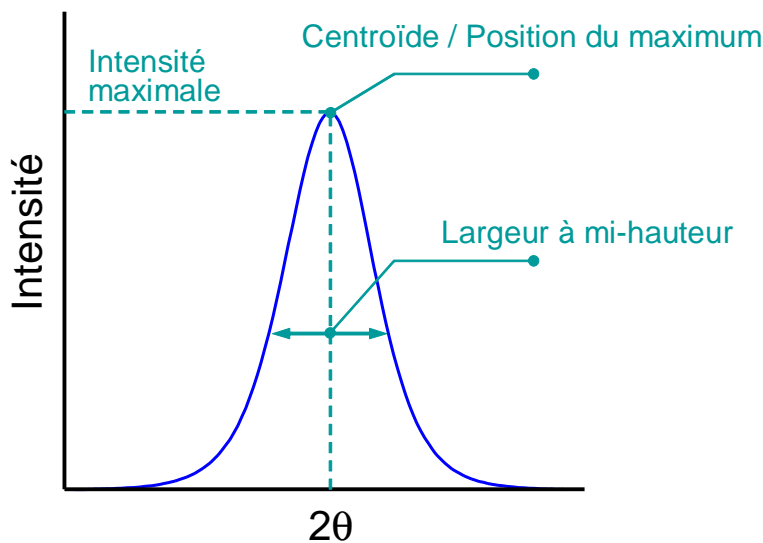


Figure IV.5. Caractéristiques d'une raie de diffraction.

Séparation et lissage des raies de diffraction - Paramètres initiaux

La méthode de séparation et lissage des raies de diffraction, employée pour un diffractogramme sans bruit de fond est relativement bien connue. Par la suite, on présente un résumé de la méthode.

Soit :

$F^N(x_i) = y_i$ les intensités du profil réel sans bruit de fond pour tout canal ou position $2\theta(x_i)$.

Le profil est représenté par la fonction analytique si la différence $\Delta F(x_i)$ est nulle pour tout point x_i . On a donc :

$$\Delta F(x_i) = F^N(x_i) - P_{VII}(x_i) \quad (\text{IV.6})$$

où $P_{VII}(x_i)$ est une fonction de Pearson VII.

Un critère, appelé W_{RP} , peut alors être défini :

$$W_{RP} = \sqrt{\frac{\sum_I^n Coef \cdot |\Delta F(x_i)|^2}{\sum_I^n Coef \cdot F^N(x_i)^2}} \quad (IV.7)$$

$$Coef = \frac{F^N(x_i)}{F^{N\max}}$$

$F^{N\max}$ étant l'intensité mesurée maximum.

Le lissage sera réalisé grâce à une minimisation du critère W_{RP} par des méthodes numériques. Nous avons décidé d'utiliser une méthode simplex² pour effectuer cette minimisation.

Le programme de séparation cherche à minimiser ce W_{RP} pour chaque diffractogramme en ajustant les différentes grandeurs caractéristiques de chacune des raies de diffraction : intensité maximale, largeur à mi-hauteur, facteur de forme, ainsi que les paramètres cristallins (paramètres de maille a, b, et c permettant de déterminer la position de la raie, et les angles cristallins α, β, γ). Cela représente neuf grandeurs caractéristiques par raie de diffraction.

Après divers essais nous avons observé l'impossibilité de positionner simultanément et d'une façon correcte les trois raies de diffraction du titane α avec un seul jeu de paramètres de maille a et c. Cela peut s'expliquer par des problèmes liés à l'instrument de mesure tels que une calibration déficiente du détecteur, un défaut dans les mouvements de rotation du goniomètre et/ou un mauvais positionnement de l'échantillon, ainsi que par la présence de contraintes résiduelles dans les surfaces étudiées. Ces problèmes peuvent entraîner un décalage sur la position des raies de diffraction qui peut être différent d'une raie à une autre. Pour cette raison, nous avons décidé de traiter chaque raie comme étant indépendante, ce qui réduit à 4 paramètres à ajuster par raie de diffraction (intensité maximale, largeur à mi-hauteur, facteur de forme et paramètre de positionnement de la raie).

Tous ces paramètres doivent être initialisés à des valeurs permettant de retracer d'une manière fidèle le profil de mesure. Cette opération s'effectue manuellement après une visualisation du diffractogramme mesuré. De la même façon, une certaine liberté doit être accordée à chacun des paramètres, qui est donnée en terme de pourcentage de variation par rapport à la valeur initialement fixée.

De plus, deux autres paramètres doivent être fixés : le nombre maximum d'appels à la fonction de minimisation et la précision souhaitée. Ces paramètres vont influencer aussi bien la qualité finale de la séparation, que le temps de calcul. Le choix judicieux des paramètres initiaux ainsi que des pourcentages de liberté accordés aux paramètres s'avère être un critère fondamental pour la bonne qualité du lissage automatique.

² Des informations concernant l'implémentation de la méthode peuvent être trouvées dans la référence suivante [Press 1992].

La minimisation du terme W_{RP} s'effectue par des modifications des différentes grandeurs caractéristiques de chacune des raies de diffraction de façon itérative. Cette minimisation s'arrêtera si une des conditions suivantes est accomplie :

- Le nombre maximal d'appels de la fonction de minimisation est atteint.
- La différence dans la valeur des paramètres d'ajustement entre deux appels successifs de la fonction de minimisation est inférieure ou égale à la tolérance fixée.
- La différence de la valeur de la fonction de minimisation entre deux appels successifs est inférieure ou égale à la tolérance fixée.

Le programme de séparation permet d'obtenir l'aire de chaque raie de diffraction pour chacun des diffractogrammes mesurés, c'est à dire, l'intensité diffractée par chaque raie pour toutes les positions (φ, ψ) mesurées.

Construction de la figure de pôles

La dernière étape dans la séparation des raies de diffraction consiste à construire les figures de pôles. Pour cela, la sphère de pôles est découpée en secteurs angulaires en accord avec le découpage utilisé pour la mesure de diffractogrammes. Finalement, une intensité sera affectée à chaque secteur, égale à la valeur obtenue dans l'étape de séparation des raies de diffraction.

IV.1.3. FIGURES DE POLES OBTENUES PAR LA METHODE DE MESURE TRADITIONNELLE

La figure IV.6 présente les figures de pôles des surfaces usinées à différentes vitesses de coupe, obtenues par DRX mesurées avec la méthode traditionnelle. Il s'agit des figures de pôles correspondant aux plans cristallographiques (10.0), (00.2), (10.1) et (11.0) du titane α .

Toutes les mesures ont été effectuées avec un rayonnement $\text{Cu K}\alpha$, $\lambda = 1.5418 \text{ \AA}$. Elles ont été réalisées jusqu'à une déclinaison maximale égale à 70° , avec un pas de 2.5° . Le pas de mesure en azimut utilisé était de 5° . Le temps de comptage pour une position (φ, ψ) donnée était de 5 secondes. Les figures de pôles présentées ont été corrigées du bruit de fond et normalisées.

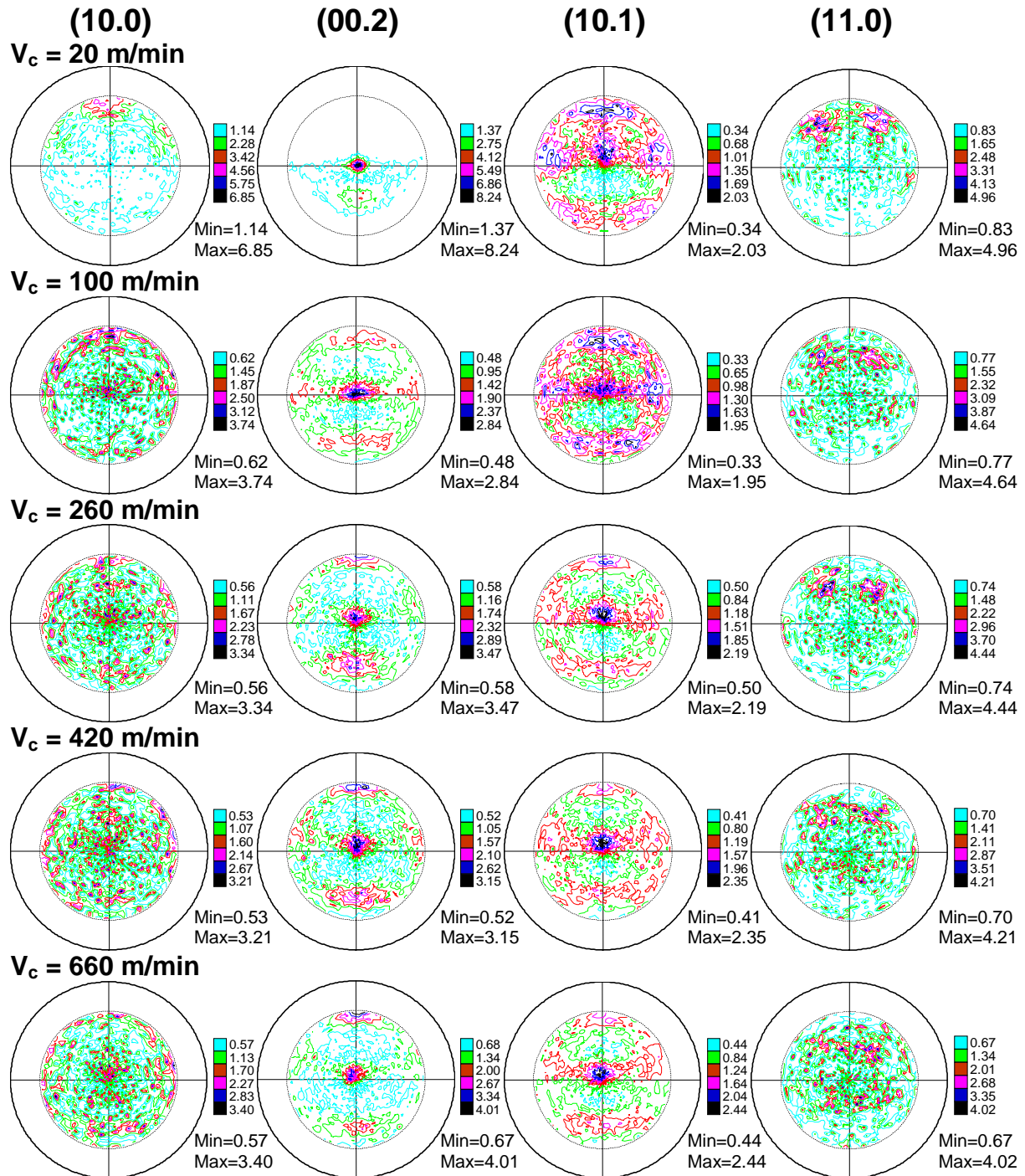


Figure IV.6. Figures de pôles des surfaces usinées à différentes vitesses de coupe. Mesures effectuées par diffraction des rayons X avec la méthode « traditionnelle ». Les plans cristallographiques correspondent à la phase Ti α . Les figures ont été corrigées du bruit de fond et normalisées. (Mesures effectuées avec un rayonnement Cu K α , $\lambda = 1.5418 \text{ \AA}$, déclinaison maximale de 70°).

Les figures de pôles obtenues par la méthode de mesure traditionnelle présentent une mauvaise statistique de comptage. De plus, une éventuelle superposition des raies (00.2) et (10.1) semble probable en observant les figures de pôles correspondantes, tel qu'il a été commenté dans le paragraphe IV.1.1.

La texture cristallographique mesurée sera analysée dans les sections suivantes.

IV.1.4. FIGURES DE POLES OBTENUES PAR LA METHODE DE SEPARATION DES RAIES DE DIFFRACTION

La méthode de séparation des raies de diffraction a été utilisée pour la mesure de figures de pôles sur des surfaces usinées. Dans un premier temps, les efforts ont été consacrés à la détermination du découpage de la sphère de pôles, découpage qui détermine le nombre de diffractogrammes à mesurer, aussi bien que le temps de mesure par position (ϕ, ψ). Afin d'effectuer un découpage correct de la sphère de pôles, plusieurs aspects doivent être pris en compte. En ce qui concerne la déclinaison, la taille de l'échantillon ainsi que le dispositif de mesure détermineront l'angle maximal de mesure. Dans ce cas, compte tenu de la largeur des échantillons égale à 5 mm, la déclinaison maximale a été fixée à 70° . En ce qui concerne les pas de mesure, deux aspects ont dû être pris en compte : la fluorescence du matériau avec la source de rayons X disponible ($K\alpha$ du cuivre) et l'état très déformé du matériau à étudier. Il a donc été nécessaire de concilier un temps de mesure individuel suffisamment long pour avoir une qualité de mesure acceptable pour effectuer une séparation des raies correcte, avec un découpage de la sphère de pôles suffisamment fin, afin d'obtenir des figures de pôles de bonne qualité. Cette réflexion doit conduire à obtenir un temps de mesure global d'une durée acceptable.

Plusieurs tests ont été effectués à ce propos. Ils ont permis de fixer à 300 secondes le temps de comptage pour toute position (ϕ, ψ) donnée. L'étape suivante, le découpage de la sphère de pôles, a été réalisée en prenant en compte le fait de travailler avec un matériau polycristallin dans lequel il est raisonnable d'espérer avoir une texture cristallographique prononcée mais pas très aiguë, aussi bien que du temps de mesure préalablement choisi pour chaque diffractogramme. Cette constatation nous évite ainsi d'aborder la question de l'échantillonnage de la figure de pôles. C'est ainsi que les pas de mesure selon l'axe de déclinaison et d'azimut ont été fixés respectivement à 5° et 6° , ce qui se traduit par 15 couronnes et 60 secteurs. On obtient donc un nombre de 900 diffractogrammes à mesurer afin de construire une figure de pôles. La figure IV.7 présente les résultats obtenus pour les surfaces usinées à 20, 100, 260, 420, 660 m/min.

La méthode de séparation de raies de diffraction a été également utilisée pour mesurer des figures de pôles sur les copeaux obtenus lors des essais d'usinage qui ont produit les surfaces étudiées. Les résultats obtenus seront brièvement présentés dans les annexes IV.1 et IV.2

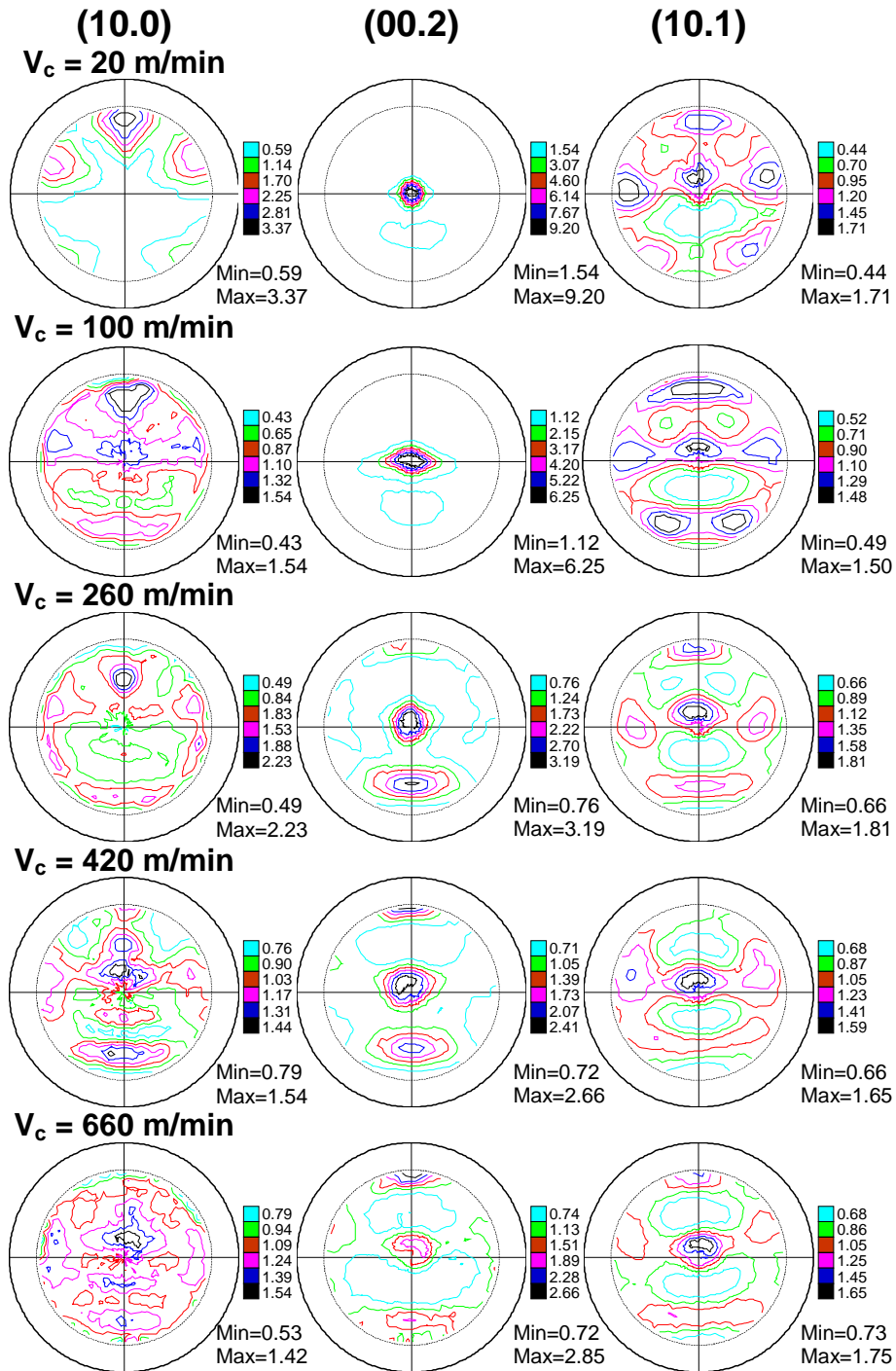


Figure IV.7. Figures de pôles des surfaces usinées à différentes vitesses de coupe, obtenues par la méthode de séparation de raies de diffraction. Les plans cristallographiques correspondent à la phase Ti α . Les figures ont été corrigées du bruit de fond et normalisées. (Mesure effectuée avec un rayonnement Cu $K\alpha$, $\lambda = 1.5418$ Å, déclinaison maximale de 70°).

IV.1.5. COMPARAISON ENTRE LES FIGURES DE POLES OBTENUES PAR LES DEUX METHODES DE MESURE

Il s'agit maintenant de comparer les figures de pôles obtenues par la méthode traditionnelle et celles obtenues par la méthode de séparation des raies de diffraction (figures IV.6 et IV.7). On observe tout d'abord une amélioration de la statistique de comptage dans les figures de pôles obtenues avec la nouvelle méthode. Cela permet de distinguer d'une façon plus nette les zones comportant de l'information. Cette amélioration peut être expliquée par le traitement individuel du bruit de fond de chaque diffractogramme, mais surtout par la forte augmentation du temps de mesure par figure.

En ce qui concerne la qualité de la séparation des raies de diffraction, l'analyse doit s'effectuer en deux parties. Nous analyserons d'abord les figures de pôles appartenant au titane α . Ensuite les figures de pôles obtenues pour la raie (110) du titane β et la qualité de séparation sera discutée.

IV.1.5.1. Cas du titane α

A partir des figures de pôles obtenues par chacune des méthodes, une analyse de texture a été effectuée en utilisant le logiciel TexEval. Grâce aux coefficients d'erreur RP1, calculés par le logiciel pour chacune des figures, il est possible de comparer la qualité générale des figures obtenues par les deux méthodes. Le tableau IV.3 présente les coefficients d'erreur pour les figures de pôles mesurées sur les surfaces usinées à 20, 100, 260, 420 et 660 m/min. Grâce à ce tableau, il est possible de voir que la méthode de séparation des raies apporte une amélioration significative dans la qualité des figures (10.0) et (00.2). La figure (10.1) doit être analysée différemment des autres, du fait de la présence de la raie (110) du titane β dans son intervalle angulaire 2θ . Malgré les précautions prises lors de la définition des paramètres de lissage des deux raies, il semble que leur positions très rapprochées empêche une séparation correcte, ou du moins, l'obtention d'un coefficient d'erreur semblable à celui obtenu pour les autres figures. Néanmoins, les valeurs obtenues des coefficients d'erreur pour les figures (10.1) issues de la séparation des raies reste relativement proche de celle obtenue par la méthode de mesure traditionnelle, ce qui nous permet de considérer comme acceptable la qualité de la méthode dans ce cas de figure.

Tableau IV.3. Coefficients d'erreur des figures de pôles du titane α obtenus grâce à TexEval 2.3.4.5. (Trad. Méthode de mesure traditionnelle - Sép. = Méthode de séparation des raies de diffraction).

Vitesse de coupe (m/min)		20		100		260		420		660	
		Trad.	Sép.	Trad.	Sép.	Trad.	Sép.	Trad.	Sép.	Trad.	Sép.
Coeff. d'erreur (%)	(10.0)	36.44	4.88	38.70	4.52	32.82	6.56	32.93	6.19	28.51	5.77
	(00.2)	15.53	4.46	12.12	3.33	17.72	2.88	19.14	2.88	16.93	4.41
	(10.1)	14.81	19.33	21.37	18.02	11.62	11.9	14.38	15.97	12.57	12.98

Il est important de signaler que pour chaque condition d'usinage, la routine de séparation des raies a été employée plusieurs fois, en changeant les différents paramètres d'ajustement (grandeurs caractéristiques des raies de diffraction, liberté accordée aux paramètres, nombre d'appels maximal accordés à la routine de minimisation, limite de précision). Les valeurs rapportées dans le tableau IV.3 correspondent aux lissages qui ont été jugés d'une meilleure qualité, selon les valeurs RP1 obtenues après une analyse de textures sous TexEval.

IV.1.5.2. Cas du titane β

Tel qu'il a été commenté, la superposition de la raie (110) du titane β avec la raie (10.1) du titane α s'est révélée un facteur limitant la qualité des séparations. Cependant des figures de pôles de cette raie ont été créées lors de la séparation des raies précédemment commentée. Ces figures sont présentées à titre indicatif dans la figure IV.8.

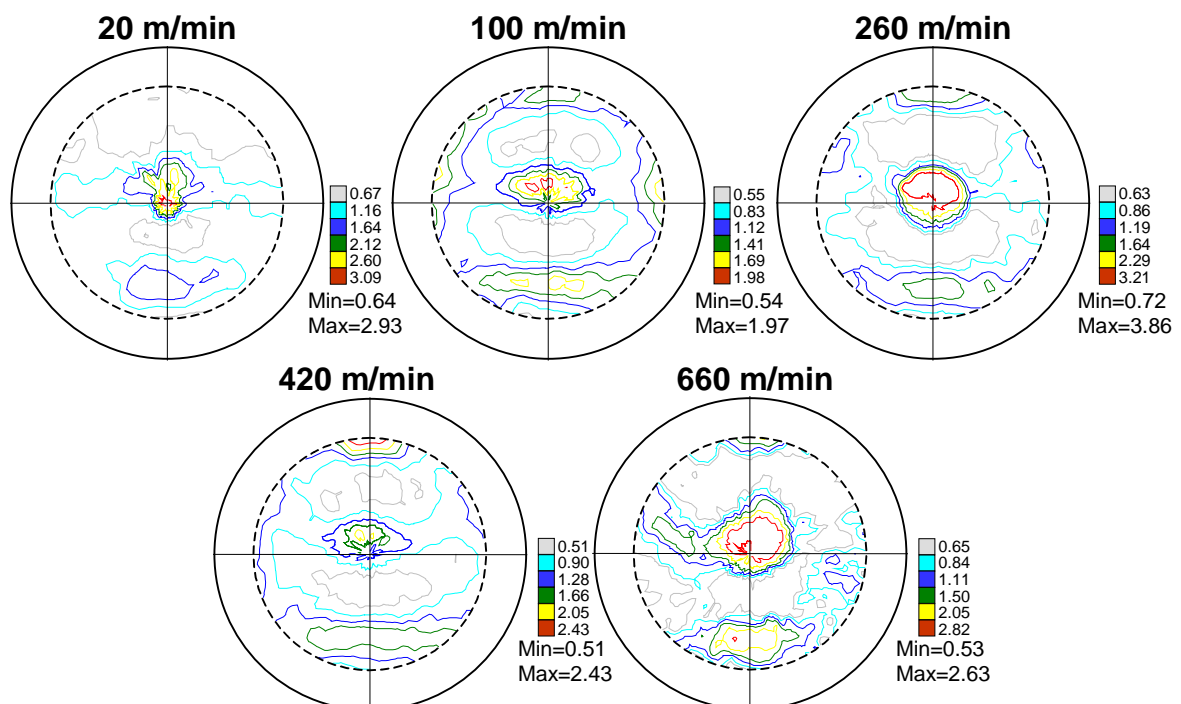


Figure IV.8. Figures de pôles de la raie (110) du titane β pour différentes vitesses de coupe.

La détermination de la texture cristallographique du titane β s'est avérée impossible. En effet, en analysant les principales raies de diffraction de cette phase, il est possible d'observer différents problèmes :

- La raie de diffraction (110), la plus intense de cette phase, se superpose à la raie (10.1) du titane α .
- La raie (211), deuxième en intensité de la phase β , est également superposée à une raie du titane α (raie (10.3)).
- La troisième raie de diffraction de cette phase, par ordre décroissant d'intensité, est souvent difficile à séparer du bruit de fond du diffractogramme à cause de sa faible intensité maximale.

En résumé, la faible teneur en titane β dans le matériau et la superposition de ses raies les plus intenses avec des raies du titane α empêchent une mesure « propre » de la texture cristallographique de cette phase.

IV.2. MODIFICATION DE LA TEXTURE CRISTALLOGRAPHIQUE DES SURFACES PRODUITE PAR L'USINAGE A GRANDE VITESSE

Le développement des textures cristallographiques par usinage est une problématique à laquelle les chercheurs ne se sont pas souvent intéressés, d'autant moins dans le cas des alliages de titane. On peut noter le peu de littérature disponible à cet égard, consacré majoritairement aux aciers. On distingue notamment les contributions de Fritsche et al. qui ont travaillé sur des surfaces en acier et sur les procédés de fraisage et de rectification [Fritsche 1979]. Dans leurs travaux, les textures asymétriques observées ont été corrélées aux textures obtenues après laminage à froid, pour le cas du fraisage, et du laminage à chaud dans le cas de la rectification. Maurer et al. ont également étudié les textures générées par ces deux procédés dans l'acier [Maurer 1988]. Ils reportent l'obtention de textures asymétriques par rapport à la direction transversale, indépendamment de la texture initiale du matériau. Changeux et al. ont également étudié les surfaces produites en tournage sur un acier au carbone (XC42, AISI 1040) et sur un acier austénitique stable (Z2CND17-12-02, AISI 316L) [Changeux 1998]. Ils ont notamment observé des renforcements de certaines composantes de texture induites par l'usinage, ainsi qu'une similitude des textures entre la surface usinée et l'interface outil-copeau de ce dernier, pour le cas de l'acier austénitique.

IV.2.1. ANALYSE DE LA TEXTURE OBTENUE

Basée sur les figures de pôles obtenues par diffraction des rayons X, par la méthode traditionnelle et la méthode de séparation des raies de diffraction, une analyse de texture a été effectuée. La texture cristallographique a été recalculée grâce au logiciel TexEval. La texture mesurée sur les surfaces usinées sera comparée à celle du matériau à l'état initial. Afin de faciliter la lecture, les figures de pôles du matériau à l'état initial sont à nouveau présentées dans la figure ci-dessous :

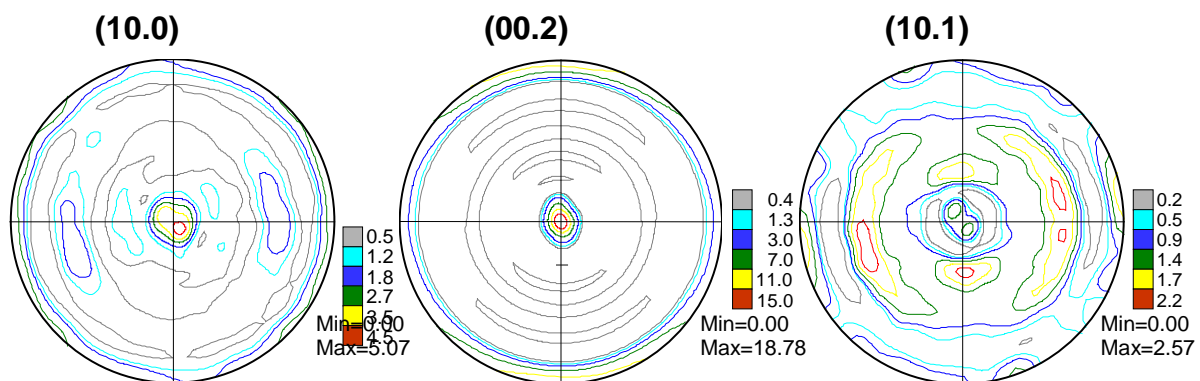


Figure IV.9. Figures de pôles (10.0), (00.2) et (10.1) du matériau à l'état initial.

La figure IV.10 présente des figures de pôles recalculées des surfaces usinées, obtenues à partir des figures de pôles issues de la méthode de séparation des raies de diffraction.

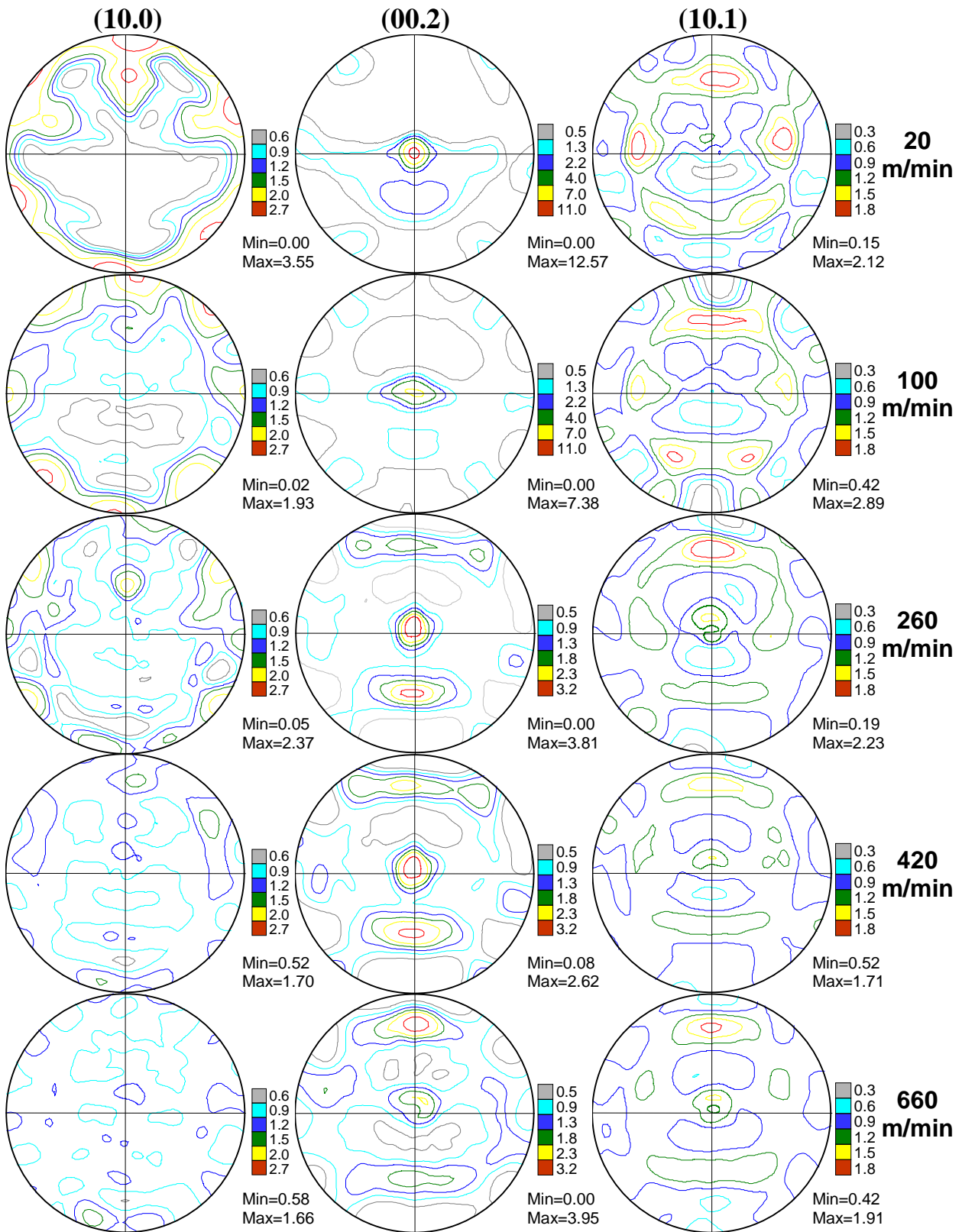


Figure IV.10. Figures de pôles (10.0), (00.2) et (10.1) du Ti α pour différentes vitesses de coupe recalculées par TexEval à partir des figures obtenues par séparation des raies de diffraction.

La figure IV.10 met en évidence un adoucissement de la texture cristallographique des surfaces usinées en fonction de la vitesse de coupe. Cela se manifeste par une diminution progressive de la valeur maximale de l'intensité sur les figures de pôles. La texture observée est constituée par trois composantes identifiables sur la figure de pôles (00.2), appelées A, B et C, selon le schéma proposée dans la figure IV.11. Ces composantes seront décrites par la suite.

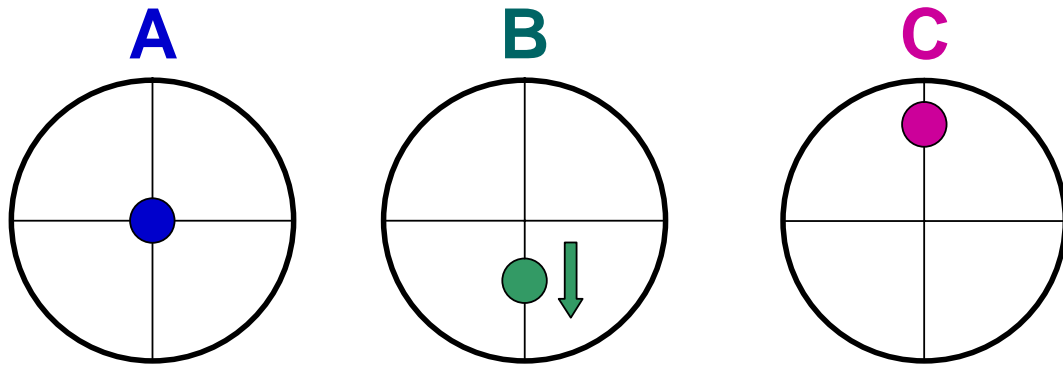


Figure IV.11. Représentation schématique des composantes de texture sur la figure de pôles (00.2) mesurées sur les surfaces usinées.

Composante A : c'est une composante de type (10.1) au centre. Contrairement à ce qui avait été observé pour le matériau à l'état initial, cette composante ne se présente pas comme une fibre. Elle exhibe une forte intensité et se trouve au centre de la figure de pôles (00.2) pour des vitesses de coupe inférieures à 100 m/min. Elle bascule légèrement dans la direction d'usinage avec l'augmentation de la vitesse de coupe. Les projections stéréographiques de cette composante en fonction de la vitesse de coupe sont données dans le tableau IV.4.

Composante B : il s'agit d'une composante de type (10.2) à (10.1) au centre, qui apparaît dès les plus faibles vitesses de coupe à 40° de déclinaison dans la direction d'usinage. Sa déclinaison et son intensité évoluent constamment en fonction de la vitesse de coupe. Les projections stéréographiques de cette composante en fonction de la vitesse de coupe sont données dans le tableau IV.5.

Composante C : cette composante de type (20.1) au centre, apparaît à des vitesses de coupe relativement importantes (à partir de 260 m/min). Son intensité dépend de la vitesse de coupe, tandis que sa position semble moins affecté par cette vitesse. Les projections stéréographiques de cette composante en fonction de la vitesse de coupe sont données dans le tableau IV.6.

Les annexes IV.3 à IV.8 présentent les figures de distribution d'orientation correspondant respectivement au matériau à l'état initial et aux surfaces usinées à 20, 100, 260, 420 et 660 m/min.

Tableau IV.4. Projection stéréographique de la composante de texture A en fonction de la vitesse de coupe. La position du plan central et du plan (00.2) sont distingués.

COMPOSANTE A		
Vc (m/min)	Plan	Projection Stéréographique
20 et 100	(10.40)	
260	(10.10)	
420	(10.8)	
660	(10.7)	

Tableau IV.5. Projection stéréographique de la composante de texture B en fonction de la vitesse de coupe. La position du plan central et du plan (00.2) sont distingués.

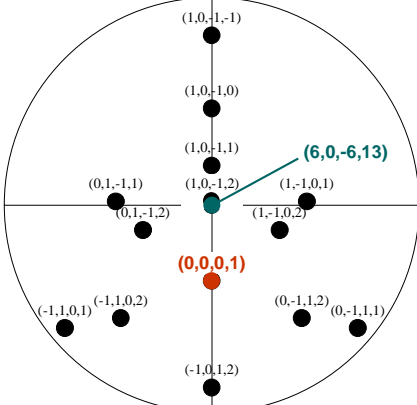
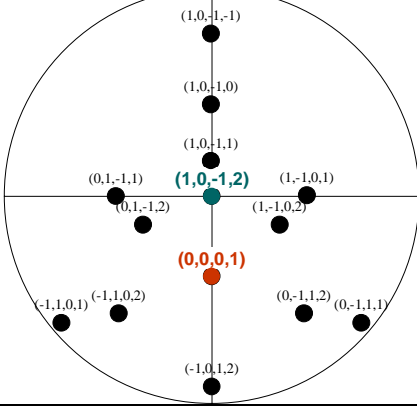
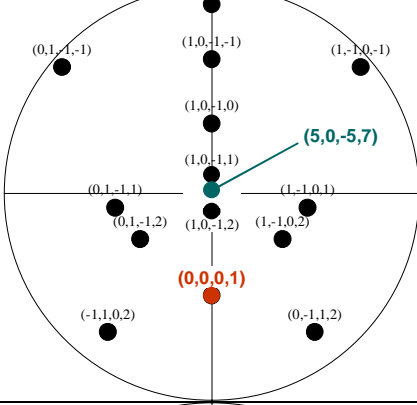
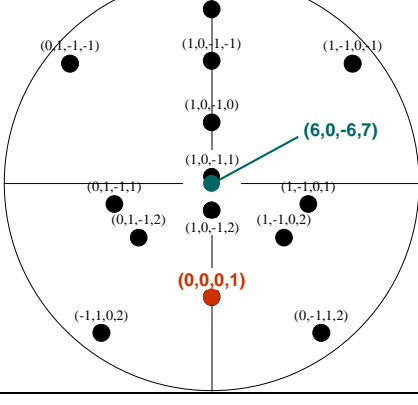
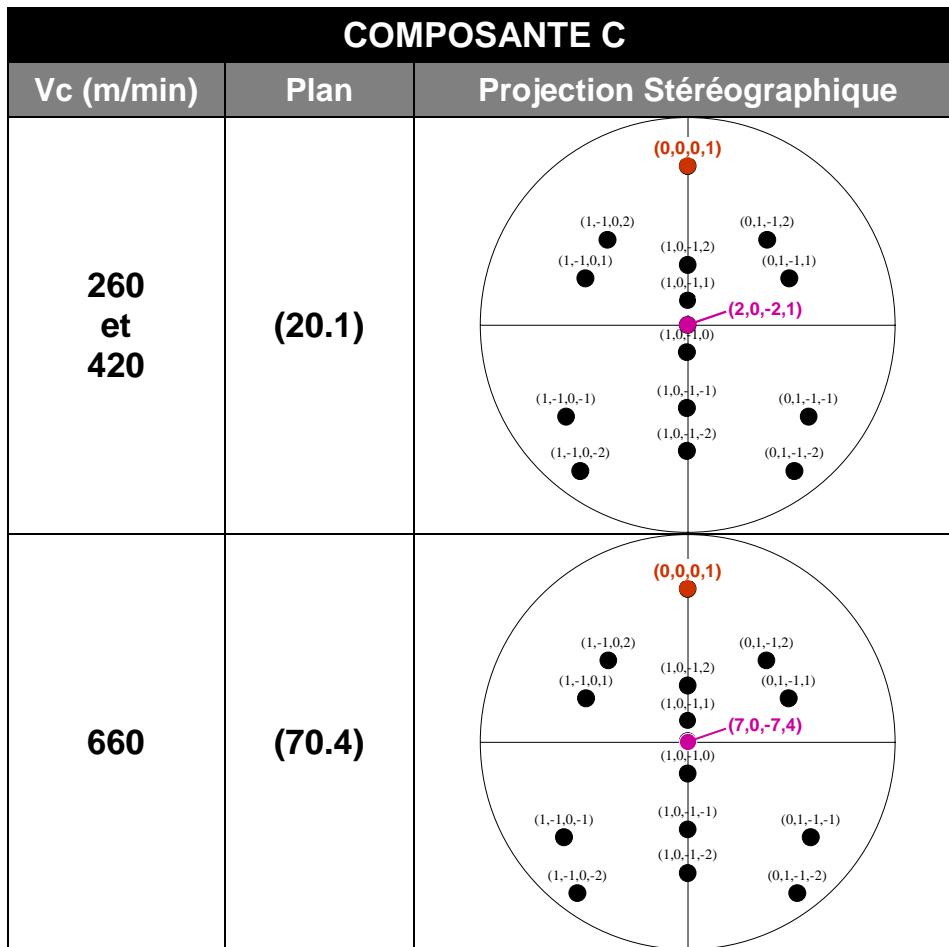
COMPOSANTE B		
Vc (m/min)	Plan	Projection Stéréographique
20	(60.13)	
100	(10.2)	
260 et 420	(50.7)	
660	(60.7)	

Tableau IV.6. Projection stéréographique de la composante de texture B en fonction de la vitesse de coupe. La position du plan central et du plan (00.2) sont distingués.



L'usinage produit également la disparition de la composante $\{10.0\} \langle 00.1 \rangle$ dès la vitesse de coupe la plus faible. Les projections stéréographiques précédemment présentées servent également à comprendre la modification progressive des rapports d'intensité entre les composantes de la figure (10.0), selon l'évolution de la texture cristallographique observée en fonction de la vitesse de coupe.

La figure IV.12 permet de mieux observer l'évolution des différentes composantes de texture sur la figure de pôles (00.2) dans le matériau à l'état initial et à différentes vitesses de coupe. Cette figure présente l'intensité sur la figure de pôles le long de la direction d'usinage. Grâce à cette figure, les observations réalisées sur les figures de pôles se confirment :

- Lorsque la vitesse de coupe augmente, la composante A perd de l'intensité en même temps que sa dispersion angulaire augmente. Elle bascule également dans la direction d'usinage (déclinaisons négatives).
- Le rapport d'intensité entre les composantes A et B diminue lorsque la vitesse de coupe augmente.
- La composante C se renforce en intensité avec l'augmentation de la vitesse de coupe.

- La texture de fibre disparaît complètement sur les surfaces usinées dès la plus faible vitesse de coupe.

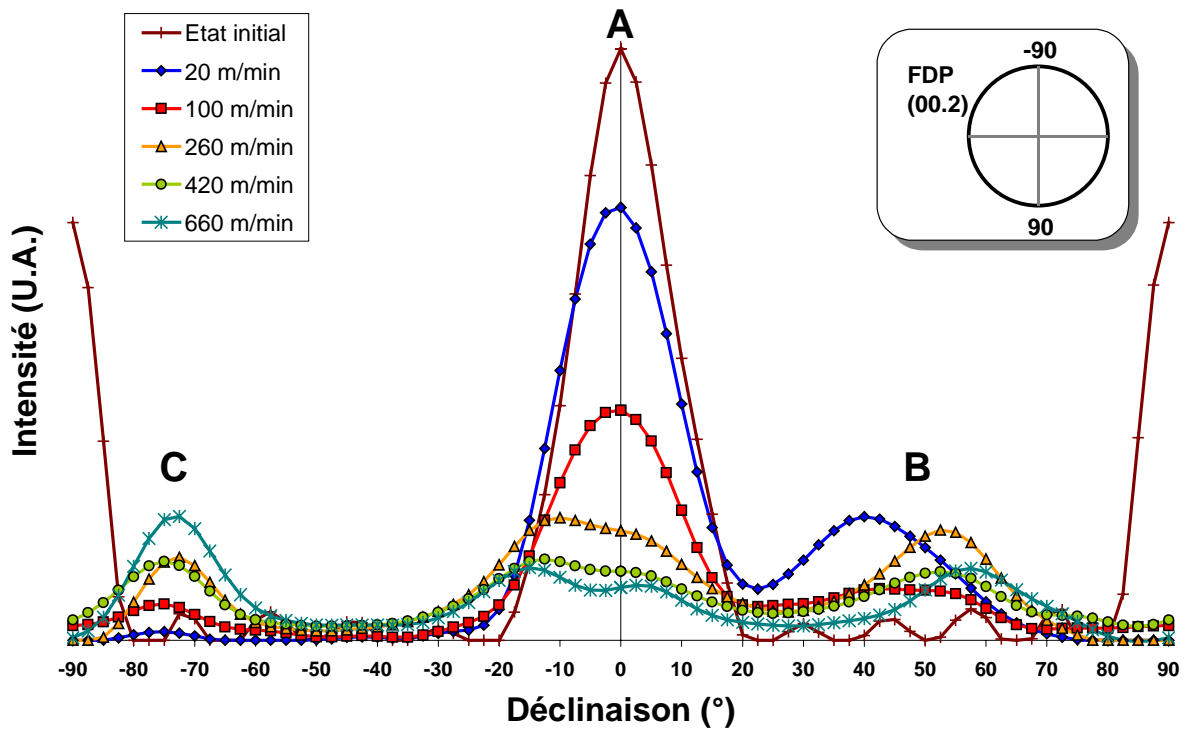


Figure IV.12. Intensité dans figure de pôles (00.2) dans la direction d’usinage. A, B et C correspondent aux trois composantes de texture observées sur les figures de pôles (les intensités correspondent à des figures des pôles normalisées).

La déclinaison des composantes A et B en fonction de la vitesse de coupe est représentée dans la figure suivante :

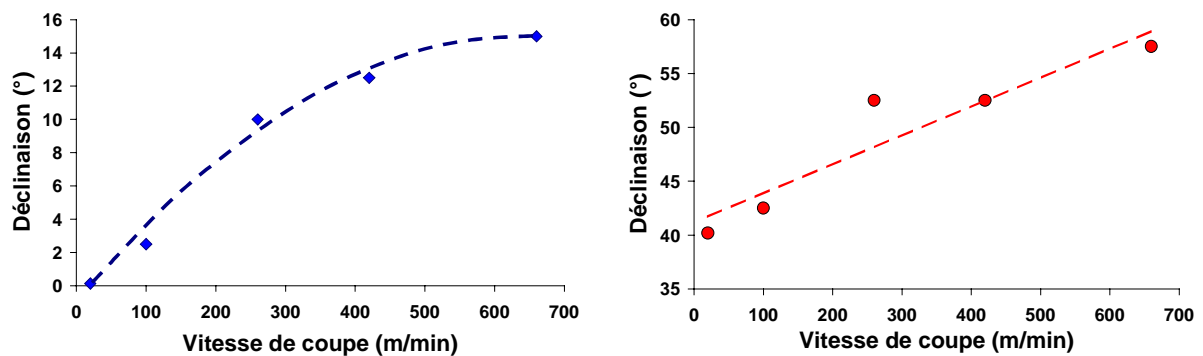


Figure IV.13. Déclinaison des composantes de texture A (à gauche) et B (à droite) en fonction de la vitesse de coupe.

IV.2.2. COMPARAISON DES DEUX METHODES DE MESURE DE FIGURES DE POLES PAR DIFFRACTION DES RAYONS X

L’analyse de texture effectuée sur les figures de pôles permet également de décrire d’une façon quantitative l’acuité d’une texture cristallographie. A cet effet on utilise l’indice de

texture qui est calculé par TexEval pour chaque ensemble de figures de pôles (on appelle *ensemble de figures de pôles* les trois figures de pôles (10.0), (00.2) et (10.1) du titane α utilisées pour effectuer l'analyse de textures).

Le tableau IV.7 présente les indices de texture calculés par TexEval, pour chaque ensemble de figures de pôles, obtenus par la méthode de mesure traditionnelle et par la méthode de séparation des raies. Ce tableau montre une grande différence entre les indices de texture calculés pour les ensembles de figures de pôles obtenues par la méthode de mesure traditionnelle et ceux calculés pour les ensembles de figures de pôles obtenues par séparation des raies de diffraction. En effet, la valeur des indices de texture calculés sur les ensembles de figures obtenues par la méthode traditionnelle oscille entre 5.58 et 3.72 mais ne présente aucune tendance marquée d'évolution. Par contre, l'indice de texture calculé pour les ensembles de figures de pôles obtenues par séparation des raies de diffraction décroît à partir de 4.19 pour la vitesse de coupe de 20 m/min, jusqu'à 1.65 pour la vitesse de coupe la plus élevée de la série. Cela révèle une évolution dans l'acuité de la texture cristallographique, qui est seulement mise en évidence par la méthode d'obtention de figures de pôles par séparation des raies de diffraction.

Tableau IV.7. Indices de texture des textures cristallographiques mesurés par diffraction des rayons X mesurés avec la méthode traditionnelle et avec la méthode de séparation des raies de diffraction.

Vitesse de coupe (m/min)	20		100		260		420		660	
Type de mesure	Trad.	Sép.	Trad.	Sép.	Trad.	Sép.	Trad.	Sép.	Trad.	Sép.
Indice de texture	5.58	4.19	4.64	2.89	3.72	2.34	3.86	1.86	4.13	1.65

L'évolution de l'indice de texture calculé pour les figures de pôles obtenues par la méthode de séparation des raies est illustrée par la figure IV.14.

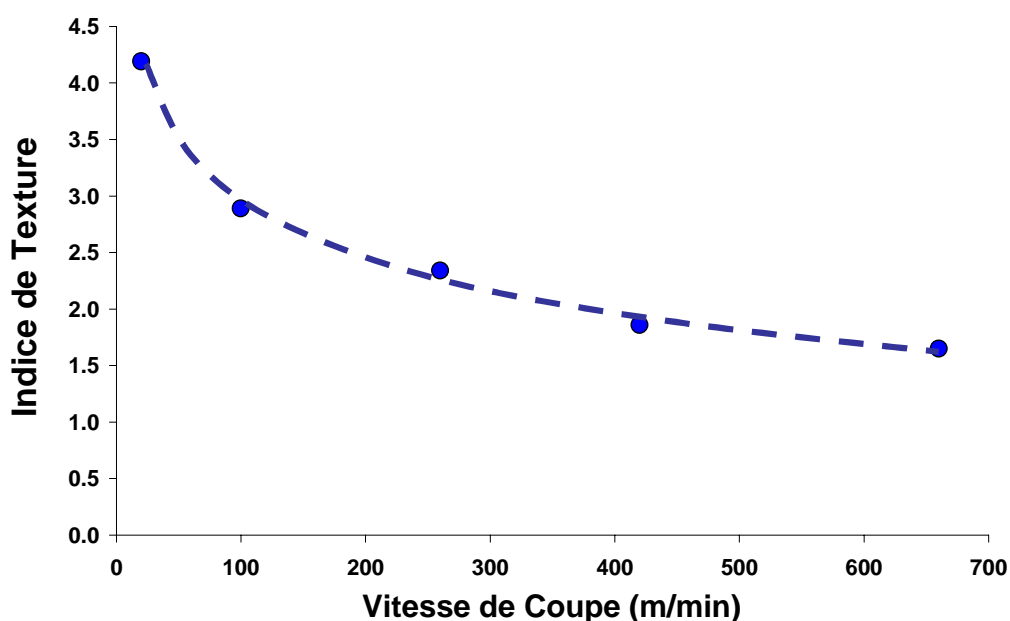


Figure IV.14. Indice de texture en fonction de la vitesse de coupe.

L'indice de texture montre également une forte diminution de l'acuité de la texture cristallographique des surfaces usinées par rapport au matériau à l'état de réception ($IT_{\text{Etat de réception}} > 15$), même dès la plus faible vitesse de coupe.

Dans la suite de cette étude nous allons chercher à modéliser les modifications de texture qui viennent d'être décrites en utilisant le modèle de Taylor.

IV.3. SIMULATION DE LA TEXTURE D'USINAGE AVEC LE MODELE DE TAYLOR

Tel qu'il a été présenté précédemment, la texture cristallographique des surfaces usinées est modifiée par la vitesse de coupe. Ce type d'évolution de texture est généralement simulé en utilisant des modèles de divers degrés de complexité. Dans cette étude, un modèle du type Taylor³ a été utilisé dans le but de retracer l'évolution de la texture cristallographique en surface lors de l'usinage avec la modification de la vitesse de coupe. Cette démarche cherchait également à caractériser les systèmes de glissement activés lors de la déformation plastique, ayant conduit à la formation de la surface usinée. De cette façon, l'activité des systèmes de glissement en fonction de la vitesse de coupe pourra être établie.

Les modèles de Taylor sont basés sur l'hypothèse que la déformation est homogène dans le matériau. Chaque grain subit le même gradient de déplacement E^c , égal au gradient de déplacement macroscopique E . Dans de nombreux cas, ces modèles donnent de bons résultats pour décrire le comportement plastique des métaux [Gardiola 2002]. Cependant, l'objectif de cette modélisation ne sera pas de décrire d'une façon exacte les textures observées en usinage à grande vitesse, mais de dessiner les principales tendances de ces textures.

IV.3.1. LE MODELE DE TAYLOR⁴

IV.3.1.1. La théorie de Taylor

Le tenseur gradient de déplacement imposé à chaque grain est égal au tenseur gradient de déplacement du polycristal. Celui-ci s'exprime dans le repère microscopique lié au grain par :

$$dE^c = T \cdot dE \cdot T^{-1} \quad (\text{IV.8})$$

où T correspond à la matrice de rotation.

Les grains accommodent la déformation par une rotation et des cisaillements, lors de l'activation de différents systèmes de glissement. Le tenseur gradient de déplacement se décompose alors en une rotation pure $d\Omega^c$ et des déplacements à plans invariants, comme l'indique la relation suivante :

³ Les simulations ont été effectuées avec le programme LSTaylor développé par L.S. Toth [Toth 1993]

⁴ La description du modèle de Taylor est basée sur les travaux de Van Houtte [Van Houtte 1984], [Van Houtte 1988], ainsi que ceux de Neal et al. [Neal 1990].

$$dE^c = d\Omega^c + \sum_{s=1}^n dE^s \quad (\text{IV.9})$$

avec :

n le nombre de systèmes de glissement,

dE^s la déformation associée au cisaillement γ^s ,

$d\Omega^c$ le tenseur de rotation prenant en compte le changement d'orientation du grain.

Les composantes du tenseur dE^s sont définies par :

$$de_{ij}^s = r_i^s \cdot v_j^s \cdot d\gamma^s \quad (\text{IV.10})$$

avec :

r_i^s la direction de glissement du système considéré,

v_j^s la composante de la normale au plan de glissement du système considéré,

$d\gamma^s$ la quantité de glissement sur le système s .

L'identification des parties symétriques et antisymétriques de l'équation précédente nous donne :

$$d\varepsilon_{ij} = \frac{1}{2}(de_{ij}^c + de_{ji}^c) = \frac{1}{2} \sum_{s=1}^n (r_i^s \cdot v_j^s + r_j^s \cdot v_i^s) \cdot d\gamma^s \quad (\text{IV.11})$$

et

$$d\omega_{ij} = \frac{1}{2}(de_{ij}^c - de_{ji}^c) = d\omega_{ij}^c + \frac{1}{2} \sum_{s=1}^n (r_i^s \cdot v_j^s - r_j^s \cdot v_i^s) \cdot d\gamma^s \quad (\text{IV.12})$$

Les taux de cisaillement associés aux différents systèmes de glissement peuvent être déterminés en résolvant l'équation IV.11. La rotation du grain $d\omega_{ij}^c$ peut être déterminée en reportant ces valeurs dans l'équation IV.12. Diverses méthodes de calcul ont été proposées pour quantifier l'activité des différents systèmes.

IV.3.1.2. Le calcul de l'activité des systèmes de glissement

Afin de calculer l'activité des systèmes de glissement, Taylor propose de résoudre l'équation IV.11 en fixant comme inconnues les n cisaillements. Pour cela, Taylor considère que seulement cinq systèmes de glissement sont activés dans un grain. La combinaison de 5 systèmes de glissement réellement activés est celle qui minimise l'énergie interne de déformation. Ceci s'exprime par la relation suivante :

$$dW = \sum_s \tau_c^s \cdot |d\gamma^s| = \text{minimum} \quad (\text{IV.13})$$

avec τ_c^s étant la cission critique nécessaire pour activer le système considéré.

Généralement, la minimisation de l'énergie interne ne suffit pas pour choisir une seule combinaison. Renouard et Wintenberger ont proposé de minimiser le travail de déformation ainsi que sa vitesse de variation [Renouard 1981]. On introduit alors une relation entre la cission résolue et le cisaillement correspondant.

D'autres méthodes de calcul de l'activité des systèmes de glissement ont été proposées. Toth et al. ont introduit une loi de comportement viscoplastique, exprimée de la façon suivante :

$$\tau^s = \tau_0 \operatorname{sgn}(\dot{\gamma}^s) \left| \frac{\dot{\gamma}^s}{\dot{\gamma}_0} \right|^{1/m} = \tau_0 \frac{\dot{\gamma}^s}{\dot{\gamma}_0} \left| \frac{\dot{\gamma}^s}{\dot{\gamma}_0} \right|^{1/m-1} \quad (\text{IV.14})$$

avec :

m la sensibilité à la vitesse de déformation (positif),

τ_0 et $\dot{\gamma}_0$ les quantités de référence

sgn la fonction signe.

La relation précédente (IV.14) permet de prendre en compte le comportement viscoplastique du matériau en introduisant le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation m .

Les cissions critiques sont reliées à l'état de contraintes du grain grâce au facteur de Schmid généralisé, présenté ci-dessous :

$$\varepsilon_{ij} = \sum_s \frac{1}{2} (m_{ij}^s - m_{ji}^s) \dot{\gamma}^s = \frac{\dot{\gamma}_0^s}{2\tau_0^{1/m}} \sum_s \frac{1}{2} (m_{ij}^s - m_{ji}^s) m_{kl}^s \sigma_{kl} \cdot |m_{pq}^s \sigma_{pq}|^{(1/m)-1} \quad (\text{IV.15})$$

avec

$$\tau^s = m_{ij}^s \sigma_{ij} \quad (\text{IV.16})$$

$$m_{ij}^s = r_i^s \cdot v_j^s \quad (\text{IV.17})$$

Les inconnues de l'équation (IV.15) sont les composantes du tenseur de contraintes. Comme leur nombre est souvent égal au nombre de composantes du tenseur de vitesses de déformation, le problème est résolu comme étant un système à n équations et n inconnues.

Lorsque le système d'équations (IV.11) est résolu, les valeurs $d\gamma^s$ sont reportées dans l'équation (IV.12). Les valeurs de $d\omega_{ij}^c$ peuvent alors être calculées, ce qui permet de déterminer la nouvelle orientation du grain, après une déformation infinitésimale. Le tenseur de rotation peut ensuite être exprimé dans le repère de l'échantillon par la relation suivante :

$$d\Omega = T^{-1} \cdot d\Omega^c \cdot T \quad (\text{IV.18})$$

Le modèle de Taylor préconise que la déformation microscopique totale est définie complètement à partir de la déformation macroscopique. Tel est la définition de la version originale du modèle, appelée version à Déformation Totale Imposée (DTI).

Honnef et Mecking ont remarqué que l’aplatissement des grains lors du laminage, peut induire des incompatibilités dans la déformation au niveau des joints de grains. Afin de résoudre ce problème, ils proposent de modifier l’approche DTI en considérant libres certaines composantes de déformation. Cette approche à déformation partiellement imposée est appelée version relâchée de Taylor [Honnef 1978].

Par la suite, une *matrice de relaxation* sera utilisée afin de présenter les composantes de déformation libres lors des simulations effectuées.

IV.3.2. PARAMETRES DE LA SIMULATION

Texture initiale

Les simulations ont été effectuées à partir de la texture du titane α du matériau à l’état initial. A cet effet, des figures de pôles ont été mesurées par diffraction des rayons X avec la méthode de séparation des raies. Une fois la texture recalculée, elle a été discrétisée sur 1944 grains. La figure IV.15 présente les figures de pôles recalculées (10.0), (00.2) et (10.1) utilisées comme texture initiale dans les simulations.

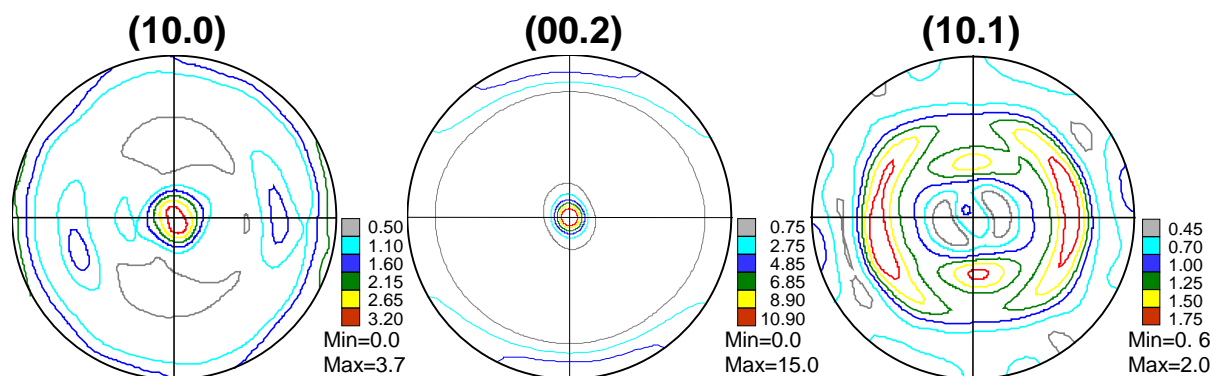


Figure IV.15. Figures de pôles (10.0), (00.2) et (10.1) du matériau à l’état initial, discrétisée sur 1944 grains, utilisées comme texture de base pour le modèle de Taylor.

Sensibilité à la vitesse (m)

Dans ses travaux sur la modélisation de textures avec le modèle de Taylor, Toth préconise l’utilisation d’une valeur de m entre 0.05 et 0.01 pour les déformations à froid et entre 0.05 et 0.125 pour les déformations à température élevées [Toth 1993]. Après divers essais, nous avons constaté que dans l’intervalle de valeurs proposée par Toth pour les déformations à températures élevées, les simulations sont peu sensibles à la variation de ce paramètre. Les simulations présentées ont été effectuées avec une sensibilité à la vitesse $\frac{1}{m} = 0.125$.

Matrice de relaxation

Du fait de l’utilisation d’une version relâchée du modèle de Taylor, diverses matrices de relâchement ont été utilisées. Dans cette matrice, la valeur 1 indique le relâchement de la composante correspondante. Après plusieurs essais, les meilleurs résultats ont été obtenus avec la matrice suivante :

$$\begin{pmatrix} 0 & 1 & 0 \\ 1 & 0 & 1 \\ 0 & 1 & 0 \end{pmatrix} \quad (\text{IV.19})$$

Tenseur de déformation

Selon les travaux de To et al. dans le tournage de monocristaux d'aluminium, l'usinage induit deux types de déformation plastique dans la surface usinée : un cisaillement simple ε_{13} dans la direction d'usinage (DU), et une compression ε_{33} le long de la direction normale à la surface usinée (ND) [To 2003] (selon le repère défini dans la figure B.6) :

$$\begin{matrix} X_1 & X_2 & X_3 \\ \begin{pmatrix} 0.5\varepsilon_{33} & 0 & \varepsilon_{13} \\ 0 & 0.5\varepsilon_{33} & 0 \\ 0 & 0 & -\varepsilon_{33} \end{pmatrix} \end{matrix} \quad (\text{IV.20})$$

avec respectivement X_1 et X_3 les directions parallèle et normale à la direction d'usinage (X_3 étant le produit vectoriel de X_1 et X_2).

Le chargement proposé par To et al. peut être analysé comme la résultante de deux chargements indépendants : la compression ε_{33} et le cisaillement ε_{13} . Ceci permet d'écrire deux tenseurs de déformation qui présentent respectivement la forme suivante :

$$\begin{matrix} X_1 & X_2 & X_3 \\ \begin{pmatrix} 0 & 0 & \varepsilon_{13} \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \end{matrix} \quad (\text{IV.21})$$

et

$$\begin{matrix} X_1 & X_2 & X_3 \\ \begin{pmatrix} 0.5\varepsilon_{33} & 0 & 0 \\ 0 & 0.5\varepsilon_{33} & 0 \\ 0 & 0 & -\varepsilon_{33} \end{pmatrix} \end{matrix} \quad (\text{IV.22})$$

Tous ces types de chargement seront analysés par la suite.

IV.3.3. TEXTURES OBTENUES

Les textures obtenues par la simulation de Taylor seront présentées par les figures de pôles (00.2) et (10.1). Du fait de la faible intensité observée sur les figures de pôles (10.0), celle-ci présente peu d'intérêt pour l'analyse de la texture dans le cadre de cette étude. C'est pour cette raison que cette figure ne sera pas présentée par la suite.

Les figures de pôles obtenues seront analysées par comparaison avec les figures expérimentales. La validation des simulations se fera de façon qualitative par rapport aux principales composantes de texture sur les figures de pôles analysées.

Divers jeux de paramètres ont été utilisés. Les différentes tentatives de simulation ont permis d'affiner les valeurs correspondantes au paramètre de sensibilité à la vitesse, la matrice de relaxation, les valeurs des composantes du tenseur de déformation et les cissions critiques des divers systèmes de glissement actifs dans le titane.

Le choix des rapports des cissions critiques entre les divers systèmes de glissement présents dans le titane a été effectué en fonction des valeurs recueillis dans la littérature. Comme il avait été énoncé dans le chapitre I.6.2., c'est le glissement prismatique suivi par le glissement basal qui sont les plus actifs dans les mailles hexagonales, lors d'une déformation à haute température. Si aucun de ces systèmes ne peut être activé, le glissement pyramidal de type $\langle c+a \rangle$ peut alors intervenir. Le maclage n'apparaît dans le TA6V que lors de chargements extrêmement élevés (du type impact) ou à des températures cryogéniques. Pour ces raisons, ce mode de déformation n'a pas été pris en compte dans les simulations effectuées.

Les premières simulations ont été effectuées avec une compression ϵ_{33} . La figure IV.16 présente les figures de pôles (00.2) et (10.1) typiquement obtenues. Il est possible de voir que les textures obtenues sont très éloignées de celles observées expérimentalement.

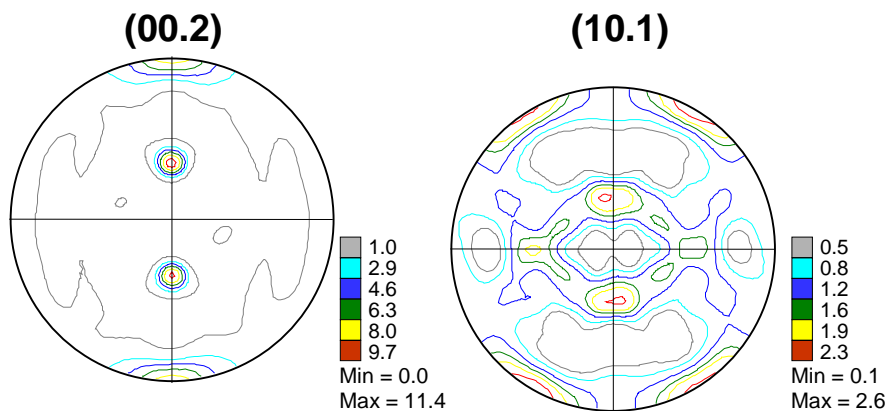


Figure IV.16. Figures de pôles (00.2) et (10.1) obtenues par simulation avec le modèle de Taylor relâché. Chargement selon ϵ_{33} .

La deuxième étape a été l'introduction du cisaillement ϵ_{13} dans le tenseur de déformation. Divers essais ont été effectués afin de déterminer la valeur optimale du rapport $\frac{\epsilon_{13}}{\epsilon_{33}}$. Ils ont conduit à estimer que le cisaillement ϵ_{13} en l'absence de compression ϵ_{33} permet de mieux simuler les textures observées expérimentalement. Ces simulations sont en accord avec les observations de Changeux et al., qui ont simulé les textures cristallographiques obtenues en tournage de deux types d'acier. En effet, ils affirment que le chargement simple se rapprochant le plus de celui de la coupe est un cisaillement simple [Changeux 1998]. La figure IV.17 présente les figures de pôles obtenues par simulation avec ce type de chargement, à différentes étapes de la déformation.

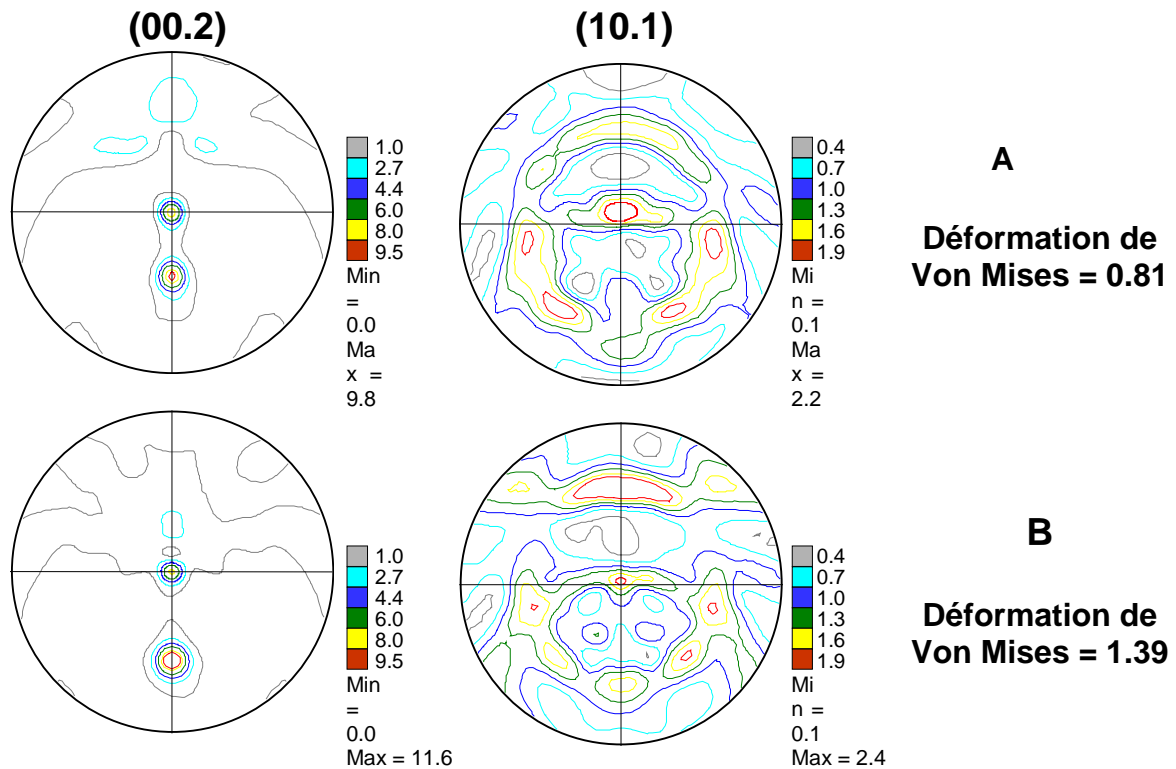


Figure IV.17. Figures de pôles (00.2) et (10.1) obtenues par simulation avec le modèle de Taylor relâché. Chargement selon ϵ_{13} . A et B correspondent à différentes étapes de déformation.

Sur les figures de pôles (00.2), il est possible d’observer deux des trois composantes observées expérimentalement. En effet, on retrouve la composante basale au centre de la figure, ainsi que la composante qui bascule dans la direction positive de déclinaison. Sur cette deuxième composante, la simulation utilisée permet de retrouver la variation de la déclinaison en fonction de la vitesse de coupe, comme observé expérimentalement.

En ce qui concerne les figures de pôles (10.1), on retrouve une très bonne correspondance entre les figures simulées et les figures mesurées. La position des composantes et les renforcements d’intensité observés avec l’augmentation de la vitesse de coupe sur les surfaces usinées, sont retrouvés avec l’augmentation de la déformation.

Les simulations réalisées fournissent l’activité des divers systèmes de glissement activés lors de la déformation. Le tableau IV.8 présente les valeurs correspondant aux figures de pôles présentées dans la figure IV.17.

Tableau IV.8. Activité des systèmes de glissement dans les simulations présentées dans la figure IV.17.

Système de glissement	Activité des systèmes de glissement (%)	
	A	B
Basal	7.5	15.8
Prismatique	72.9	65.4
Pyramidal type I $\langle \mathbf{c} + \mathbf{a} \rangle$ (Π_1)	19.6	18.7

Bien que les résultats obtenus doivent être analysés de façon qualitative le tableau IV8 montre certaines tendances :

- Un glissement préférentiel selon les plans prismatiques, qui diminue entre A et B.
- Un glissement secondaire selon les plans pyramidaux de type I $\langle c+a \rangle$ qui reste quasiment stable entre A et B.
- Un glissement tertiaire, du type basal, qui se renforce entre A et B.

Ces résultats montrent que l'évolution de la texture cristallographique dans les surfaces usinées, observée avec l'augmentation de la vitesse de coupe est principalement gouvernée par le taux de cisaillement.

Finalement, les simulations effectuées ont montré une bonne stabilité vis-à-vis des modifications relativement faibles de divers paramètres tels que ε_{13} , $\frac{1}{m}$ ou encore, les cisssions critiques.

CONCLUSIONS

Dans cette première partie de l'étude de l'intégrité de surface en usinage à grande vitesse de l'alliage de titane TA6V, nous avons traité le problème de la texture cristallographique des surfaces usinées.

Dans un premier temps, nous avons mis en évidence les problèmes rencontrés lors de la mesure de figures de pôles par diffraction des rayons X dans des matériaux déformés ou à faible symétrie. Ces problèmes sont dus notamment au faible écart en 2θ entre les raies de diffraction, ainsi qu'à la largeur importante de ces raies lorsque le matériau est fortement déformé. Il a été montré que ces problèmes produisent une superposition des raies de diffraction lors de la mesure de figures de pôles, ce qui nuit à la détermination de la texture cristallographique.

Afin de résoudre ces problèmes, une nouvelle méthode de mesure de figures de pôles par diffraction des rayons X et d'analyse des données a été développée. Elle consiste à effectuer des diffractogrammes fixes à des positions préalablement définies selon un découpage particulier de la sphère de pôles. Ensuite, les diffractogrammes sont traités un par un, afin d'enlever le bruit de fond et de reconstituer chacune des raies de diffraction mesurées par une fonction à paramètres d'ajustement de type Pearson VII. Finalement, l'information est utilisée pour construire les figures de pôles des plans cristallographiques étudiés.

La méthode développée présente des avantages ainsi que des inconvénients, largement commentés dans les paragraphes précédents. Parmi les inconvénients, on retient notamment le temps de comptage et de traitement des données, très supérieur à celui nécessaire pour les mesures avec la méthode traditionnelle. Le pas de mesure doit bien rendre compte des évolutions de texture des matériaux étudiés. Dans les cas de matériaux polycristallins cela nous semble une contrainte mineure. Cependant nous émettons des réserves sur la pertinence de l'utilisation de cette méthode pour la mesure de figures de pôles dans des matériaux à gros grains ou des matériaux très texturés. Lors de ce type d'expériences, les pas de mesure considérés acceptables pour d'autres matériaux (5°) peuvent ne pas rendre compte de toutes les composantes de texture, notamment dans le cas où elles présenteraient des faibles dispersions.

Malgré ces inconvénients, la méthode de mesure de figures de pôles par séparation des raies de diffraction présente des avantages remarquables. Cette méthode a permis de lever le doute concernant la présence ou non de certaines composantes de texture dans les figures de pôles de plans cristallographiques proches en 2θ . C'est grâce à cette méthode que des figures de pôles indépendantes pour les plans rapprochés ont pu être mesurés. Nous avons également observé que l'utilisation de cette méthode permet d'améliorer considérablement les coefficients d'erreur obtenus lors d'une analyse de texture. Les coefficients d'erreur obtenus avec les mesures classiques de figures de pôles par diffraction des rayons X ont été divisés par des facteurs allant de 3 à 8 et même plus grâce à l'application de la nouvelle méthode.

Finalement, concernant la méthode de mesure de figure de pôles développée, nous avons observé qu'elle met en évidence des évolutions de texture imperceptibles lors de la mesure avec la méthode traditionnelle. Ces évolutions ont pu être constatées grâce au calcul de l'indice de texture pour chaque série de mesures.

Les figures de pôles obtenues par la méthode de séparation de raies de diffraction ont mis en évidence des modifications de la texture cristallographique dans les surfaces usinées avec l'augmentation de la vitesse de coupe. A partir d'une très forte texture basale, et d'une composante $\{10.0\} \langle 00.1 \rangle$ minoritaire, observées dans le matériau initial, deux nouvelles composantes apparaissent dans la direction d'usinage. L'intensité et la position de ces composantes varient avec la vitesse de coupe. La composante $\{10.0\} \langle 00.1 \rangle$ observée avant l'usinage disparaît complètement dès les plus faibles vitesses de coupe.

Les textures observées expérimentalement ont été simulées par un modèle de Taylor relâché. Bien que ce modèle soit relativement simple, il permet dans de nombreux cas de décrire le comportement plastique des métaux. Dans nos simulations, nous nous sommes inspirés de données recueillies dans la littérature pour déterminer le tenseur de déformation à utiliser. Les différents essais réalisés ont permis de déterminer qu'un cisaillement simple (ε_{13}) rend le mieux compte des textures observées par diffraction des rayons X. Les simulations effectuées reproduisent bien les principales composantes de texture ainsi que leurs évolutions en fonction de la vitesse de coupe, observés sur les surfaces usinées.

Les simulations ont permis également d'estimer l'activité des systèmes de glissement. Bien que les résultats obtenus par le modèle de Taylor doivent être analysés qualitativement, ils permettent de retrouver des tendances dans l'activité des systèmes en fonction de l'intensité de la déformation, qui dans notre cas peut être corrélée à la vitesse de coupe. On a ainsi observé que le glissement prismatique est le plus actif, suivi du glissement pyramidal de type I $\langle c+a \rangle$ et du glissement basal dans une moindre proportion. L'augmentation du taux de cisaillement entraîne une légère diminution de l'activité du glissement prismatique, compensée par le glissement basal, alors que le glissement pyramidal de type I reste quasiment constant. Cependant, la modification de texture cristallographique observée sur les surfaces usinées, semble être gouvernée par le taux de cisaillement, qui augmente en fonction de la vitesse de coupe, et non pas par une éventuelle activation préférentielle des systèmes de glissement dépendant des conditions d'usinage.

– CHAPITRE V –

CARACTERISATION MICROSTRUCTURALE DES SURFACES EN USINAGE A GRANDE VITESSE

Introduction.....	155
V.1. Formation d'une surface par usinage.....	156
V.2. Constitution des surfaces usinées – Etude par diffraction des rayons X	157
V.3. Observations microstructurales.....	160
V.3.1. Description de la couche de surface produite par l'usinage	160
V.3.2. Couches blanches.....	166
V.3.2.1. Définition et origine des couches blanches.....	166
V.3.2.2. Les couches blanches dans l'usinage du titane et de ses alliages.....	166
V.4. Contraintes résiduelles dans les surfaces usinées	170
V.4.1. Mesures pour la détermination des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X.....	170
V.4.2. Résultats obtenus	172
Conclusion	176

INTRODUCTION

Le chapitre V sera consacré à l'étude métallurgique des surfaces usinées. Les résultats présentés dans ce chapitre correspondent pour la plupart à des travaux menés lors de la dernière étape de la thèse.

Après une description de la formation des surfaces en usinage, nous évaluerons la constitution des surfaces par diffraction des rayons X. Cette technique expérimentale nous permettra également de déterminer d'une façon qualitative l'influence de la vitesse de coupe sur la déformation plastique des surfaces usinées, grâce à l'analyse de la largeur des raies de diffraction.

Ensuite, nous chercherons à caractériser la surface formée par usinage grâce à des observations en microscopie électronique à balayage. Ces observations mettront en évidence l'apparition d'une couche perturbée par rapport au matériau à cœur. L'épaisseur de cette couche sera déterminée en fonction de la vitesse de coupe.

Un des effets le plus couramment observé dans les surfaces usinées est la formation de couches blanches. Ce type d'altération microstructurale est généralement considéré comme négatif au sens de l'intégrité de surface. Après une présentation des principales informations disponibles dans la littérature dans le cas des aciers, leur formation lors de l'usinage des alliages de titane sera discutée, tout en restant dans le cadre des conditions de coupe testées.

Enfin, l'état de contrainte en surface sera déterminé par diffraction des rayons X, ce qui nous permettra de discuter de leur évolution en fonction de la vitesse de coupe. Nos résultats seront ensuite comparés aux informations disponibles dans la littérature.

V.1. FORMATION D'UNE SURFACE PAR USINAGE

Lors de la formation d'une surface par usinage, des altérations métallurgiques importantes peuvent se produire. Ces altérations sont centrées dans trois régions, intervenant dans la formation de la nouvelle surface, et peuvent trouver leurs origines dans trois mécanismes de nature différente : mécanique, thermique et chimique [Chou 1999], [Griffiths 1987]. La figure V.1 représente ces régions.

- Lors de l'usinage, le matériau devant l'outil (*région i*) subit une compression et à un éventuel échauffement à cause de la chaleur générée dans la Zone Primaire de Cisaillement.
- Lorsque l'outil avance et arrive dans la *région ii*, le matériau est soumis à de fortes contraintes et le frottement entre la face de dépouille de l'outil et la surface est très intense. Ainsi une déformation plastique très intense a lieu dans cette région. Une quantité de chaleur importante est générée et dissipée par conduction dans la pièce et l'outil de coupe. Des réactions chimiques entre l'outil et la surface sont possibles si l'affinité chimique entre les matériaux est suffisante.
- Juste après le passage de l'outil (*région iii*), plusieurs événements ont lieu : les efforts disparaissent, le matériau subit un refroidissement très rapide (par la matière non chauffée et par l'environnement) et des transformations de phase peuvent avoir lieu. Simultanément, d'éventuelles réactions chimiques avec l'environnement peuvent avoir lieu et ainsi produire une couche surfacique chimiquement différente du matériau à cœur (nitruration ou oxydation en surface, par exemple).

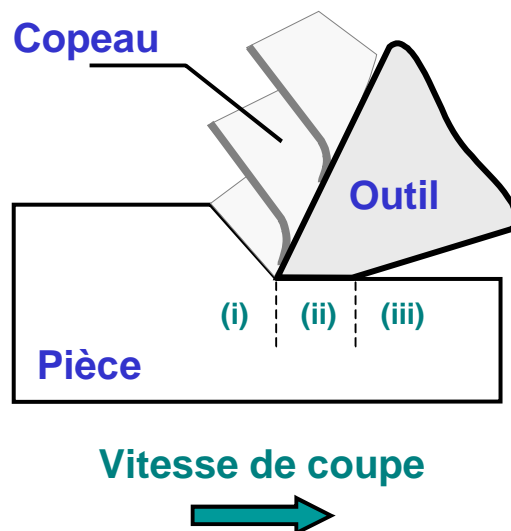


Figure V.1. Schéma de la zone de coupe. Les différentes régions responsables de la formation de couches perturbées sont représentées (l'interface de contact outil-pièce est représentée par une surface rectangulaire).

Il est difficile d'analyser les mécanismes thermiques et mécaniques de façon séparée du fait de leur interdépendance. Par exemple, la température de transformation de phase d'un alliage donné est affectée par la déformation plastique ainsi que par la vitesse de déformation plastique [Bosheh 2006]. En ce qui concerne le troisième mécanisme, les réactions chimiques en surface, des cas d'enrichissement en azote ou en carbone ainsi que des phénomènes

d'oxydation ont été reportés dans des contextes particuliers d'usure sous des environnements extrêmes [Field 1964].

Dans la suite du chapitre, nous nous intéresserons à la constitution métallurgique des surfaces obtenues par usinage. Les altérations provoquées par l'usinage sur les surfaces étudiées seront évaluées à l'aide des techniques expérimentales disponibles.

V.2. CONSTITUTION DES SURFACES USINEES – ETUDE PAR DIFFRACTION DES RAYONS X

Les surfaces usinées ont fait l'objet d'une caractérisation par diffraction des rayons X. Les diffractogrammes mesurés sur les surfaces ont été comparés à celui du matériau avant l'usinage, ainsi qu'à ceux des copeaux obtenus. Cette démarche, déjà présentée dans le chapitre III, consiste à observer les modifications de la largeur des raies de diffraction et de leurs rapports d'intensité¹ afin de décrire les altérations métallurgiques du matériau produites par l'usinage.

La figure V.2 présente les diffractogrammes mesurés sur les surfaces usinées à différentes vitesses de coupe. Dans les conditions expérimentales utilisées, la profondeur de pénétration est estimée à 14 μm , pour un volume participant à la diffraction égal à 99.9% du volume de diffraction total. De façon similaire à ce qui avait été déjà observé sur les copeaux, la vitesse de coupe modifie la forme des raies de diffraction :

- Pour les plus faibles vitesses de coupe de la série (jusqu'à 60 m/min), les diffractogrammes correspondant aux surfaces usinées gardent une similitude importante avec celui du matériau avant usinage. Seul un léger élargissement des raies de diffraction est observé.
- A 100 m/min l'élargissement des raies prend de l'ampleur mais le diffractogramme reste encore très proche de celui du matériau à l'état de réception.
- A 140 m/min une modification du rapport d'intensité entre les raies de diffraction (00.2) et (10.1) du titane α a lieu : la raie (10.1) devient la raie la plus intense, au détriment de la raie (00.2), originellement la plus importante de cette phase. L'élargissement des raies n'évolue pas de façon sensible.
- A 180 m/min la modification des rapports d'intensité précédemment signalée se confirme. En effet, la raie (10.1) se renforce par rapport à la raie (00.2). A partir de cette vitesse le rapport d'intensité entre ces deux raies semble ne plus évoluer jusqu'à la fin de la série. Par contre l'élargissement des raies se poursuit et augmente légèrement.

¹ La modification des rapports d'intensité des raies de diffraction dans les diffractogrammes mesurés est associée à des variations de la texture cristallographique produite par l'usinage. L'évolution de la texture cristallographique en fonction de la vitesse de coupe a été présentée et discutée dans le chapitre IV de cette étude.

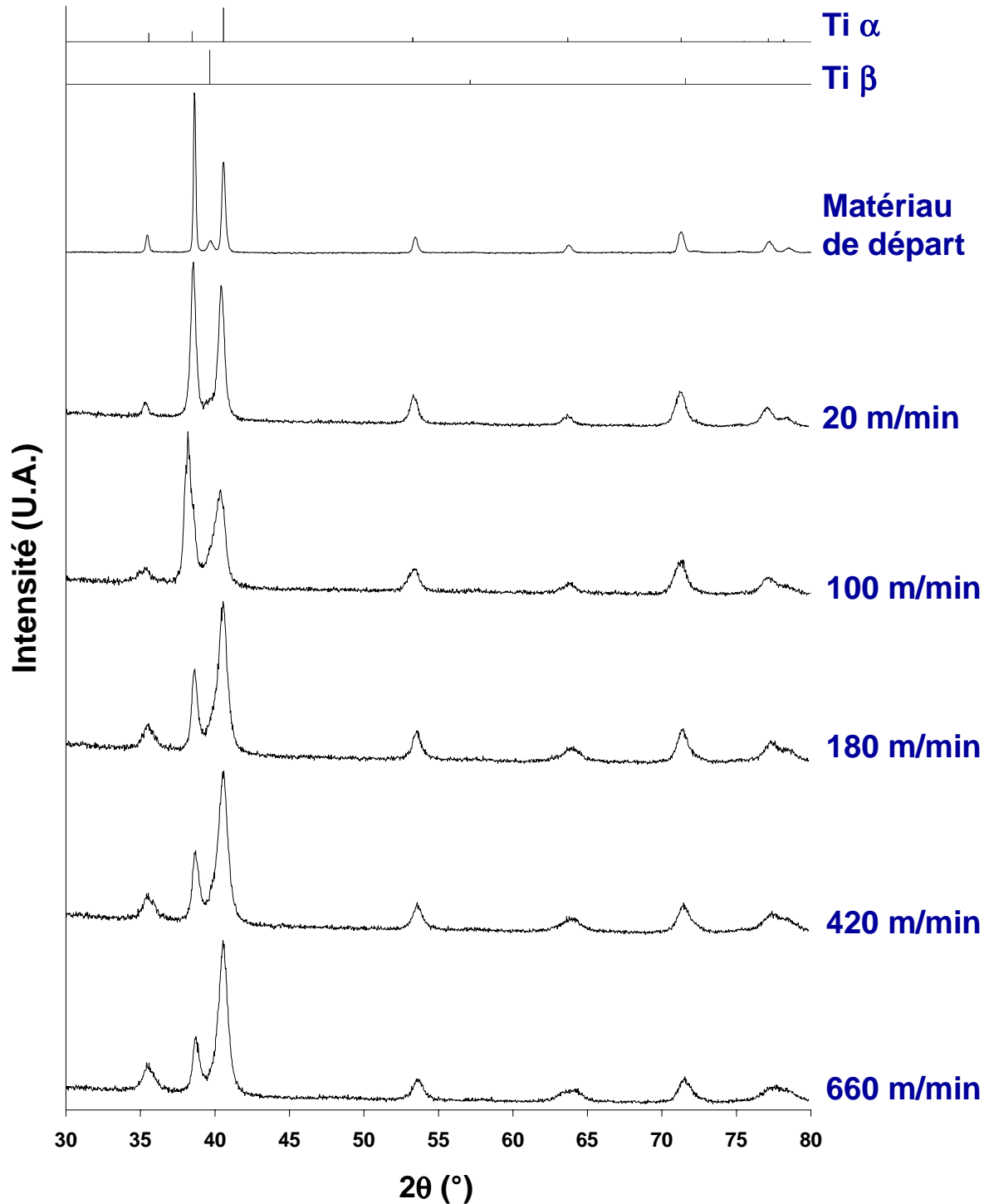


Figure V.2. Diffractogrammes normalisés du matériau avant l'usinage et des surfaces usinées à différentes vitesses de coupe (mesures effectuées avec un rayonnement $\text{Cu K}\alpha$, $\lambda = 1.5418 \text{ \AA}$). En haut de la figure apparaissent les diffractogrammes théoriques du titane α et du titane β .

L'évolution des largeurs de raies ainsi que des rapports d'intensité des raies de diffraction rappelle celles observées sur des copeaux (mesures effectuées sur l'interface outil-copeau). Un parallèle entre les diffractogrammes mesurés sur les surfaces usinées et les copeaux est présenté dans l'annexe V.1.

Les diffractogrammes mesurés permettent d'évaluer qualitativement la déformation plastique en surface, du fait de l'évolution de la largeur des raies de diffraction, ainsi qu'à mettre en évidence une modification de la texture cristallographique des surfaces usinées, tel qu'il a été montré dans le chapitre IV. La figure V.3 montre l'évolution de la largeur de la raie de diffraction (00.2) du titane α en fonction de la vitesse de coupe. Cette largeur a été déterminée après une reconstruction des diffractogrammes avec des fonctions de Pearson VII, tel qu'il a été montré dans le chapitre IV. Cette figure révèle une augmentation progressive de la largeur de la raie de diffraction étudiée jusqu'à une vitesse de 420 m/min où elle atteint sa valeur maximale.

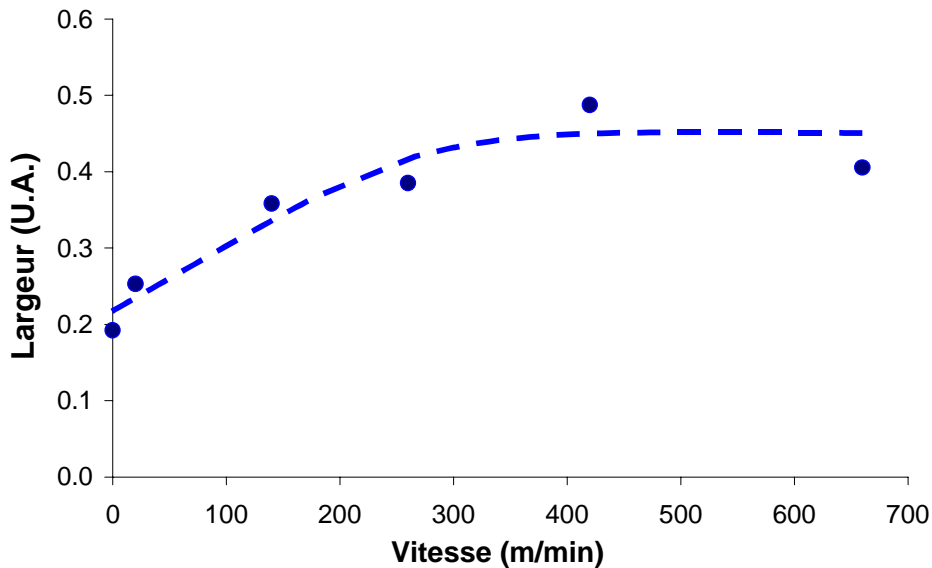


Figure V.3. Largeur de la raie de diffraction (00.2) du titane α en fonction de la vitesse de coupe. La largeur a été déterminée à partir d'une reconstruction du diffractogramme avec des fonctions de Pearson VII. Mesures effectuées sur les surfaces usinées.

Les diffractogrammes mesurés sur les surfaces usinées servent également à évaluer de possibles altérations métallurgiques, à savoir, des transformations de phase et des réactions chimiques avec le matériau constituant l'outil de coupe ou avec l'environnement.

L'analyse de phase effectuée sur les diffractogrammes révèle la présence du titane α et β dans toutes les surfaces usinées. De même, l'analyse de phases n'a pas révélé de modifications dans la teneur en titane β dans les surfaces usinées. Les diffractogrammes obtenus ne révèlent pas la formation de nouvelles phases issues de l'usinage. Si de nouvelles phases ont été formées lors de la coupe, elles devraient être présentes en extrême surface. Cependant, les diffractogrammes mesurés contiennent une information provenant d'une profondeur d'une quinzaine de microns, ce qui rend difficile la détection d'éventuelles nouvelles phases. En effet, le bruit de fond important, dû à la fluorescence du titane avec les rayons X produits par une source de cuivre, ainsi que l'utilisation de filtres pour atténuer les conséquences de la fluorescence peut également conduire à masquer des raies de diffraction de faible intensité. C'est pour ces raisons que la diffraction des rayons X n'est pas forcément la technique la plus adaptée à la détection d'éventuelles nouvelles phases présentes en faible quantité dans le matériau et/ou en extrême surface.

Afin de répondre à ces problèmes, des diffractogrammes à faible incidence ont été effectués sur les surfaces usinées. Le dispositif expérimental utilisé permet de réaliser des

expériences avec un angle d'incidence minimal de 8° , ce qui réduit la profondeur de pénétration des rayons X à $8.8 \mu\text{m}$, pour un volume participant à la diffraction égal à 99.9% du volume de diffraction total. Les diffractogrammes obtenus montrent seulement la présence des phases déjà présentes dans le matériau avant l'usinage, c'est à dire, le titane α et le titane β . La figure V.4 montre un diffractogramme mesuré sur une surface usinée à 420 m/min : on constate que toutes les raies ont été identifiées comme appartenant aux phases Ti α et Ti β .

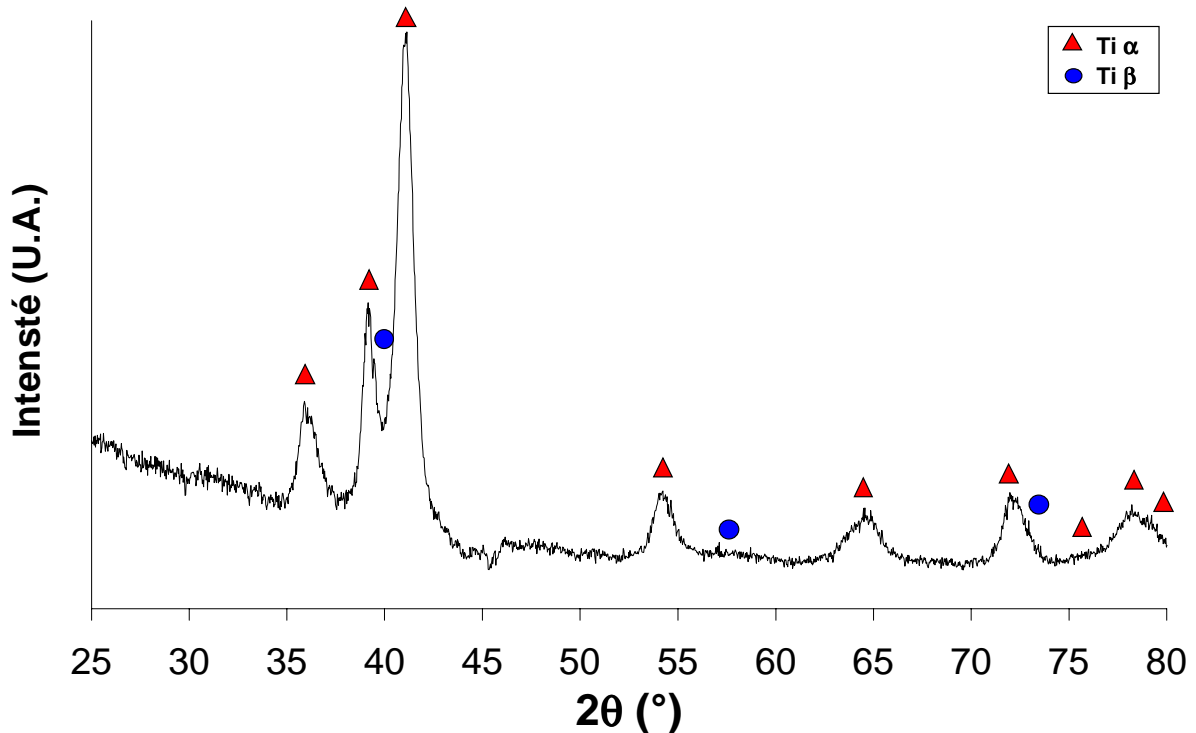


Figure V.4. Diffractogramme intégré ($\psi_{\text{max}} = 40^\circ$) à faible incidence (angle d'incidence = 8°) d'une surface usinée à 420 m/min (mesure effectuée avec un rayonnement Cu $K\alpha$, $\lambda = 1.5418 \text{ \AA}$).

Les différentes expériences en diffraction des rayons n'ont pas montré des évidences de transformation de phase dans les surfaces usinées, et cela pour toutes les vitesses de coupe observées.

V.3. OBSERVATIONS MICROSTRUCTURALES

V.3.1. DESCRIPTION DE LA COUCHE DE SURFACE PRODUITE PAR L'USINAGE

Comme nous l'avons évoqué au début de ce chapitre, l'usinage peut produire des modifications importantes en dessous de la surface usinée. Dans cette partie du chapitre nous chercherons à caractériser ces modifications dans le matériau étudié, dans les conditions de coupe utilisées.

Les échantillons usinés ont été découpés dans un plan normal à la direction transverse, selon le repère défini dans la figure B.3. et préparés métallographiquement afin d'être observés dans un microscope électronique à balayage.

Les images obtenues révèlent une couche de surface perturbée par l'action de l'usinage, se traduisant par un basculement des grains dans le sens du passage de l'outil. Ce basculement des grains, dans la direction d'usinage, a été déjà observé sur d'autres matériaux. Mantle et Aspinwall dans leurs travaux sur un aluminium de titane (Ti-45Al-2Nb-2Mn-0.8% TiB₂) ont observé ce phénomène sur une épaisseur d'une vingtaine de microns. Ils attribuent ce phénomène à une température maximale en surface d'environ 500°C [Mantle 1997]. Des observations similaires ont été reportées par Sharman et ses collaborateurs sur le même matériau [Sharman 2001]. Sauvage et al., dans leurs travaux sur l'usinage des aciers commerciaux (Fe-0.38% C, pourcentage massique) ont également observés la formation d'une couche plastiquement déformée d'une vingtaine de microns d'épaisseur où les grains sont allongés dans la direction d'usinage [Sauvage 2003]. Des grains déformés en surface, orientés dans la direction d'usinage, ont été également observés en tournage d'un Inconel 718™ [Sharman 2006].

Dans notre étude, trois zones distinctes ont été observées sur les échantillons analysés. La figure V.5, correspondant à la section transversale d'une surface usinée à 260 m/min, illustre ces zones. Une présentation basée sur l'évolution morphologique est donnée ci-dessous.

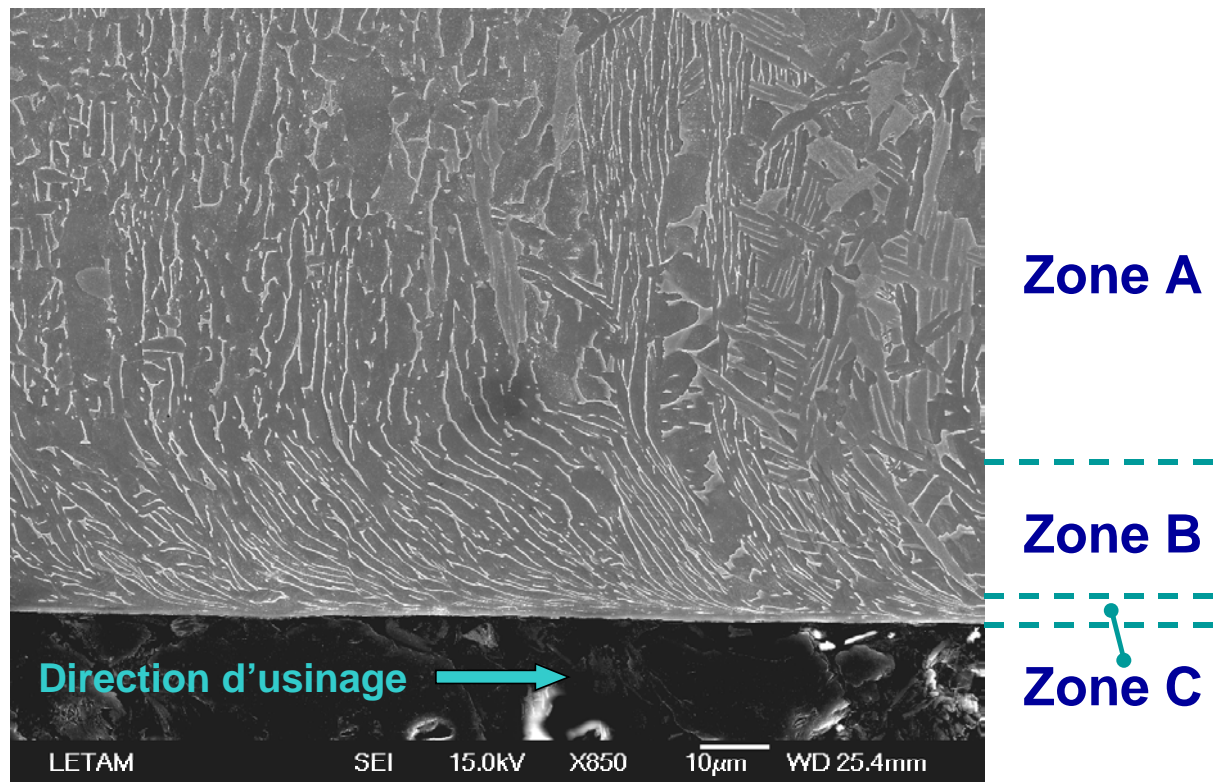


Figure V.5. Microstructure d'une section transversale d'une surface usinée à 260 m/min. La direction d'usinage apparaît en bas de la figure.

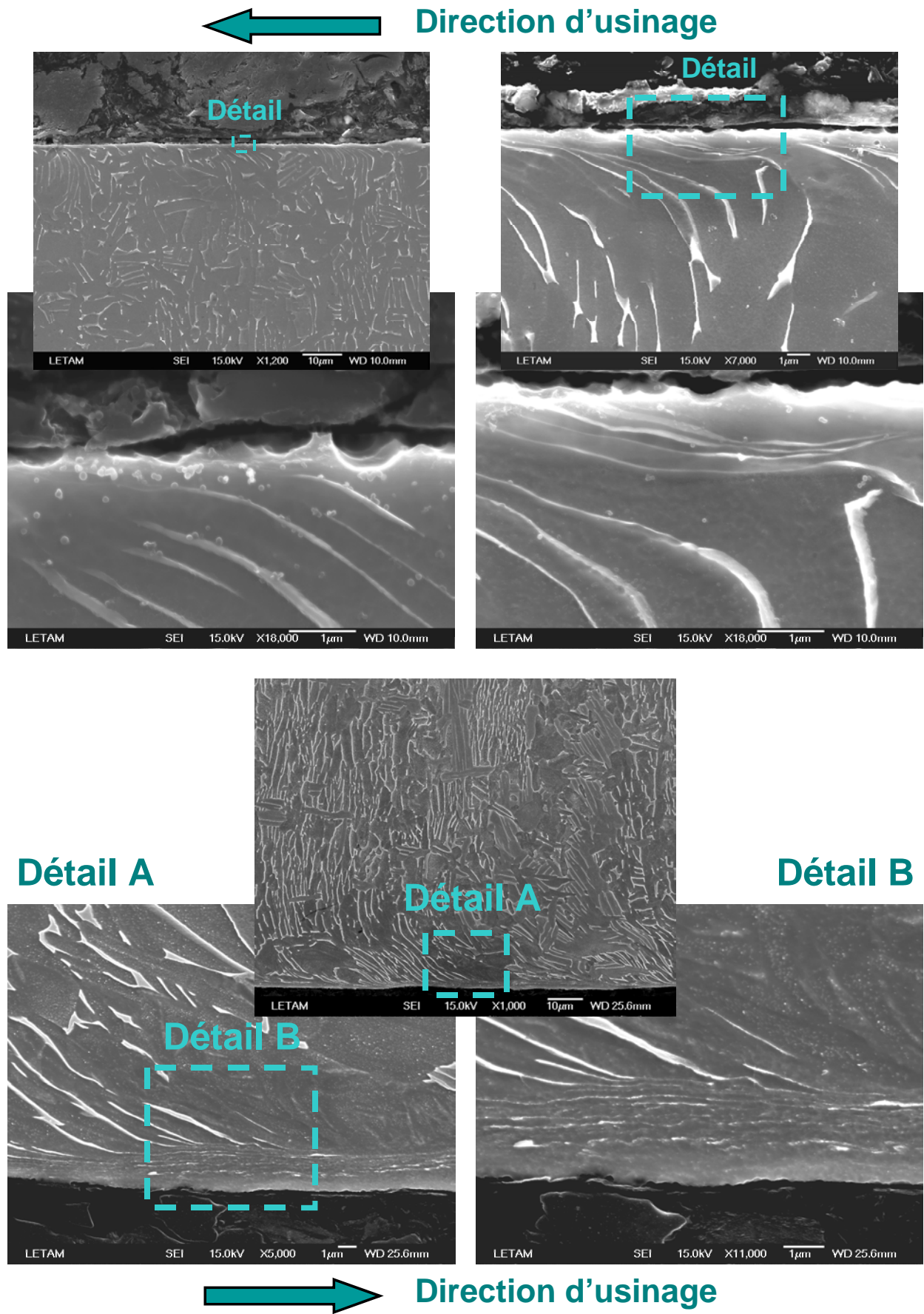


Figure V.6. Microstructure en dessous des surfaces usinées : en haut 20 m/min ; en bas 260 m/min. Les détails correspondent à la Zone C, selon le schéma proposé dans la figure V.5.

- **Zone A :** elle présente une microstructure qui ne semble pas avoir été perturbée par l'usinage. C'est le matériau dit « à cœur ».
- **Zone B :** c'est une région déformée sous l'action de l'outil de coupe. Une rotation des grains dans la direction du passage de l'outil a lieu, conséquence de la déformation plastique produite lors de l'usinage. Son épaisseur est de quelques dizaines de micron. Cette rotation des grains est la conséquence de la déformation plastique intense ayant lieu lors de l'usinage.
- **Zone C :** elle correspond au voisinage immédiat de la surface libre de la pièce. Dans cette zone les grains subissent une rotation encore plus importante que celle subie dans la Zone B. En effet, les grains sont alignés parallèlement à la surface libre de la pièce. L'épaisseur de cette zone est, au plus, de quelques microns. La figure V.6 présente des images à fort grossissement obtenues dans cette zone pour une surface usinée à 260 m/min.

Sur la figure V.6, détail B, il est possible de voir la transition entre les Zones B et C, selon la description proposée précédemment. Cette transition est matérialisée par le changement radical d'orientation des grains de titane β par rapport à la surface libre de la pièce. A cet endroit, les grains de titane β semblent être « aspirés » à l'intérieur de la Zone C. L'intensité de la déformation des grains augmente d'une façon très importante, ce qui entraîne une diminution de leur épaisseur ainsi qu'un fort allongement. Il semble également qu'un fractionnement des grains a lieu dans cette zone, ce qui entraînerait un affinement microstructural. Compte tenu de la taille des grains dans cette zone, des observations à une échelle plus fine seraient nécessaires afin de caractériser précisément les modifications microstructurales produites par l'usinage dans la Zone C. Ces actions seront abordées dans le chapitre des perspectives.

La détermination de l'épaisseur des Zones B et C est relativement difficile. A cet effet, nous avons choisi de mesurer ces épaisseurs directement sur des images obtenues en microscopie électronique à balayage. Pour cela il est nécessaire de préparer des échantillons **tout en conservant l'intégrité du bord**. Une autre difficulté est liée à la mesure elle-même. En effet, bien qu'une bonne préparation des échantillons soit possible, aussi bien que l'obtention d'images de bonne qualité, la définition de l'épaisseur de la zone mesurée reste « subjective » et est liée au seul jugement de l'observateur. Afin de mieux comprendre cela, il est intéressant de revenir sur la figure V.6. Bien que la rotation des grains dans le sens du passage de l'outil permet de définir l'existence de la Zone B, la détermination exacte de la frontière avec la Zone A reste liée à des critères d'appréciation fixés par l'observateur. Il en est de même en ce qui concerne la frontière entre les Zones B et C. Malgré les considérations précédentes, l'épaisseur de ces deux zones a été déterminée grâce à des images obtenues en microscopie électronique à balayage, telles que celle présentée dans la figure V.6 détail B. La figure V.7 présente l'évolution de l'épaisseur de la Zone C en fonction de la vitesse de coupe.

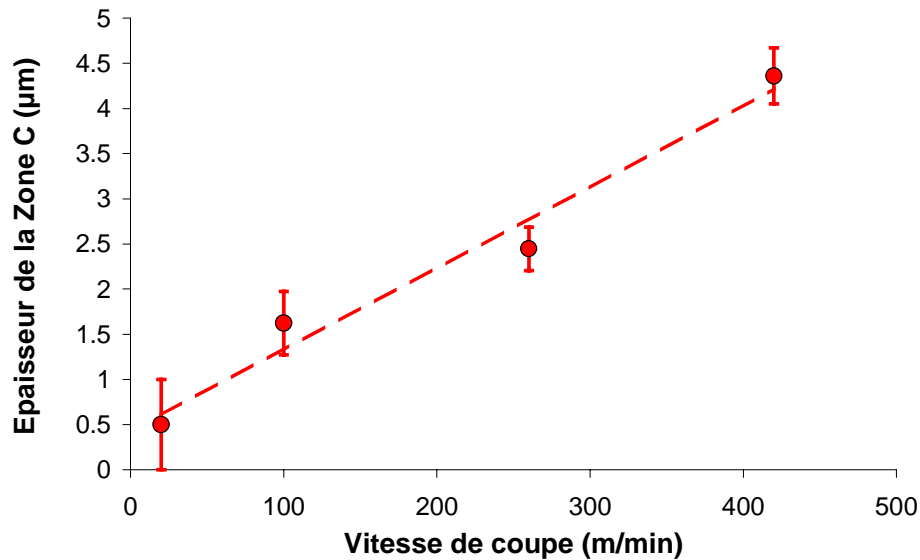


Figure V.7. Épaisseur de la Zone C. Les barres d'erreur correspondent à l'écart type sur cinq mesures.

Pour la détermination de l'épaisseur de la Zone B, une autre méthode a été utilisée. Certains échantillons ont été étudiés par diffraction d'électrons retrodiffusés² (EBSD) dans un microscope électronique à balayage. Comme le rappellent M'Saoubi et Ryde, l'utilisation de cette technique dans l'étude de la déformation en usinage est relativement récente [M'Saoubi 2005]. Grâce aux expériences en EBSD, des cartographies en *contraste de bande* (band contrast) peuvent être obtenues. Ces cartographies représentent la qualité des diagrammes de diffraction de Kikuchi : plus un pixel apparaît en gris clair, meilleure était la qualité du diagramme de diffraction correspondant. Compte tenu de la forte déformation plastique en dessous des surfaces usinées, la qualité des diagrammes de diffraction de Kikuchi diminue fortement près de la surface de l'échantillon. Grâce à cela, plus un pixel est proche de la surface libre de la pièce, plus il apparaîtra en gris foncé sur la cartographie. Il est ainsi possible de déterminer une épaisseur qui correspondra à l'épaisseur totale des Zones B et C.

La figure V.8 présente une cartographie en contraste de bande, mesurée sur l'échantillon usiné à 420 m/min. La direction d'usinage et le bord de l'échantillon sont représentés. Comme le montre cette figure, la perturbation engendrée par l'usinage peut atteindre une épaisseur de quelques dizaines de microns. Ceci confirme la déformation plastique très élevée au voisinage immédiat de la surface libre, ainsi que la présence, sans doute, d'un gradient de déformation plastique dans l'épaisseur de la couche perturbée. Cette image montre également que l'épaisseur de la couche perturbée (Zone B + C) peut être définie « à quelques microns près », mais que cette méthode ne permet pas de déterminer l'épaisseur de la Zone C. Pour une meilleure compréhension de la méthode proposée, on trouvera en annexe V.3 la superposition d'une micrographie de la zone de mesure en EBSD d'une surface usinée avec la cartographie d'orientations correspondantes

² Lors de cette étude, des cartographies d'orientation ont été mesurées sur des sections transversales de diverses surfaces usinées. Du fait du faible taux d'indexation obtenu dans la couche de matière perturbée (Zone B+C), des analyses de texture locale n'ont pas été réalisées. Cependant, les cartographies obtenues mettent en évidence une forte modification de la texture cristallographique dans cette zone, par rapport au matériau non perturbé. L'annexe V.2 présente, à titre indicatif, un exemple des résultats obtenus pour une surface usinée à 420 m/min.

Grâce à la méthode présentée et compte tenu des aspects mentionnés, l'épaisseur de la couche perturbée (Zone B+C) a été déterminée. La figure V.9 présente son évolution en fonction de la vitesse de coupe.

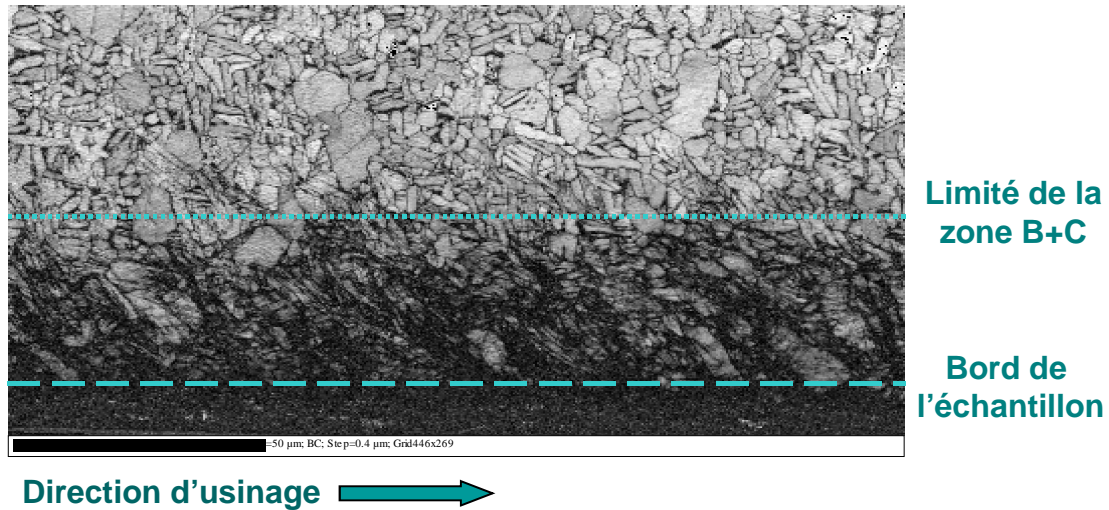


Figure V.8. Image en contraste de bande obtenue sur une surface usinée à une vitesse de coupe de 420 m/min. En haut de l'image les pixels en noir représentent les joints de grains ; en bas, ils représentent des digrammes de diffraction de Kikuchi perturbés par la présence de dislocations engendrées lors de l'usinage.

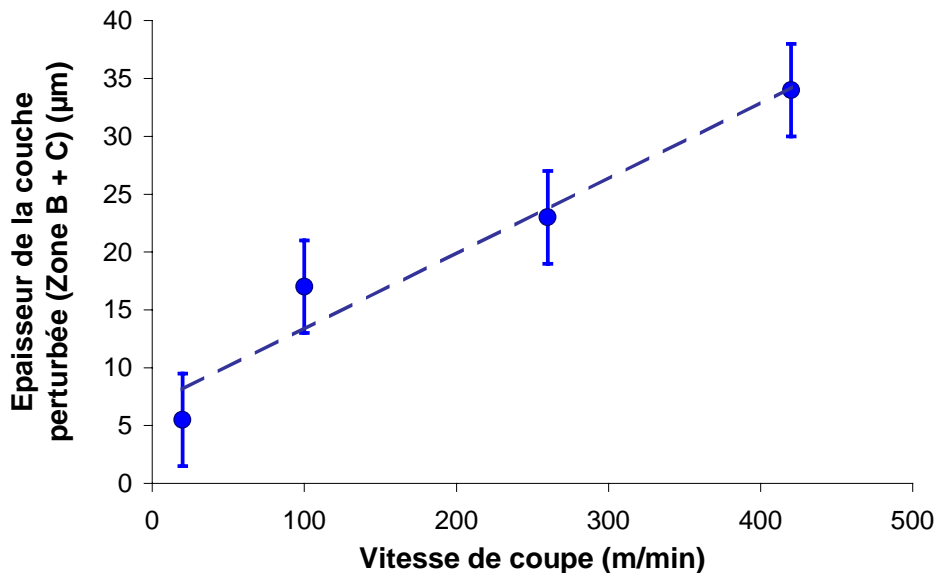


Figure V.9. Épaisseur de la couche perturbée en fonction de la vitesse de coupe. Elle correspond à l'épaisseur des Zones B et C. Les barres d'erreur correspondent à une incertitude de mesure estimée à 4 µm.

Les figures V.7 et V.9 montrent que l'épaisseur des Zones B et C augment d'une façon linéaire avec l'augmentation de la vitesse de coupe. Cependant, il est possible de penser que pour des vitesses supérieures à celles observées, l'épaisseur des zones B et C doit atteindre une valeur asymptotique. Cette hypothèse sera vérifiée lors des études en cours.

V.3.2. COUCHES BLANCHES

V.3.2.1. Définition et origine des couches blanches

Certaines opérations d'usinage génèrent des altérations microstructurales indésirables dans la couche superficielle des pièces usinées. Ces modifications sont généralement appelés « couches blanches » (white layers), du fait qu'elles apparaissent sans caractéristiques particulières quand elles sont observées dans un microscope électronique à balayage et en raison de leur aspect *blanc* quand elles sont observées en microscopie optique [Griffiths 1987], [Chou 1999], [Poulachon 2005], [Ramesh 2005]. Des procédés tels que la rectification, le tournage, le fraisage, le perçage, l'alésage, l'usinage par électroérosion peuvent produire des couches blanches sur les surfaces obtenues. Ces couches sont généralement considérées comme néfastes pour la tenue en fatigue des surfaces, du fait de leur dureté importante et de leur fragilité, ainsi que leur association à des états de contraintes résiduelles en traction [Brinksmeier 1999].

Dans le cas spécifique de l'usinage, il a été déterminé que l'apparition des couches blanches et leur épaisseur, peuvent varier de quelques microns à quelques dizaines de microns, en fonction des conditions de coupe utilisées [Chou 1999], [Akcan 2002], [Barbacki 2003].

La plupart de la littérature concernant les couches blanches dans le domaine de l'usinage traite le cas des aciers, principalement pour des opérations de tournage et de rectification. Elle suggère que les couches blanches sont formées par une transformation de phase martensitique (γ - α) thermiquement induite [Brinksmeier 1999], [Chou 1999], [Akcan 2002], [Sauvage 2003], [Duan 2005]. Cependant, les couches blanches ont été également observées dans des cas où les augmentations de température ne sont pas suffisantes pour produire une re-austenitisation [Eyre 1972], [Griffiths 1987] ou même dans des matériaux très mous comme le laiton [Turley 1971]. Cela suggère que les couches blanches puissent être formées par des phénomènes différents de la transformation de phase martensitique activée thermiquement.

Des couches blanches ont été également signalées lors d'opérations de tournage à des vitesses de coupe et de profondeurs de passe relativement faibles, où les températures atteintes ne semblent pas très élevées [Ramesh 2005]. Ces couches ont été observées lors de l'usinage avec des outils dégradés et à des vitesses de coupe très importantes, où les températures atteintes devraient être suffisantes pour une transformation du type (α - γ) [Brinksmeier 1999], [Chou 1999], [Vyas 2000], [Akcan 2002], [Barry 2002-B].

Ces observations montrent alors que des couches blanches peuvent être formées dans des conditions de coupe très diverses, où le niveau de déformation et le chargement thermique sont très différents. Toutes ces observations suggèrent, finalement, l'existence de divers mécanismes de formation des couches blanches principalement liés aux paramètres de coupe.

V.3.2.2. Les couches blanches dans l'usinage du titane et de ses alliages

Dans le cas de l'usinage des alliages de titane, il semble que les couches blanches ont été peu observées. Field a rapporté l'apparition de couches blanches lors d'essais d'usinage dans des conditions dites « abusives » [Field 1971]. Plus récemment, lors d'essais d'usinage

réalisés avec des outils très dégradés, sur un alliage TA6V, Che-Haron [Che-Haron 2001] et Che-Haron et Jawaid [Che-Haron 2005] ont observés la formation de couches blanches d'une épaisseur inférieure à 10 μm , ayant une dureté plus élevée que le matériau à cœur.

Dans notre étude, les observations en microscopie électronique à balayage n'ont pas montré des couches blanches sur les surfaces usinées (voir figures V.5 et V.6). Cependant, lors des essais associés à divers protocoles de préparation des échantillons pour les observations microstructurales, nous avons constaté que certaines conditions de polissage peuvent engendrer l'apparition d'artefacts métallographiques qui disparaissent avec l'utilisation de méthodes de préparation plus adéquates. La figure V.10³ montre deux images obtenues au microscope électronique à balayage sur un même échantillon ayant subi deux préparations métallographiques différentes. Il s'agit d'un alliage de titane TA6V fraisé à une vitesse de coupe de 330 m/min. Sur la figure de gauche, il est possible d'observer une couche blanche de quelques microns d'épaisseur. A droite cette couche n'est plus présente. La préparation métallographique de l'échantillon présenté à gauche a entraîné l'obtention d'un bord arrondi, effet qui a été supprimé lors de la préparation de l'échantillon présenté à droite.

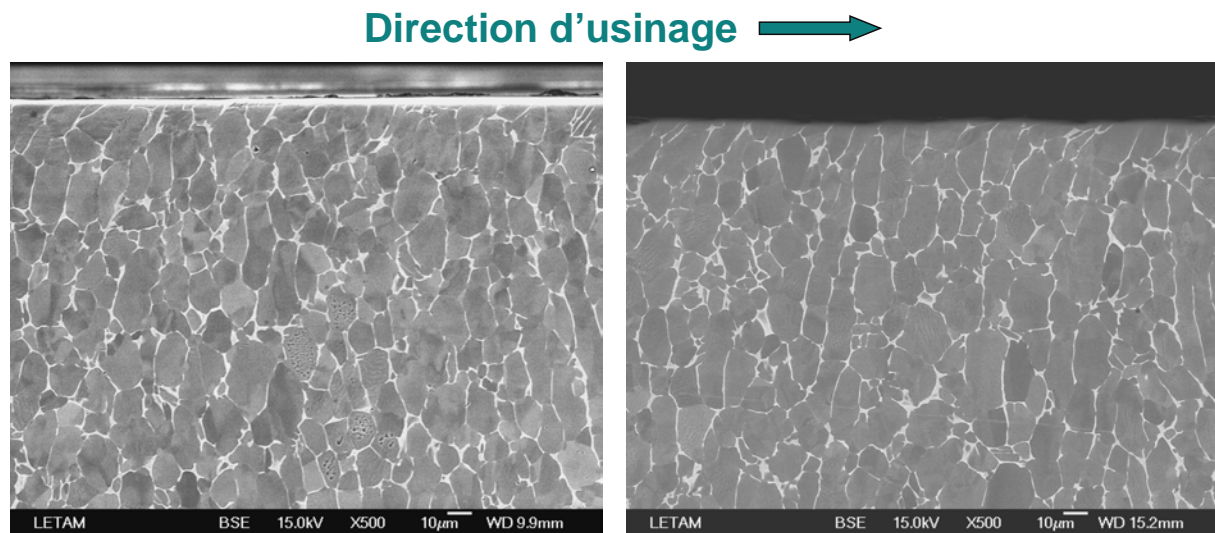


Figure V.10. Section transversale d'une surface de TA6V fraisée à une vitesse de coupe de 330 m/min. Deux préparations différentes ont été utilisées.

Ce phénomène a été observé également sur des échantillons appartenant à cette étude, néanmoins dans une moindre mesure, compte tenu des précautions prises lors de la préparation des échantillons. La figure V.11 présente des images où cet artefact de préparation semblerait être présent.

³ La figure V.10 présente des images appartenant à des essais en fraisage qui ne sont pas présentés dans le cadre de cette étude.

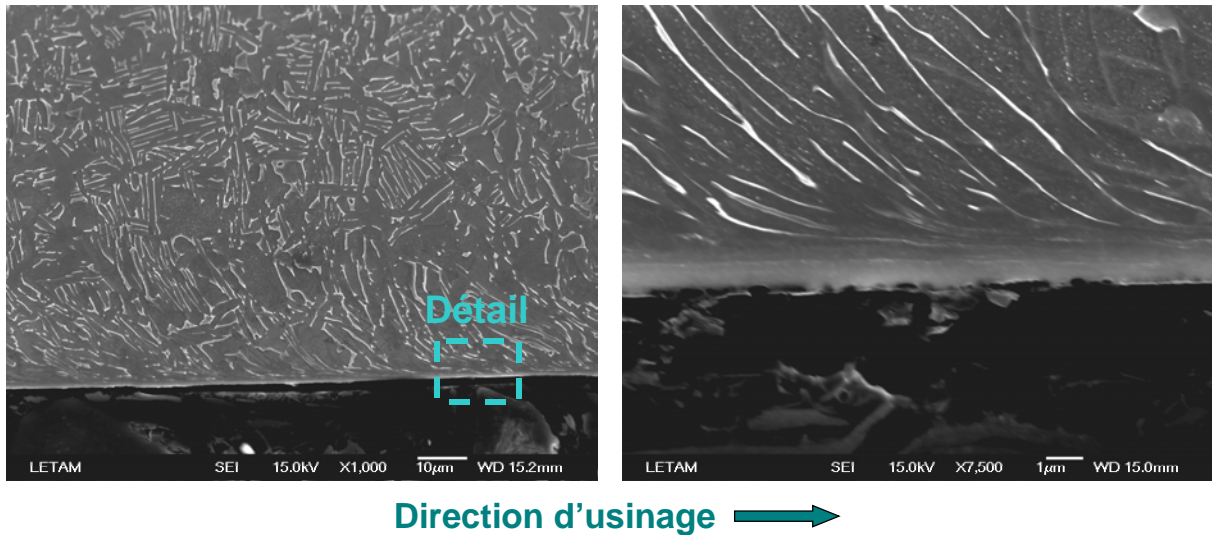


Figure V.11. Section transversale d'une surface usinée à 100 m/min. A droite : détail du bord de l'échantillon.

Regardons maintenant les résultats reportés par Che-Haron et Jawaid [Che-Haron 2001], [Che-Haron 2005]. Dans leurs travaux sur l'usinage à sec du TA6V (les principales conditions d'usinage utilisées sont données dans le tableau V.1), ils observent la formation d'une couche de matériau perturbé plastiquement immédiatement en dessous de la surface usinée. Lors de l'usinage avec des outils dégradés (en fin d'usinage), la déformation plastique augmente et un arrachement de la matière peut avoir lieu. Finalement, ils concluent que les phénomènes précédemment énoncés entraînent la formation d'une « couche blanche » d'une épaisseur inférieure à 10 μm . La figure V.12 présente quatre microstructures de surfaces usinées à 45 et à 100 m/min à différents temps d'usinage, où cette couche blanche peut être observée [Che-Haron 2005].

Tableau V.1. Principaux paramètres d'usinage utilisés dans l'étude des surfaces usinées en TA6V, d'après les travaux de Che-Haron et Jawaid [Che-Haron 2005].

Paramètre d'usinage	Microstructure correspondante dans la figure V.12			
	a)	b)	c)	d)
Vitesse de coupe	100 m/min	100 m/min	45 m/min	45 m/min
Profondeur de passe	0.25 mm	0.25 mm	0.35 mm	0.35 mm
Temps d'usinage	10 s	2 min	10 s	12 min
Insert	883-MR4	883-MR4	890-MR3	890-MR3

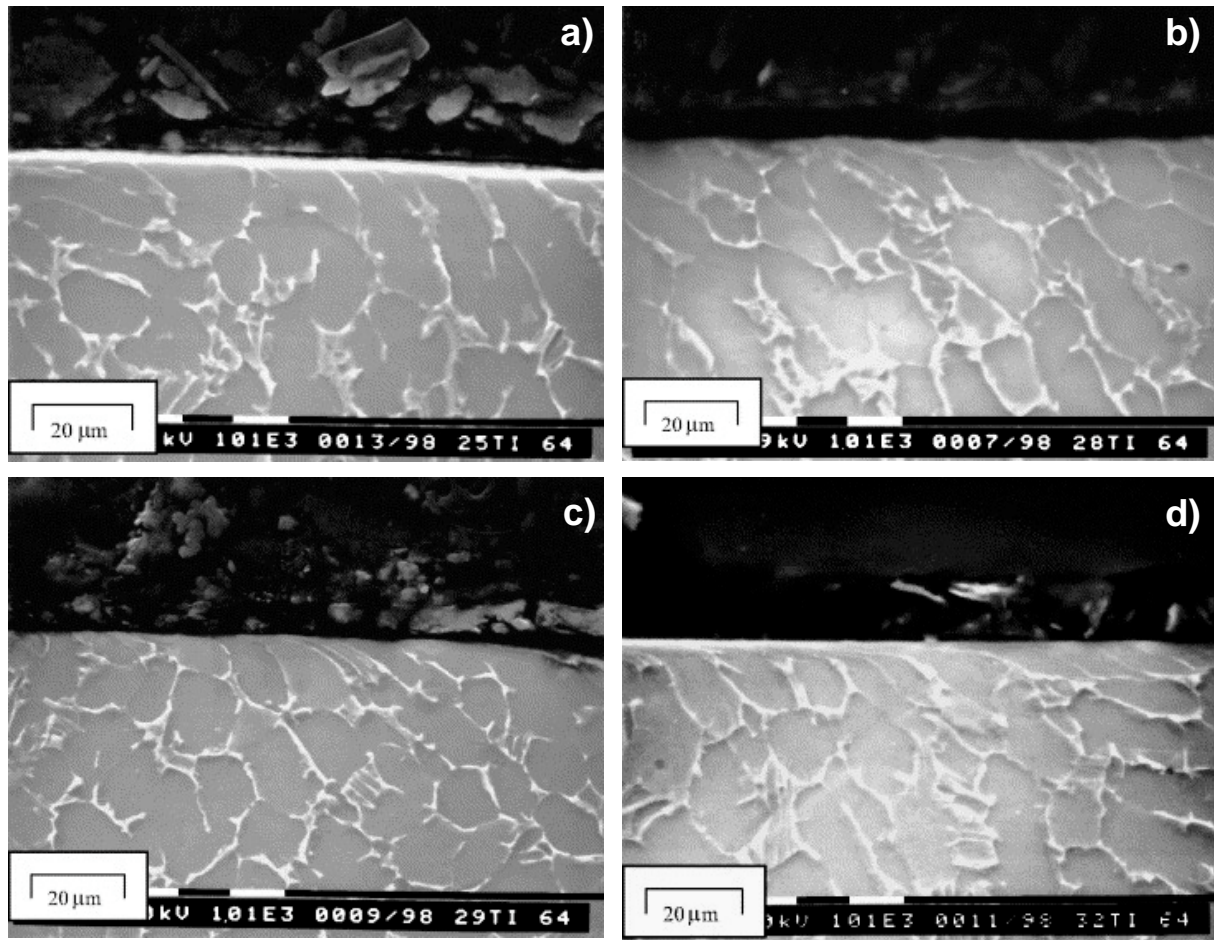


Figure V.12. Microstructure des surfaces de TA6V usinées d'après les travaux de Che-Haron et Jawaïd. Les conditions de coupe sont détaillées dans le tableau V.1 [Che-Haron 2005] (figures 4 à 7 dans cette référence).

D'après nos différentes observations en microscopie électronique, et tel qu'il a été rapporté précédemment, aucune couche blanche a été observée, et cela pour toutes les vitesses de coupe testées. De plus, l'analyse de la constitution de surfaces usinées par diffraction des rayons X, effectuée sur une profondeur de 14 µm en dessous de la surface usinée, ne montre également pas la présence d'autres phases que celles déjà présentes dans le matériau à l'état de réception. De même, l'analyse de phases par diffraction des rayons X ne montre pas de modifications dans la teneur en titane α et en titane β , ce qui indiquerait que des transformations de phase en surface, générées par l'usinage, n'ont pas eu lieu. Toutes ces considérations nous laissent penser que les couches blanches reportées par Che-Haron et Jawaïd pourraient être le résultat d'une mauvaise interprétation ou être dues un artefact de polissage. Il est également intéressant de signaler que les couches blanches observées par Che-Haron et Jawaïd apparaissent aussi bien pour des courtes que des longues périodes d'usinage, d'après les microstructures présentées dans la figure V.12, ce qui entre en contradiction avec l'éventuelle hypothèse de formation de couches blanches lors de l'usinage avec des outils dégradés.

V.4. CONTRAINTES RESIDUELLES DANS LES SURFACES USINEES

V.4.1. MESURES POUR LA DETERMINATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES PAR DIFFRACTION DES RAYONS X

Les mesures des diffractogrammes ont été réalisées avec le goniomètre de textures (MFDP) présenté dans le chapitre II. Le choix de la raie de diffraction à étudier, afin de déterminer les contraintes résiduelles sur les surfaces usinées, a dû être réalisé soigneusement. Divers aspects ont été pris en compte :

- A cause de l'intense déformation plastique, subie par les surfaces usinées, les raies de diffraction présentent une largeur très importante à des positions 2θ élevées, et correspondent aux valeurs idéales pour les mesures de contraintes résiduelles par diffraction des rayons X (fig. V.13).
- Le dédoublement des raies $K\alpha_1$ et $K\alpha_2$ des raies de diffraction à des positions 2θ élevées (fig. V.14).
- La fluorescence importante du matériau étudié sous le faisceau de rayons X, qui réduit considérablement le facteur signal/bruit dans le cas des raies de diffraction à faible intensité (figures V.13 et V.14).
- L'existence d'une zone défectueuse du détecteur utilisé, qui apparaît entre 124° et 130° en 2θ (figures V.13 et V.14).
- La présence de deux phases à pouvoir diffractant très différent (pour les raisons évoquées dans le chapitre IV).

Ces raisons ont conduit à la réalisation de mesures sur la raie de diffraction $(\bar{2}\bar{1}.4)$ ($2\theta = 115.27^\circ$) du titane α (fig. V.13, détail A).

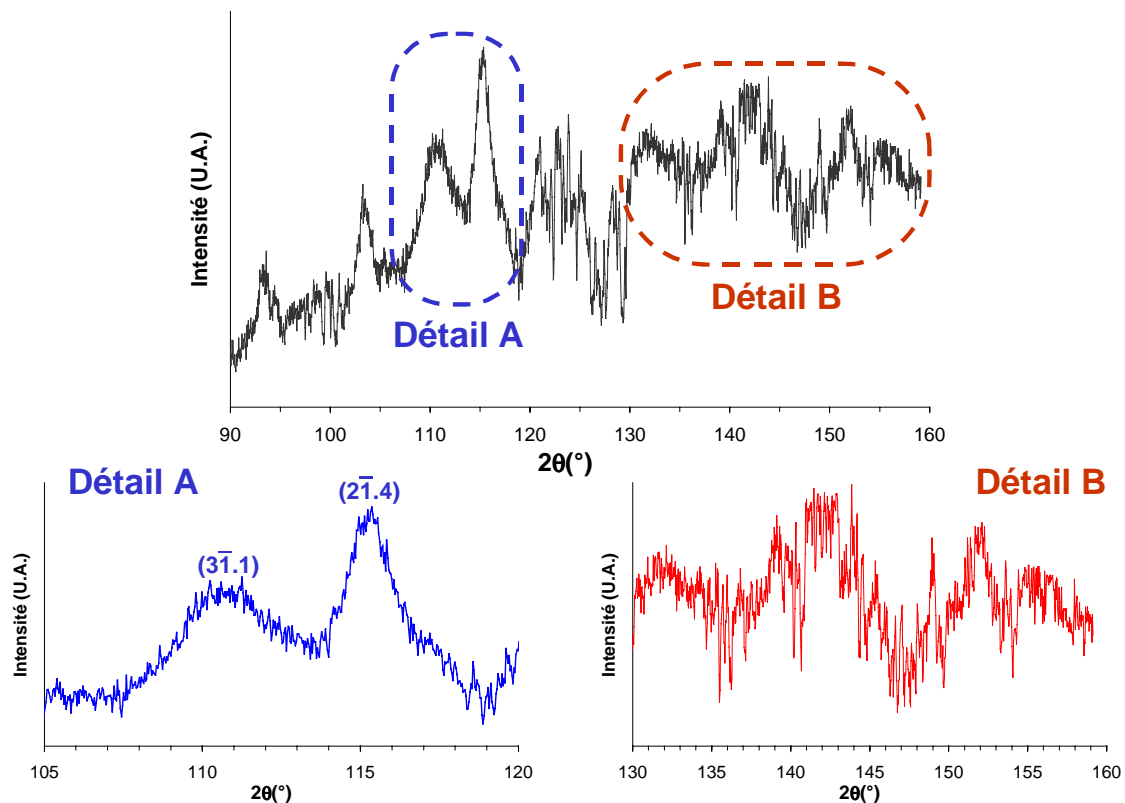


Figure V.13. Exemple des diffractogrammes utilisés pour la détermination des contraintes résiduelles (surface usinée à 660 m/min). Détail A : zone angulaire contenant la raie de diffraction $(2\bar{1}.4)$ utilisée pour la détermination des contraintes. Détail B : zone angulaire contenant les raies de diffraction aux positions angulaires 2θ les plus élevées dans le matériau étudié. Mesure effectuée avec un rayonnement Cu $K\alpha$, $\lambda = 1.5418 \text{ \AA}$.

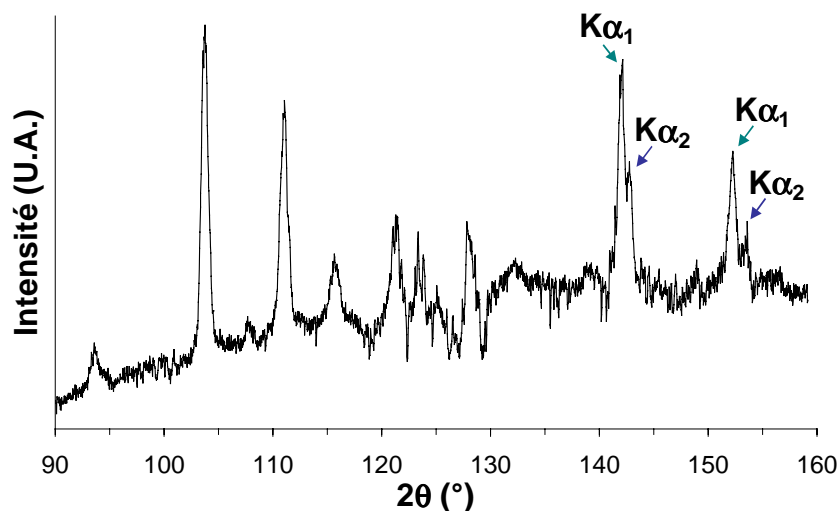


Figure V.14. Exemple de diffractogramme typiquement utilisé pour la détermination de l'état de contraintes résiduelles sur le matériau à l'état de réception. Il est possible de voir un dédoublement des raies $K\alpha_1$ et $K\alpha_2$ à des positions angulaires 2θ importantes. Mesure effectuée avec un rayonnement Cu $K\alpha$, $\lambda = 1.5418 \text{ \AA}$.

Les mesures ont été effectuées pour des angles de déclinaison de 0° à 55° par pas de 5° et de 0° à 315° par pas de 45° en azimut. Chaque diffractogramme a été mesuré pendant 20 minutes. La correction de bruit de fond et la détermination des positions 2θ de la raie de

diffraction étudiée ont été effectuées avec le programme de séparation des raies de diffraction développé dans cette étude et déjà présenté dans le chapitre IV.

Les contraintes ont été déterminées en utilisant un programme de calcul de contraintes résiduelles fourni par le Dr. Andrzej BACZMANSKI de Faculty of Physics and Nuclear Techniques, University of Mining and Metallurgy (Cracovie – Pologne). Dans ce programme les constantes élastiques radiocristallographiques sont évaluées avec un modèle de Reuss. Lors de mesures de contraintes résiduelles réalisées sur des échantillons de titane brut provenant d'un autre lot de matière de texture initiale très proche, les calculs des contraintes résiduelles a été effectué en prenant en compte de la texture cristallographique. Dans ces expériences, la texture cristallographique n'a pas modifié de façon sensible les valeurs des contraintes obtenues. Pour cette raison la texture cristallographique n'a pas été prise en compte pour la détermination des contraintes résiduelles présentées ci-dessous.

V.4.2. RESULTATS OBTENUS

Les résultats obtenus sont résumés dans deux figures. La figure V.15 présente les contraintes planes σ_{11} et σ_{22} (I étant la direction d'usinage). Les contraintes de cisaillement σ_{12} , σ_{13} et σ_{23} sont présentées dans la figure V.16. Les constantes élastiques radiocristallographiques ont été calculées à partir des constantes élastiques du monocristal de titane. Dans ces figures, la vitesse de coupe zéro correspond à l'état de contraintes du matériau à l'état de réception.

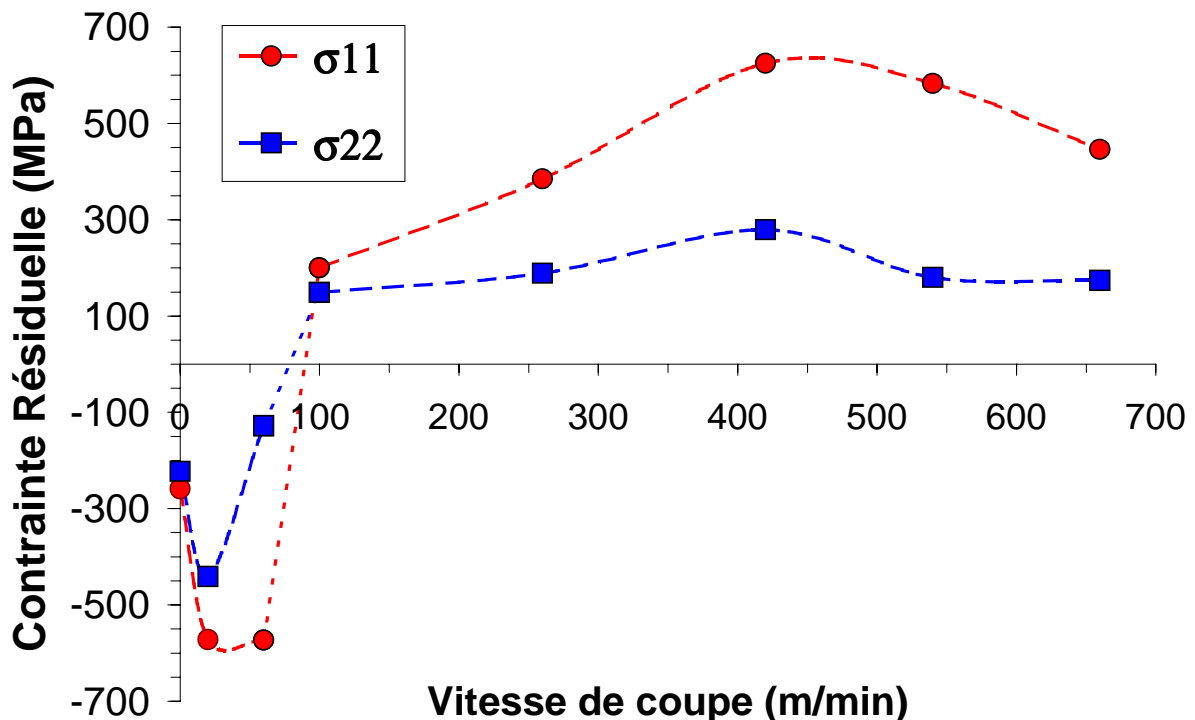


Figure V.15. Contraintes résiduelles σ_{11} et σ_{22} mesurées sur des surfaces usinées à différentes vitesses de coupe.

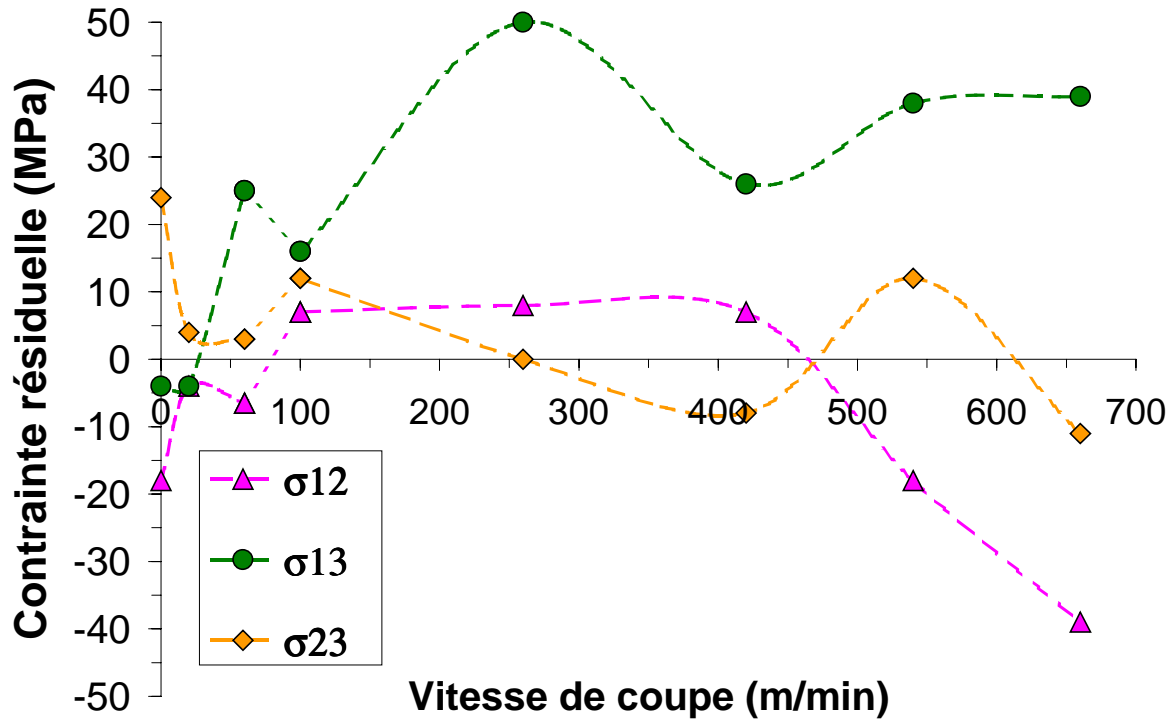


Figure V.16. Contraintes résiduelles σ_{12} , σ_{13} et σ_{23} mesurées sur des surfaces usinées à différentes vitesses de coupe.

A la lumière des résultats obtenus, diverses observations peuvent être faites :

- Le matériau étudié présente un état de contraintes en compression à son état de réception ($\sigma_{11} \approx \sigma_{22} \approx -240$ MPa). L'erreur moyenne pour les contraintes σ_{11} et σ_{22} est de l'ordre de 50 à 70 MPa.
- L'état de contraintes des surfaces usinées peut être considéré comme un état de contraintes planes bi-axées, du fait que seules σ_{11} et σ_{22} ont des valeurs significatives.
- L'usinage à de faibles vitesses de coupe génère des contraintes résiduelles de compression sur les surfaces usinées, à une valeur légèrement supérieure à celle du matériau à l'état de réception.
- L'augmentation de la vitesse de coupe entraîne un renversement brutal de l'état de contraintes des surfaces usinées. En effet, des contraintes de traction apparaissent à partir de 100 m/min. Leur valeur semble peu variable par une augmentation ultérieure de la vitesse de coupe, bien que σ_{11} présente une légère tendance à augmenter. Cependant, cette augmentation (de 400 à 600 MPa) ne nous semble pas significative au regard des erreurs commises lors de la détermination des déformations résiduelles.
- Ces résultats semblent indiquer l'existence d'une vitesse de coupe pour laquelle les contraintes résiduelles générées en surface seraient nulles (au voisinage de 80 m/min).

La détermination des contraintes résiduelles sur des surfaces usinées et leur évolution avec les paramètres de coupe est un sujet auquel d'autres chercheurs se sont déjà intéressés. Plusieurs travaux, effectués sur divers matériaux et pour différentes géométries de coupe,

abordent ce sujet. En général, ils observent que l'augmentation de la vitesse de coupe entraîne une augmentation des contraintes résiduelles en surface. Dans ce sens, on citera notamment les travaux de Jang et al. en tournage à sec (profondeur de passe = 0.084 – 0.132 mm) sur un acier inoxydable austénitique AISI 304 [Jang 1996], ceux de M'Saoubi et al. en coupe orthogonale à sec sur un acier AISI 316L, à des vitesses de coupe allant de 75 à 400 m/min (profondeur de passe = 0.1 – 0.3 mm) [M'Saoubi 1999], de Rech et Moisan en tournage à sec sur un acier 27MnCr5 cémenté (850 HV_{0.3}), à des vitesses de coupe allant de 50 à 250 m/min (avance = 0.05 – 0.2 mm/tour ; profondeur de passe= 0.15 mm) [Rech 2003], et ceux de Mantle et Aspinwall en fraisage à sec sur une aluminure de titane gamma TiB₂XD™ (Ti–45Al–2Nb–2Mn–0.8 vol.% , 320 HV₃₀) à des vitesses de coupe allant de 70 à 120 m/min (avance =0.06 – 0.12 mm/dent ; profondeur de passe radial = 0.1 – 0.5 mm ; profondeur de passe axiale 0.2 – 0.5 mm) [Mantle 2001].

Arunachalam et ses collaborateurs, dans leurs travaux en tournage avec un apport de lubrifiant sur un Inconel 718 (36 HRC) à des vitesses de coupe allant de 150 à 375 m/min, observent le passage d'un état de contraintes résiduelles en compression vers un état en traction avec l'augmentation de la vitesse de coupe (fig. V.17) [Arunachalam 2004]. Cette observation est partagée par Gunnberg et al., ayant travaillé en tournage à sec sur des aciers bas carbone (DIN 18MnCr5 cémenté - 550 HV) à des vitesses de coupe allant de 110 à 230 m/min (profondeur de passe = 0.05 – 0.15 mm) [Gunnberg 2006], et par Schlauer et al., ayant également travaillé en tournage (conditions géométriques très proches de la coupe orthogonale) sur un Inconel 718 (vitesse de coupe = 10 – 810 m/min ; profondeur de passe = 0.01 – 0.11 mm) (fig. V.18) [Schlauer 2002].

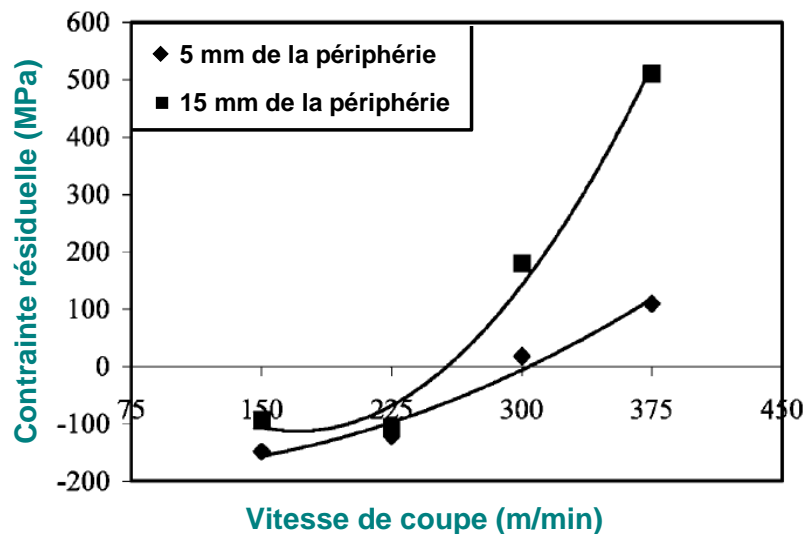


Figure V.17. Contraintes résiduelles en fonction de la vitesse de coupe sur un Inconel 718™. Essais de dressage. Les courbes correspondent à deux distances différentes par rapport à la périphérie de la pièce [Arunachalam 2004].

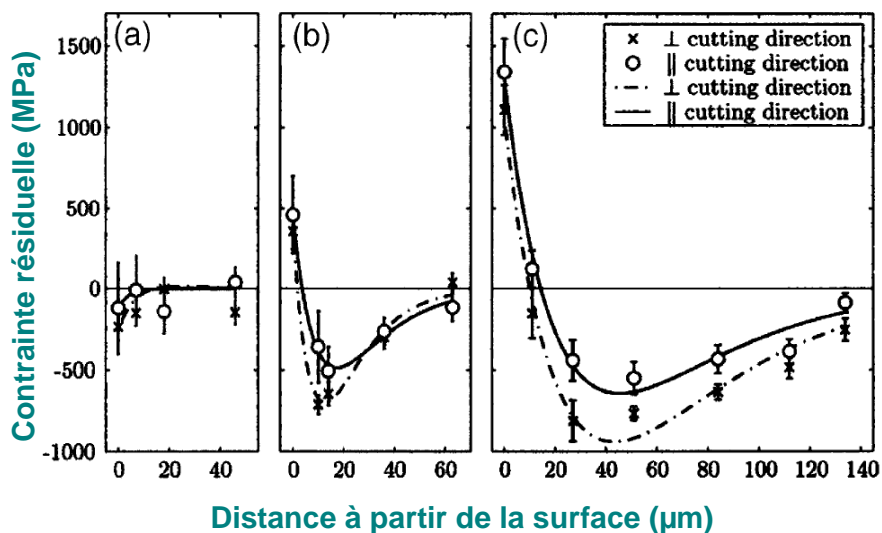


Figure V.18. Evolution des contraintes résiduelles en dessous de la surface. Essais en tournage sur un Inconel 718TM. Profondeur de passe de 0.06 mm/tour. Trois vitesses de coupe ont été testées : 10 m/min (a), 410 m/min (b) et 810 m/min (c) [Schlauer 2002].

Les résultats que nous avons obtenus au cours de cette étude sont également en accord avec des résultats précédemment obtenus en fraisage du TA6V. Dans ces travaux, un passage d'un état de contrainte en compression vers un état de contraintes en traction a été également observé pour la contrainte σ_1 [Puerta Velásquez 2006-A]. Les contraintes résiduelles en fonction de la vitesse de coupe et les principaux paramètres expérimentaux utilisés sont donnés dans la figure V.19.

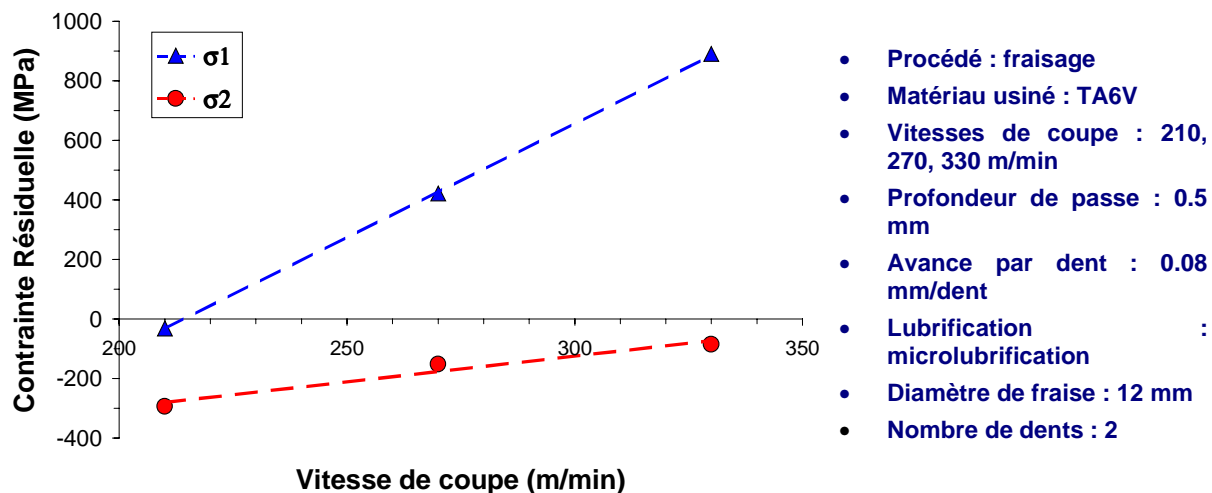


Figure V.19. Contraintes résiduelles sur des surfaces de TA6V usinées (en fraisage) à différentes vitesses de coupe [Puerta Velásquez 2006-A].

Bien que la plupart des travaux concernant l'influence des paramètres de coupe en usinage sur les contraintes résiduelles dans la surface usinée montrent un passage d'un état de compression vers un état de traction avec l'augmentation de la vitesse de coupe, cet avis n'est pas partagé par Vigneau. Il observe une réduction des contraintes résiduelles en traction et une augmentation (en valeur absolue) des contraintes en compression avec l'augmentation de la vitesse de coupe, lors du tournage sur un Inconel 718TM [Vigneau 1999].

CONCLUSION

Les surfaces usinées de TA6V ont été caractérisées métallurgiquement grâce à diverses techniques expérimentales. Avant de présenter les principaux résultats de ces travaux, nous avons commencé en présentant quelques notions concernant la formation d'une surface par usinage.

Des expériences en diffraction des rayons X ont montré que la constitution des surfaces usinées ne subit aucune modification après l'usinage. De même, l'analyse de phases a montré que la teneur en titane β reste constante après usinage, et cela reste valable pour toutes les vitesses de coupe testées. Ces résultats laissent penser qu'aucune transformation de phase et qu'aucune réaction chimique avec des agents externes (l'outil de coupe et/ou l'air) n'a eu lieu dans les surfaces usinées.

La diffraction des rayons X a également montré que l'augmentation de la vitesse de coupe entraîne une augmentation de la déformation plastique sur les surfaces usinées. De même, ces expériences mettent en évidence une modification dans la texture cristallographique des surfaces obtenues, sujet déjà abordé dans le chapitre IV. Les diffractogrammes mesurés rappellent ceux des copeaux, présentés dans le chapitre III. Des caractéristiques similaires, tels que l'élargissement des raies de diffraction et la modification des rapports d'intensité en fonction de la vitesse de coupe, montrent que la caractérisation métallurgique des copeaux obtenus en usinage peut être utilisée comme source d'informations sur l'histoire thermomécanique des surfaces usinées.

Les observations microstructurales en microscopie électronique à balayage ont mis en évidence la formation d'une couche perturbée par l'usinage en dessous des surfaces usinées. Cette couche se compose de deux zones. Une première zone, épaisse de quelques microns, juste au-dessous de la surface usinée. Dans cette zone les grains subissent une déformation plastique très importante et apparaissent alignés parallèlement à la surface libre. Elle possède des caractéristiques microstructurales qui rappellent les bandes de cisaillement observées dans les copeaux. La deuxième zone, épaisse de quelques dizaines de microns, sépare la zone précédemment décrite et le matériau « à cœur ». Dans cette zone, les grains subissent une rotation dans le sens du passage de l'outil de coupe. Une augmentation de l'épaisseur de la couche perturbée a été observée avec l'augmentation de la vitesse de coupe.

Lors de l'usinage des métaux, des altérations microstructurales, appelées couches blanches (du fait de leur aspect en microscopie optique), peuvent apparaître en dessous de la surface obtenue. Ces couches ont été fréquemment étudiées notamment dans le cas des aciers. Cependant, dans le cas des alliages de titane, très peu d'informations sont disponibles. Après avoir fait un bilan de la littérature disponible à ce sujet, nous avons montré que des couches blanches n'ont pas été formées, pour l'alliage étudié et dans les conditions de coupe utilisées.

Nous avons également montré que la préparation des échantillons pour des observations microscopiques peut entraîner l'apparition d'artefacts susceptibles de créer une confusion

avec les « couches blanches ». En ce sens, nous avons émis des doutes sur les couches blanches rapportées par Che-Haron et Jawaid [Che-Haron 2001], [Che-Haron 2005].

Finalement, nous avons observé une modification de l'état de contraintes résiduelles dans les surfaces usinées en fonction de la vitesse de coupe. En effet, pour les plus faibles vitesses de coupe, une augmentation (en valeur absolue) des contraintes en compression, par rapport au matériau à l'état initial déjà en compression, a été déterminée. A partir de 100 m/min, les contraintes résiduelles en surface deviennent des contraintes de traction. Le niveau de traction ne semble pas évoluer de façon importante à partir de cette vitesse de coupe.

Le passage des contraintes en compression vers des contraintes en traction reste encore à élucider. Ce passage peut impliquer l'existence d'une vitesse de coupe pour laquelle les contraintes résiduelles en surface seraient nulles. Nous considérons que cette éventuelle valeur nulle doit être analysée en fonction du volume diffractant en dessous de la surface usinée. Dans un tel cas, la valeur nulle impliquerait une valeur moyenne nulle des contraintes résiduelles dans un volume contenant une couche en traction et une couche en compression. Cette hypothèse sera détaillée et discutée dans le chapitre suivant.

– CHAPITRE VI –
ANALYSE DES RESULTATS

Grâce aux observations des sections transversales des surfaces usinées en microscopie électronique à balayage, nous avons mis en évidence la formation d'une couche de matière perturbée lors de l'usinage. Cette couche est constituée de deux zones, tel qu'il a été montré dans le chapitre V : une première zone, appelée Zone C, où les grains hyperdéformés sont alignés parallèlement à la surface de la pièce, et une deuxième beaucoup moins déformée, appelée Zone B, où les grains ont tournés dans le sens du passage de l'outil. Ces couches ont été observées sur tous les échantillons étudiés et leur épaisseur augmente linéairement avec la vitesse de coupe.

Bien que la formation d'une couche de matière perturbée lors de l'usinage a été souvent observée, pour diverses opérations d'usinage et pour différents matériaux tel que cela a été évoqué dans le chapitre V, il nous semble qu'aucune distinction n'a été établie entre ce que l'on appelle Zone B et Zone C.

L'observation microstructurale de la couche de matière perturbée ainsi que de la frontière entre les Zones B et C met en évidence une très forte localisation de la déformation dans cette dernière. Le passage brutal entre la rotation des grains observée dans la Zone B vers une déformation extrêmement intense dans la Zone C, conduisant à un fort allongement des grains, rappelle la morphologie des grains à la frontière et à l'intérieur des bandes de cisaillement observées dans les copeaux.

Comment concilier alors les observations microstructurales avec les résultats obtenus par diffraction des rayons X ? Nous allons essayer de répondre à cette question par la suite.

Lors des expériences de diffraction des rayons X, le faisceau utilisé pénètre dans la matière d'une profondeur qui dépend de la direction de mesure et de la nature du matériau étudié. Ceci permet de définir un volume de matière participant à la diffraction (*volume diffractant*¹). C'est ainsi que les grandeurs déterminées par diffraction des rayons X correspondent à une valeur moyenne sur le volume diffractant de la grandeur en question.

La mise en évidence des Zones B et C en dessous des surfaces usinées permet de considérer que les mesures en diffraction des rayons X ont été effectuées sur deux matériaux différents superposés (fig. VI.1). En effet, l'aspect microstructural de ces zones a révélé une déformation plastique beaucoup plus intense sur la Zone C que sur la Zone B. Lors des mesures conduisant à la détermination de la texture cristallographique et des contraintes résiduelles dans les surfaces usinées, nous avons travaillé à volume diffractant équivalent pour tous les échantillons analysés (les conditions géométriques ont été les mêmes pour toutes les mesures).

¹ L'annexe III.2 présente le calcul du *volume diffractant*.

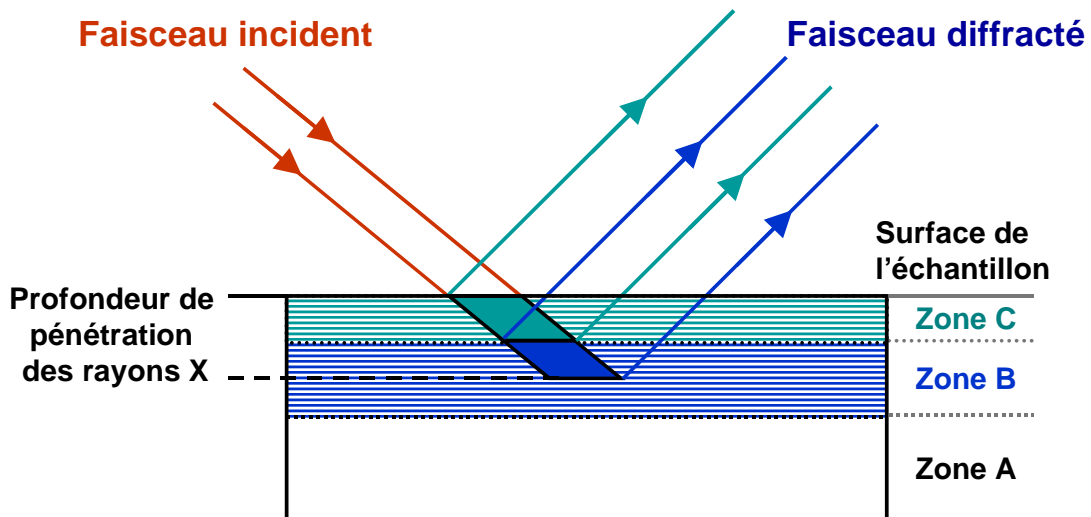


Figure VI.1. Schéma représentant l'apport des Zones B et C au volume diffractant lors des expériences en diffraction des rayons X effectuées dans les surfaces usinées.

Considérons maintenant l'apport de la Zone C au volume participant à la diffraction, lors des différentes expériences réalisées en diffraction des rayons X. La figure VI.2 présente l'évolution du volume diffractant en fonction de la distance à partir de la surface libre de l'échantillon lors des expériences de diffraction des rayons X pour deux déclinaisons différentes. Grâce à cette figure, il est possible de voir que ce sont les premiers microns en dessous de la surface analysée qui apportent la plus importante part de l'information obtenue par diffraction des rayons X.

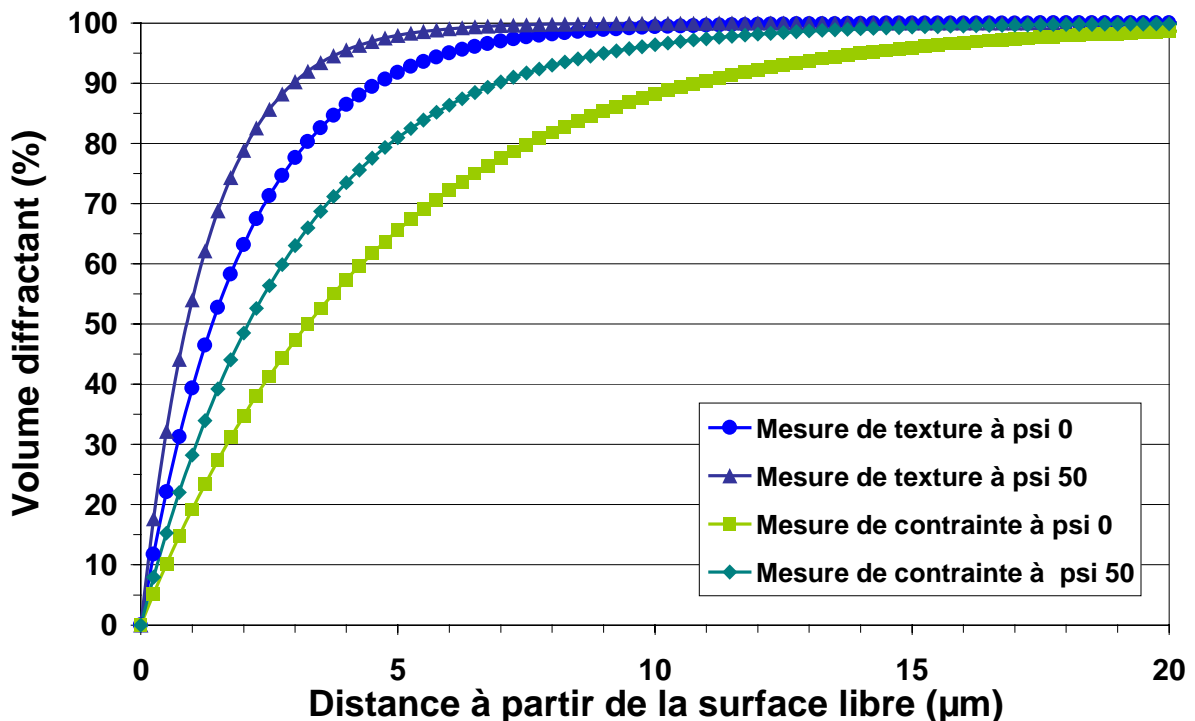


Figure VI.2. Pourcentage du volume diffractant en fonction de la distance à partir de la surface libre de l'échantillon lors des expériences de diffraction des rayons X. Les différentes courbes correspondent aux conditions géométriques utilisées pour la détermination de la texture cristallographique et des contraintes résiduelles, pour deux déclinaisons.

Grâce aux courbes présentées dans la figure VI.2 et aux épaisseurs des Zones C et B+C il est possible de déterminer l'apport de ces zones au volume diffractant intervenant lors de mesures effectuées. Ces valeurs sont consignées dans les tableaux VI.1. et VI.2.

Tableau VI.1. Apport de la Zone C au volume diffractant intervenant lors de mesures de contraintes résiduelles et de la texture cristallographique pour deux déclinaisons.

V_c (m/min)	Épaisseur Zone C (μm)	Apport de la Zone C au volume diffractant (%)			
		Contrainte $\psi = 0^\circ$	Contrainte $\psi = 50^\circ$	Texture $\psi = 0^\circ$	Texture $\psi = 50^\circ$
20	0.5	10	15	22	32
100	1.6	27	39	53	69
260	2.4	41	56	71	86
420	4.4	62	78	89	97

Tableau VI.2. Apport de la Zone B+C au volume diffractant intervenant lors de mesures de contraintes résiduelles et de la texture cristallographique pour deux déclinaisons.

V_c (m/min)	Épaisseur Zone B+C (μm)	Apport de la Zone B+C au volume diffractant (%)			
		Contrainte $\psi = 0^\circ$	Contrainte $\psi = 50^\circ$	Texture $\psi = 0^\circ$	Texture $\psi = 50^\circ$
20	5.5	69.1	83.9	93.584	98.606
100	17.0	97.3	99.6	99.979	99.9...
260	23.0	99.3	99.9...	99.999	99.9...
420	34.0	99.9	99.9...	99.9...	99.9...

Les mesures de contraintes résiduelles ont montré (*rappel du paragraphe V.4.2.*) que le matériau à son état de réception présente un état de contraintes résiduelles en compression. De même, l'usinage à de faibles vitesses de coupe engendre l'apparition de contraintes de compression dans les surfaces usinées, d'une valeur légèrement supérieure à celle du matériau à l'état de réception. L'augmentation de la vitesse de coupe entraîne un renversement brutal de l'état de contraintes des surfaces usinées, et des contraintes de traction apparaissent à partir de 100 m/min. Finalement, nous avons signalé que nos résultats semblent indiquer l'existence d'une vitesse de coupe pour laquelle les contraintes résiduelles générées en surface seraient nulles.

Analysons maintenant les valeurs des contraintes résiduelles obtenues en surface (fig. V.15) à la lumière du schéma proposé dans la figure VI.1 et des valeurs rapportées dans les tableaux VI.1 et VI.2. Pour la plus faible vitesse de coupe étudiée, nous observons que l'apport de la Zone C au volume diffractant total se trouve entre 10% et 15% et que celui de la Zone B+C oscille entre 69% et 84%. Cela montre que lors des mesures permettant de déterminer les contraintes résiduelles sur un échantillon obtenu à cette vitesse de coupe, nous avons analysé environ 13% d'un matériau hyperdéformé, 77% d'un matériau moyennement déformé et 10% d'un matériau non affecté par l'usinage.

Dans le paragraphe V.1, nous avons évoqué que les effets thermiques associés au passage de l'outil sur la surface usinée ont un caractère surfacique, c'est à dire que leurs conséquences se localisent dans les premiers microns en dessous de la surface usinée. De même, il est généralement accepté que les forts gradients thermiques génèrent des états de contrainte de

traction en surface. Ces éléments nous permettent d'estimer que la Zone C présente un état de contraintes de traction. De la même manière, en observant la Zone B, bien que les grains tournent dans le sens du passage de l'outil sur la surface, nous constatons que les grains conservent une morphologie relativement proche du matériau non perturbé par l'usinage (Zone A). Ce type de modification peut être associé à un effet purement mécanique. Ces considérations nous permettent de supposer alors que l'état de contraintes dans la Zone B devrait être proche de celui du matériau à cœur (matériau non perturbé), c'est à dire en compression.

Une fois ces hypothèses établies, et compte tenu des valeurs rapportées dans les tableaux VI.1 et VI.2, nous proposons le schéma présenté dans la figure VI.3 : l'état de contraintes observé sur une surface usinée est la résultante des contraintes dans les Zones B et C (éventuellement A également) en fonction de leur épaisseur. Par conséquent, pour les faibles vitesses de coupe, le volume diffractant constitué d'une faible proportion de photons en provenance de la couche de la Zone C en traction (du fait de son l'épaisseur) et d'une proportion importante des rayons X provenant de la Zone B (voir de la Zone A). Ceci conduirait à l'état de contraintes global en compression mesuré dans la surface usinée. Lorsque la vitesse de coupe augmente, le rapport des volumes diffractants des Zones B et C tend à s'égaliser, ce qui entraînerait l'obtention d'une valeur de contraintes résiduelles nulle. Enfin, pour des vitesses de coupe supérieures, l'augmentation de l'épaisseur de la Zone C conduirait à un volume diffractant majoritairement constitué de cette zone, et a un état de contraintes en traction.

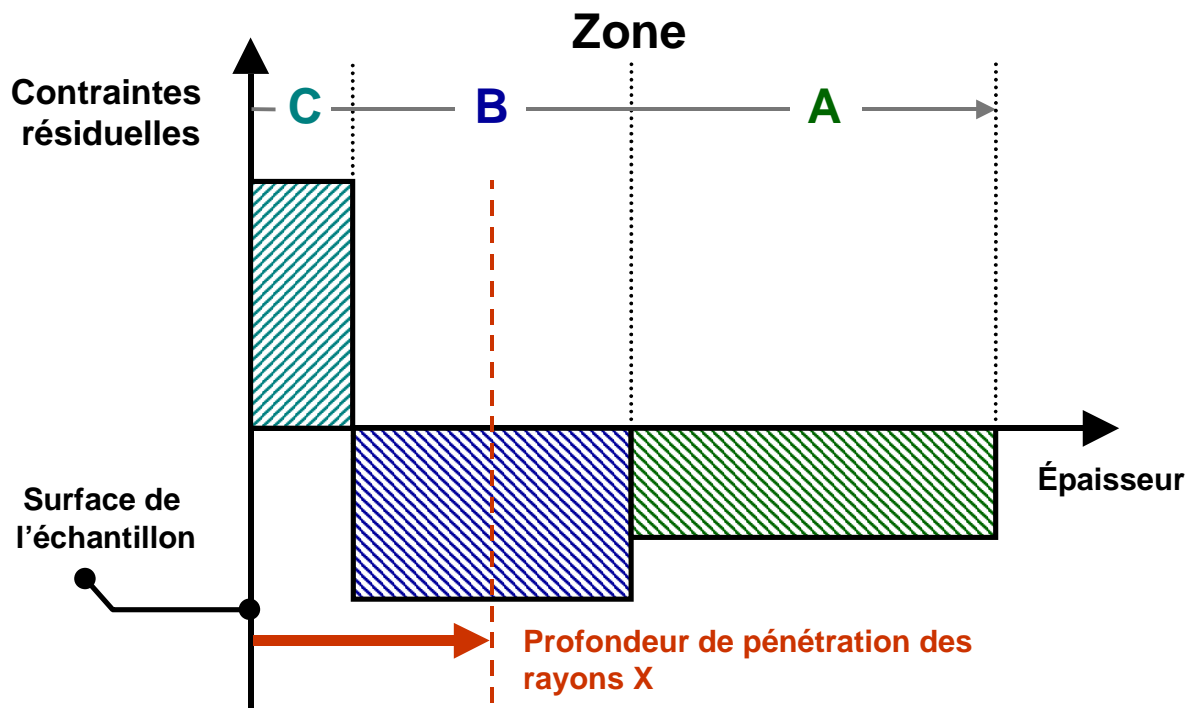


Figure VI.3. Schéma expliquant l'état de contraintes mesuré dans les surfaces usinées. Il serait la résultant de la traction dans la Zone C et de la compression dans la Zone B (et éventuellement de la compression dans la Zone A), pondérés par leur volume diffractant. Les valeurs des contraintes proposées dans le schéma sont données à titre indicatif.

En ce qui concerne l'évolution de la texture cristallographique, l'analyse des résultats obtenus est analogue à celui effectué sur les contraintes résiduelles.

Nous avons observé une texture cristallographique très marquée dans le matériau avant l'usinage. Elle était constituée d'une composante basale majoritaire (fibre (00.2)), et d'une composante minoritaire (10.0). De même, la texture cristallographique des surfaces usinées est constituée de trois composantes : la composante basale déjà présente dans le matériau avant l'usinage (composante A), une composante secondaire, observée sur la direction d'usinage, dès les plus faibles vitesses de coupe (composante B) et une troisième composante (composante C) observée également dans la direction d'usinage mais à l'opposé de la composante B et qui apparaît à partir d'une vitesse de coupe de 260 m/min. De même, une disparition de la composante initiale (10.0) a été observée dès les plus faibles vitesses de coupe.

En corrélant les observations microstructurales avec les mesures par diffraction des rayons X et l'épaisseur des différentes zones, nous pouvons décrire les textures cristallographiques observées dans les surfaces usinées de la façon suivante (fig. VI.4) :

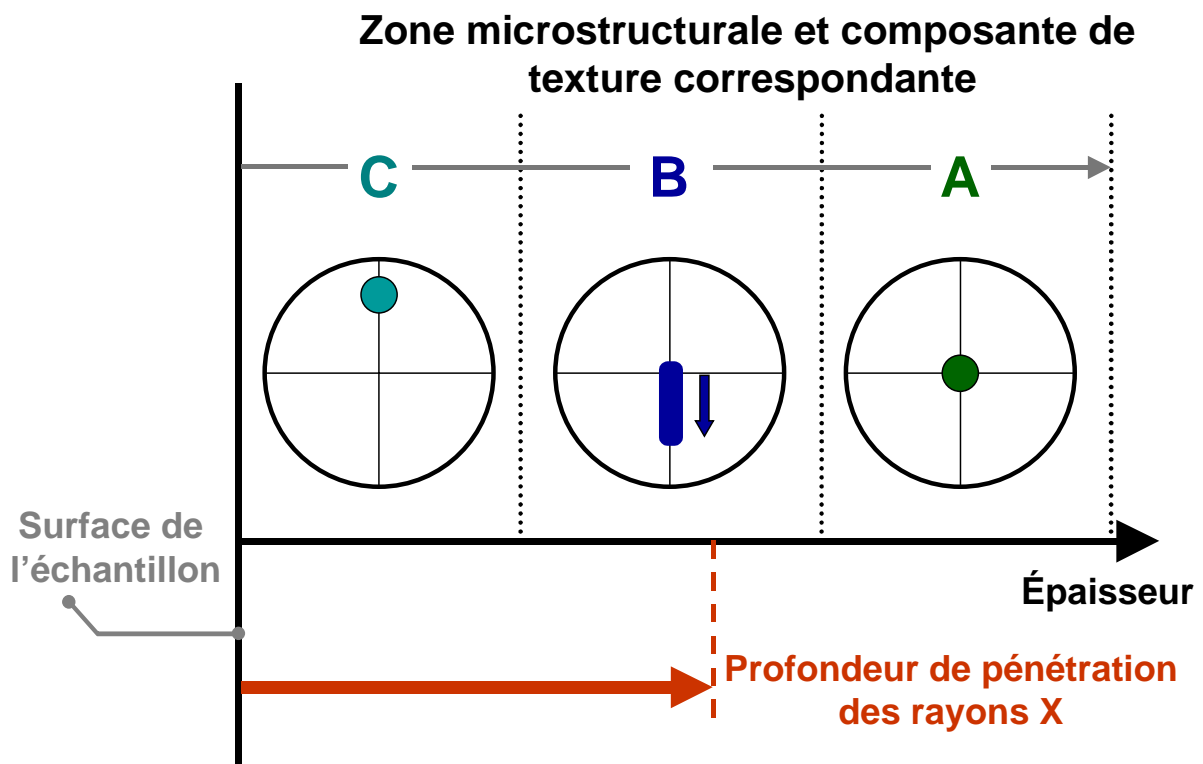


Figure VI.4. Schéma expliquant la texture cristallographique mesurée dans les surfaces usinées.

- Pour les faibles vitesses de coupe, l'information obtenue lors des mesures de texture cristallographique provient essentiellement de la Zone B. Les orientations des grains de cette zone peuvent se décrire par la superposition d'une composante basale (au centre) et d'une autre composante basale dont on peut observer le basculement, reflet de la rotation des grains dû à l'usinage. Le gradient de texture dans la Zone B serait relativement intense.
- Lorsque la vitesse de coupe augmente, l'épaisseur de la Zone C augmente également. Dans cette zone, les grains présentent une texture cristallographique constituée principalement par la composante notée C dans le chapitre IV. Le fort apport de cette zone au volume diffractant servirait à expliquer l'effondrement de l'intensité des composantes A et B et le renforcement de cette composante.

Intéressons nous maintenant au mécanisme de formation de cette Zone C. Pour cela nous proposons la figure VI.5, qui reprend le schéma utilisé pour expliquer la formation d'une surface en usinage (fig. V.1) sur lequel nous avons superposé les zones de déformation présentées dans la figure I.2. Dans le schéma proposé nous représentons la zone de contact entre la face de dépouille de l'outil et la surface usinée par une surface rectangulaire. Ceci tient compte du fait que le contact entre l'outil et la surface usinée se fait sur une surface (et non pas sur un point), conséquence du retour élastique de la matière après le passage de l'outil.

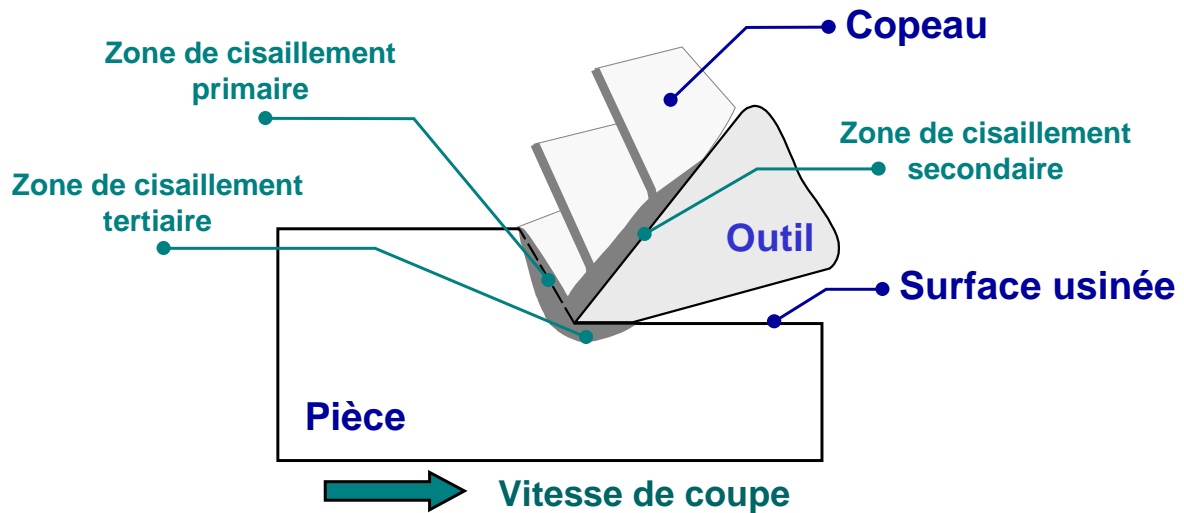


Figure VI.5. Formation du copeau et d'une surface usinée en géométrie de coupe orthogonale.

Nous estimons que le mécanisme conduisant à la formation de la Zone C est un cisaillement très intense dû au frottement entre l'outil et la surface usinée, et similaire à celui qui est à l'origine de la bande de cisaillement secondaire dans les copeaux, sans pour autant atteindre le régime du cisaillement catastrophique. Ceci impliquerait que dans la zone de cisaillement tertiaire, le frottement entre la face de dépouille et la surface usinée génère une quantité de chaleur importante. Du fait du mouvement relatif entre la pièce et l'outil, et de la mauvaise conductivité thermique du TA6V, cette chaleur n'a pas le temps d'être évacuée par conduction en dessous de la surface de la pièce, entraînant un adoucissement de la matière localisée dans les premiers microns en dessous de la surface, facilitant ainsi sa déformation. Ces caractéristiques du mécanisme conduisant à la formation de la Zone C justifient finalement l'obtention des états des contraintes en traction dans les surfaces, du fait des fortes températures générées lors de la coupe, et la modification de la texture cristallographique importante comme conséquence de la déformation plastique intense.

CONCLUSION GENERALE

Cette thèse a été réalisée au sein du Laboratoire d'Étude des Textures et Applications aux Matériaux (LETAM), dans le cadre du programme de recherche sur « l'usinage des matériaux à faible usinabilité » conduit par Centre d'Études des Procédés à Grande Vitesse (CEPGV) de l'École Nationale d'Ingénieurs de Metz (ENIM).

L'étude proposée dans ce manuscrit concerne la caractérisation métallurgique des copeaux et des surfaces usinées en coupe orthogonale d'un alliage de titane TA6V, à des vitesses de coupe allant du domaine de l'usinage conventionnel jusqu'à l'usinage à grande vitesse.

Le travail réalisé au cours de cette étude a été mené en deux étapes : une première consacrée à la caractérisation morphologique et métallurgique des copeaux, et une deuxième dédiée à l'étude de l'intégrité de surface des pièces usinées.

Partie A : Etude des copeaux obtenus par usinage à grande vitesse.

La caractérisation morphologique des copeaux a été centrée sur l'épaisseur des bandes de cisaillement et sur la fréquence de cisaillement. En ce qui concerne l'épaisseur des bandes de cisaillement, nous avons observé une diminution de leur épaisseur avec l'augmentation de la vitesse de coupe. Il semble exister alors une vitesse minimale à partir de laquelle les bandes de cisaillement apparaissent dans les copeaux. A cette vitesse leur épaisseur est maximale. Lorsque la vitesse de coupe augmente, l'épaisseur de la bande diminue. A partir d'une vitesse de 300 m/min cette décroissance s'accélère. Concernant la fréquence de segmentation des copeaux, une augmentation proportionnelle à la vitesse de coupe a été observée. Nos observations sont en accord avec celles réalisées par d'autres chercheurs sur ce même alliage et sur d'autres matériaux.

Nous nous sommes ensuite intéressés à la constitution des copeaux. Une attention particulière a été portée sur la caractérisation des bandes de cisaillement. Grâce aux résultats conjoints des différentes techniques de caractérisation employées (DRX, MEB, EBSD), nous avons déterminé que la constitution des copeaux n'est pas affectée par l'usinage, aussi bien dans sa globalité qu'à l'intérieur des bandes de cisaillement. Ceci nous a permis de qualifier les bandes de cisaillement obtenues en tant que *bandes de cisaillement déformées* (en opposition des bandes de cisaillement transformées), selon le classement proposé par Timothy [Timothy 1987].

Ces résultats sont en profond désaccord avec ceux rapportés par Bayoumi et Xie, qui observent une transformation de phase dans les copeaux de TA6V, qui conduit à une disparition du titane β [Bayoumi 1995]. Néanmoins, quelques imprécisions ont été soulevées dans leurs travaux, qui ont conduit sans doute à une mauvaise interprétation des résultats.

Nos observations par microscopie électronique à balayage ont révélé une déformation très intense à l'intérieur des bandes de cisaillement. De même, une continuité dans la matière entre les segments et les bandes de cisaillement a été remarquée (absence de fissures et/ou de cavités). Ceci nous permet de privilégier le *cisaillement thermoplastique catastrophique* comme la théorie qui explique le mieux la formation des copeaux en usinage à grande vitesse (en opposition à celle de la formation périodique de fissures).

Partie B : Etude de l'intégrité de surface en usinage à grande vitesse.

L'étude de l'intégrité de surface en usinage à grande vitesse s'est concentrée sur trois aspects principaux : la texture cristallographique, la caractérisation microstructurale et les contraintes résiduelles dans les surfaces usinées, et leurs évolutions avec la vitesse de coupe.

Lors de l'étude préliminaire de la texture cristallographique des surfaces usinées par diffraction des rayons X, nous avons rencontré une série de problèmes expérimentaux dus à divers facteurs tels que la fluorescence du titane aux rayons X produits avec une source de cuivre, à la déformation plastique intense des surfaces usinées qui modifie la forme des raies de diffraction, ainsi que par le faible écart de position des raies de diffraction du titane α et du titane β . Ces problèmes nous ont conduit à développer une nouvelle méthode de mesure et d'analyse de diffractogrammes afin de construire des figures de pôles de bonne qualité.

Cette méthode, utilisée par la suite pour la détermination de la texture cristallographique des surfaces usinées, a montré des grands avantages par rapport à la méthode de mesure traditionnelle. Elle a permis de séparer correctement les raies de diffraction étudiées (proches en position) et d'obtenir des figures de pôles de meilleure qualité que celles obtenues par la méthode de mesure traditionnelle. Egalement, cette méthode a mis en évidence l'adoucissement de la texture cristallographique des surfaces usinées, qui n'avait pas été observée auparavant. Nous considérons avoir développé un outil de grande qualité adaptée à des conditions de mesure difficiles tels que pour des matériaux multiphasés et/ou à faible symétrie cristalline.

La texture cristallographique des surfaces usinées évolue avec la vitesse de coupe, à partir de celle du matériau à l'état initial. Trois composantes de texture sont observées dans les surfaces usinées : une correspondant à la composante basale observée à l'état initial, et deux composantes qui apparaissent dans la direction d'usinage, d'intensité et de position dépendant de la vitesse de coupe.

Les textures cristallographiques observées par diffraction des rayons X ont été simulées avec un modèle de Taylor. Les meilleurs résultats ont été obtenus en imposant un cisaillement simple comme tenseur de déformation. Ces simulations ont montré que c'est l'augmentation du taux de cisaillement qui gouverne la modification de texture observée sur les surfaces usinées, avec l'augmentation de la vitesse de coupe.

Les observations microstructurales des sections transversales des surfaces usinées ont mis en évidence la formation d'une couche de matière perturbée. Elle se compose de deux sous-couches de morphologie très différente : la première, immédiatement en dessous de la surface usinée et épaisse de quelques microns, où la matière est hyperdéformée et les grains sont alignés parallèlement à la direction d'usinage. La deuxième sous-couche, épaisse de quelques dizaines de microns, se trouve entre la première sous couche et le matériau à cœur. Ici, les grains subissent une rotation dans le sens du passage de l'outil de coupe. Dans les deux cas, l'épaisseur des couches augmente linéairement avec l'augmentation de la vitesse de coupe, pour tous les échantillons observés.

Les images obtenues en microscopie électronique à balayage n'ont pas révélé la présence des « couches blanches » en dessous des surfaces usinées. Cependant, nous avons observé que la préparation métallographique des échantillons pour ce type d'observations demande une attention extrême. L'utilisation de mauvais protocoles de préparation peut conduire à

l'obtention d'artefacts aux bords des échantillons. Dans ce sens, nous avons émis des doutes sur les couches blanches observées en dessous des surfaces de TA6V usinées, comme rapportée par Che-Haron et Jawaid [Che-Haron 2001], [Che-Haron 2005].

L'état de contraintes résiduelles dans les surfaces usinées a été également déterminé. Nous avons observé des contraintes résiduelles de compression pour les faibles vitesses de coupe (jusqu'à 60 m/min), plus intense que celui observé sur le matériau avant l'usinage. A partir de 100 m/min un renversement a lieu et des contraintes résiduelles en traction sont observées. Le niveau de contraintes ne semble pas évoluer de façon significative avec l'augmentation de la vitesse de coupe.

La couche perturbée immédiatement en dessous des surfaces usinées présente des caractéristiques microstructurales qui rappellent la bande de cisaillement secondaire des copeaux. Ceci nous permet de penser que cette couche est formée par un cisaillement très intense dû au frottement entre l'outil et la surface usinée, et qui est amplifié par les fortes températures générées lors de la coupe.

Les mécanismes thermomécaniques conduisant à la formation de cette couche semblent conduire à un état de contraintes en traction très intense et à une texture cristallographique très différente de celle observée sur le matériau avant usinage. De même, ces paramètres semblent moins perturbés (plus proches à ceux observées dans le matériau initial) dans la sous couche intermédiaire. Les contraintes résiduelles et les textures cristallographiques mesurés par diffraction des rayons X dans les surfaces usinées seraient alors la résultante entre celles des deux sous-couches de matière perturbée, pondéré par leur volume diffractant, selon la profondeur de pénétration des rayons X.

PERSPECTIVES

Les travaux présentés dans cette thèse ne peuvent en aucun cas être pris comme des sujets définitivement clos, tel est l'esprit de la recherche. Bien que certains points aient été approfondis, sur certains aspects il reste encore un travail important à fournir, dans l'optique d'une meilleure compréhension de l'usinage à grande vitesse.

En suivant la configuration des travaux présentés, les perspectives vont s'articuler autour des trois sujets principaux abordés :

Concernant l'étude des copeaux :

- Dans ce travail, nous avons fait appel à l'EBSD afin de déterminer la constitution des copeaux à l'intérieur des bandes de cisaillement. Cependant, l'orientation individuelle des grains fournie par l'EBSD, n'a pas été exploitée. Pour réaliser une étude dans ce sens, il faudrait effectuer des mesures de bonne qualité avec des taux d'indexation supérieurs à ceux obtenus dans cette étude (voir fig. III.14). Cela nécessiterait de tester de nouvelles méthodes de préparation des échantillons (faisceau d'ions focalisés - FIB (Focussed Ion Beam), polissage par bombardement ionique, ...). De même, d'autres stratégies de mesure, différentes des cartographies traditionnelles peuvent être utilisées. Dans ces cas, l'étude devrait se limiter à quelques grains se focalisant sur ceux qui se trouvent à la frontière des bandes de cisaillement (une partie à l'intérieur, l'autre dehors ; voir figure III.12). Cette démarche peut permettre de suivre l'orientation des grains à l'intérieur des bandes de cisaillement.
- Bien que des observations de haute qualité aient été effectuées par microscopie électronique à balayage dans les copeaux, il est intéressant de passer à une échelle plus fine. Pour cela il est donc nécessaire de faire appel à la microscopie électronique à transmission (MET). Nous avons exploré cette voie mais les résultats obtenus n'ont pas été concluants. Deux sortes de problèmes ont été rencontrés : le premier lié à la taille des copeaux, le deuxième lié à la difficulté d'obtenir des zones minces précisément sur une bande de cisaillement. Afin de résoudre ces problèmes, nous avons envisagé l'utilisation d'un FIB dans le but d'obtenir une préparation optimale sur une zone bien précise du copeau. A l'heure actuelle (janvier 2007) une collaboration entre le LETAM, grâce au Dr. Nathalie BOZZOLO et le Carnegie Mellon University (Pittsburgh, Etats Unis) se met en place, grâce à laquelle des copeaux seront préparés. Cette démarche permettra d'apporter une preuve supplémentaire de la présence de titane β dans les bandes de cisaillement des copeaux. Elle permettra également de caractériser la microstructure à l'intérieur des bandes de cisaillement (taille des grains, morphologie, ...), ainsi que l'occurrence de phénomènes tels que la formation de parois de dislocations, le raffinement de la microstructure, la recristallisation dynamique, la recouvrance dynamique et/ou croissance des grains déjà observés sur des copeaux obtenus par usinage d'autres matériaux tels que le cuivre [Ni 2003] et l'aluminium commercialement purs [Ni 2004], des aciers 30CrNi₃MoV [Duan 2005], BS 817M40 (0.4 C 1.2Cr 1.4Ni 0.2 Mo) et (0.8C 1.7Cr 0.4Mo) [Barry 2002], AISI 52100 [Ramesh 2005].

Concernant l'étude de la texture cristallographique des surfaces usinées :

- Comme nous l'avons mentionné dans le paragraphe I.1.8, du fait du caractère surfacique des sollicitations imposées aux matériaux lors de l'usinage, l'étude de l'intégrité de surface doit tenir compte des gradients des paramètres microstructuraux analysés. C'est pour cette raison qu'une étude du gradient de texture cristallographique viendrait compléter les travaux ici présentés. Cette étude peut être effectuée soit par l'utilisation de différentes sources de rayons X, permettant de modifier la profondeur de pénétration en dessous des surfaces analysées, soit par la méthode de polissages successifs, ce qui permettrait d'accéder à différentes profondeurs en dessous de la surface usinée.
- Dans nos travaux, il n'a pas été possible de déterminer la texture cristallographique du titane β , ainsi que son éventuelle évolution avec la vitesse de coupe. Les raisons, discutées dans le chapitre IV, étaient notamment la faible teneur de cette phase dans le matériau étudié (ce qui réduit son pouvoir diffractant), ainsi que par la superposition de deux des trois raies de diffraction les plus intenses de cette phase avec des raies du titane α . Afin de déterminer cette texture, deux méthodes peuvent être envisagées : la première consiste à utiliser des sources de rayons X de longueur d'onde supérieure à celle utilisée afin d'augmenter l'écart entre les raies de diffraction des phases étudiées. La deuxième consiste à faire appel à des rayonnements plus brillants que celui utilisé (tel que un rayonnement synchrotron), ce qui permettrait d'obtenir des intensités suffisamment élevées pour construire les figures de pôles souhaitées.
- Les modélisations de l'évolution de la texture cristallographique avec un modèle de Taylor peuvent faire l'objet d'améliorations. Elles peuvent se concentrer sur une meilleure définition des paramètres d'entrée du modèle, tels que :
 - la sensibilité à la vitesse de déformation pour le matériau étudié,
 - une meilleure définition du tenseur de déformations peut être réalisée en couplant nos travaux avec des simulations numériques qui fournissent des valeurs plus proches de la réalité, pour un jeu de conditions de coupe donnée,
 - une meilleure définition des systèmes de glissement actifs dans l'alliage étudié, par des caractérisations des bandes de glissement par microscopie électronique.

Concernant la caractérisation métallurgique des surfaces usinées :

En ce qui concerne la caractérisation des surfaces usinées, les perspectives s'appuient sur des motivations et des démarches expérimentales similaires à celles déjà évoquées pour les perspectives déjà évoquées :

- La caractérisation des couches produites par l'usinage (zones B et C ; chapitre V) doit faire appel à l'utilisation de l'EBSD, dans des conditions telles qu'une bonne statistique puisse être assurée, malgré la déformation plastique intense qu'a subi cette couche. Cela permettra de déterminer les évolutions de la texture en dessous de la surface, et comparer ces résultats à ceux obtenus par diffraction de rayons X.

- La caractérisation également à plus fine échelle des zones B et C, ainsi que la limite de séparation entre elles, peut être également effectuée en microscopie électronique à transmission. Cette étude, comme dans le cas des copeaux, peut fournir des informations sur des phénomènes microstructuraux déjà observés sur d'autres matériaux usinés.
- Un gradient de contraintes devrait également être déterminé, faisant appel aux techniques déjà évoquées : la multiplication de mesures à des longueurs d'ondes différentes, ou l'utilisation de polissages successifs. Ces résultats, confrontés au gradient de la texture cristallographique et aux observations des zones déformées par analyse d'images, permettront de déterminer d'une façon plus précise l'épaisseur de la couche perturbée produite par l'usinage.

D'une façon générale, d'autres aspects peuvent être cités au niveau des perspectives possibles de cette étude :

- De nouveaux tests d'usinage peuvent être réalisés, afin de vérifier la validité des observations effectuées dans d'autres conditions expérimentales. La modification des paramètres tels que la vitesse de coupe, la profondeur de passe, l'utilisation d'autres types d'outils (géométries d'outils, différents revêtements, ...), d'autres conditions de lubrification, ... peuvent être ainsi testées. De même, l'influence de la microstructure du matériau à son état de départ pourrait également faire l'objet de recherches lors de nouvelles campagnes d'usinage.
- Les chargements engendrés par l'usinage sont de deux natures : l'un mécanique, à cause des fortes déformations plastiques mises en jeu lors de la coupe, l'autre thermique, du fait des températures élevées qui sont produites. De ce fait, les conséquences métallurgiques sur les surfaces usinées et sur les copeaux obtenus doivent être analysées au regard de ces deux aspects. Ces effets sont étroitement liés, ce qui rend difficile la compréhension des phénomènes étudiés. Lors des travaux de thèse, nous avons cherché à « découpler » ces deux chargements (mécanique et thermique), par l'utilisation d'un chargement 100% thermique. Ces travaux ont été menés en collaboration avec une équipe de l'Université de Bourgogne, dirigé par le Dr. Luc LAVISSE. Les résultats obtenus se sont montrés relativement éloignés des conditions thermiques imposées lors de l'usinage, mais néanmoins, très prometteurs. De nouvelles campagnes expérimentales pourraient permettre d'avancer dans la compréhension de l'influence des chargements thermiques sur les modifications métallurgiques observées après usinage.

Néanmoins, ce genre de travaux aura un impact relativement limité tant que des actions communes avec d'autres chercheurs versés dans l'étude de l'usinage ne seront pas mises en place. Nos travaux de caractérisation métallurgique des copeaux et des surfaces usinées peuvent servir :

- En amont, afin de mieux comprendre les mécanismes mis en jeu lors de l'usinage qui pourront par la suite être pris en compte dans les modèles.
- En aval, en tant que moyen de validation des modèles qui cherchent à prédire les chargements thermomécaniques ainsi que les modifications métallurgiques générées lors de l'usinage.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [Akcan 2002] S. Akcan, S. Shah, S.P. Moylan, P.N. Chhabra, S. Chandraseksar, H.T.Y. Yang. **Metall. Mater. Trans. A** **33A**. 2002. 1245–1254.
- [Arunachalam 2004] R.M. Arunachalam, M.A. Mannan, A.C. Spowage. *Residual stress and surface roughness when facing age hardened Inconel 718 with CBN and ceramic cutting tools*. **International Journal of Machine Tools and Manufacture** **44**, 9. 2004. 879-887.
- [Bacci da Silva 1999] M. Bacci da Silva, J. Wallbank. *Cutting temperature: prediction and measurement methods - a review*. **Journal of Materials Processing Technology** **88**. 1999. 195-202.
- [Barbacki 2003] A. Barbacki, M. Kawale, A. Hamrol. **Journal of Materials Processing Technology**. **133**. 2003. 21–25.
- [Barry 2001] J. Barry, G. Byrne, D. Lennon. *Observations on chip formation and acoustic emission in machining Ti-6Al-4V alloy*. **International Journal of Machine Tools and Manufacture** **41**. 2001. 1055-10700.
- [Barry 2002-A] J. Barry, G. Byrne. *The mechanisms of chip formation in machining hardened steels*. **Transactions of the ASME - Journal of Materials Science and Engineering** **124**. 2002. 528-535.
- [Barry 2002-B] J. Barry, G. Byrne. *TEM study on the surface white layer in two turned hardened steels*. **Materials Science and Engineering A** **325**, 1-2. 2002. 356-364.
- [Bayoumi 1995] A.E. Bayoumi, J.Q. Xie. *Some metallurgical aspects of chip formation in cutting Ti-6wt,%Al-4wt,%V alloy*. **Materials Science and Engineering A** **190**. 1995. 173-180.
- [Bhaumik 1995] S.K. Bhaumik, C. Divakar, A. K. Singh. *Machining Ti-6Al-4V alloy with a wBN-cBN composite tool*. **Materials and Design** **16**, 4. 1995. 221-226.
- [Bosheh 2006] S.S. Bosheh, P.T. Mativenga. *White layer formation in hard turning of H13 tool steel at high cutting speeds using CBN tooling*. **International Journal of Machine Tools and Manufacture** **46**, 2. 2006. 225-233.
- [Bowen 1984] A.W. Bowen. *Relative orientation of a α -phase in a ($\alpha+\beta$) and β heat treated Ti-6Al-4V*. **Proceeding de la 5^{ème} conférence mondiale sur le titane II**. 1984. 1737-1744.
- [Brinksmeier 1999] E. Brinksmeier, T. Brockhoff. **Proceedings of the 2nd International German and French Conference on High Speed Machining**. 1999. 7–13.
- [Bunge 1965] H.J. Bunge. **Zeitschrift für Metallkunde** **56**. 1965. 872.
- [Bunge 1982] H.J Bunge. *Texture analysis in materials science*. **Butterwoth Publ. London**. 1982.
- [Bungue 1997] H.J Bunge, C. Esling. *Texture et anisotropie des matériaux*. **Techniques de l'ingénieur**. Septembre 1997. M 605.

- [Bürgers 1934] W.G. Bürgers. *The process on transition of the cubic body-centered modification into the hexagonal close-packed modification of zirconium*. **Metallwirtschaft (D) 13. 1934. 785 et Physica (NL) 1. 1934. 561.**
- [Burns 2002] T.J. Burns, M.A. Davies. *On repeated adiabatic shear band formation during high-speed machining*. **International Journal of Plasticity 18. 2002. 487-506.**
- [Campagnac 1988] Thèse de doctorat. Université. P- M. Curie, Paris, France 1988.
- [Chambe 2000]. M. Chambe. *Eléments de recherche quant aux applications de l'usinage à grande vitesse et de précision dans le processus de fabrication*. **Thèse de doctorat. Ecole Centrale de Lyon. Juin 2000.**
- [Castro Martinez 2006] Identification des sources de vibration en usinage : étude expérimentale et numérique. Thèse de doctorat. Université Paul Verlaine – Metz. Décembre 2006.
- [Ceratizit 2006] <http://www.ceratizit.com> (octobre 2006).
- [Changeux 1998] B. Changeux, R. M'Saoubi, K. Inal, J.L. Lebrun. *Analyse de l'état mécanique et microstructural des zones de frottement outil-copeau et outil-pièce en tournage*. **Dans : Usinabilité et mécanismes endommageants des outils de coupe, Sain Etienne (France) 18-19 novembre, 1998.**
- [Che-Haron 2001] C.H. Che-Haron. *Tool life and surface integrity in turning titanium alloy*. **Journal of Materials Processing Technology 118, 1-3, 2001, 231-237.**
- [Che-Haron 2005] C.H. Che-Haron, A. Jawaidb. *The effect of machining on surface integrity of titanium alloy Ti-6% Al-4% V*. **Journal of Materials Processing Technology 166, 2, 2005. 188-192.**
- [Childs 1988] T.H.C. Childs, K. Maekawa, P. Maulik. *Effects of coolant on temperature distribution in metal machining*. **Mater. Sci. Tech. 4. 1988. 1006-1019.**
- [Chou 1999] Y.K. Chou, C.J. Evans. **International Journal of Machine Tools and Manufacture 39. 1999. 1863-1881.**
- [Combres 1995] Y. Combres, B. Champin. *Traitements thermiques des alliages de titane*. **Techniques de l'Ingénieur. Avril 1995. M 1335.**
- [Combres 1999] Y. Combres. *Propriétés du titane et de ses alliages*. **Techniques de l'Ingénieur. Mars 1999. M 557-2.**
- [Davies 2001] M.A. Davies, T.J. Burns. *Thermomechanical oscillations in material flow during high-speed machining*. **Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences 359, 1781. 2001. 821 - 846.**
- [Dearnly 1986] P.A. Dearnly, A.N. Grearson. *Evaluation of principal wear mechanisms of cemented carbides and ceramics used for machining titanium alloy IMI 318*. **Machining Science and Technology 2. 1986. 47-58.**
- [Defretin 1999] A.L. Defretin, G. Levailant. *Usinage à grande vitesse*. **Techniques de l'Ingénieur, traité Génie Mécanique. Janvier 1999. BM 7 180.**
- [Deshayes 2004] L. Deshayes, T. Mabrouki, R. Ivester, J.F. Rigal. *Serrated chip morphology and comparison with finite element simulations*. **Dans : Proceedings of IMECE 04 (2004 ASME International Mechanical Engineering Congress and Exposition), Anaheim, California, November 13-19, 2004.**

- [Dolinsek 2004] S. Dolinsěk, S. Ekinovic, J. Kopac. *A contribution to the understanding of chip formation mechanism in high-speed cutting of hardened steel*. **Journal of Materials Processing Technology** **157**. 2004. 485-490.
- [Donachie 1988] M.J. Donachie. *Titanium - A technical guide*. **ASM international**. 1988. 469.
- [Duan 2005] C. Duan, M. Wang. *Some metallurgical aspects of chips formed in high speed machining of high strength low alloy steel*. **Scripta Materialia** **52**, **10**. 2005. 1001-1004.
- [Dunst 1996] D. Dunst, H. Mecking. **Zeitschrift für Metallkunde** **87**. 1996. 498.
- [Ernst 1938] H. Ernst. *Physics of metal cutting*. **Machining of Metals**. Cleveland OH: **American Society of Metals**. 1938. 1-34.
- [Eyre 1972] T.S. Eyre, A. Baxter. *Formation of white layers at rubbing surfaces*. **Tribology** **5**, **6**. 1972. 256-261.
- [Ezugwu 1997] E.O. Ezugwu, Z.M. Wang. *Titanium alloys and their Machinability - a review*. **Journal of Materials Processing Technology** **68**. 1997. 262-274.
- [Ezugwu 2003] E.O. Ezugwu, J. Bonney, Y. Yamane. *An overview of the machinability of aeroengine alloys*. **Journal of Materials Processing Technology** **134**, **2**. 2003. 233-253.
- [Ezugwu 2005] E.O. Ezugwu. *Key improvements in the machining of difficult-to-cut aerospace superalloys*. **International Journal of Machine Tools and Manufacture** **45**, **12-13**. 2005. 1353-1367.
- [Felder 1997] E. Felder. *Procédés d'usinage*. **Techniques de l'ingénieur**. Janvier 1997. B 7 000.
- [Felder 2006] E. Felder. *Modélisation de la coupe des métaux*. **Techniques de l'ingénieur**. Juillet 2006. B 7 041.
- [Field 1964] M. Field, J.F. Kahles. *The surface integrity of machined and ground high strength steels*. **Defense Metals Information Centre Report, DMIC**. 1964. 210.
- [Field 1971] M. Field. *Review of surface integrity of machined components*. **Annals of the CIRP** **20**, **2**. 1971. 153-163.
- [Field 1973] M. Field. *Surface integrity - a new requirement for improving reliability of aerospace hardware*. **18th Annual National SAMPE Symposium**. Los Angeles, California, avril 3-5, 1973.
- [Fitzsimmons 2001] M. Fitzsimmons, V.K. Sarin. *Development of CVD WC-Co coatings*. **Surface and Coatings Technology** **137**, **2-3**. 2001. 158-163.
- [Follansbee 1989] Follansbee, P.S.; Gray, G.T. III. *Analysis of the low temperature, low and high strain-rate deformation of Ti-6Al-4V*. **Metallurgical Transactions A (Physical Metallurgy and Materials Science)** **20A**, **5**. 1989. 863-874.
- [Fritsche 1979] G. Fritsche, B. Kämpfe, P. Zimmermann. **Die Technik** **34**. 1979 611-614.
- [Forfert 2007] B. Forfert. Thèse de doctorat. Université de Metz 2007.
- [Gardiola 2002]. B. Gardiola. Thèse de doctorat. Université de Metz. 2002.
- [Germain 2005] L. Germain. Thèse de doctorat. Université de Metz. 2005.

- [Grebe 1985] H.A. Grebe, H-R Pak, M.A. Meyers. *Adiabatic shear localization in titanium and Ti-6 Pct Al-4 Pct V alloy*. **Metallurgical Transactions A**. **16A**. **1985**. 761-775.
- [Griffiths 1987] B.J. Griffiths. *Mechanisms of white layer generation with reference to machining and deformation processes*. **Journal of Tribology, Transactions of the ASME** **109**, **3**. **1987**. 525-530.
- [Gunnberg 2006] F. Gunnberg, M. Escursella, M. Jacobsona. *The influence of cutting parameters on residual stresses and surface topography during hard turning of 18MnCr5 case carburised steel*. **Journal of Materials Processing Technology** **174**, **1-3**. **2006**. 82-90.
- [Heizmann 1986] J.J. Heizmann, C. Laruelle. **Journal of Applied Cristalography** **19**. **1986**. 467-472.
- [Honnef 1978] H. Honnef et H. Mecking. in: G. Gottstein, K. Lücke (Eds.), **Texture of Materials**. **1978**. 265.
- [Hua 2004] J. Hua, R. Shivpuri. *Prediction of morphology and segmentation during machining of titanium alloys*. **Journal of Materials Processing Tecnology** **150**. **2004**. 124-133.
- [Humphreys 2001] F.J. Humphreys. *Review Grain and subgrain characterisation by electron backscatter diffraction*. **Journal of Materials Science** **36**, **16**. **2001**. 3833.
- [Hou 1997] Z.B. Hou, R. Komanduri. *Modeling of thermomechanical shear instability in machining*. **International Journal of Mechanical Sciences** **39**, **11**. **1997**.1273-1314.
- [Jang 1996] D.Y. Jang, T.R. Watkins, K.J. Kozaczek, C.R. Hubbard, O.B. Cavin. *Surface residual stresses in machined austenitic stainless steel*. **Wear** **194**, **1-2**. **1996**. 168-173.
- [Jawaid 2000] A. Jawaid, S. Sharif, S. Koksai. *Evaluation of wear mechanisms of coated carbide tools when face milling titanium alloy*. **Journal of Materials Processing Technology** **99**, **1-3**. **2000**. 266-274.
- [JCPDS] Base de données JCPDS – ICDD. Numéro des fiches : 44-1294 pour le titane α ; 44-1288 pour le titane β .
- [Jones 1981] L.P. Jones. *Stress state dependence of slip in titanium – 6Al-4V and other hcp metals*. **Acta Metallurgica** **29**. **1981**. 2091.
- [Kiocera 2006] http://en.kyocera.de/kyocera_n/english/products/cutting_tools.html (octobre 2006)
- [Kirk 1976] D.C. Kirk. *Tools and dyes for industry*. **Proceedings conference 76/77, Met. Soc. Lon.** **1976-7** 77-98.
- [Kramer 1987] B.M. Kramer. *On tool materials for high speed machining*. **Journal of Engineering for Industry** **109**. **1987**. 87–91.
- [Komanduri 1981] R. Komanduri, B.F. Von Turkovich. *New observations on the mechanism of chip formation when machining titanium alloys*. **Wear** **69**. **1981**. 179-188.
- [Komanduri 1982-A] R. Komanduri, T. Schroeder, J. Hazra, B.F. von Turkovich, D.G. Flom. *On the catastrophic shear instability in high-speed machining of an AISI 4340 steel*. **Journal of Engineering for Industry** **104**. **1982**. 121-131.
- [Komanduri 1982-B] R. Komanduri. *Some clarifications on the mechanics of the chip formation when machining titanium alloys*. **Wear** **76**. **1982**. 15-34.

- [Komanduri 1993] R. Komanduri. *Machining and grinding — a historical review of classical papers*. **Applied Mechanics Reviews** **46**. 1993, 80-132.
- [Koning 1979] W. Koning. **Proceeding of 47th meeting of AGARD structural and materials panel. Florence, September 1978. AGARD, CP256, Londres, 1979. 1.1-1.10**
- [Laruelle 1988] C. Laruelle, J.J. Heizmann, A. Vadon. **Analisis** **16**, **6**. 1988. 334-340.
- [Lebensohn 1997] R. A. Lebensohn, G. R. Canova. **Acta Materialia** **45**. 1997. 3687.
- [Leech 1985] P.W. Leech. **Metallurgical Transactions** **16A**. 1900. 1985.
- [Lemaire 1972] J.C. Lemaire, W.A. Backofen. *Adiabatic instability in orthogonal cutting of steel*. **Metallurgical Transactions A**. **3A**. 1972. 477-481.
- [Leroy 1993] F. Leroy. *Endommagement des outils de coupe*. **Techniques de l'ingénieur. Février 1993. B 7 042**.
- [Leroy 2001] F. Leroy. *Contributions des métallurgistes au progrès de l'usinabilité des matériaux*. **Journée Usinabilité et Matériaux de la SF2M. Lille 29 novembre 2001**.
- [Liao 1998] Shih-Chieh Liao, J. Duffy. *Adiabatic shear bands in a Ti-6Al-4V titanium alloy*. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids** **46**, **11**. 1998. 2201-2231.
- [López de Lacalle 2000] L.N. López de Lacalle, J. Pérez, J.I. Llorente et J.A. Sánchez. *Advanced cutting conditions for the milling of aeronautical alloys*. **Journal of Materials Processing Technology** **100**. 2000. 1–11.
- [Maeder 1986] G Maeder. **Ann. Chim. Fr.** **11**. 1986. 159-175.
- [Mantle 1997] A.L. Mantle, D.K. Aspinwall. *Surface integrity and fatigue life of turned gamma titanium aluminide*. **Journal of Materials Processing Technology** **72**, **3**. 1997. 413-420.
- [Mantle 2001] A.L. Mantle, D. K. Aspinwall. *Surface integrity of a high speed milled gamma titanium aluminide*. **Journal of Materials Processing Technology** **118**, **1-3**. 2001. 143-150.
- [Maurer 1988] G. Maurer, H. Neff, B. Scholtes, E. Macherauch. *Texture and lattice deformation pole figures of machined surfaces*. **Textures and Microstructures** **8-9**. 1989. 639-678.
- [Matweb 2006] www.matweb.com (octobre 2006).
- [Me-Bar 1983] Y. Me-Bar, D. Shechtman. *On the adiabatic shear of Ti-6Al-4V ballistic targets*. **Materials Science and Engineering** **58**. 1983. 181-188.
- [Molinari 2002] A. Molinari, C. Musquar, G. Sutter. *Adiabatic shear banding in high speed machining of Ti-6Al-4V: Experiments and Modeling*. **International Journal of Plasticity** **18**. 2002. 443-459.
- [M'Saoubi 1999] R. M'Saoubi, J.C. Outeiro, B. Changeux, J.L. Lebrun, A.M. Dias. *Residual stress analysis in orthogonal machining of standard and resulfurized AISI 316L steels*. **Journal of Materials Processing Technology** **96**. 1999. 225–233.
- [M'Saoubi 2005] R. M'Saoubi, L. Ryde. *Application of the EBSD technique for the characterisation of deformation zones in metal cutting*. **Materials Science and Engineering A** **405**, **1-2**. 2005. 339-349.

- [Nakayama 1974] K. Nakayama. *The formation of saw tooth chips*. **International Conference on Production Engineering**. Tokyo Japon 1974. 572-577.
- [Neal 1990] K.W. Neal, L.S. Toth et J.J. Jonas. **International Journal of Plasticity** 6. 1990. 45.
- [Ni 2003] H. Ni, A.T. Alpas. *Sub-micrometer structures generated during dry machining of copper*. **Materials Science and Engineering A** 361, 1-2. 2003. 338-349.
- [Ni 2004] H. Ni, M. Elmadagli, A.T. Alpas. *Mechanical properties and microstructures of 1100 aluminum subjected to dry machining*. **Materials Science and Engineering** 385, 1-2. 2004. 267-278.
- [Nouari 2006] M. Nouari, A. Ginting. *Wear characteristics and performance of multi-layer CVD-coated alloyed carbide tool in dry end milling of titanium alloy*. **Surface and Coatings Technology** 200, 18-19. 2006. 5663-5676.
- [Odeshi 2006] A.G. Odeshi, M.N. Bassim, S. Al-Ameeri. *Effect of heat treatment on adiabatic shear bands in a high-strength low alloy steel*. **Materials Science and Engineering A** 419, 1-2. 2006. Pages 69-75.
- [Partridge 1967] G.P. Partridge. *The crystallography and deformation modes of hexagonal close-packed metals*. **Metallurgical reviews** 12. 1967. 169-194.
- [Paton 1970] N.E. Paton. *Plastic deformation du titanium at elevated temperatures*. **Metallurgical Transactions** 1. 1970. 574-577.
- [PMI 1993] Pratiques des Matériaux Industriels. Propriétés, Choix, Utilisation. **Les référentiels DUNOD**. 1993. 4.3.2.1. – 4.3.2.5.
- [Poulachon 1998] G. Poulachon, A. Moisan. *A contribution to the study of the cutting mechanisms during high speed machining of hardened steel*. **Annals of the CIRP** 47, 1. 1998. 73-76.
- [Poulachon 2004] G. Poulachon. *Usinabilité des matériaux difficiles - Application aux aciers durcis*. **Techniques de l'Ingénieur Avril 2004 - BM7048**.
- [Poulachon 2005] G. Poulachon, A. Albert, M. Schluraff, I.S. Jawahir. *An experimental investigation of work material microstructure effects on white layer formation in PCBN hard turning*. **International Journal of Machine Tools and Manufacture** 45, 2. 2005. 211-218.
- [Press 1992] W.H. Press, S.A. Teukolsky, W.T. Vetterlin, B.P. Flannery. *Numerical recipes in Fortran – The art of scientific computing*. 2^{ème} édition. **Cambridge Univestity Press**. 1992. 963 p.
- [Puerta Velásquez 2006-A] J.D. Puerta Velasquez, B. Bolle, P. Chevrier, A. Tidu. *Surface integrity in high speed machining of Ti-6wt.%Al-4wt.%V alloy*. **Dans : 16th European Conference of Fracture (ECF 16)**. Alexandroupolis, Greece, July 3-7, 2006.
- [Puerta Velásquez 2006-B] J.D. Puerta Velasquez, B. Bolle, P. Chevrier, G. Geandier, A. Tidu. *Metallurgical study of chips obtained by high speed machining of Ti-6wt.%Al-4wt.%V alloy*. **Materials Science Engineering A**. **Accepté**.
- [Ramesh 2005] A. Ramesh, S.N. Melkote, L.F. Allard, L. Riestler, T.R. Watkins. *Analysis of white layers formed in hard turning of AISI 52100 steel*. **Materials Science and Engineering A** 390, 1-2. 2005. 88-97.
- [Randle 1992] V. Randle. *Microtexture Determination and its Applications*, eds. **The Institute of Materials**.

- [Rech 2003] J. Rech, A. Moisan. *Surface integrity in finish hard turning of case-hardened steels. International Journal of Machine Tools and Manufacture* **43**, 5. 2003. 543-550.
- [Recht 1964] R.F. Recht. *Catastrophic thermoplastic shear. Journal of Applied Mechanics.* 1964. 189-193.
- [Renouard 1981] M. Renouard et M. Wintenberger. *C. R. Acad. Sci. Paris*, **B292**. 1981. 385.
- [Saada 1995] G. Saada. *L'état métallique - Déformation plastique. Techniques de l'Ingénieur. Octobre 1995. M 45.*
- [Sandvik 2004] Application guide : titanium machining. AB Sandvik Coromat. 2004. 12. Suède. 88p.
- [Sauvage 2003] X. Sauvage, J.M. Le Breton, A. Guillet, A. Meyer, J. Teillet. *Phase transformations in surface layers of machined steels investigated by X-ray diffraction and Mössbauer spectrometry. Materials Science and Engineering A Volume 362, Issues 1-2. 2003. 181-186.*
- [Schlauer 2002] C. Schlauer, R.L. Peng, M. Odén. *Residual stresses in a nickel-based superalloy introduced by turning. Materials Science Forum* **404-407**. 2002. 173-178.
- [Schwartzter 1993] R.A. Schwartzter. *Texture et microstructure*. **20**, 7. 1993.
- [Semiantin 1983] S.L. Semiantin, S.D. Rao. *Shear localization during metal cutting. Materials Science and Engineering* **61**. 1983. 185-192.
- [Semiatin 2001] S.L. Semiatin, T.R. Bieler, *Metallurgical and Material Transaction A* **32A**. 2001. 1787.
- [Sharman 2001] A.R.C. Sharman, D.K. Aspinwall, R.C. Dewes, P. Bowen. *Workpiece surface integrity considerations when finish turning gamma titanium aluminide. Wear* **249**, 5-6. 2001. 473-481.
- [Sharman 2006] A.R.C. Sharman, J.I. Hughes, K. Ridgway. *An analysis of the residual stresses generated in Inconel 718™ when turning. Journal of Materials Processing Technology* **173**, 3. 2006. 359-367.
- [Shaw 1998] M.C Shaw, A. Vyas. *The mechanism of chip formation with hard turning steel. Annals of the CIRP* **47**, 1. 1998. 77-82.
- [Shivpuri 2002] R. Shivpuri, J. Hua, P. Mittal, A.K. Srivastava. *Microstructure-Mechanics interactions in modelling chips segmentation during titanium machining. Annals of the CIRP* **41**, 1. 2002. 71-74.
- [Siemers 2003] C. Siemers, M. Bäker, D. Mukherji, J. Rösler. *Microstructure evolution in shear bands during chip formation of Ti6Al4V. Titanium 2003. eds G. Lütjering, J. Albrecht. 839-846.*
- [Singh 1993] A.K. Singh. *Structure of martensite in titanium alloy Ti-6Al-1.6Zr-3.3Mo-0.4Si. Journal of material science letters* **12**. 1993. 697-699.
- [Sorby 2003] K. Sorby, K. Tonnessen, J.E. Torjusen. *Methods for improving efficiency in turning Ti6Al4V. Titanium 2003. eds G. Lütjering, J. Albrecht. 815-822.*
- [Sutter 1997] G. Sutter, L. Faure, A. Molinari, A. Delime, D. Dudzinski. *Experimental analysis of cutting process and chip formation at high speed machining. Journal de Physique C3*. 1997. 33.

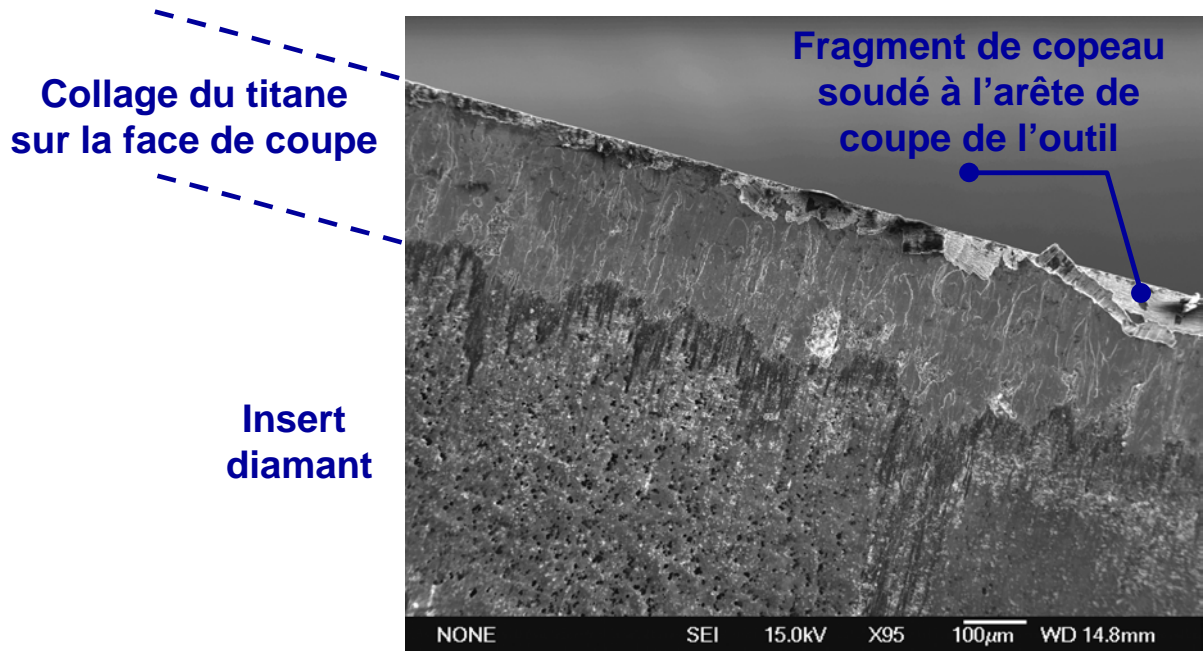
- [Sutter 2005] G. Sutter. *Chip geometries during high-speed machining for orthogonal cutting conditions*. **International Journal of Machine Tools and Manufacture** **45**. 2005. **719-726**.
- [Takeuchi 1982] Y. Takeuchi, M. Sakamoto, T. Sata. *Improvement in the working accuracy of an NC lathe by compensating for thermal expansion*. **Precision Engineering** **4,1**. 1982. **19-24**.
- [Tidu 1990] A. Tidu. Thèse de doctorat de l'Université de Metz. 1990.
- [Timothy 1985] S.P. Timothy, I. M. Hutchings. *The structure of adiabatic shear bands in a titanium alloy*. **Acta Metallurgica** **33**, **4**. 1985. **667-676**.
- [Timothy 1987] S. P. Timothy. *The structure of adiabatic shear bands in metals: a critical review*. **Acta Metallurgica** **35**, **2**. 1987. **301-306**.
- [To 2003] S. To W.B. Lee, C.F. Cheung. *Orientation changes of aluminium single crystals in ultra-precision diamond turning*. **Journal of Materials Processing Technology** **140**. 2003. **346-351**.
- [Toth 1993] L.S. Toth. *Rate sensitive Taylor Software*. University of Metz, France. 1993.
- [Turley 1971] D.M. Turley. *Dislocation substructures and strain distributions beneath machined surfaces of 70/30 brass*. **Journal of the Institute of Metals** **99**. 1971. **271-276**.
- [Van Houtte 1984] P. Van Houtte. dans: C.M. Brackman, P. Jongenburger et E.J. Mittenmeijer (eds.), **Proceedings of the 7th International Conference on Texture of Materials, The Netherlands Society for Materials Sciences, Netherlands, 1984**. **7**.
- [Van Houtte 1988] P. Van Houtte. **Textures and Microstructures** **7**. 1987. **29**.
- [Van Luttervelt 1977] C.A. Van Luttervelt. *The split shear zone – mechanism of chip segmentation*. **Annals of the CIRP** **25**, **1**. 1977. **33-37**.
- [Vigneau 1999] J. Vigneau. *Usinage des matériaux aéronautiques à faible usinabilité*. **Techniques de l'ingénieur**. Juillet 1999. **BM 7 285**.
- [Vyas 1999] A. Vyas, M.C. Shaw. *Mechanics of saw-tooth chip formation in metal cutting*. **Journal Of Manufacturing Science and Engineering - Transactions of the ASME** **121,2**. 1999. **163-172**.
- [Vyas 2000] A. Vyas, M.C. Shaw. *Significance of the white layer in a hard turned steel chip*. **Machining Science and Technology** **4**, **1**. 2000. **169-175**.
- [Walter 2006] <http://www.walter-ag.com> (octobre 2006)
- [Wang 2005] Z.G. Wang, Y.S. Wong, M. Rahman. *High-speed milling of titanium alloys using binderless CBN tools*. **International Journal of Machine Tools and Manufacture** **45**, **1**. 2005. **105-114**.
- [Welsch 1977] G. Welsch. *Deformations characteristics of age hardened TA6V*. **Metallurgical Transactions A**. **8A**. 1977. **169-177**.
- [Welsch 1982] G. Welsch. *Deformation modes of the α -phase of TA6V as a function of oxygen concentration and aging temperature*. **Metallurgical Transactions A** **1982**. **1274-1279**.
- [Woodward 1979] R.L. Woodward. *Metallographic features associated with the penetration of titanium alloy targets*. **Metallurgical Transactions A**. **Vol 10A**. 1979. **569-573**.

- [Xie 1996] J.Q. Xie, A.E. Bayoumi, H.M. Zbib. *A study on the shear banding in chip formation of orthogonal machining*. **International Journal of Machine Tools and Manufacture** **36, 7. 1996. 835-847.**
- [Yoo 1991] M.H. Yoo. *Deformation twinning in hcp metals and alloys*. **Phil. Mag. A** **93, 5. 1991. 36012.**
- [Zareena 2002] A.R. Zareena. *High-speed machining of titanium alloys*. Master thesis, National University of Singapore. 2002. 49–79.
- [Zoya 2000] Z.A. Zoya, R. Krishnamurthy. *The performance of CBN tools in the machining of titanium alloys*. **Journal of Materials Processing Technology****100, 1-3. 2000. 80-86.**

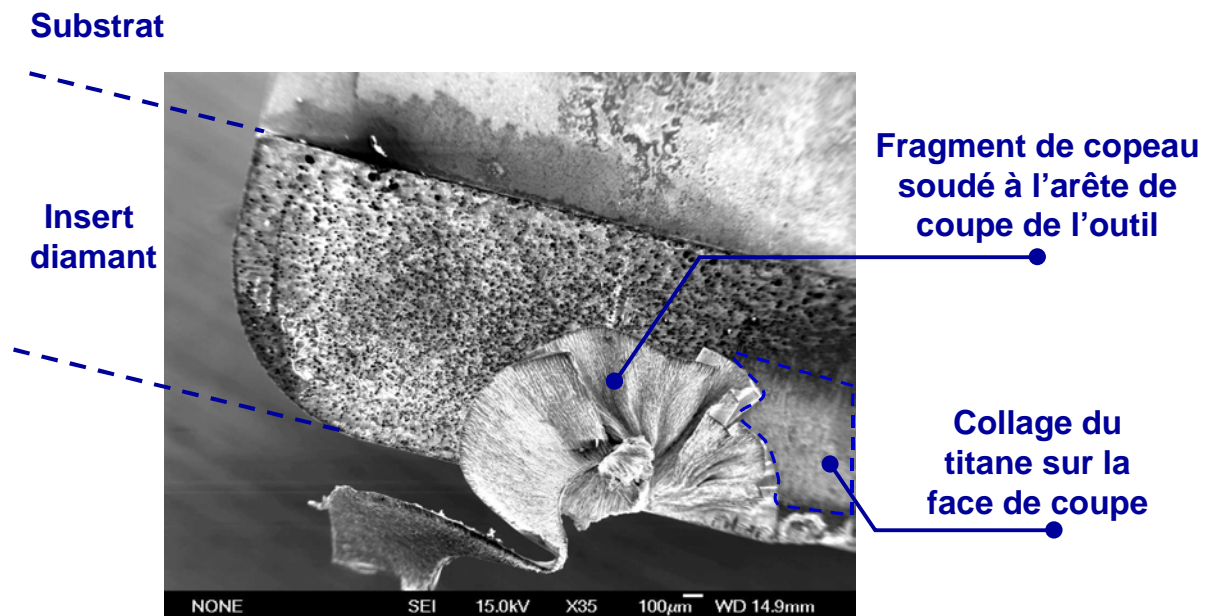
ANNEXES DU CHAPITRE III

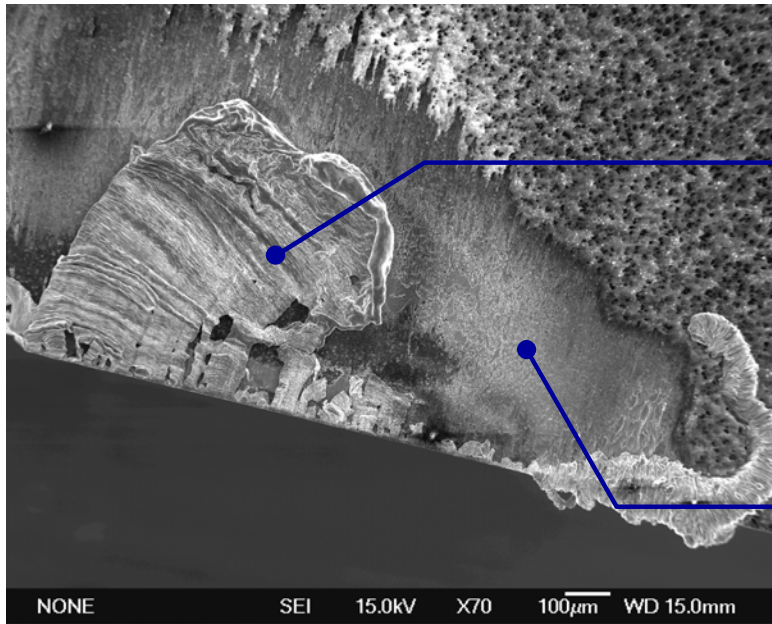
ANNEXE III.1.

Plaquette utilisée lors de l'essai de coupe à 60 m/min, présenté dans la partie A de cette étude.



Plaquette utilisée lors de l'essai de coupe à 600 m/min présenté dans la partie A de cette étude.





**Fragment de copeau
soudé à l'arête de
coupe de l'outil**

**Collage du
titane sur la
face de coupe**

ANNEXE III.2.**Profondeur de pénétration du faisceau en diffraction de rayons X**

Afin de déterminer la profondeur de pénétration du faisceau en diffraction de rayons X, il faut déterminer d'abord le volume diffractant (VD). Ce volume, donné en pourcentage, peut être déterminé de la forme suivant :

$$VD = 1 - e^{\frac{-\mu t}{\cos \psi} \left(\frac{1}{\sin \theta_{inc}} + \frac{1}{\sin (2\theta_{(hkl)} - \theta_{inc})} \right)}$$

avec :

μ le coefficient d'absorption linéique du matériau ;

t la profondeur de pénétration du faisceau X dans l'échantillon analysé ;

θ_{inc} l'angle d'incidence ;

$\theta_{(hkl)}$ l'angle de Bragg de la raie de diffraction (hkl) étudiée ;

ψ l'angle de déclinaison.

ANNEXE III.3.

Positions des principales raies de diffraction en 2θ des phases Ti α et Ti β , pour une longueur d'onde égale à 0.21969 Å (longueur d'onde utilisée lors des expériences de diffraction effectuées à l'ESRF - Grenoble).

Ti α	
2θ (°)	(hk.l)
4.974	(10.0)
5.406	(00.2)
5.662	(10.1)
7.349	(01.2)
8.621	(11.0)
9.521	(10.3)
9.958	(20.0)

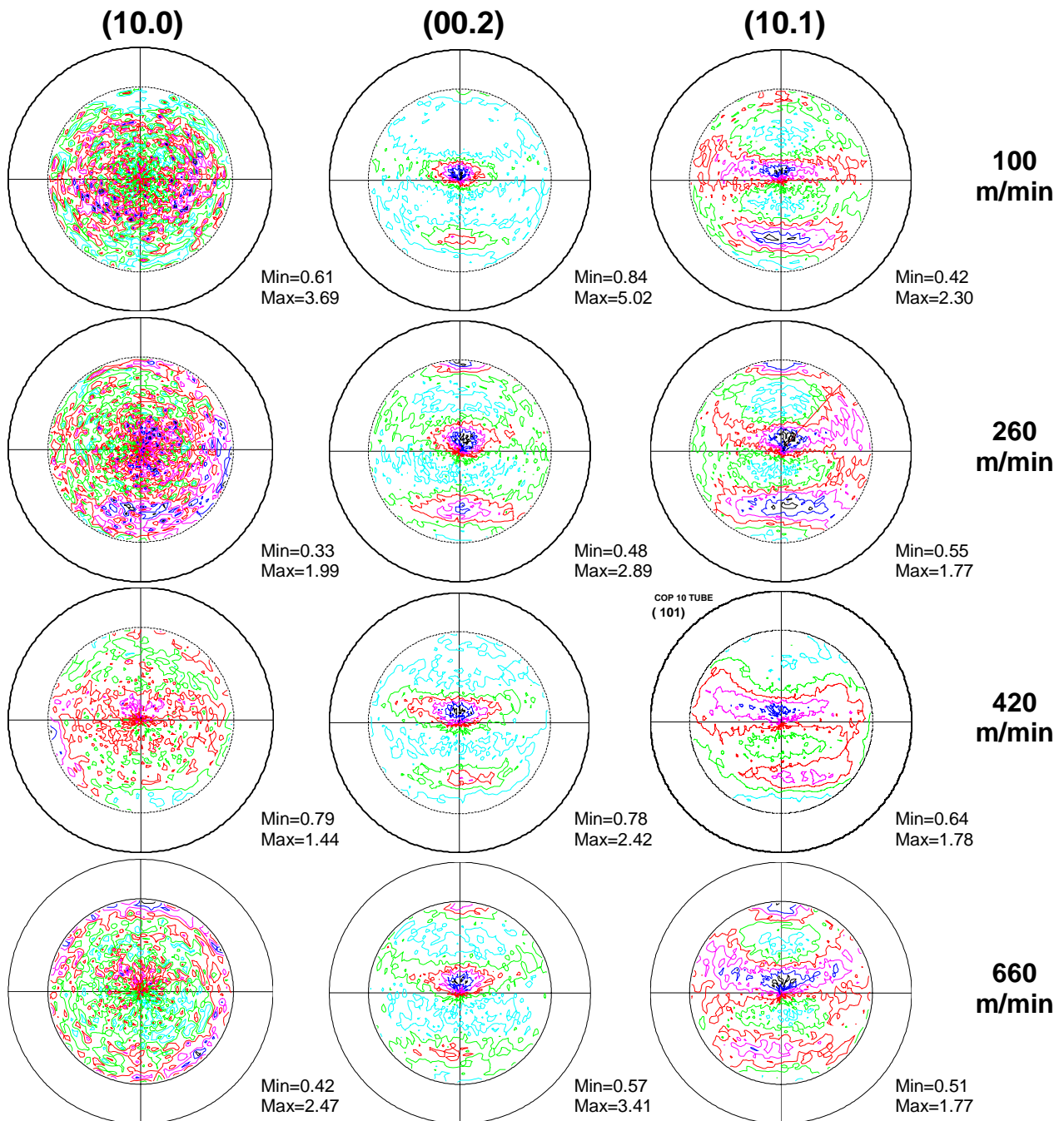
Ti β	
2θ (°)	(hkl)
5.526	(110)
7.818	(200)
9.579	(211)

ANNEXES DU CHAPITRE IV

ANNEXE IV.1.

Figures de pôles des copeaux obtenus à différentes vitesses de coupe :

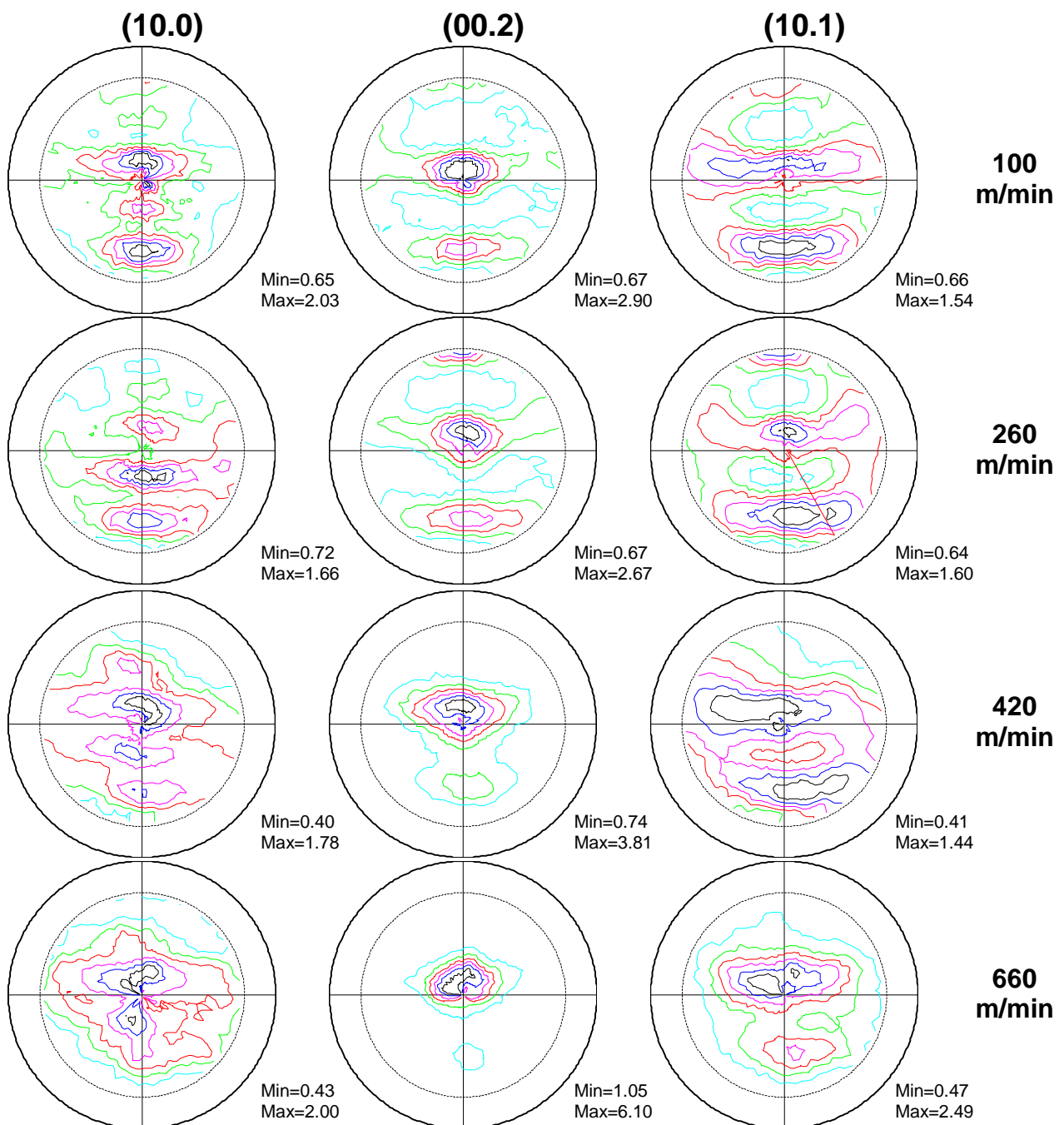
- Copeaux obtenus lors de la série d'essais présentée dans la partie B.
- Mesures effectuées sur l'interface outil-copeau.
- **Mesures effectuées avec la « méthode traditionnelle ».**
- Les plans cristallographiques correspondent à la phase Ti α .
- Les figures ont été corrigées du bruit de fond et normalisées.
- Mesure effectuée avec un rayonnement Cu K α , $\lambda = 1.5418 \text{ \AA}$, déclinaison maximale égale à 70° .



ANNEXE IV.2.

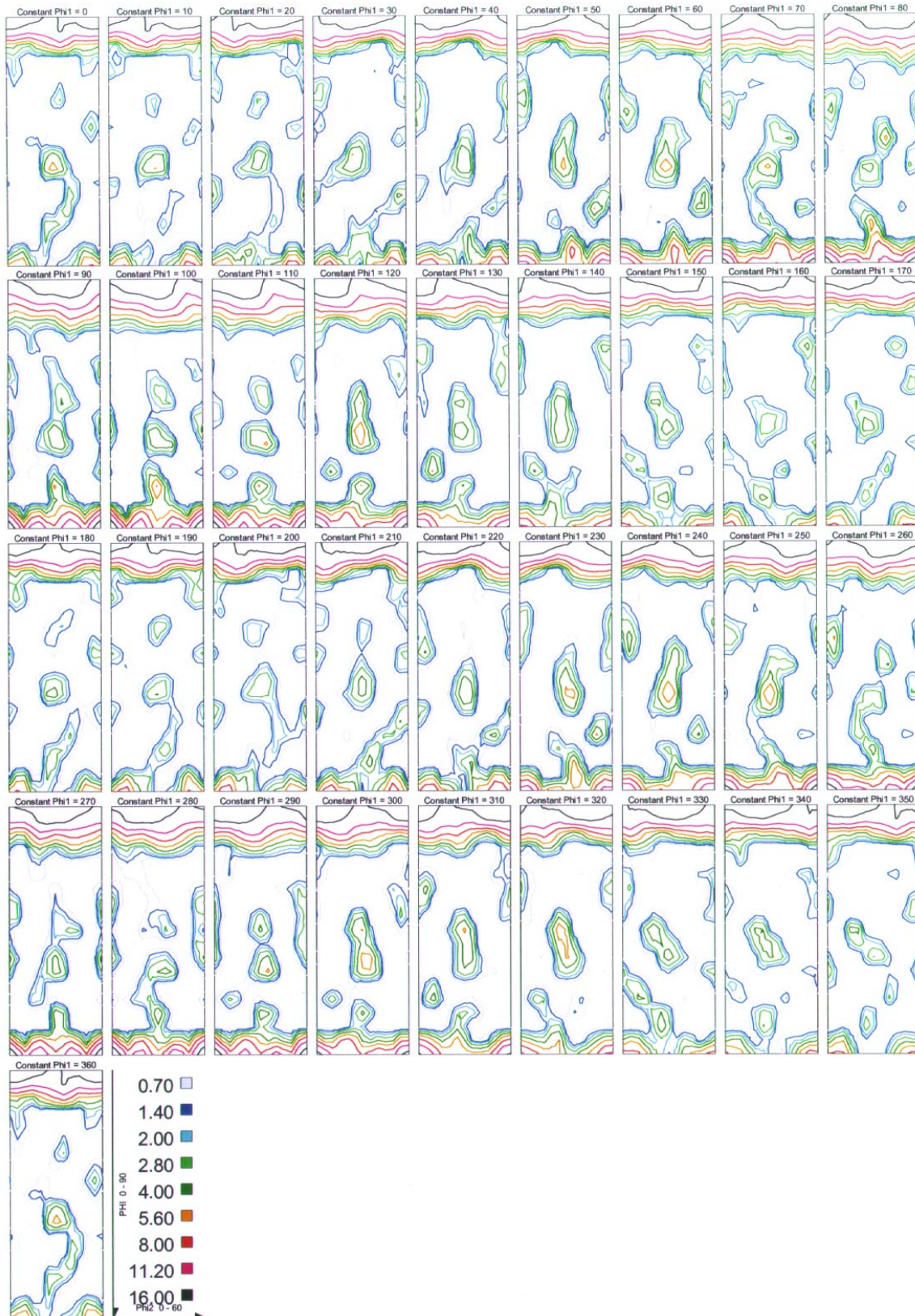
Figures de pôles des copeaux obtenus à différentes vitesses de coupe :

- Copeaux obtenus lors de la série d'essais présentée dans la partie B.
- Mesures effectuées sur l'interface outil-copeau.
- **Mesures effectuées avec la méthode de séparation des raies de diffraction.**
- Les plans cristallographiques correspondent à la phase Ti α .
- Les figures ont été corrigées du bruit de fond et normalisées.
- Mesure effectuée avec un rayonnement Cu $K\alpha$, $\lambda = 1.5418 \text{ \AA}$, déclinaison maximale égale à 70° .



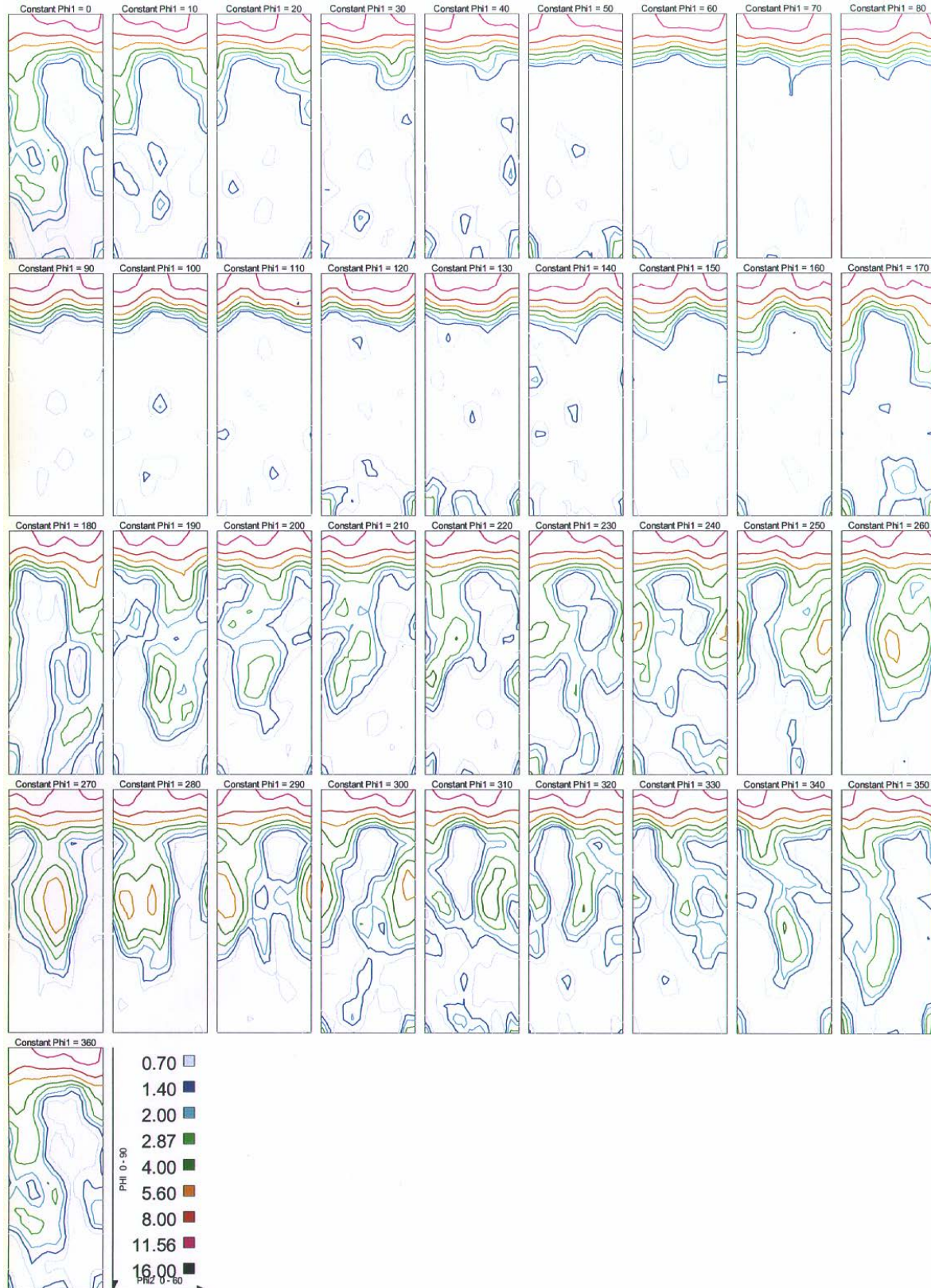
ANNEXE IV.3.

Figure de distribution des orientations (FDO) mesurée sur le matériau à l'état de réception utilisé pour les essais d'usinage présentés dans la partie B.



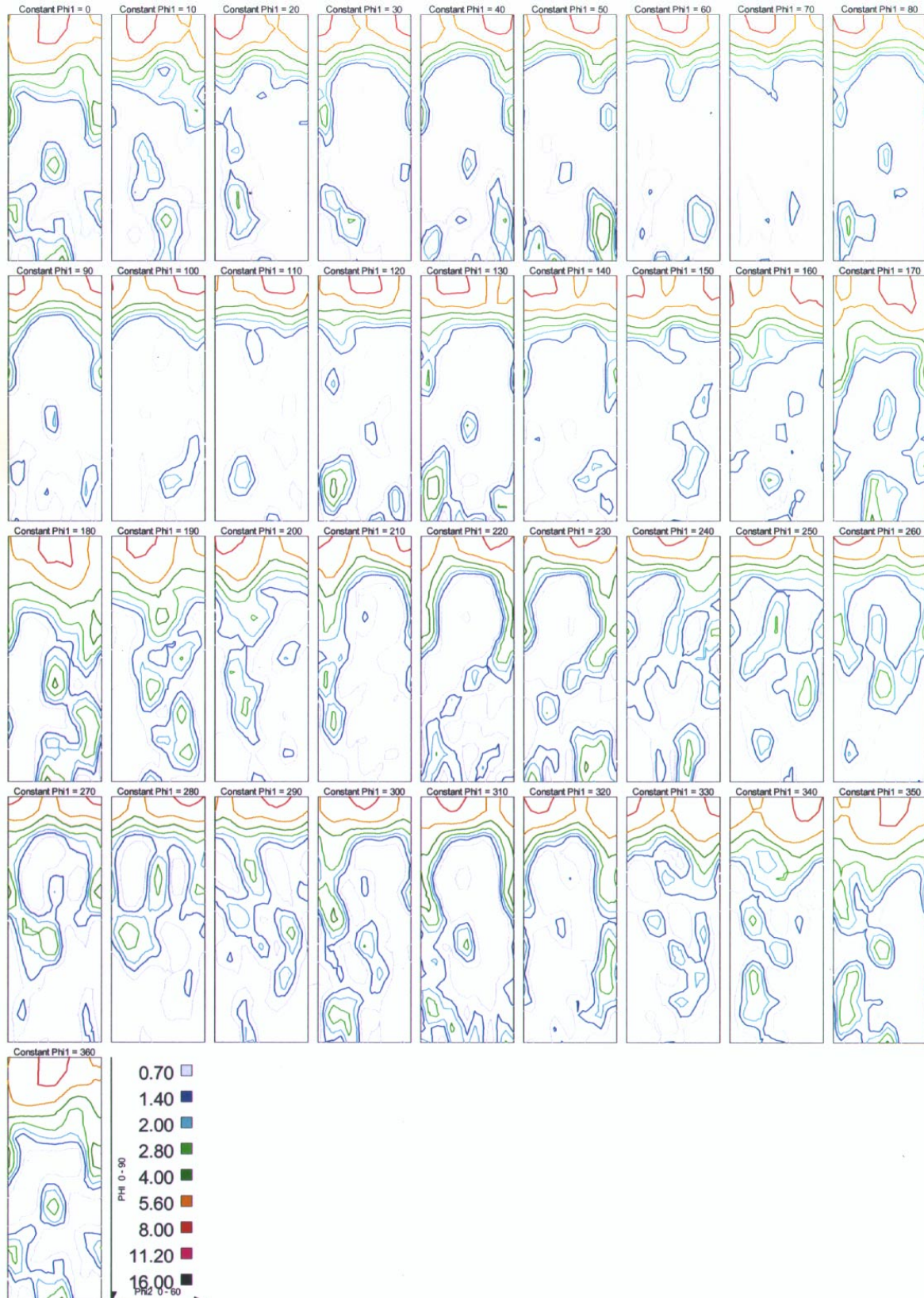
ANNEXE IV.4.

Figure de distribution des orientations (FDO) mesuré sur une surface usinée à 20 m/min, d'après les essais présentés dans la partie B de cette étude.



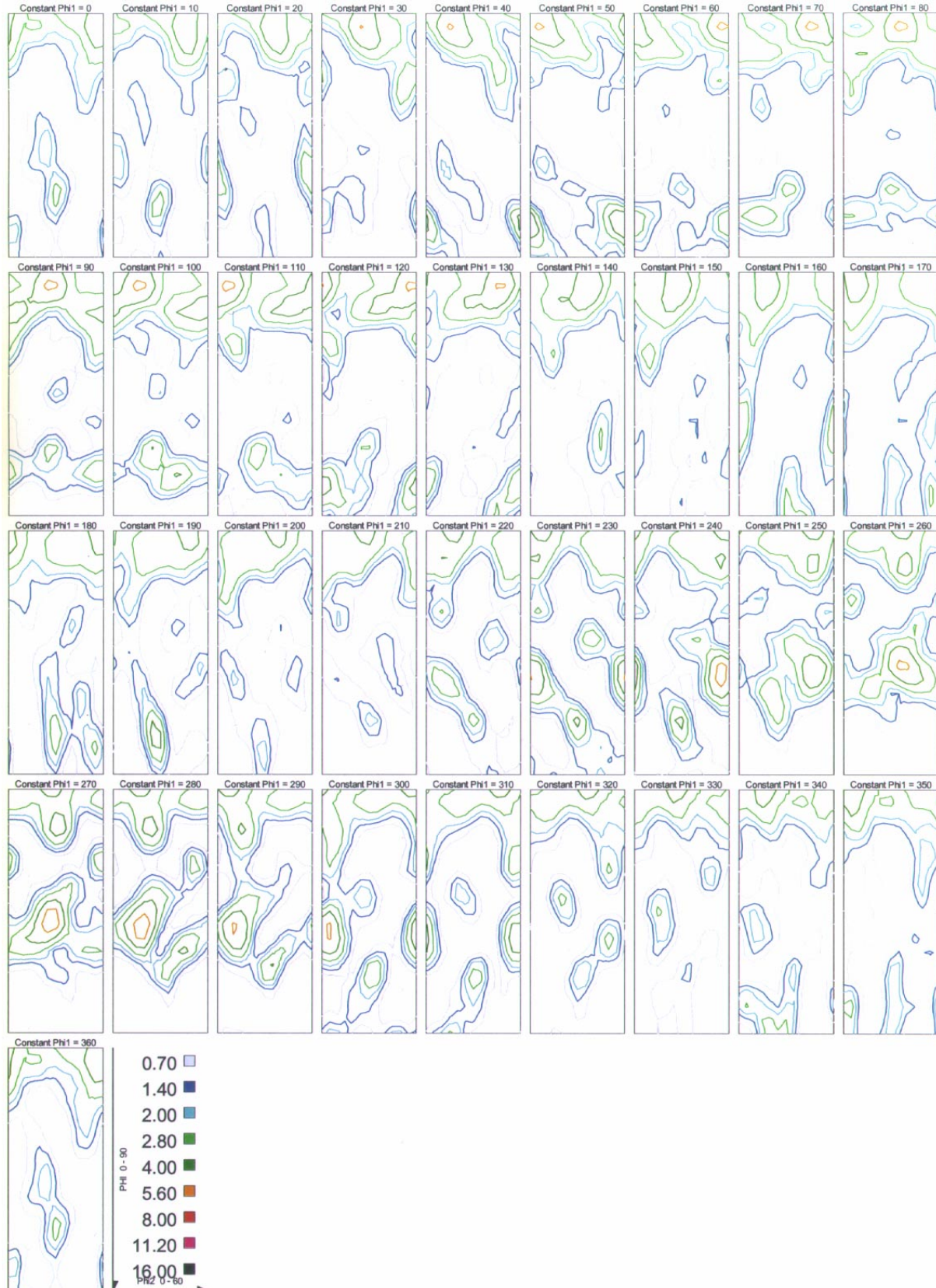
ANNEXE IV.5.

Figure de distribution des orientations (FDO) mesuré sur une surface usinée à 100 m/min, d'après les essais présentés dans la partie B de cette étude.



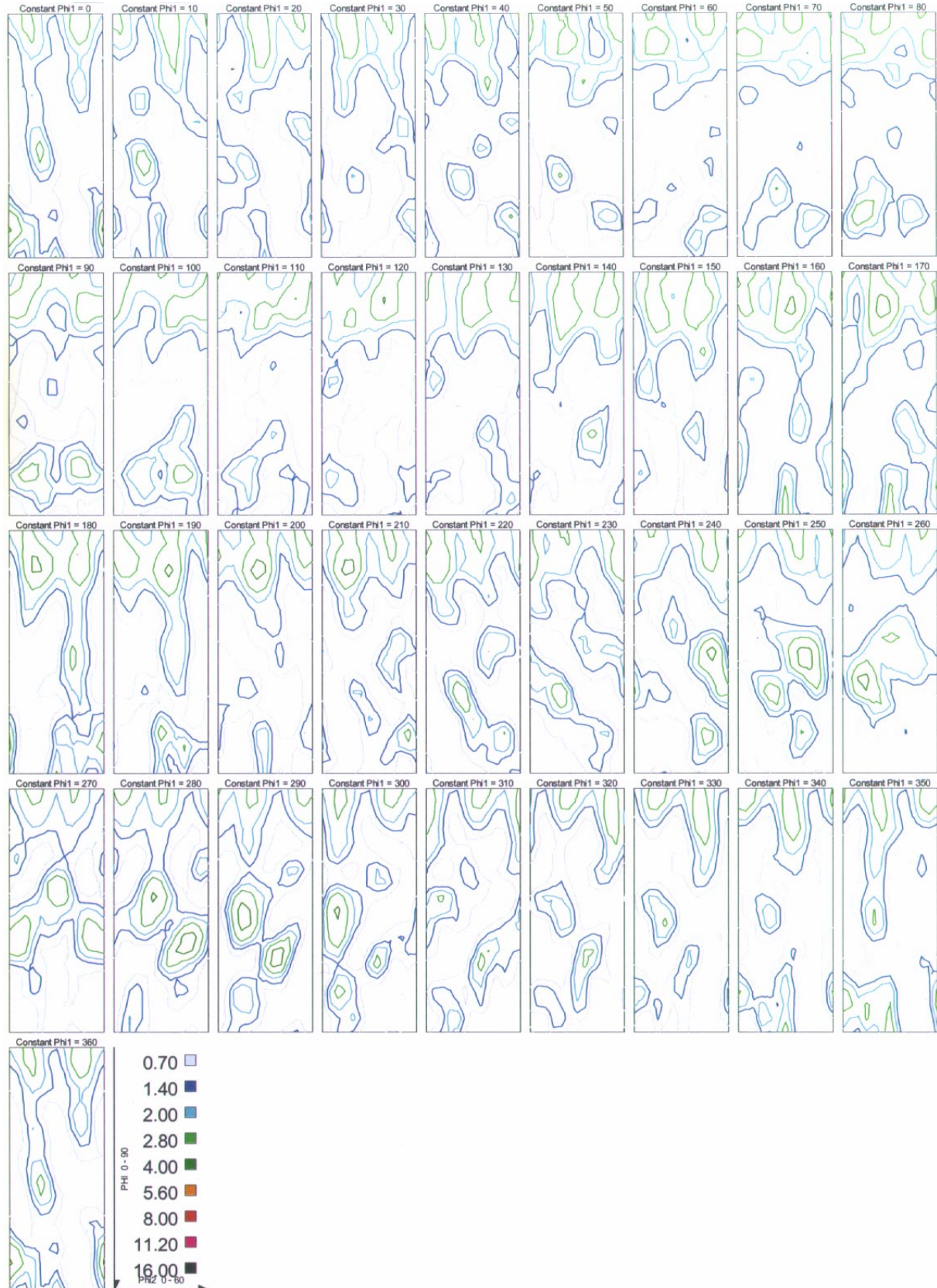
ANNEXE IV.6.

Figure de distribution des orientations (FDO) mesuré sur une surface usinée à 260 m/min, d'après les essais présentés dans la partie B de cette étude.



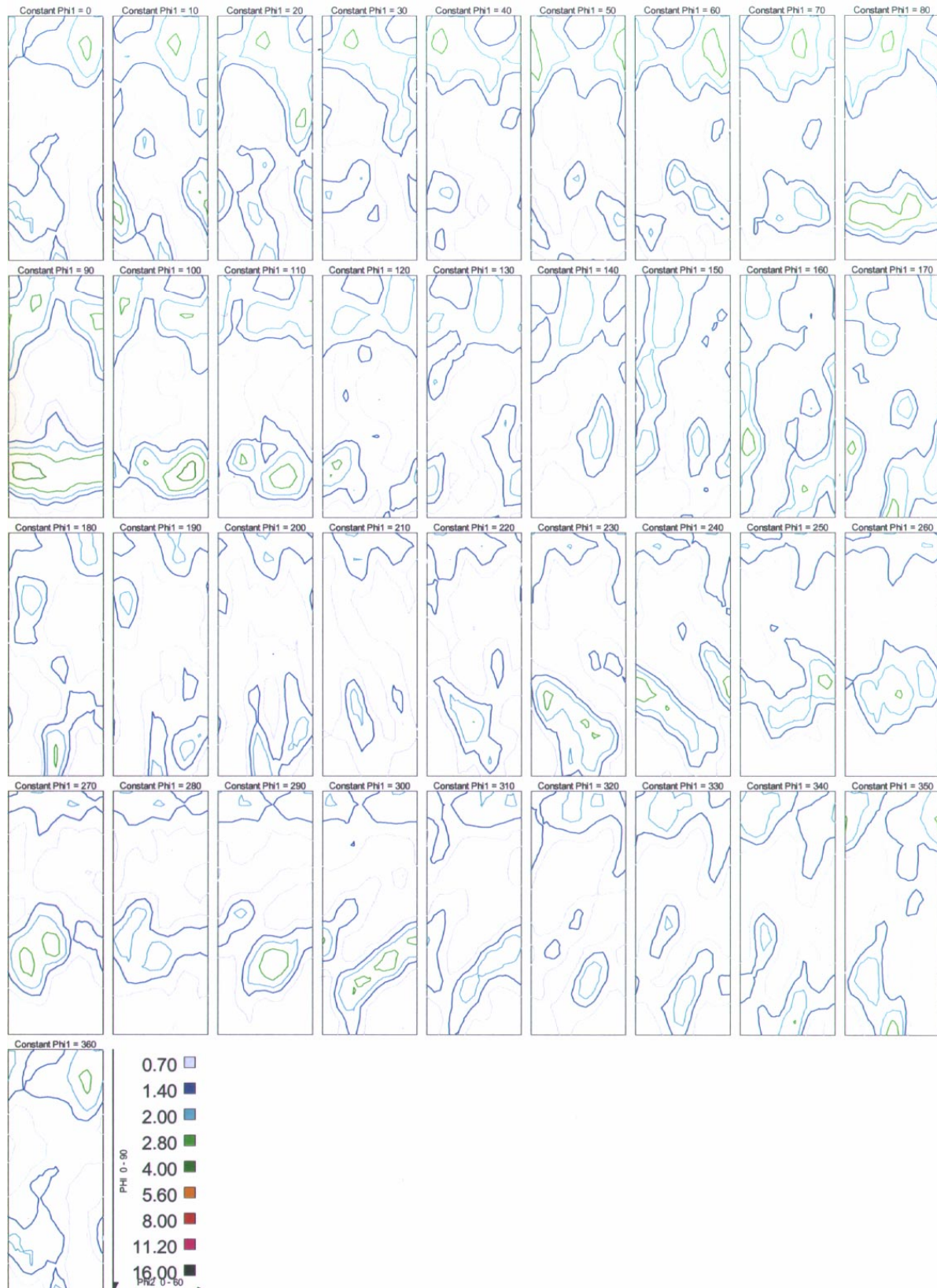
ANNEXE IV.7.

Figure de distribution des orientations (FDO) mesuré sur une surface usinée à 420 m/min, d'après les essais présentés dans la partie B de cette étude.



ANNEXE IV.8.

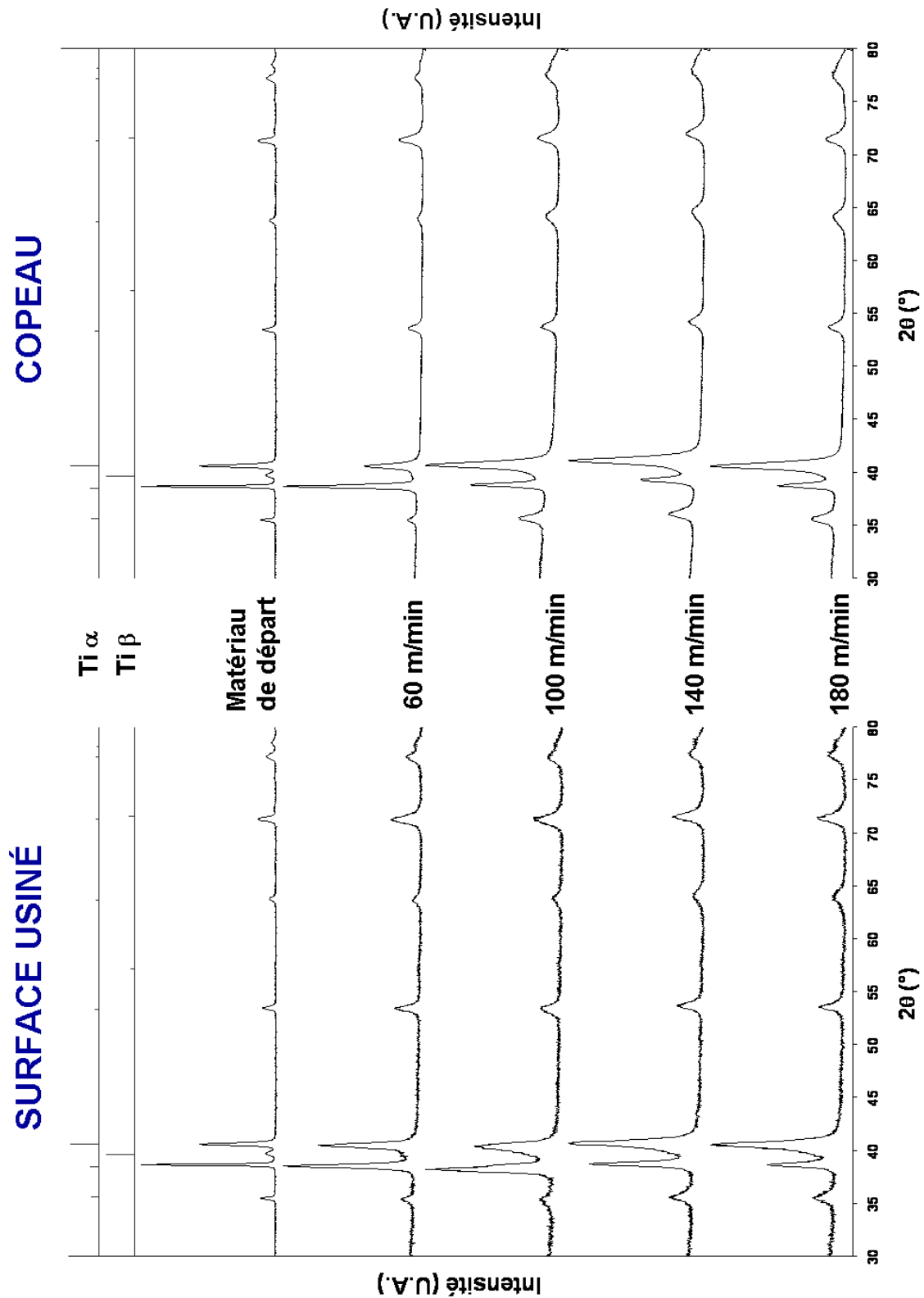
Figure de distribution des orientations (FDO) mesuré sur une surface usinée à 660 m/min, d'après les essais présentés dans la partie B de cette étude.



ANNEXES DU CHAPITRE V

ANNEXE V.1.

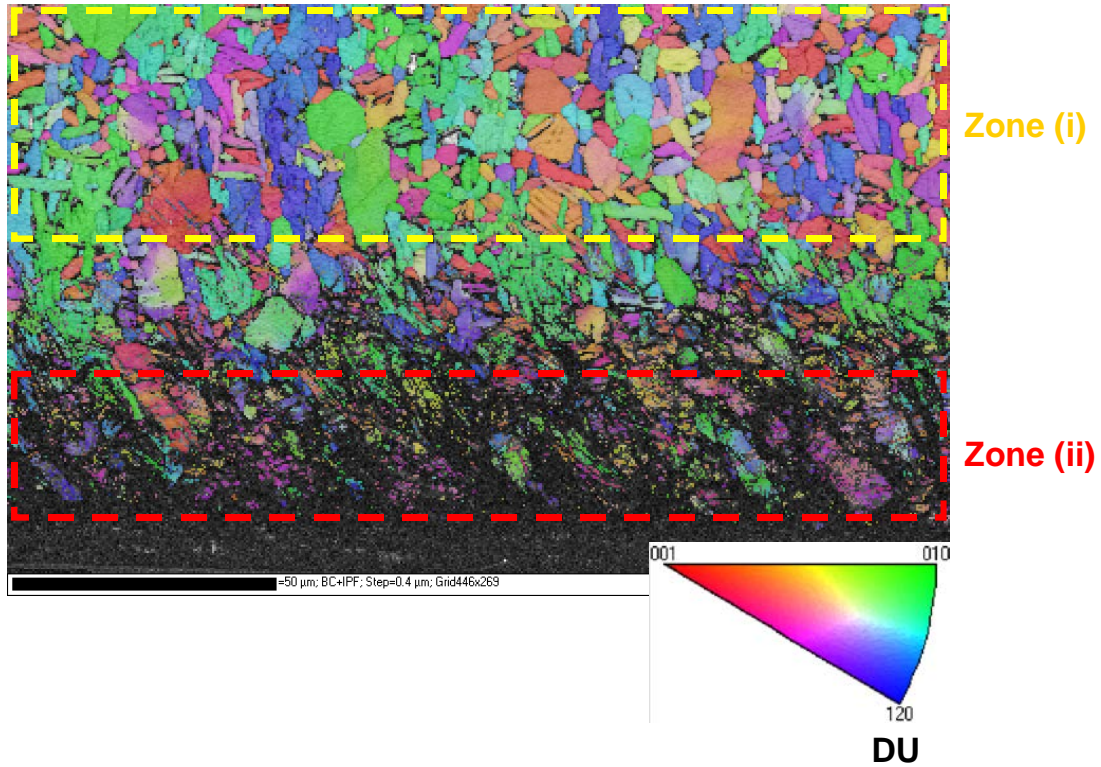
Diffractogrammes normalisés du matériau avant l'usinage, des surfaces usinées et des copeaux obtenus à différentes vitesses de coupe (mesures effectuées avec un rayonnement $\text{Cu K}\alpha$, $\lambda = 1.5418 \text{ \AA}$). En haut de la figure apparaissent les diffractogrammes théoriques du titane α et du titane β .



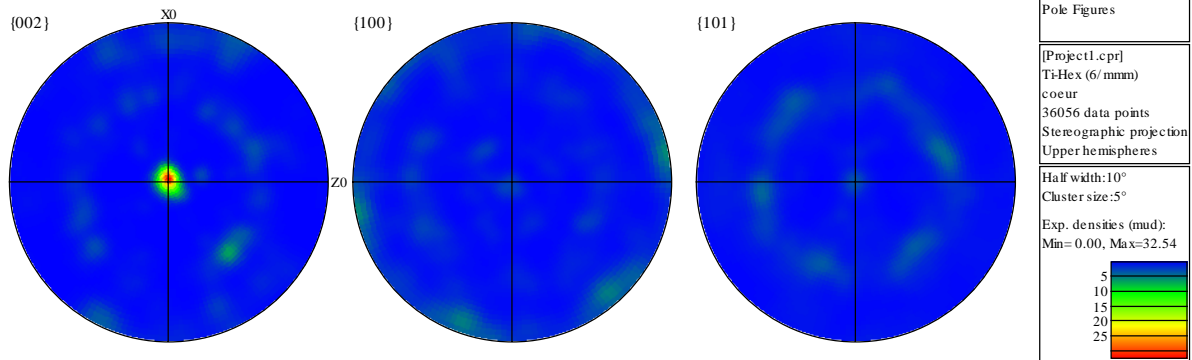
Grâce à cette figure il est possible de voir que l'augmentation de la vitesse de coupe entraîne un élargissement similaire des raies de diffraction des surfaces usinées et celles des copeaux. En ce qui concerne la modification des rapports d'intensité entre les raies de diffraction (00.2) et (10.1) du titane α , il est possible de voir qu'elle se présente à des vitesses différentes pour les surfaces usinées et pour les copeaux. En effet, cette modification des rapports d'intensité a lieu à 140 m/min pour la surface usinée, tandis que pour les copeaux, elle se présente dès 100 m/min. Cela pourrait s'expliquer notamment par le frottement intense entre le copeau et l'outil sur la face de coupe de ce dernier.

ANNEXE V.2.

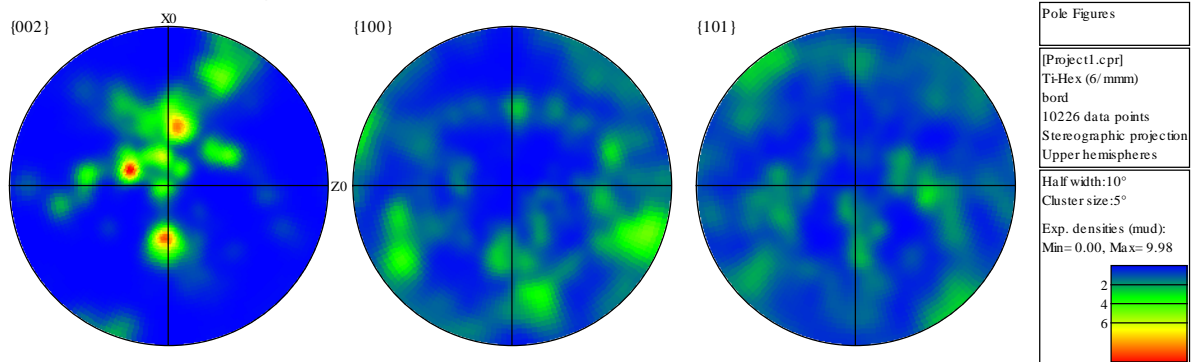
Cartographie d'orientations d'une section transversale d'une surface usinée à 420 m/min (triangle standard parallèle à la direction d'usinage).



Texture cristallographique dans la Zone (i) (taux d'indexation = 85%)



Texture cristallographique dans la Zone (ii) (taux d'indexation = 20%)



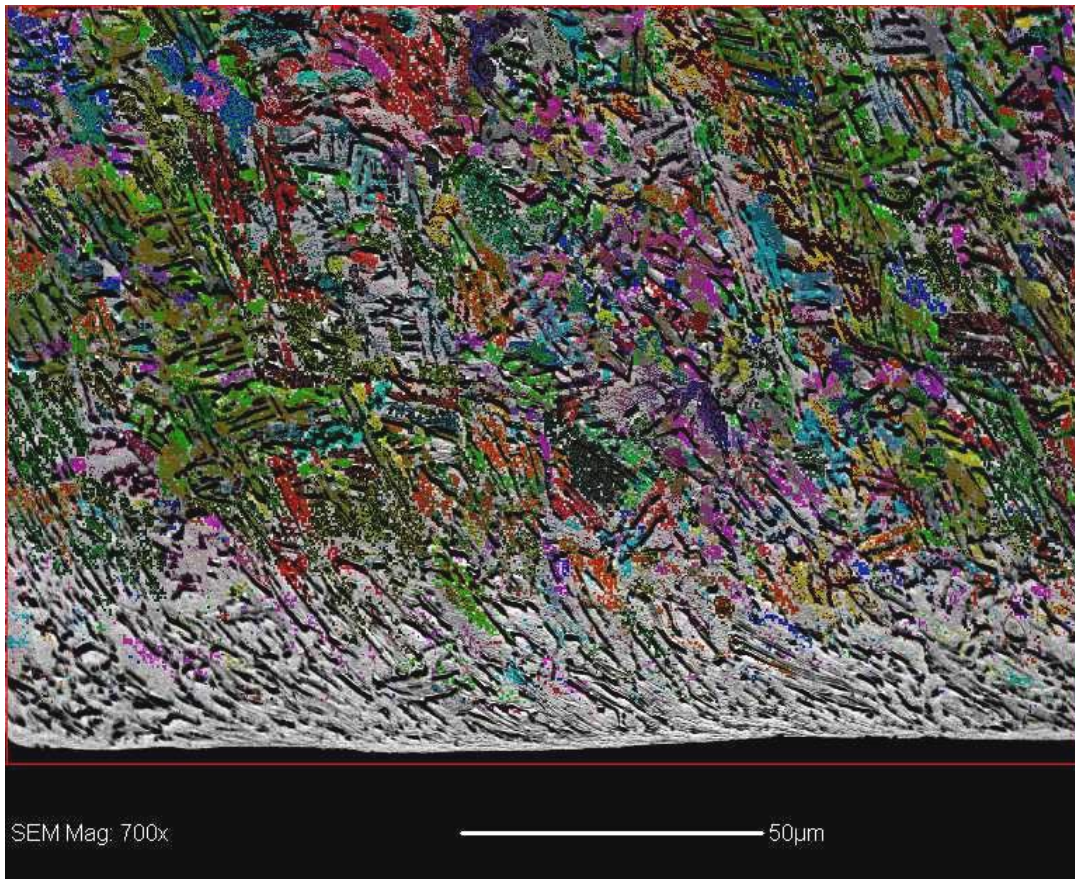
ANNEXE V.3.

Supposition de la micrographie de la zone de mesure en EBSD d'une surface usinée à 260 m/min avec la cartographie d'orientations correspondante.

La micrographie apparaît en niveaux de gris. Les pixels en couleur correspondent à ceux où le système a pu indexer le cliché de Kikuchi obtenu. Le rectangle rouge correspond à la zone d'analyse.

Cette image met en évidence deux zones :

- Une zone où un fort taux d'indexation est obtenu qui peut être considérée comme le matériau non perturbé par l'usinage.
- Une zone, à partir du bord de l'échantillon faisant une vingtaine de microns, où le taux d'indexation est très faible et qui correspond à la couche du matériau perturbé par l'usinage.



RESUME

L'usinage grande vitesse (UGV) est un procédé de mise en forme de métaux très apprécié dans le domaine industriel pour les avantages qu'il apporte, par rapport à l'usinage traditionnel. Dans ce travail nous avons effectué des essais en coupe orthogonale sur l'alliage de titane TA6V afin d'étudier les copeaux et les surfaces usinées.

La morphologie et la métallurgie des copeaux obtenus ont été caractérisées. Les observations obtenues (DRX, MEB, EBDS) ont servi à commenter la nature des bandes de cisaillement et à privilégier la théorie du *cisaillement catastrophique* au-dessus de *la fissuration périodique*, pour expliquer la formation des copeaux en UGV.

Intégrité de surface est le terme utilisé pour décrire l'ensemble des paramètres liés à la caractérisation micro-géométrique et structurale d'une pièce finie. Elle permet d'estimer l'impact du procédé sur la surface usinée. L'intégrité des surfaces produites en UGV a été étudiée sous deux angles différents : dans un premier temps nous avons caractérisé la texture cristallographique et son évolution avec la vitesse de coupe. Une nouvelle stratégie de mesure et de traitement des données pour la séparation et le lissage des raies de diffraction a été développée. Dans une deuxième partie, les surfaces produites ont été caractérisées métallurgiquement. La morphologie du matériau en sous surface ainsi que l'état de contraintes résiduelles ont été déterminés. Nous avons mis en évidence la formation d'un matériau bi-couche par l'action de l'UGV. Enfin, les contraintes résiduelles et la texture cristallographique des surfaces usinées ont été corrélées aux observations microstructurales des surfaces usinées et des copeaux obtenus.

Mots-Clés :

Usinage à grande vitesse, copeaux, intégrité de surface, alliages de titane, métallurgie, diffraction des rayons X, transformation de phase, coupe orthogonale.

ABSTRACT

High speed machining (HSM) is a metal forming process very appreciated in industry because of the advantages that it provides, in comparison with traditional machining. In this work, orthogonal cutting tests were carried out on titanium alloy TA6V in order to study the chips and the machined surfaces.

The morphology and the metallurgy of the chips obtained were characterised. Main results obtained by using materials characterisation techniques (XRD, SEM, EDX, EBDS) were used to comment on the nature of the shear bands. It leads to privilege the *catatrophic shear* theory in order to explain the chips formation process in HSM.

Surface integrity is the term used to describe the parameters related to the micro-geometrical and the structural characterisation of a machined surface. This study leads to estimate the impact of the process on the obtained component. The surface integrity was studied with two different approach: firstly the characterisation of the crystallographic texture of surfaces and its evolution with the cutting speed was carried out. For this propose, a new strategy of data measurement and treatment in order to separate and to fit the X-ray diffraction peaks was developed. Secondly part, a metallurgical approach to characterise the machined surfaces was used. The morphology of material beneath the machined surface and their residual stress was also determined. It was possible to show the machined surface is a bi-layer material. Finally, the residual stresses and the crystallographic texture of the machined surfaces were correlated with the microstructural observations of the machined surfaces and the obtained chips.

Key-words:

High speed machining, chips, surface integrity, titanium alloys, metallurgy, X-ray diffraction, phase transformation, orthogonal cutting tests