



HAL
open science

Impact de la microstructure sur l'usinabilité du Ti555-3 : Etude expérimentale à l'échelle locale

Antoine Pouliquen

► To cite this version:

Antoine Pouliquen. Impact de la microstructure sur l'usinabilité du Ti555-3 : Etude expérimentale à l'échelle locale. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. HESAM Université, 2022. Français. NNT : 2022HESAE060 . tel-03980958

HAL Id: tel-03980958

<https://pastel.hal.science/tel-03980958>

Submitted on 9 Feb 2023

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

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

ÉCOLE DOCTORALE SCIENCES ET MÉTIERS DE L'INGÉNIEUR

[LAMPA–Campus d'Angers]

THÈSE

présentée par **Antoine POULIQUEN**

soutenue le **17/11/2022**

pour obtenir le grade de **Docteur d'HESAM Université**

préparée à **L'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers**

Spécialité **Mécanique-Matériaux**

**Impact de la microstructure sur l'usinabilité du
Ti555-3 : Étude expérimentale à l'échelle locale**

THÈSE DIRIGÉE PAR :

Pr. Guénaël GERMAIN

ET CO-ENCADRÉE PAR :

Dr. Charles MAREAU et Dr. Yessine AYED

M. Pascal LAHEURTE,	Professeur des universités, LEM3, Université de Lorraine,	Président
M. Stéphane ROUX,	Directeur de recherche CNRS, LMPS, ENS Paris-Saclay,	Rapporteur
M. Pedro ARRAZOLA,	Professeur, Université de Mondragón,	Rapporteur
M. Thomas POTTIER,	Maître-assistant, ICA, IMT Mines Albi,	Examinateur
M. Guénaël GERMAIN,	Professeur des universités, LAMPA, ENSAM Angers,	Examinateur
M. Charles MAREAU,	Maître de conférences, LAMPA, ENSAM Angers,	Examinateur
M. Yessine AYED,	Maître de conférences, LAMPA, ENSAM Angers,	Examinateur
Mme. Linamaria GALLEGOS MAYORGA,	Ingénieure de recherche, LAMPA, ENSAM Angers,	Examinatrice

Remerciements

Le travail présenté dans ce manuscrit s'inscrit dans le cadre du projet ANR DEMUTI et de la collaboration entre trois laboratoires et deux industriels. Son aboutissement a donc pu voir le jour grâce aux collaborations du LAMPA, laboratoire dans lequel j'ai pu réaliser mes travaux, du CIRIMAT et du LEM3 mais aussi de TIMET Savoie, fournisseur des matériaux utilisés et de Seco tools, fabricant d'outil de coupe. Cette thèse a reçu un financement de la part de l'ANR (Agence Nationale de la Recherche) que je remercie.

Je tiens, dans un premier temps, à remercier mon directeur de thèse Guénaël Germain pour m'avoir donné l'opportunité de réaliser ces travaux. Il m'est impossible de ne pas remercier également mes deux co-encadrants que sont Charles Mareau et Yessine Ayed pour tout ce qu'ils ont pu m'apporter au cours de ces dernières années. Je souhaite particulièrement manifester toute ma gratitude à Linamaria Gallegos-Mayorga. Merci à vous tous pour vos conseils scientifiques et votre soutien tout au long de ces trois dernières années.

Un grand merci également aux différents acteurs du projet ANR DEMUTI. Le CIRIMAT, notamment Nicolas Chanfreau, et TIMET Savoie, par l'intermédiaire de Yvon Millet, pour avoir élaboré et fabriqué les différentes microstructures sur lesquelles se basent mon étude. Seco Tools pour avoir fourni les outils de coupe nécessaires à la réalisation des différents essais de rabotage. Sans oublier le LEM3 avec qui nous avons pu échanger notamment sur l'analyse des copeaux obtenus lors des essais de rabotage. Merci à tous les acteurs que je ne cite pas ici pour les remarques et les discussions que nous avons pu avoir au cours des différentes réunions.

Mes remerciements vont maintenant vers les membres du jury, en commençant par M. Pascal Laheurte pour avoir accepté d'assurer la présidence et de m'avoir donné de précieux conseils. Ensuite, je tiens à remercier M. Pedro Arrazola et M. Stéphane Roux d'avoir accepté de rapporter mon mémoire. Merci à tous les deux pour vos remarques et commentaires très constructifs. Enfin, je remercie M. Thomas Pottier pour avoir également accepté de faire partie de mon jury de thèse ainsi que pour les échanges intéressants.

Je tiens également à remercier Quentin Hatte pour m'avoir aidé à plusieurs reprises pour la caractérisation des différentes microstructures notamment via de nombreuses observations métallographiques présentes au sein de ce manuscrit. Une pensée pour tous mes collègues, et particulièrement les doctorants qui m'ont permis de passer ces trois années dans la bonne humeur.

Enfin, je remercie tout mon entourage proche pour leur soutien et de m'avoir permis des moments de décompression bien nécessaire. En premier lieu, je remercie Juliette pour toute son aide et son soutien au cours de ces trois dernières années. C'était une chance de t'avoir avec moi. Il m'est également impossible d'oublier mes parents, Nadine et Raphaël, pour leur soutien non seulement au cours de ma thèse mais aussi tout au long de mes études qui semblent se terminer une bonne fois pour toutes. Un grand merci également à Romée, ma sœur jumelle et colocataire pendant ces trois dernières années. Merci également à Tristan de m'avoir soutenu à distance. Pour finir, merci à tous mes amis pour tous les moments d'évasion.

Introduction

Contexte et objectif

La maîtrise de notre consommation collective d'énergie est un enjeu environnemental, politique et économique majeur. L'industrie du transport, en particulier aérien, est au cœur de ces préoccupations sociétales.

Pour limiter la consommation d'énergie, la mécanique et la science des matériaux offrent principalement deux leviers technologiques : l'amélioration des méthodes de dimensionnement des composants et l'optimisation des matériaux utilisés pour leur fabrication. Les alliages de titane sont un des résultats de ce processus d'optimisation qui, appliqué au contexte aéronautique, a conduit à la mise au point d'alliages capables de supporter des conditions de fonctionnement de plus en plus sévères.

Les alliages de titane possèdent une densité inférieure à celle des aciers, une résistance à la corrosion et aux chargements mécaniques élevée, même à haute température¹ et une bonne compatibilité avec les matériaux composites. En revanche, leur usinabilité² est médiocre, en partie, à cause de leur nature réfractaire. En effet, leur conductivité thermique est très inférieure à celle des aciers ou des alliages d'aluminium. Les élévations de température importantes qui en résultent lors de la coupe provoquent ainsi une usure prématurée des outils de coupe. La réduction de l'usure nécessite donc de limiter les vitesses de coupe, ce qui conduit *in fine* à une augmentation des coûts de production.

L'alliage de titane Ti5553 (Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr), qui fait l'objet de la présente étude, est un exemple de développement métallurgique pour des applications "haute résistance" (*e.g.* trains d'atterrissage). Cet alliage de titane, s'il dispose de très bonnes propriétés mécaniques, possède une mauvaise usinabilité, notamment en comparaison du Ti6Al4V [Arrazola *et al.*, 2009]. D'un point de vue technologique, il est donc intéressant d'identifier des solutions permettant de faciliter son usinage.

La compréhension et l'amélioration de l'usinabilité des alliages de titane étant une problématique vaste, des approches variées sont retrouvées dans la littérature. Dans la majorité des cas, l'amélioration de l'usinabilité est abordée du point de vue du procédé. Il s'agit alors d'étudier l'impact de la composition/géométrie des outils ou des paramètres opératoires sur l'usinabilité [Lindvall *et al.*, 2020; Barry *et al.*, 2001; Nouari *et al.*, 2008; Germain *et al.*, 2011]. Dans ce travail, la problématique de l'usinabilité est traitée sous l'angle de la microstructure. En effet, quelques études ont souligné que l'usinage des alliages de titane est impacté par leur microstructure [Arrazola *et al.*, 2009; Ramirez, 2017; Suárez Fernández *et al.*, 2021]. Pour un alliage donné, il est ainsi envisageable de trouver une microstructure optimale au sens de l'usinabilité. Cela nécessite préalablement d'appréhender le rôle des différents paramètres microstructuraux sur la coupe.

Cette recherche d'une microstructure optimale est un des enjeux du projet ANR DEMUTI - *DE*sign de *MI*crostructure et *US*inabilité d'un alliage de *TI*tane *BE*tta *ME*tastable au sein duquel s'inscrit cette thèse. Ce projet regroupe trois partenaires académiques : le

1. au-dessous de 450°C.

2. Par usinabilité, nous faisons référence à l'aptitude d'un matériau solide à se laisser usiner [Larousse].

CIRIMAT³, le LEM3⁴ et le LAMPA⁵, ainsi que deux partenaires industriels : TIMET Savoie, qui élabore des alliages de titane, et SECO Tools, qui fabrique des outils de coupe. L'objectif de ce projet est d'obtenir des résultats quantitatifs concernant le rôle de la microstructure sur l'usinabilité de l'alliage Ti5553. Dans ce projet, l'usinabilité est abordée à la fois du point de vue de l'interface outil/matière et du point de vue de la formation du copeau. Dans le premier cas, il s'agit de caractériser les transferts de matière aux interfaces qui contribuent aux phénomènes d'usure. Dans le second cas, qui constitue le point de départ de ce travail de thèse, on cherche à appréhender le rôle de la microstructure sur la formation du copeau.

L'objectif principal de ces travaux de thèse est donc d'observer, de quantifier et d'analyser l'impact de la microstructure sur le comportement à l'usinage de l'alliage Ti5553 en conditions de coupe orthogonale.

La démarche adoptée pour répondre à cet objectif est entièrement expérimentale. Spécifiquement, dans le cadre du projet DEMUTI, la collaboration avec le CIRIMAT a permis de concevoir sept microstructures du Ti5553, à partir d'une microstructure de réception. Un dispositif expérimental a ensuite été développé pour réaliser des essais de rabotage avec différentes vitesses de coupe pour les huit différentes microstructures. Il permet (i) de mesurer les efforts de coupe à l'aide de capteurs piézoélectriques et (ii) de capturer la morphologie du copeau par imagerie rapide dans le domaine du visible. Les données ainsi obtenues sont ensuite analysées pour identifier les caractéristiques microstructurales qui ont un effet de premier ordre sur la coupe.

L'originalité de ces travaux ne repose pas tant sur la prise d'images et les mesures d'effort pendant les opérations de coupe, mais sur le lien entre ces deux mesures acquises à travers des instruments indépendants. En particulier, une méthode originale de post-traitement comprenant la segmentation d'images à grande échelle⁶, la corrélation d'images numériques et l'analyse spectrale des grandeurs mesurées est proposée pour comparer les réponses des différentes microstructures.

Structure du mémoire

Le premier chapitre présente les spécificités des alliages de titane, en particulier dans le contexte de l'usinage. Les différentes techniques d'observation de la formation des copeaux sont aussi passées en revue. Les résultats de ces études sont exposés afin de souligner la motivation du travail présenté ici. En effet, l'influence de la microstructure sur l'usinage est peu abordée au sein de la littérature. Aussi, l'absence d'une méthode de comparaison globale des essais de coupe orthogonale se basant sur des mesures *in-situ* est mise en avant. Actuellement, les analyses concernant la morphologie et la formation des copeaux se limitent en effet systématiquement à un nombre restreint de festons.

Le deuxième chapitre présente la microstructure dite "initiale" ou "de référence" ainsi que les sept microstructures modèles étudiées. Les chemins thermiques ainsi que les caractéristiques microstructurales sont détaillés. La procédure de préparation métallographique des échantillons avant chaque essai est également décrite. Enfin, le dispositif

3. Centre Inter-universitaire de Recherche et d'Ingénierie des Matériaux - UMR CNRS 5085

4. Laboratoire d'Etude des Microstructures et de Mécanique des Matériaux - UMR CNRS 7239

5. Laboratoire Angevin de Mécanique, Procédés et innovAtion - EA 1427

6. Cette échelle fait référence au nombre total d'images et non à la taille de chaque image

expérimental de coupe orthogonale est présenté, un accent particulier est mis sur les choix d'instrumentation.

Les méthodes de post-traitement des données récoltées lors des campagnes expérimentales sont présentées dans le troisième chapitre. La procédure de normalisation des efforts en vue d'une étude comparative est d'abord exposée. L'extraction des traits morphologiques à partir des images de copeaux obtenues pendant les essais de coupe est ensuite détaillée. Enfin, la méthode d'estimation de la vitesse d'écoulement du copeau, qui permet de comparer les différentes microstructures d'un point de vue cinétique, est présentée.

Enfin, le quatrième chapitre utilise la méthode proposée pour comparer le comportement à la coupe des huit microstructures testées. Le lien entre les efforts de coupe et les caractéristiques morphologiques du copeau est discuté. Aussi, l'influence des traits microstructuraux et de la vitesse de coupe est mise en lumière à travers des techniques de recomposition d'images dans l'espace, dans le temps et grâce à l'analyse spectrale.

Nomenclature

Introduction

DEMUTI DEsign de Microstructure et Usinabilité d'un alliage de Titane β métastable

Chapitre 1

α	Angle de dépouille
γ	Angle de coupe
ϕ_{seg}	Angle de segmentation
a_p	Profondeur de passe
Al_{eq}	Aluminium équivalent
d_{ch}	Épaisseur de feston
Mo_{eq}	Molybdène équivalent
R_m	Résistance à la traction
R_e	Limite d'élasticité
t_{2max}	Hauteur de crête
t_{2min}	Hauteur de vallée
T_β	Température de transus β
T_{fusion}	Température de fusion
V_b	Usure en dépouille
V_c	Vitesse de coupe
cc	Cubique centrée
hcp	Hexagonale compacte

Chapitre 2

α_{gb}	Phase α germant à partir des joints de grains
α_{nod}	Phase α nodulaire
α_s	Phase α secondaire
α_{wgb}	Phase α germant à partir des de la phase α_{gb}
α_{wi}	Phase α intragranulaire
A_α	Aire des particules α
a_p	Profondeur de passe
F_c	Effort de coupe
F_t	Effort tangentiel à la face de coupe

l_c	Largeur de coupe
t_α	Taille des particules α
T_β	Température de transus β
V_c	Vitesse de coupe
MEB	Microscope électronique à balayage

Chapitre 3

\bar{a}	Valeur moyenne du signal a
err_{quad}^-	Écart quadratique moyen
δt	Écart temporel
$\Delta(a)$	Coefficient de variations associé au signal a
$\tau_{continuite}$	Taux de continuité du copeau
φ	Angle de cisaillement
a_p''	Profondeur de passe mesurée
a_p	Profondeur de passe nominale
C_a	Fonction de répartition de la densité d'énergie spectrale associée au signal a
$D_{a,b}$	Coefficient de Kolmogorov Smirnov en comparant la réponse fréquentielle des signaux a et b
e	Épaisseur de copeau
F_c''	Effort de coupe mesuré
F_t''	Effort tangentiel mesuré
F_c'	Effort de coupe normalisé selon la profondeur de passe
F_t'	Effort tangentiel normalisé selon la profondeur de passe
F_c	Effort de coupe normalisé
F_t	Effort tangentiel normalisé
$f_{90}(a)$	Fréquence caractéristique du signal a
J	Indice de Jaccard
l_c''	Largeur de coupe mesurée
l_c	Largeur de coupe nominale
S_{aa}	Densité d'énergie spectrale associée au signal a
t_{fen}	Taille de la fenêtre analysée
V_e	Vitesse d'écoulement
V_c	Vitesse de coupe
CIN	Corrélation d'images numériques

$\text{std}(a)$ Écart-type associé au signal a

Chapitre 4

\bar{a} Valeur moyenne du signal a

ΔV_e Ecart de vitesse d'écoulement de part et d'autre de l'échantillon

$\Delta(a)$ Coefficient de variations

$\tau_{\text{continuite}}$ Taux de continuité du copeau

ε_{xx} Déformation dans la direction x

a_p Profondeur de passe

$D_{e_{c1}, e_{c2}}$ Coefficient de Kolmogorov Smirnov en comparant la réponse fréquentielle des signaux d'épaisseur de copeau associés aux deux caméras

$D_{F_c, e}$ Coefficient de Kolmogorov Smirnov en comparant la réponse fréquentielle des signaux d'effort de coupe à ceux d'épaisseur de copeau

D_{F_c, F_c} Coefficient de Kolmogorov Smirnov en comparant la réponse fréquentielle des signaux d'effort de coupe

D_{F_t, F_t} Coefficient de Kolmogorov Smirnov en comparant la réponse fréquentielle des signaux d'effort tangentiel

e Épaisseur de copeau

e_{c1} Épaisseur de copeau mesurée à partir de la caméra 1

e_{c2} Épaisseur de copeau mesurée à partir de la caméra 2

F_c Effort de coupe normalisé

F_t Effort tangentiel normalisé

$f_{90}(a)$ Fréquence caractéristique du signal a

$f_{90}(e)$ Fréquence caractéristique du signal d'épaisseur de copeau

$f_{90}(F_c)$ Fréquence caractéristique du signal d'effort de coupe

$f_{90}(F_t)$ Fréquence caractéristique du signal d'effort tangentiel

L_c Largeur de coupe

L_c Largeur mesurée du copeau

V_c Vitesse de coupe

EBS D Diffraction d'électrons rétrodiffusés

$\text{std}(a)$ Écart-type associé au signal a

Conclusion

DEMUTI DEsign de Microstructure et Usinabilité d'un alliage de Titane β métastable

DRX Diffraction des rayons X

EBS D Diffraction d'électrons rétrodiffusés

Annexe A

a_p Profondeur de passe

V_c Vitesse de coupe

Annexe B

C Produit de convolution

K Matrice K

k Taille de la matrice k

s Pas de la résolution de l'opération de convolution

Table des matières

Remerciements	3
Introduction	1
I État de l’art sur l’usinage des alliages de titane	1
I.1 Contexte industriel et scientifique	2
I.2 Le titane et ses alliages	3
I.2.1 Généralités sur les alliages de titane	3
I.2.2 L’alliage de Ti5553	6
I.3 Usinage des alliages de titane	6
I.3.1 Généralités sur l’usinage et l’usinabilité	6
I.3.2 Usinabilité des alliages de titane	9
I.3.3 Amélioration de l’usinabilité des alliages de titane	15
I.4 Analyse expérimentale de la coupe orthogonale	20
I.4.1 Analyse des efforts de coupe	20
I.4.2 Analyse des phénomènes cinématiques	20
I.4.3 Analyse des phénomènes thermiques	27
I.4.4 Mesures simultanées des phénomènes cinématiques et thermiques	28
I.5 Synthèse bibliographique	30
II Démarche expérimentale : microstructures et instrumentation	33
II.1 Présentation du matériau et des microstructures	34
II.1.1 Microstructure initiale	34
II.1.2 Microstructures modèles	34
II.1.3 Caractéristiques des microstructures modèles	42
II.2 Dispositif expérimental de rabotage	45
II.2.1 Banc d’essai instrumenté	45
II.2.2 Préparation des éprouvettes	49
II.2.3 Observations préliminaires	53
II.3 Bilan	55

III Post-traitement des essais de rabotage	57
III.1 Interprétation des efforts	58
III.1.1 Relation entre effort et profondeur de passe	58
III.1.2 Relation entre effort et largeur de coupe	60
III.1.3 Traitement des efforts	61
III.2 Interprétation quantitative des images	62
III.2.1 Analyse par corrélation d'images numériques	62
III.2.2 Analyse par segmentation d'image	64
III.2.3 Analyse par reconstruction spatio-temporelle	81
III.3 Interprétation des signaux	90
III.3.1 Domaine temporel	91
III.3.2 Domaine fréquentiel	91
III.4 Bilan	94
IV Analyse de la coupe du Ti5553	97
IV.1 Validation de la campagne expérimentale	98
IV.1.1 Séquence d'essais	98
IV.1.2 Usure de l'outil de coupe	98
IV.1.3 Campagne expérimentale	100
IV.2 Influence de la microstructure sur la coupe ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$)	102
IV.2.1 Analyse temporelle	102
IV.2.2 Analyse fréquentielle	110
IV.2.3 Analyse de la morphologie du copeau obtenu	116
IV.3 Influence de la vitesse de coupe	124
IV.3.1 Analyse temporelle	125
IV.3.2 Analyse fréquentielle	128
IV.4 Bilan	132
Conclusion générale et perspectives	135
Conclusion générale	135
Perspectives	137
Références Bibliographiques	137
Annexes	153

A	Morphologies de copeau observées	155
A.1	Morphologie de copeau pour la microstructure <i>100</i> β	156
A.2	Morphologie de copeau pour la microstructure <i>30</i> α_{gb}	158
A.3	Morphologie de copeau pour la microstructure <i>30</i> α_{nod}	160
A.4	Morphologie de copeau pour la microstructure <i>30</i> α_{wi}	162
A.5	Morphologie de copeau pour la microstructure <i>55</i> α_{wi}	164
A.6	Morphologie de copeau pour la microstructure <i>55</i> α_s	166
A.7	Morphologie de copeau pour la microstructure <i>55</i> <i>bimodale</i>	168
A.8	Morphologie de copeau pour la microstructure <i>brute de forgeage</i>	170
B	Opérations utilisées par le réseau U-Net	173
B.1	Convolution	173
B.2	Normalisation par lot	175
B.3	Fonction d'activation ReLu	175
B.4	Maxpooling	176
B.5	Déconvolution (Convolution transposée)	178

Table des figures

I.1	Représentation des mailles conventionnelles des phases α (hexagonale compacte) et β (cubique centrée) [Lütjering, 1998]	3
I.2	Courbes contrainte-déformation pour des essais de compression uniaxiale pour deux microstructures de Ti5553 composées respectivement de (a) 30% et (b) 55% de phase α intragranulaire pour une vitesse de déformation de $0,1 \text{ s}^{-1}$ [Chen, 2022].	4
I.3	Paramètres d'entrée et critères d'évaluation de l'usinabilité [Ramirez, 2017]	7
I.4	Différentes configurations de la coupe orthogonale [Harzallah, 2018]	8
I.5	Zones de coupe en coupe orthogonale [Habak, 2006]	9
I.6	Usure en dépouille (V_B) après $T = 15$ min en fonction de la vitesse de coupe V_c pour les alliages Ti6Al4V et Ti5553 [Arrazola <i>et al.</i> , 2009]	10
I.7	Arête rapportée pour un alliage de titane TA48 pour une vitesse de coupe $V_c = 75 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ et une profondeur de passe de $0,25 \text{ mm}$ [Nabhani, 2001]	11
I.8	Copeau continu pour l'alliage Ti54M à une vitesse de coupe $V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ et une profondeur de passe $h = 0,1 \text{ mm}$ [Ramirez, 2017]	12
I.9	Copeaux festonnés obtenus pour un alliage de titane Ti6Al4V à différentes vitesses de coupe Arrazola <i>et al.</i> [2009]	12
I.10	Paramètres géométriques caractéristiques d'un copeau festonné [Sutter et List, 2013]	13
I.11	Formation d'un copeau festonné pour un alliage de titane [Komanduri et von Turkovich, 1981]	14
I.12	Etapes de la formation d'un copeau festonné [Harzallah, 2018]	15
I.13	Morphologies de copeaux obtenues en fonction de l'avance et de la vitesse de coupe lors d'une opération de coupe orthogonale pour un alliage Ti6Al4V [Barry <i>et al.</i> , 2001]	16
I.14	Évolution de l'usure pour différentes conditions d'assistance cryogénique : a. haute pression, b. basse pression pour un alliage Ti6Al4V et $V_c = 80 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$, $a_p = 1 \text{ mm}$ et $f = 0,2 \text{ mm}\cdot\text{rev}^{-1}$. [Ayed <i>et al.</i> , 2017]	17
I.15	Morphologies de copeaux obtenues pour deux microstructures de l'alliage Ti6Al4V (angle de coupe $\gamma = 30^\circ$, angle de dépouille $\alpha = 30^\circ$, $V_c = 5 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ et $a_p = 0,1 \text{ mm}$) [Ramirez, 2017]	18
I.16	(a) Copeau formé par un essai quick-stop, (b) analyse micrographique du copeau obtenu [Komanduri et von Turkovich, 1981]	21
I.17	Schéma du dispositif d'observation de la coupe orthogonale développé par Childs [1971]	22
I.18	(a) Image obtenue par caméra rapide, (b) exemple de champ de déformation estimé [Pujana <i>et al.</i> , 2008]	23

I.19	(a) Dispositif expérimental pour l'observation de la coupe orthogonale par la méthode PIV, Distributions de vitesse en pointe d'outil par la méthode (b) PIV/PTV et (c) PIV [Gnanamanickam <i>et al.</i> , 2009]	24
I.20	Dispositifs expérimentaux développés et résultats obtenus par (a) Pottier <i>et al.</i> [2014] et (b) Zhang <i>et al.</i> [2021] et (c) Hijazi et Madhavan [2008] . .	25
I.21	Dispositifs et principes expérimentaux développés par (a) Zhang <i>et al.</i> [2016] et (b) Whintont [2010]	29
II.1	Micrographies de la microstructure <i>brute de forgeage</i>	34
II.2	(a) Traitement thermique et (b) micrographies de la microstructure 100β	36
II.3	(a) Traitement thermique et (b) micrographies de la microstructure $30 \alpha_{gb}$	37
II.4	(a) Traitement thermique et (b) micrographies de la microstructure $30 \alpha_{wi}$	38
II.5	(a) Traitement thermique et (b) micrographies de la microstructure $55 \alpha_{wi}$	38
II.6	(a) Traitement thermique et (b) micrographies de la microstructure $55 \alpha_s$	39
II.7	(a) Traitement thermique et (b) micrographies de la microstructure $30 \alpha_{nod}$	40
II.8	(a) Traitement thermique et (b) micrographies de la microstructure $55 bi$ - <i>modale</i>	41
II.9	Mesure des dimensions d'une particule α pour les microstructures (a) $30 \alpha_{nod}$ et (b) $30 \alpha_{gb}$ avec l et L respectivement la largeur et la longueur associée.	42
II.10	Comparaison de la dureté (HV1), de la fraction volumique de phase α , de la taille de grains β et de la taille des particules α . FF représente le facteur de forme des particules.	43
II.11	Principe de la coupe orthogonale	45
II.12	(a) Vue globale du dispositif expérimental servant à la coupe orthogonale (b) Vue locale de la zone de coupe	46
II.13	Schéma et principe d'acquisition du dispositif expérimental utilisé pour les essais de coupe orthogonale	47
II.14	Influence du temps d'intégration et de la vitesse de coupe sur le déplacement d'un point matériel	49
II.15	Géométrie de l'éprouvette et image obtenue avec le dispositif expérimental pour la microstructure $55 \alpha_{wi}$	50
II.16	Mouchetis observé, histogramme et coefficient MIG δ_f respectivement pour différentes microstructures (a) <i>brute de forgeage</i> , (b) 100β , (c) $30 \alpha_{gb}$, (d) $30 \alpha_{nod}$	51
II.17	Mouchetis observé, histogramme et coefficient MIG δ_f respectivement pour différentes microstructures (a) $30 \alpha_{wi}$, (b) $55 \alpha_{wi}$, (c) $55 \alpha_s$, (d) $55 bi$ <i>modale</i>	52
II.18	Vue de la face supérieure du copeau pour des essais à $V_c = 100 \text{ mm.s}^{-1}$ respectivement pour (a) 100β , (b) $30 \alpha_{gb}$, (c) $30 \alpha_{nod}$, (d) $30 \alpha_{wi}$, (e) $55 \alpha_{wi}$, (f) $55 \alpha_s$, (g) $55 bi$ <i>modale</i> , (h) <i>brute de forgeage</i>	54

III.1	Relation entre efforts de coupe (F_c'') et tangentiel (F_t'') en fonction de la profondeur de passe a_p	59
III.2	Évaluation des approximations linéaire et affine pour l'effort de coupe F_c'' et l'effort tangentiel F_t'' en fonction de la profondeur de passe a_p	60
III.3	Géométrie de l'éprouvette utilisée afin de déterminer l'influence de la largeur de coupe sur les efforts mesurés	60
III.4	Relation entre efforts normalisés vis-à-vis de la profondeur de passe a_p de coupe (F_c') et tangentiel (F_t') en fonction de la largeur de coupe l_c	61
III.5	Détermination de l'angle de cisaillement par corrélation d'images	63
III.6	Principe de mesure de la vitesse d'écoulement par corrélation d'images	64
III.7	(a) Image obtenue par caméra rapide et (b) Segmentation manuelle pour un essai à $V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ et la microstructure $55 \alpha_{wi}$	65
III.8	Répartition du niveaux de gris pour les trois classes à déterminer (outil, matière et arrière-plan)	66
III.9	(a) Image obtenue par caméra rapide, (b) segmentation souhaitée, résultats obtenus pour différents types de seuil (c) Isodata [Ridler et Calvard, 1978], (d) Li [Li et Lee, 1993], (e) mean [Glasbey, 1993], (f) Otsu [Otsu, 1979], (g) triangle [Zack <i>et al.</i> , 1977], (h) Yen [Yen <i>et al.</i> , 1995] et (i) Multi-Otsu [Liao <i>et al.</i> , 2001]	67
III.10	Architecture U-Net utilisée pour l'étude	69
III.11	Détail d'un bloc de convolution	71
III.12	Exemple de features et filtres obtenus pour deux blocs différents, un de convolution (bloc (A)) et un de déconvolution (bloc (D))	72
III.13	Détail d'un bloc de déconvolution	73
III.14	Principe de l'entraînement du réseau U-Net	75
III.15	Principe de validation du réseau U-Net	76
III.16	Evolution de l'indice de Jaccard pour les différentes classes (outil, matière et arrière-plan)	77
III.17	Définition géométrique de la profondeur de passe a_p et de l'angle de cisaillement φ	77
III.18	Evolution de l'angle de cisaillement au cours d'un essai de rabotage pour les microstructures (a) <i>brute de forgeage</i> et (b) $55 \alpha_s$ à $V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ pour les deux caméras obtenue par CIN et la méthode de segmentation d'images	79
III.19	(a) Mesure de l'angle par la méthode de segmentation, (b) mesure de l'angle de cisaillement par CIN et (c) formation réelle de la bande de cisaillement primaire	80
III.20	Evolution de la profondeur de passe au cours d'un essai de rabotage pour les microstructures (a) $55 \alpha_{wi}$ à $V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ et (b) <i>brute de forgeage</i> à $V_c = 200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ estimée manuellement et avec la méthode de segmentation d'images	81

III.21	Méthode de reconstruction spatio-temporelle du copeau pour une ordonnée fixe et mesure de l'épaisseur de copeau e	82
III.22	Représentation des zones de copeaux continu sur l'échantillon par visualisation du film et détermination par algorithme pour un essai sur la microstructure $30 \alpha_{wi}$ à une vitesse de coupe $V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$	83
III.23	Copeau continu non détecté par l'algorithme	83
III.24	Méthode de détermination de la vitesse d'écoulement globale, (a) Positionnement des deux ordonnées y_0 et y_1 , (b) Reconstructions spatio-temporelles associées à y_0 et y_1 et (c) Écart temporel entre les deux signaux associés aux épaisseurs e_{y_0} et e_{y_1}	84
III.25	Méthode de détermination de la vitesse d'écoulement locale, (a) Signaux temporels e_{y_0} et e_{y_1} associés aux ordonnées y_0 et y_1 , (b) Différents décalages temporels et la portion comparée associée, (c) Comparaison des différentes portions des signaux e_{y_0} et e_{y_1} et l'erreur quadratique associée et (d) Évolution de l'écart quadratique moyen en fonction du décalage temporel	86
III.26	(a) Exemples de fenêtres étudiées pour l'évaluation de la vitesse d'écoulement locale et évolution de la vitesse d'écoulement associée pour (b) 1001 points de mesure, (c) 81 points de mesure et (d) 31 points de mesure	87
III.27	Sources d'erreurs dans l'estimation de la vitesse d'écoulement (a) zone d'épaisseur constante et (b) artefact présent dans un seul des deux signaux comparés	88
III.28	Comparaison des vitesses d'écoulement obtenues par la méthode de reconstruction du copeau avec des mesures réalisées par corrélation d'image numériques (CIN) pour des essais à $V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ et les microstructures (a) 100β , (b) $30 \alpha_{wi}$, (c) $55 \alpha_{wi}$ et (d) $55 \alpha_s$	89
III.29	Répartition de l'erreur absolue entre la vitesse d'écoulement déterminée par corrélation d'images et par la méthode de reconstruction du copeau pour des essais à $V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ et les microstructures (a) 100β , (b) $30 \alpha_{wi}$, (c) $55 \alpha_{wi}$ et (d) $55 \alpha_s$	90
III.30	Résumé des signaux temporels pour un essai de coupe de la microstructure $55 \alpha_{wi}$ à $V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$	91
III.31	(a) Représentation de trois signaux temporels (a, b, c) générés manuellement en fonction du temps, (b) Transformées de Fourier rapides A, B et C associées aux trois signaux, (c) Distribution d'énergie spectrale et (d) Fonction de distribution des énergies spectrales pour les trois signaux et coefficients de Kolmogorov-Smirnov D	93
IV.1	Séquence planifiée d'essais de rabotage.	98
IV.2	Usure catastrophique observée après un essai à $V_c = 400 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ pour la microstructure $55 \alpha_s$ pour (a) la face de coupe et (b) la face de dépouille.	99
IV.3	Évolution de (a) l'effort moyen de coupe \bar{F}_c et (b) l'effort moyen tangentiel \bar{F}_t en fonction des essais réalisés à $V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ pour chaque microstructure.	100

IV.4	Essais de coupe orthogonale réalisés pour (a) 100β , (b) $30 \alpha_{gb}$, (c) $30 \alpha_{nod}$, (d) $30 \alpha_{wi}$, (e) $55 \alpha_{wi}$, (f) $55 \alpha_s$, (g) 55 bimodale , (h) <i>brute de forgeage</i> et changements d'outils réalisés	101
IV.5	Évolution de la valeur moyenne (a) de l'effort de coupe F_c et (b) de l'effort tangentiel F_t en fonction de la dureté.	102
IV.6	Évolution de la moyenne du rapport F_t/F_c en fonction de la dureté.	103
IV.7	Évolution de la valeur moyenne (a) de l'effort de coupe F_c et (b) de l'effort tangentiel F_t en fonction de la taille moyenne des particules de phase α	104
IV.8	Évolution de la valeur moyenne (a) de l'effort de coupe F_c et (b) de l'effort tangentiel F_t en fonction de la fraction volumique de phase α	104
IV.9	Évolution de (a) l'épaisseur de copeau e , (b) l'angle de cisaillement φ , (c) le taux de continuité en fonction de la dureté.	105
IV.10	Évolution de l'angle de cisaillement φ en fonction de $\text{atan}(a_p/e)$	106
IV.11	Évolution de la vitesse d'écoulement V_e moyenne en fonction (a) de la dureté et (b) de la moyenne du rapport F_t/F_c	107
IV.12	Évolution (a) de l'écart-type et (b) du coefficient de variations des efforts de coupe (F_c) et tangentiel F_t en fonction de la dureté.	108
IV.13	Évolution du coefficient de variations de l'épaisseur de copeau e en fonction du coefficient de variations associé à l'effort de coupe F_c	108
IV.14	Évolution du coefficient de variations de l'épaisseur de copeau e en fonction de la dureté de la microstructure.	109
IV.15	Évolution du coefficient de variation de la vitesse d'écoulement en fonction de celui de l'épaisseur de copeau e	110
IV.16	Évolution de la fréquence caractéristique (a) de l'effort tangentiel F_t et (b) de l'épaisseur de copeau e en fonction de celle associée à l'effort de coupe F_c	115
IV.17	Séquence d'images de la formation du copeau pour la microstructure 100β à une vitesse de coupe $V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$. Les joints de grains sont représentés en rouge.	117
IV.18	Cartographie EBSD dans la direction IPF Y de la microstructure 100β permettant d'observer la présence de déformation plastique par maclage. A et B représente les deux macles étudiée pour la désorientation. La délimitation du copeau est représenté en pointillés jaunes.	118
IV.19	Observation de l'apparition de mâcles au cours de l'usinage pour un essai à $V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ sur la microstructure 100β	119
IV.20	Cartographie EBSD dans la direction IPF Z d'un copeau de la microstructure $30 \alpha_{gb}$ à une vitesse de coupe $V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ (a) localisation et orientation de la phase β et (b) localisation et orientation de la phase α	120
IV.21	Observations à la loupe binoculaire de la zone en contact avec l'outil d'un copeau pour les microstructures (a) $30 \alpha_{gb}$ et (b) 55 bimodale à une vitesse de coupe $V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$	121
IV.22	Évolution de la déformation nominale normale du copeau lors d'un essai de coupe orthogonale à $V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ en fonction de la dureté.	122

IV.23	Observation à la loupe binoculaire des changements dans la direction d'écoulement des copeaux pour les microstructures (a) 100β , (b) $30 \alpha_{gb}$, (c) $30 \alpha_{nod}$ et (d) $55 \alpha_s$ pour une vitesse de coupe $V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$	123
IV.24	Évolution de l'écart moyen entre les vitesses d'écoulement de chaque face de l'éprouvette à chaque instant de la coupe en fonction de la dureté.	124
IV.25	Évolution de la moyenne des (a) efforts de coupe F_c , (b) tangentiel F_t et (c) du rapport F_t/F_c pour chaque vitesse de coupe V_c en fonction de la microstructure.	126
IV.26	Évolution de (a) l'épaisseur de copeau e , (b) du rapport V_e/V_c (c) de l'angle de cisaillement φ et (d) du taux de continuité $\tau_{continuite}$ pour chaque vitesse de coupe V_c en fonction de la microstructure.	127
IV.27	Évolution de l'effort de coupe moyen F_c en fonction de la dureté pour (a) $V_c = 50 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, (b) $V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, (c) $V_c = 200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ et (d) $V_c = 400 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$	128
IV.28	Evolution de la fréquence caractéristique (a) de l'effort tangentiel F_t et (b) de l'épaisseur de copeau en fonction de celle de l'effort de coupe F_c pour chaque microstructure et chaque vitesse de coupe V_c	132
A.1	Copeau festonné puis continu ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 100β) .	156
A.2	Variation dans la morphologie de copeau ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 100β)	156
A.3	Feston en cours de formation ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 100β) .	156
A.4	Feston en cours de formation ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 100β) .	156
A.5	Copeau continu avec arête rapportée ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$) .	156
A.6	Copeau festonné avec arête rapportée ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$) .	156
A.7	Copeau continu ($V_c = 50 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 100β)	157
A.8	Copeau festonné ($V_c = 50 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 100β)	157
A.9	Copeau continu ($V_c = 200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 100β)	157
A.10	Copeau festonné ($V_c = 200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 100β)	157
A.11	Copeau continu ($V_c = 400 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 100β)	157
A.12	Copeau festonné ($V_c = 400 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 100β)	157
A.13	Copeau continu ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{gb}$)	158
A.14	Copeau festonné ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{gb}$)	158
A.15	Copeau faiblement festonné ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{gb}$)	158
A.16	Cisaillement après copeau continu ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{gb}$)	158
A.17	Copeau continu avec arête rapportée ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{gb}$)	158
A.18	Copeau festonné avec arête rapportée ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{gb}$)	158
A.19	Copeau continu ($V_c = 50 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{gb}$)	159

A.20	Copeau festonné ($V_c = 50 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{gb}$)	159
A.21	Copeau continu ($V_c = 200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{gb}$)	159
A.22	Copeau festonné ($V_c = 200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{gb}$)	159
A.23	Copeau continu ($V_c = 400 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{gb}$)	159
A.24	Copeau festonné ($V_c = 400 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{gb}$)	159
A.25	Copeau continu ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{nod}$)	160
A.26	Copeau continu ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{nod}$)	160
A.27	Copeau festonné ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{nod}$)	160
A.28	Copeau festonné ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{nod}$)	160
A.29	Copeau continu avec arête rapportée ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{nod}$)	160
A.30	Copeau festonné avec arête rapportée ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{nod}$)	160
A.31	Copeau continu ($V_c = 50 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{nod}$)	161
A.32	Copeau festonné ($V_c = 50 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{nod}$)	161
A.33	Copeau continu ($V_c = 200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{nod}$)	161
A.34	Copeau festonné ($V_c = 200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{nod}$)	161
A.35	Copeau continu ($V_c = 400 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{nod}$)	161
A.36	Copeau festonné ($V_c = 400 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{nod}$)	161
A.37	Copeau continu ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{wi}$)	162
A.38	Copeau continu ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{wi}$)	162
A.39	Variation de morphologie ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{wi}$) . . .	162
A.40	Copeau festonné ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{wi}$)	162
A.41	Copeau festonné ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{wi}$)	162
A.42	Copeau festonné avec arête rapportée ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{wi}$)	162
A.43	Copeau continu ($V_c = 50 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{wi}$)	163
A.44	Copeau festonné ($V_c = 50 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{wi}$)	163
A.45	Copeau continu ($V_c = 200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{wi}$)	163
A.46	Copeau festonné ($V_c = 200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{wi}$)	163
A.47	Copeau continu ($V_c = 400 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{wi}$)	163
A.48	Copeau festonné ($V_c = 400 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{wi}$)	163
A.49	Copeau continu ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $55 \alpha_{wi}$)	164
A.50	Copeau continu ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $55 \alpha_{wi}$)	164
A.51	Copeau continu avec cisaillement rapproché ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $55 \alpha_{wi}$)	164
A.52	Copeau festonné ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $55 \alpha_{wi}$)	164

A.53	Copeau festonné ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 55 α_{wi})	164
A.54	Copeau festonné ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 55 α_{wi})	164
A.55	Copeau continu ($V_c = 50 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 55 α_{wi})	165
A.56	Copeau festonné ($V_c = 50 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 55 α_{wi})	165
A.57	Copeau continu ($V_c = 200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 55 α_{wi})	165
A.58	Copeau festonné ($V_c = 200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 55 α_{wi})	165
A.59	Copeau continu ($V_c = 400 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 55 α_{wi})	165
A.60	Copeau festonné ($V_c = 400 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 55 α_{wi})	165
A.61	Copeau continu ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 55 α_s)	166
A.62	Copeau continu ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 55 α_s)	166
A.63	Copeau festonné ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 55 α_s)	166
A.64	Copeau festonné ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 55 α_s)	166
A.65	Copeau festonné ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 55 α_s)	166
A.66	Copeau festonné ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 55 α_s)	166
A.67	Copeau continu ($V_c = 50 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 55 α_s)	167
A.68	Copeau festonné ($V_c = 50 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 55 α_s)	167
A.69	Copeau continu ($V_c = 200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 55 α_s)	167
A.70	Copeau festonné ($V_c = 200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 55 α_s)	167
A.71	Copeau continu ($V_c = 400 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 55 α_s)	167
A.72	Copeau festonné ($V_c = 400 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 55 α_s)	167
A.73	Copeau continu ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 55 <i>bimodale</i>)	168
A.74	Copeau continu puis cisaillement ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 55 <i>bi-</i> <i>modale</i>)	168
A.75	Copeau festonné ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 55 <i>bimodale</i>)	168
A.76	Copeau continu ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 55 <i>bimodale</i>)	168
A.77	Copeau festonné ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 55 <i>bimodale</i>)	168
A.78	Copeau festonné avec arête rapportée ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 55 <i>bimodale</i>)	168
A.79	Copeau continu ($V_c = 50 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 55 <i>bimodale</i>)	169
A.80	Copeau festonné ($V_c = 50 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 55 <i>bimodale</i>)	169
A.81	Copeau continu ($V_c = 200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 55 <i>bimodale</i>)	169
A.82	Copeau festonné ($V_c = 200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 55 <i>bimodale</i>)	169
A.83	Copeau continu ($V_c = 400 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 55 <i>bimodale</i>)	169
A.84	Copeau festonné ($V_c = 400 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 55 <i>bimodale</i>)	169
A.85	Copeau continu ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, <i>brute de forgeage</i>) . . .	170
A.86	Copeau continu ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, <i>brute de forgeage</i>) . . .	170

A.87	Copeau continu puis cisaillement ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, <i>brute de forgeage</i>)	170
A.88	Copeau festonné ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, <i>brute de forgeage</i>) . .	170
A.89	Copeau festonné ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, <i>brute de forgeage</i>) . .	170
A.90	Copeau festonné ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, <i>brute de forgeage</i>) . .	170
A.91	Copeau continu ($V_c = 50 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, <i>brute de forgeage</i>) . . .	171
A.92	Copeau festonné ($V_c = 50 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, <i>brute de forgeage</i>) . . .	171
A.93	Copeau continu ($V_c = 200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, <i>brute de forgeage</i>) . . .	171
A.94	Copeau festonné ($V_c = 200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, <i>brute de forgeage</i>) . .	171
A.95	Copeau continu ($V_c = 400 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, <i>brute de forgeage</i>) . . .	171
A.96	Copeau festonné ($V_c = 400 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, <i>brute de forgeage</i>) . .	171
B.1	Opération de convolution entre une matrice M de taille $m = 4$ et un noyau K de dimension $k=3$ avec un pas de $s=1$	174
B.2	Opération de normalisation par lot avec $\epsilon=1.10^{-5}$, $\gamma=1$ et $\beta=0$	175
B.3	Application de la fonction d'activation ReLu sur une matrice de taille 4×4	176
B.4	Opération de max-pooling pour un noyau de taille $k=3$, un pas $s=2$ et un zero-padding	177
B.5	Opération de convolution transposée 2D pour un noyau de taille $k = 3$, un pas $s = 2$, un <i>padding pad</i> = 1 et un <i>output padding pad_{out}</i> = 1	179

Liste des tableaux

I.1	Conductivité thermique de différents matériaux métalliques à température ambiante	5
I.2	Caractéristiques de l’alliage Ti5553 [Arrazola <i>et al.</i> , 2009]	6
I.3	Taux d’usinabilité de quelques matériaux [Donyo, 2002]	9
I.5	Liste (non-exhaustive) d’études sur l’usinage des alliages de titane	31
II.1	Composition chimique de la microstructure initiale.	34
II.2	Liste des microstructures avec les duretés Vickers, fractions volumiques, morphologies et tailles des particules de phase α et taille de grains β	44
II.4	Synthèse des paramètres choisis pour le dispositif expérimental	56
IV.1	Coefficients de Kolmogorov-Smirnov D_{F_c, F_c} obtenus en comparant les réponses fréquentielles associées aux efforts de coupe F_c pour chaque essai réalisé à $V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$	111
IV.2	Coefficients de Kolmogorov-Smirnov D_{F_t, F_t} obtenus en comparant les réponses fréquentielles associées aux efforts tangentiels F_t pour chaque essai réalisé à $V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$	112
IV.3	Coefficients de Kolmogorov-Smirnov $D_{e_{c1}, e_{c2}}$ obtenus en comparant les réponses fréquentielles associées aux épaisseurs de copeau de la caméra 1 e_{c1} à celles de la caméra 2 e_{c2} pour chaque essai réalisé à $V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$	113
IV.4	Coefficients de Kolmogorov-Smirnov $D_{F_c, e}$ obtenus en comparant les réponses fréquentielles des efforts de coupe F_c à celles associées aux épaisseur de copeau pour chaque essai réalisé à $V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$	114
IV.5	Coefficients de Kolmogorov-Smirnov D_{F_c, F_c} obtenus en comparant les réponses fréquentielles des efforts de coupe F_c pour chaque microstructure pour les vitesses de coupe V_c de 50, 100, 200 et 400 $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$	129
IV.6	Coefficients de Kolmogorov-Smirnov $D_{e, e}$ obtenus en comparant les réponses fréquentielles de l’épaisseur de copeau e pour chaque microstructure pour les vitesses de coupe V_c de 50, 100, 200 et 400 $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$	130
IV.7	Coefficients de Kolmogorov-Smirnov $D_{F_c, e}$ obtenus en comparant les réponses fréquentielles des efforts de coupe F_c et des épaisseur de copeau pour chaque microstructure pour les vitesses de coupe V_c de 50, 100, 200 et 400 $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$	131
IV.8	Synthèse quantitative (et relative) des réponses aux paramètres impactant l’usinabilité pour les huit microstructures classées dans l’ordre de dureté croissante	134

Chapitre I

État de l'art sur l'usinage des alliages de titane

Ce premier chapitre permet de présenter le contexte industriel et scientifique de cette étude. À cette fin, les particularités des alliages de titane sont d'abord rappelées. Les caractéristiques de l'alliage Ti5553, sur lequel se concentre cette étude, sont également détaillées. Ensuite, les problématiques spécifiques à l'usinage, notamment celui des alliages de titane, sont présentées. La formation du copeau dans le cas de la coupe orthogonale et les voies d'amélioration du procédé sont discutées. Enfin, les différentes méthodes expérimentales utilisées dans la littérature pour étudier la coupe des alliages métalliques sont exposées.

I.1 Contexte industriel et scientifique

Dans de nombreux secteurs industriels, les procédés par enlèvement de matière représentent une solution courante pour la fabrication de pièces mécaniques. Afin de répondre aux exigences de certains secteurs, comme l’aéronautique, de nombreux efforts sont déployés pour optimiser ces procédés. L’objectif est alors d’améliorer la productivité tout comme la qualité des pièces obtenues. Si pour bon nombre de matériaux métalliques les connaissances ont permis d’atteindre un niveau de performance satisfaisant, certains alliages métalliques réfractaires comme les aciers inoxydables, les alliages de titane ou bien les alliages à base nickel sont difficilement usinables [Ezugwu *et al.*, 2003]. Une usure prématurée des outils de coupe ainsi qu’une perte de qualité des surfaces finies (altérant les performances en service) sont alors observées. Néanmoins, grâce à leurs caractéristiques mécaniques, ces matériaux sont de plus en plus utilisés, en particulier pour des applications aéronautiques. L’amélioration de leur aptitude à l’usinage passe notamment par l’optimisation des procédés [Ayed et Germain, 2018], ce qui nécessite de bien appréhender les phénomènes mis en jeu pour réaliser les choix les plus pertinents.

De nombreuses études expérimentales ont été menées afin de déterminer les conditions optimales pour réaliser les différentes opérations d’usinage. Historiquement, celles-ci reposent sur des analyses *post mortem* (*e.g.* microscopie, contraintes résiduelles, mesures géométriques, essais quick-stop...). Néanmoins, le développement de nouveaux matériels et de méthodes expérimentales innovantes a permis la réalisation d’observations et de mesures *in situ*, ce qui facilite la compréhension des phénomènes mis en jeu.

Parallèlement aux études expérimentales, différents modèles analytiques [Ernst, 1938; Merchant, 1945; Dewhurst et Hill, 1978] ou numériques [Calamaz, 2008; Harzallah *et al.*, 2017; Boubaker, 2019] de la coupe ont été développés. Ces modèles, qui sont alimentés et validés par des observations expérimentales [Harzallah, 2018; Bonnet, 2021], permettent d’évaluer l’impact de différents phénomènes physiques. En particulier, la performance des outils de calculs augmentant, des modèles numériques capables de prendre en compte le rôle des hétérogénéités microstructurales sur la coupe ont ainsi vu le jour [Boubaker, 2019].

La suite de ce chapitre doit permettre de détailler les enjeux de l’étude en la situant par rapport aux principaux résultats de la littérature. Les différentes stratégies utilisées pour comprendre les mécanismes mis en jeu au cours de la formation du copeau pour un alliage de titane sont notamment discutées.

I.2 Le titane et ses alliages

I.2.1 Généralités sur les alliages de titane

Les alliages de titane sont de plus en plus utilisés dans l'industrie aéronautique grâce à leur résistance mécanique (notamment pour des températures situées entre 200 et 450°C), leur faible densité ainsi que leur excellente résistance à la corrosion. Le titane pur possède la particularité d'exister sous deux variétés allotropiques différentes (Figure I.1). À température ambiante, le métal pur possède une structure cristalline hexagonale compacte (hcp) appelée phase α . Les paramètres de maille associés a et c , donnés par Lütjering [1998], valent respectivement 0,295 nm et 0,468 nm. Lorsque la température dépasse un seuil appelé transus β ($T_\beta > 882$ °C), le titane pur subit une transformation allotropique générant une phase de structure cubique centrée (cc) de paramètre de maille $a = 0,332$ nm [Lütjering, 1998]. Cette seconde phase, appelée phase β , est stable jusqu'à la température de fusion ($T_{fusion} = 1670$ °C).

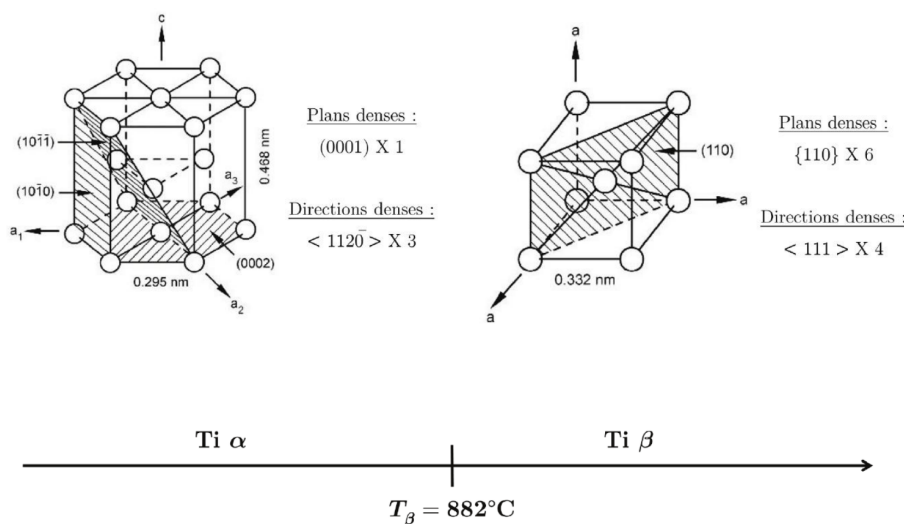


FIGURE I.1 – Représentation des mailles conventionnelles des phases α (hexagonale compacte) et β (cubique centrée) [Lütjering, 1998]

Pour élaborer les alliages de titane, le métal pur est mélangé avec des éléments d'addition qui impactent les domaines de stabilité des différentes phases α et β . Selon la nature de l'élément, la stabilité de chacune des phases peut être favorisée, entraînant l'apparition d'un domaine biphasé $\alpha + \beta$. Les éléments dits alphagènes (*e.g.* Al, C, N, O...) permettent de stabiliser la phase α en augmentant la température de transus T_β . Les éléments bétagènes (*e.g.* Mo, Fe, Cr, V...) forment la seconde classe et stabilisent l'alliage dans le domaine β . Ils sont à l'origine d'une diminution de la température T_β . Afin de caractériser les différents alliages de titane, les teneurs en éléments alphagènes et bétagènes sont définies respectivement par la teneur en aluminium équivalent (Al_{eq}) ou en molybdène équivalent (Mo_{eq}). Ces grandeurs, évaluées en fraction massique, sont déterminées par les relations suivantes données par Combres [1997] :

$$Al_{eq, \%massique} = Al + \frac{Sn}{3} + \frac{Zr}{6} + 10 \times O^2 \quad (\text{I.1})$$

$$Mo_{eq, \%massique} = Mo + \frac{V}{1,5} + \frac{Cr}{0,6} + \frac{Fe}{0,35} \quad (I.2)$$

où Al , Sn , Zr , O , Mo , V , Fe et Cr représentent respectivement les fractions massiques en aluminium, étain, zirconium, oxygène, azote, molybdène, niobium, fer et chrome.

Pour ces alliages, les fractions de phase α et β dépendent non seulement des éléments d'addition mais aussi de l'histoire thermomécanique de l'alliage. Selon l'importance de ces phases, les alliages de titane peuvent être répartis en cinq grandes classes : les alliages α , les alliages quasi- α , les alliages $\alpha+\beta$, les alliages β métastables et les alliages β [Pallot, 2012; Semblanet, 2014].

Bien que réputés pour être des alliages gardant de bonnes propriétés mécaniques à haute température, les caractéristiques mécaniques se dégradent fortement lorsque des températures supérieures à 450°C sont atteintes. La Figure I.2 montre l'évolution de la contrainte au cours d'un essai de compression pour une vitesse de déformation fixée à $0,1 \text{ s}^{-1}$ et différentes températures. Ces résultats issus des travaux de Chen [2022] montrent que pour les plus faibles températures ($T < 600^\circ\text{C}$), l'effet de l'écroutissage est marqué, avec une augmentation significative de la contrainte d'écoulement. Cependant, à haute température ($T \geq 600^\circ\text{C}$), l'écroutissage est alors suivi d'une phase d'adoucissement du matériau. Des tendances similaires ont été observées par Boubaker [2019] dans le cadre de l'étude du Ti17. L'adoucissement thermique limite alors l'utilisation de pièces mécaniques en alliage de titane pour des températures supérieures ou égales à 450°C . Boubaker [2019] a aussi mis en évidence l'augmentation de la sensibilité à la vitesse de déformation pour des températures élevées ($T \geq 600^\circ\text{C}$).

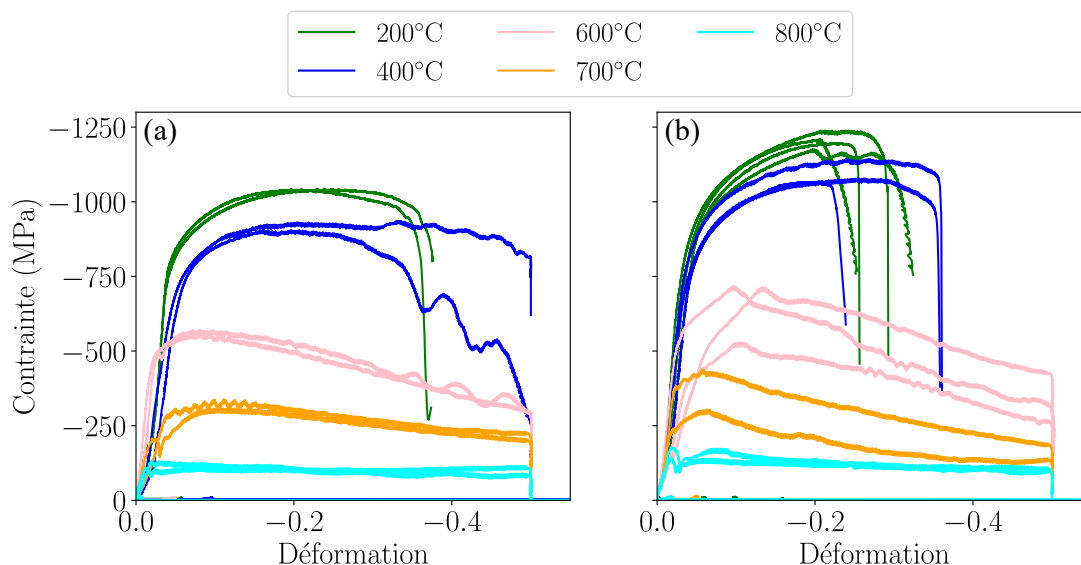


FIGURE I.2 – Courbes contrainte-déformation pour des essais de compression uniaxiale pour deux microstructures de Ti5553 composées respectivement de (a) 30% et (b) 55% de phase α intragranulaire pour une vitesse de déformation de $0,1 \text{ s}^{-1}$ [Chen, 2022].

En comparaison avec d'autres alliages couramment utilisés dans l'industrie, comme indiqué par le Tableau I.1, les conductivités thermiques du titane et de ses alliages sont très faibles. Comme discutées ci-après, ces propriétés particulières des alliages de titane, en particulier la faible conductivité thermique, jouent un rôle important lors de l'usinage.

Matériau	Conductivité thermique ($\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$)
Aciers	
Acier 1045	51,2
Acier inoxydable 316L	12,1
Alliage d'aluminium	
Aluminium 2024	120
Titane pur	
	21,9
Alliages de type α	
Ti5Al2Sn ELI	7,8
Ti3Al1Mo1V	6
Alliage de type proche α	
Ti6242	7
Alliage de type α/β	
Ti6Al4V	6,7
Ti662	6,6
Alliage de type β métastable	
Ti1023	7,8
Ti-13-11-3	6,9
Ti5553	5,3

TABLEAU I.1 – Conductivité thermique de différents matériaux métalliques à température ambiante

Lors d'un refroidissement depuis le domaine β , la formation de la phase α dans les alliages de titane fait apparaître un phénomène de transport par diffusion. Un refroidissement trop rapide est alors à l'origine d'une diffusion limitée. Dans ce cas, une transformation martensitique peut intervenir engendrant les phases α' [Malinov *et al.*, 2001], α'' [Wang *et al.*, 2010; Aeby-Gautier *et al.*, 2013] et ω [Ng *et al.*, 2011; Devaraj *et al.*, 2012]. La composition chimique de la phase β avant refroidissement de l'alliage d'étude est un paramètre déterminant lors de l'apparition d'une de ces phases [Yang *et al.*, 2011]. Même si la phase α' possède une structure hexagonale compacte, sa composition est identique à la phase β originale.

Il est également possible de figer la phase β à température ambiante à l'aide d'une trempe. Elle est alors présente à l'état métastable. Une déformation plastique peut alors être à l'origine de la formation de la phase α' . L'apparition de cette phase a été observée par Grosdidier *et al.* [1997] et semble alors suivre la séquence suivante $\beta \rightarrow \alpha'' \rightarrow \alpha'$. Cette transformation martensitique apparaît alors comme un moyen pour la phase β métastable d'accommoder la déformation imposée.

Si la déformation par glissement reste le mode privilégié, la déformation plastique par maclage est parfois observée, en particulier pour des faibles températures [Di Iorio *et al.*, 2007; Zang *et al.*, 2021] et des grandes vitesses de déformation [Coghe *et al.*, 2012; Lainé *et al.*, 2020]. La déformation plastique par maclage engendre un cisaillement en bloc du cristal et n'apparaît que dans des plans et des directions spécifiques formant alors des systèmes de maclage. Dans le cas des alliages α et quasi- α , le phénomène de maclage est régulièrement observé. *A contrario*, dans le cas des alliages $\alpha + \beta$ et β -métastables, le mécanisme de maclage est peu communément observé [Buirette, 2011]. Les différents

systèmes de maillage présents dans les phase α et β sont alors détaillés. La nature de l'alliage ainsi que les conditions de chargement sont déterminants pour leur activation.

Récemment, plusieurs études ont fait état de la présence des deux phénomènes précédemment cités lors de la déformation plastique des alliages de titane β -métastables. En effet, il semblerait que les mécanismes de transformation martensitique (TRIP) et de maillage (TWIP) cohabitent. Leur activation dépend de la stabilité de la phase β [Bingnan *et al.*, 2020]. Lorsque la stabilité de cette phase est faible alors le mécanisme de transformation martensitique semble favorisé. À l'opposé, une stabilité élevée est généralement à l'origine de maillage [Weiss et Semiatin, 1998]. Les différences de comportement mécanique entre les alliages sont à l'origine de propriétés mécaniques variables [Sadeghpour *et al.*, 2018].

I.2.2 L'alliage de Ti5553

Ce manuscrit se concentre sur l'étude de l'alliage de titane β -métastable Ti5553 dont la composition chimique et les principales caractéristiques sont indiquées dans le Tableau I.2. Cet alliage a été développé par VSMPO à la fin des années 1990 comme une alternative à l'alliage Ti1023 [Cotton *et al.*, 2015]. Le Ti5553 est actuellement utilisé dans la fabrication des trains d'atterrissage. Comparativement à l'alliage de titane Ti6Al4V, qui reste le plus utilisé, le Ti5553 possède de meilleures propriétés de résistance, en particulier pour la limite d'élasticité R_e et la résistance à la traction R_m [Boyer et Briggs, 2005]. En contrepartie, sa conductivité thermique est très faible et inférieure à la plupart des alliages de titane (Tableau I.1).

Composition (%m)						Al_{eq} (%m)	Mo_{eq} (%)	Transus β (°C)	R_m (MPa)
Ti	Al	Mo	V	Fe	Cr				
81.7	5	5	5	0.3	3	5	14,2	860	1200

TABLEAU I.2 – Caractéristiques de l'alliage Ti5553 [Arrazola *et al.*, 2009]

I.3 Usinage des alliages de titane

I.3.1 Généralités sur l'usinage et l'usinabilité

L'usinage est un procédé de mise en forme par enlèvement de matière. La formation des copeaux lors de l'enlèvement est gouvernée par des phénomènes complexes en pointe d'outil. Il engendre des grandes déformations se formant à très haute vitesse. Il provoque aussi une élévation importante de la température due à la déformation plastique et à la friction entre l'outil et la matière usinée. Puisque la réponse mécanique observée dépend de la microstructure, chaque matériau est caractérisé par une usinabilité qui lui est propre.

D'un point de vue industriel, l'usinabilité fait référence à l'obtention de pièces de bonne qualité (*e.g.* tolérances géométriques, intégrité de surface), de façon économique et avec une productivité élevée (*e.g.* durée de vie de l'outil, efforts mis en jeu). Cette définition n'est pas unique, certains considèrent que ce terme désigne l'aptitude d'un matériau à être mis en forme par un outil coupant.

Afin de comprendre le comportement à l'usinage, Shaw *et al.* [1954] l'usinabilité est affectée par différents paramètres :

1. les propriétés physiques et chimiques du matériau ;
2. la morphologie du copeau ;
3. les efforts et l'énergie mis en jeu au cours de l'usinage ;
4. les frottements entre l'outil et la matière ;
5. la diffusion entre la matière et l'outil ;
6. l'aptitude du matériau à coller sur l'outil de coupe ;
7. les différentes phases de l'usure de l'outil ;
8. les températures dans la zone de coupe.

L'étude de ces différents paramètres permet de mieux appréhender les phénomènes mis en jeu pour, dans un second temps, améliorer l'usinabilité d'un point de vue industriel. Ramirez [2017] définit dans ses travaux de thèse les paramètres d'entrée influents sur l'usinabilité ainsi que les critères d'évaluation possibles (Figure I.3). Il en ressort alors que la formation du copeau contrôle l'usinabilité.

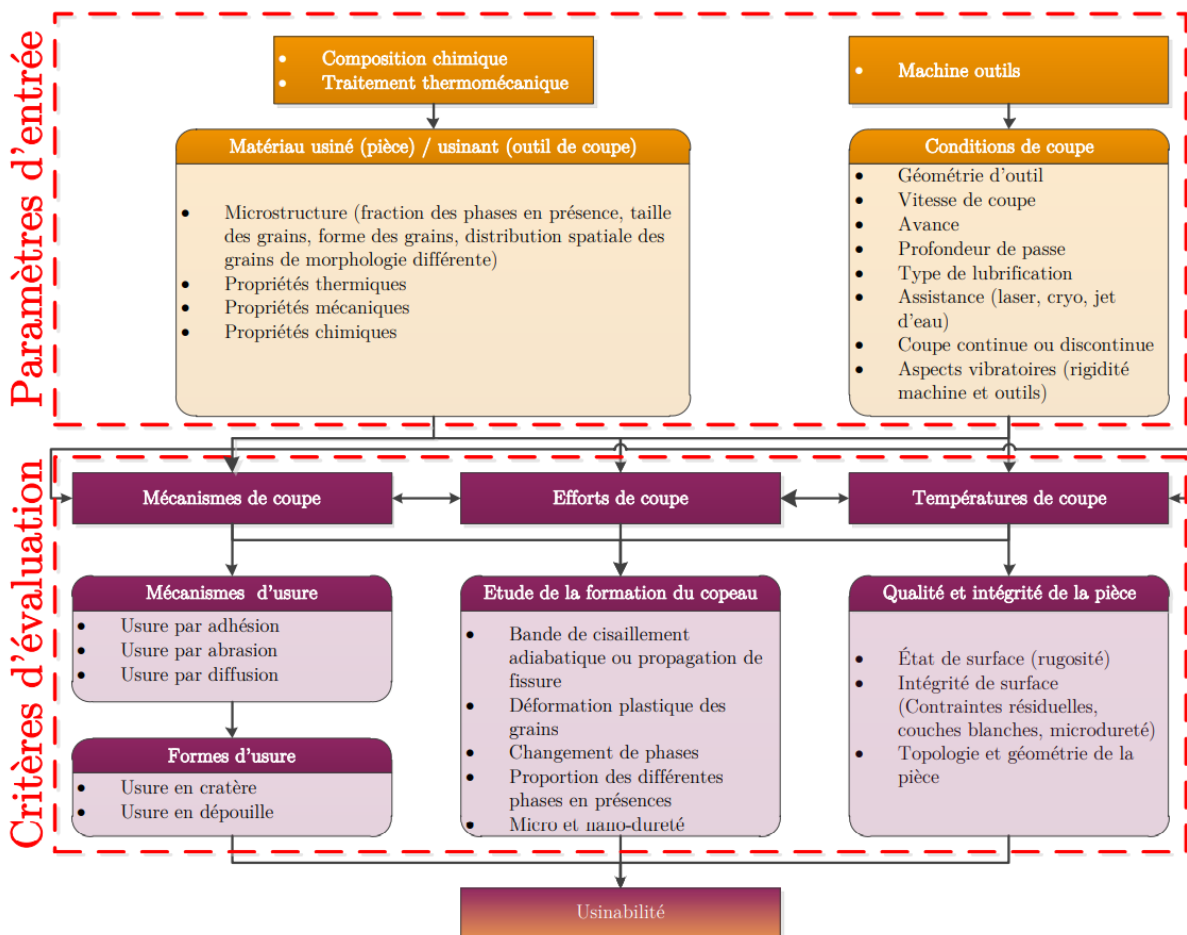


FIGURE I.3 – Paramètres d'entrée et critères d'évaluation de l'usinabilité [Ramirez, 2017]

I.3.1.1 Cas spécifique de la coupe orthogonale

La coupe orthogonale est une configuration d'usinage particulière qui, bien que peu utilisée dans le domaine industriel, facilite la compréhension du processus de coupe. Elle est donc souvent adoptée par la communauté scientifique car elle permet d'observer et de modéliser plus facilement les phénomènes en pointe d'outil.

Une opération de coupe orthogonale est caractérisée par une arête de coupe rectiligne à la fois perpendiculaire aux vitesses d'avance et de coupe. Seules deux composantes de l'effort sont alors non-nulles. Cette configuration peut être obtenue par différentes techniques d'enlèvement de matière (Figure I.4) :

- L'usinage d'un palier ;
- Le tournage d'un tube en bout ;
- Le rabotage.

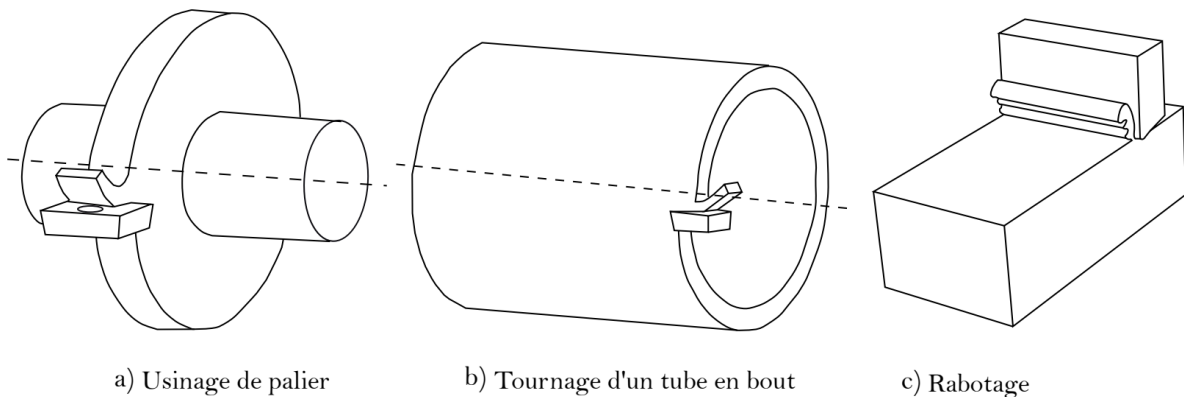


FIGURE I.4 – Différentes configurations de la coupe orthogonale [Harzallah, 2018]

Le rabotage, car il permet de mieux maîtriser les conditions expérimentales (*i.e.* vitesses de coupe, profondeur de passe) et de faciliter l'instrumentation (*i.e.* accès à la zone de coupe), est utilisé tout au long de cette étude.

Zones de cisaillement en coupe orthogonale

En coupe orthogonale, trois zones de cisaillement distinctes, ainsi qu'une zone désignée comme morte au niveau de la pointe d'outil, sont généralement observées (Figure I.5) :

- Une **zone de cisaillement primaire** définie entre la pointe de l'outil et le bord libre du copeau en suivant l'angle de cisaillement (ϕ). À cet endroit, la matière change de direction. Cela implique une variation de la vitesse d'écoulement engendrant l'apparition d'un cisaillement intense [Merchant, 1945]. La chaleur, générée essentiellement par déformation plastique, peut conduire à des températures de 800°C [Mason *et al.*, 1994]. Du fait des vitesses de déformation importantes, plusieurs études affirment que le cisaillement s'opère de façon adiabatique dans cette zone [Atlati *et al.*, 2014; Calamaz, 2008].
- Une **zone de cisaillement secondaire** due au frottement entre la face de coupe de l'outil et le copeau suite à l'écoulement de la matière. Cette zone est caractérisée par un fort écrouissage causé par les grandes déformations mises en jeu. La friction peut alors être à l'origine de températures extrêmes pouvant monter jusqu'à

1100°C [Outeiro *et al.*, 2004].

- Une **zone de cisaillement tertiaire** associée au frottement entre la face de dépouille de l'outil et la surface usinée. Elle est importante du point de vue de l'intégrité de surface générée lors d'une opération de rabotage.

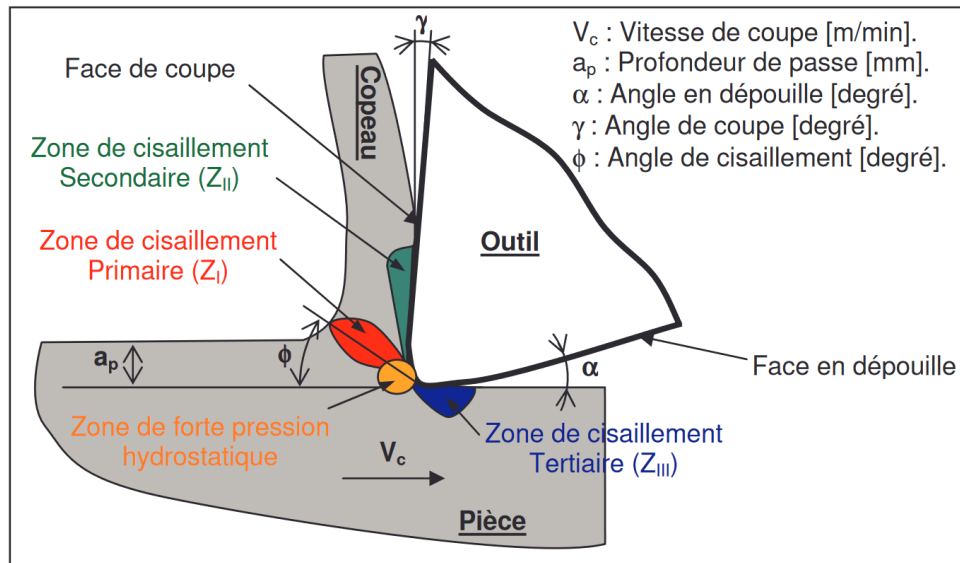


FIGURE I.5 – Zones de coupe en coupe orthogonale [Habak, 2006]

I.3.2 Usinabilité des alliages de titane

Comme introduit précédemment, les alliages de titane possèdent des avantages non-négligeables pour la conception et l'amélioration des performances de pièces mécaniques. Cependant, comme montré par Donyo [2002] (Tableau I.3), les alliages de titane (en particulier le Ti6Al4V pour son étude) possèdent des taux d'usinabilité faibles par rapport à d'autres alliages couramment utilisés dans l'industrie. Cet indicateur est donné par le rapport entre les vitesses de coupe en tournage pour le matériau en question et l'acier AISI 1112 pour une durée de vie des outils équivalente.

Matériau	Taux usinabilité
Acier 1112	100
Alliage d'aluminium AU2GN	275
Acier faiblement allié 15CDV6	50
Acier inoxydable Z6CNT18.11	40
Alliage de titane type T60	35
Alliage de titane type Ti6Al4V	20

TABLEAU I.3 – Taux d'usinabilité de quelques matériaux [Donyo, 2002]

Dès le milieu du XX^{ème} siècle, Cook [1953], Shaw *et al.* [1954] et Siekman [1955] ont mis en évidence les problèmes d'usinage associés aux alliages de titane. Depuis, de nombreuses études ont été réalisées afin de déterminer les causes et d'améliorer leur usinabilité. Selon Ezugwu et Wang [1997], deux causes intrinsèques au matériau expliquent la faible usinabilité des alliages de titane :

1. La faible conductivité thermique favorise une élévation de la température à l'interface outil/copeau. En effet, Ezugwu et Wang [1997] estiment que 80% de la température engendrée pendant la coupe est transmise à l'outil contre seulement 50% pour un acier. La faible conductivité thermique du matériau est alors à l'origine d'une localisation de la chaleur dans la zone de coupe augmentant la réactivité chimique de l'alliage et accélérant l'usure activée à haute température (*e.g.* diffusion, oxydation). Par conséquent, les alliages de titane ont tendance à se coller à l'outil de coupe pendant l'opération d'usinage engendrant une usure par adhésion. Le résultat observé est alors une usure précoce de l'outil.
2. La conservation de très bonnes propriétés mécaniques à haute température (jusqu'à 450°C) couplée à un faible module d'Young détériore aussi le bon déroulement de la coupe. Ceci se traduit notamment par une augmentation des efforts de coupe et des vibrations au cours de l'usinage.

Cas de l'alliage Ti5553

Comparativement au Ti6Al4V, l'alliage Ti5553 possède une faible usinabilité [Arrazola *et al.*, 2009; Wagner *et al.*, 2015; Ugarte *et al.*, 2012; Bouchnak, 2010]. Une usure d'outil plus rapide est notamment observée comme l'illustre la Figure I.6. Par conséquent, des vitesses de coupe faibles doivent être favorisées pour permettre d'augmenter la durée de vie des outils de coupe [Baili *et al.*, 2011]. Cette stratégie participe alors à l'augmentation du temps d'usinage des pièces mécaniques et par conséquent à des coûts de production plus élevés. Arrazola *et al.* [2009] indiquent que la dureté élevée et la forte résistance à la traction à haute température (jusqu'à 450°C) sont responsables de cette baisse d'usinabilité.

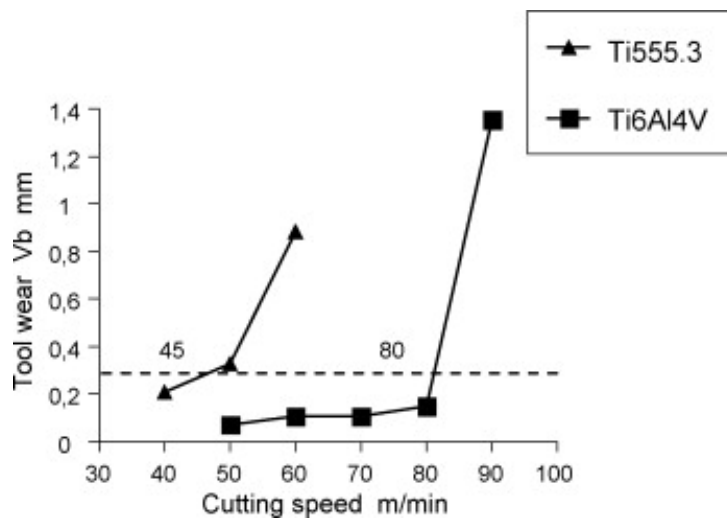


FIGURE I.6 – Usure en dépouille (V_B) après $T = 15$ min en fonction de la vitesse de coupe V_c pour les alliages Ti6Al4V et Ti5553 [Arrazola *et al.*, 2009]

I.3.2.1 Formation du copeau en coupe orthogonale

Selon les paramètres de coupe choisis, la géométrie de l'outil, le matériau usiné mais aussi des interactions entre l'outil et la matière, des géométries de copeau différentes peuvent être générées. Sur la base d'observations expérimentales, deux familles de copeau peuvent être décrites :

- les copeaux continus (Figure I.8 et Figure I.9) ;
- les copeaux festonnés (Figure I.10).

Indépendamment de la morphologie de copeau obtenue, un phénomène d'arête rapportée peut avoir lieu au cours de la coupe. Un amas de matière se colle alors à la face de coupe de l'outil modifiant ainsi les conditions de coupe et notamment la position de l'arête (Figure I.7). Cette configuration apparaît majoritairement lorsque des faibles vitesses de coupe sont utilisées. En effet, Bahi [2010] indique que la taille de l'arête rapportée (l'amas collé sur l'outil) diminue lorsque la vitesse de coupe augmentent. À cause de cette matière en pointe d'outil, les conditions de coupe sont modifiées, altérant l'état de surface des pièces usinées.

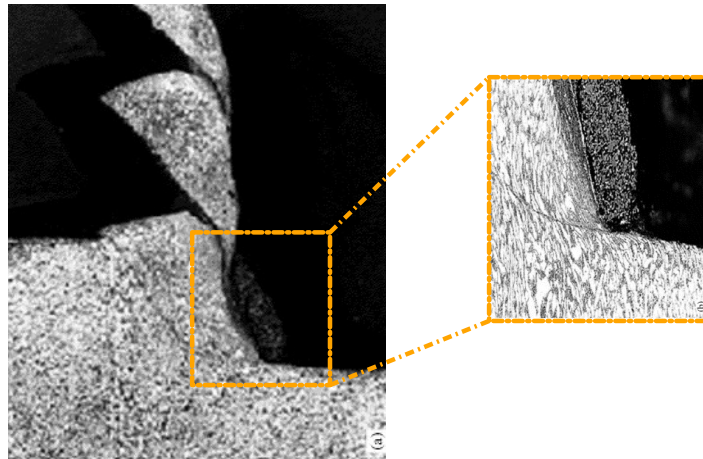


FIGURE I.7 – Arête rapportée pour un alliage de titane TA48 pour une vitesse de coupe $V_c = 75 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ et une profondeur de passe de 0,25 mm [Nabhani, 2001]

Copeau continu

Un copeau continu est observé quand les phénomènes mis en jeu au cours de la coupe sont stables. Seule la déformation plastique par cisaillement a lieu au sein de la zone de cisaillement primaire. La Figure I.8 illustre ce phénomène pour l'alliage de titane Ti54M.

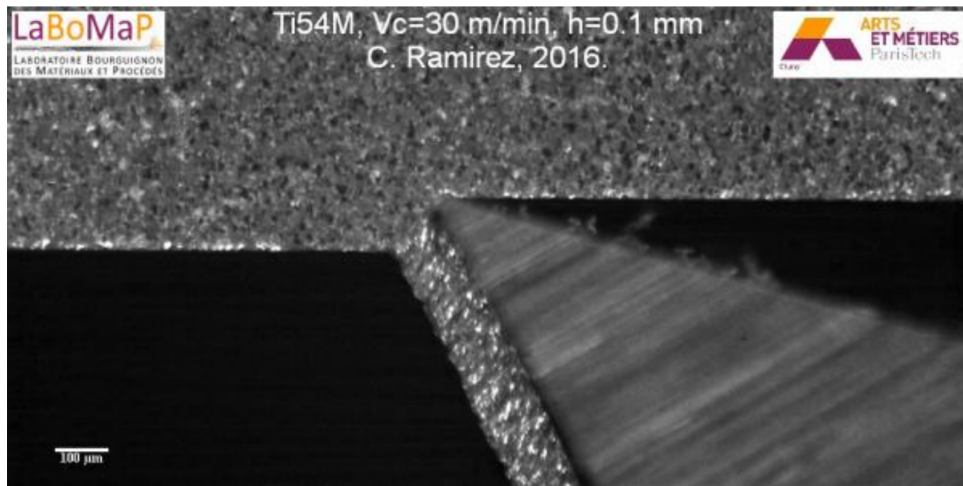


FIGURE I.8 – Copeau continu pour l'alliage Ti54M à une vitesse de coupe $V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ et une profondeur de passe $h = 0,1 \text{ mm}$ [Ramirez, 2017]

D'après plusieurs études réalisées sur des aciers [Barge, 2005; Courbon, 2019] et des alliages de titane [Ramirez, 2017], un copeau continu se forme pour des vitesses d'avance et de coupe et une profondeur de passe faibles.

Copeau festonné

Contrairement aux copeaux continus, la formation d'un copeau festonné est le résultat d'un régime de déformation plastique non-stationnaire en pointe d'outil ayant pour résultat un cisaillement localisé de la matière [Komanduri et von Turkovich, 1981]. Dans le cadre de l'usinage des alliages de titane, cette forme de copeau est régulièrement observée comme illustré par la Figure I.9 [Komanduri et von Turkovich, 1981; Wagner *et al.*, 2015; Nouari *et al.*, 2008; Arrazola *et al.*, 2009; Harzallah, 2018].

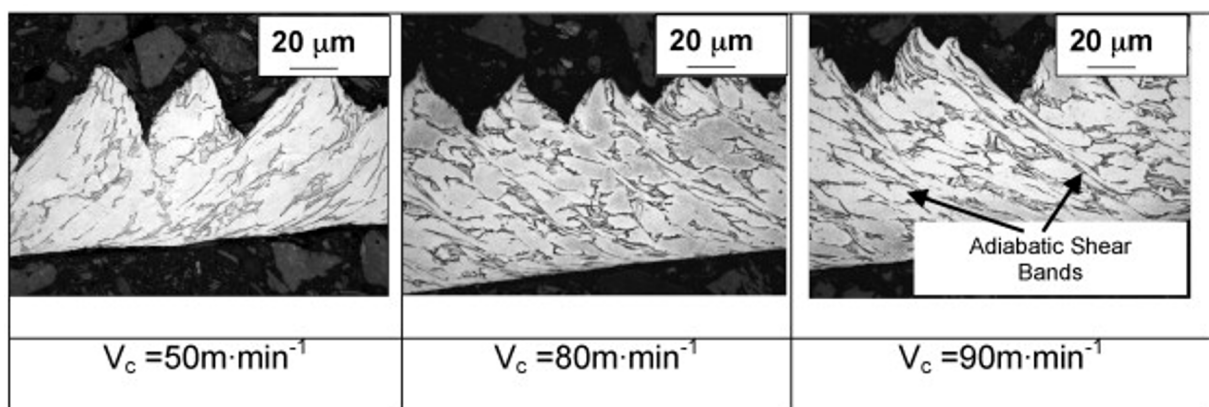


FIGURE I.9 – Copeaux festonnés obtenus pour un alliage de titane Ti6Al4V à différentes vitesses de coupe Arrazola *et al.* [2009]

Sutter et List [2013] proposent différents indicateurs pouvant servir à la caractérisation d'un copeau festonné. Ainsi, comme montré par la Figure I.10, la hauteur des vallées et des crêtes (respectivement t_{2min} et t_{2max}), l'angle de segmentation (ϕ_{eq}) et l'épaisseur du feston (d_{ch}) sont définis. Il est à noter qu'au cours de la coupe de certains alliages de titane, un festonnement irrégulier est observé [Sun *et al.*, 2009]. Ces paramètres ne sont donc pas constants sur l'ensemble d'une opération d'usinage, donc pas nécessairement représentatifs.

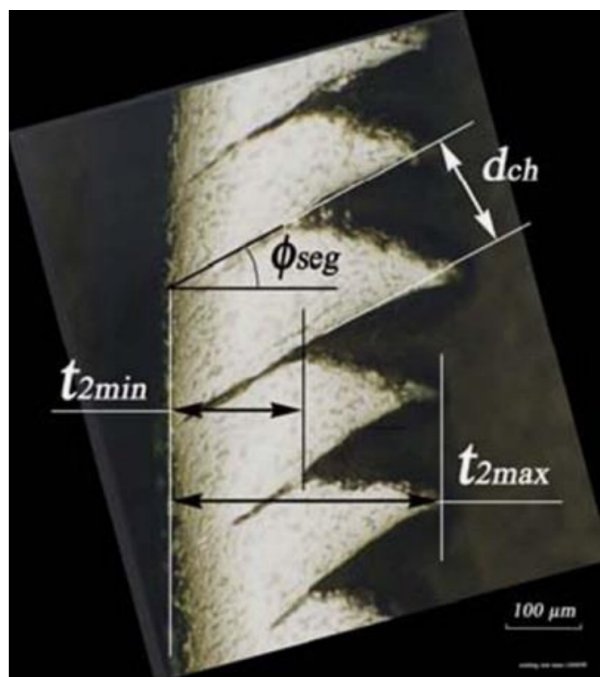


FIGURE I.10 – Paramètres géométriques caractéristiques d'un copeau festonné [Sutter et List, 2013]

Selon la morphologie de copeau, l'effort de coupe [Sun *et al.*, 2009; Joshi *et al.*, 2014], la température en pointe d'outil [Harzallah *et al.*, 2018] et l'intégrité de surface peuvent varier largement. Malgré de nombreuses études ayant pour but de comprendre les phénomènes mis en jeu, l'origine de la segmentation des copeaux ne fait pas consensus dans la communauté scientifique. Plusieurs explications, détaillées ci-après, ont en effet été proposées.

Mécanismes de formation du copeau festonné

Dès la moitié du XX^{ème} siècle, certains auteurs ont tenté d'expliquer le processus de formation du copeau pour un alliage de titane en coupe orthogonale [Cook, 1953; Shaw *et al.*, 1954]. Deux théories sont généralement utilisées afin d'expliquer la segmentation du copeau lors de la coupe d'un alliage de titane :

- L'instabilité thermoplastique ;
- La propagation de fissure au sein de la zone de cisaillement primaire.

Instabilité thermoplastique

Dans leur étude, Shaw *et al.* [1954] émettent l'hypothèse que la formation du feston est dû à une localisation de la déformation au sein d'une bande de cisaillement. Au sein de cette bande, une compétition entre l'écroutissage et l'adoucissement thermique du matériau semble avoir lieu d'après les travaux de Recht [1964]. Lorsque l'adoucissement devient prédominant alors le feston peut se former. Ce phénomène est donc le résultat d'une instabilité thermoplastique. Komanduri et von Turkovich [1981] ont étudié la formation du copeau pour un alliage de titane et définissent alors un scénario en deux étapes :

1. L'instabilité thermoplastique engendre une localisation de la déformation dans la bande de cisaillement. Cette déformation se fait dans un premier temps de façon parallèle à la direction de coupe avant de se courber et d'atteindre le bord libre de l'échantillon comme illustré sur la Figure I.11 (a) à (c).

2. Lorsque les déformations en cisaillement au sein de cette bande atteignent une valeur seuil, alors le feston se met à glisser le long de la bande de cisailment (Figure I.11 (d)).

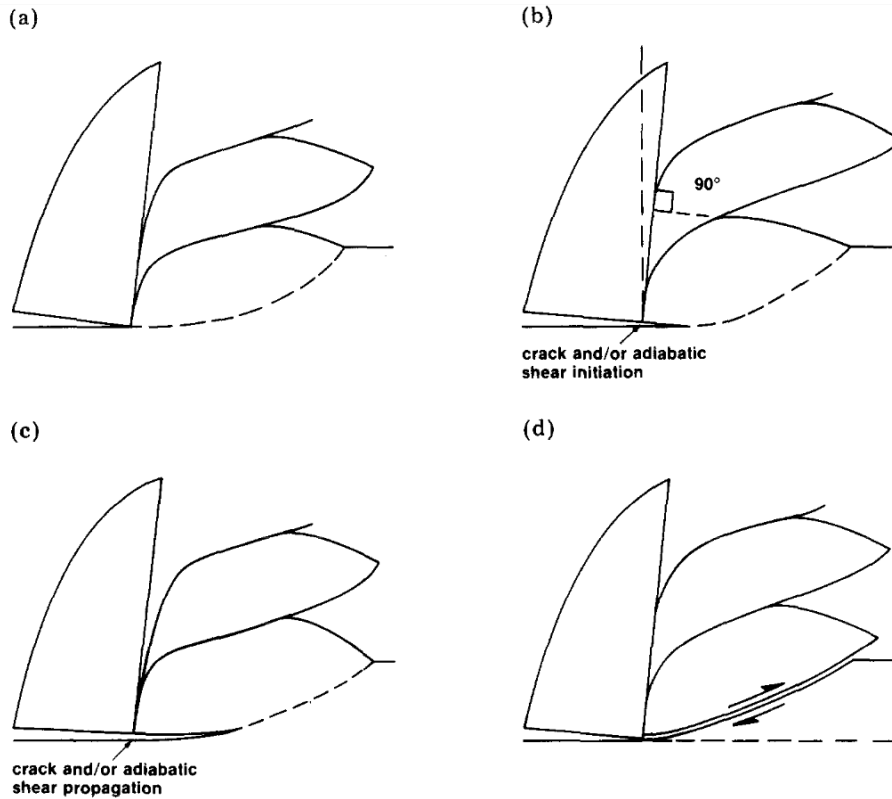


FIGURE I.11 – Formation d'un copeau festonné pour un alliage de titane [Komanduri et von Turkovich, 1981]

Propagation de fissure au sein de la zone de cisailment primaire

Certains auteurs, comme Barry *et al.* [2001], ont affirmé la présence de comportements différents dans la formation du copeau festonné selon les conditions de coupe utilisées. En effet, pour des faibles vitesses de coupe un phénomène de clivage a lieu dans la bande de cisailment primaire proche du bord libre, alors que pour des vitesses de coupe plus élevées, la formation du feston se fait par une rupture ductile de l'alliage. Ces observations soutiennent donc l'hypothèse que la formation des copeaux est en partie due à la propagation d'une fissure, mais aussi à un phénomène d'adoucissement au niveau de la zone de cisailment primaire .

Shaw et Vyas [1998; 1999] ont considéré que, lors de la formation de copeau pour un métal dur, une zone de compression en pointe d'outil ainsi qu'une courbure au niveau de la surface libre sont formées. Ces phénomènes sont alors à l'origine d'une concentration de contraintes pouvant générer une bande de cisailment. Une fissure se propage ensuite depuis le bord libre de l'échantillon jusqu'à la pointe de l'outil. Une observation similaire sur la propagation de la fissure a été faite par Turley *et al.* [1982]. En effet, ils ont considéré que la fissure se forme initialement au niveau de la pointe d'outil pour ensuite se propager jusqu'au bord libre de la matière coupée.

Cependant, le point de départ de cette fissure ne fait pas l'objet d'un consensus au sein de la communauté scientifique. Récemment, Pottier *et al.* [2014] et Harzallah *et al.* [2017]

ont observé la formation du copeau à l’aide d’une caméra rapide. Les résultats ont ensuite été analysés par corrélation d’images. Le processus de formation du copeau qui en ressort est alors composé de trois phases successives : compression, localisation et glissement (Figure I.12). Lors de la coupe d’un alliage de titane, une pression hydrostatique est générée lorsque l’outil rentre en contact avec la matière. Au sein de la zone de cisaillement primaire, des fortes déformations ont également lieu. En fonction de la distance à la pointe de l’outil, les déformations passent progressivement de compression pure à cisaillement pur. Ensuite, lorsque celles-ci atteignent un niveau suffisant, une micro-fissure se forme avant de se propager le long de la bande de cisaillement. Lors de la phase de propagation, une augmentation significative de la température est observée. Pour finir, le feston formé glisse le long de la bande de cisaillement primaire. Il est aussi intéressant de noter que Harzallah *et al.* [2017] ont observé des mécanismes de formation du copeau différents selon la géométrie de l’outil, en particulier l’angle de coupe. Ils avancent que ce paramètre a plus d’influence sur la formation du copeau que la vitesse de coupe.

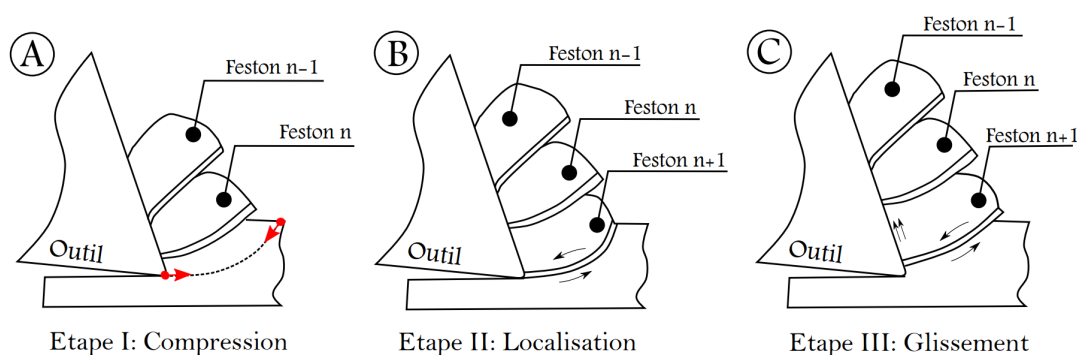


FIGURE I.12 – Etapes de la formation d’un copeau festonné [Harzallah, 2018]

I.3.3 Amélioration de l’usinabilité des alliages de titane

Pour faciliter l’usinage, deux approches peuvent être adoptées. La première consiste à optimiser le procédé en lui-même en limitant les mécanismes d’usure activés à haute température tandis que la seconde repose sur l’identification d’une microstructure optimale. Les études sur l’usinage de l’alliage de titane Ti5553 sont peu nombreuses, notamment pour une configuration de coupe orthogonale. Néanmoins, tous les alliages de titane, de par leur faible conductivité thermique et leurs caractéristiques mécaniques, sont réfractaires. C’est pourquoi, l’amélioration des procédés d’usinage sera discutée sur la base de plusieurs configurations (*e.g.* tournage, perçage, rabotage...) et nuances (*e.g.* Ti6Al4V, Ti6242...).

I.3.3.1 Optimisation du procédé

Concernant le premier levier d’action, la réponse la plus directe, et la plus simple, a été de réduire les vitesses de coupe utilisées [Germain *et al.*, 2011; Ayed, 2013]. En parallèle, les outils coupants (via le développement de nouvelles nuances [Lindvall *et al.*, 2020]) ainsi que les trajectoires outils ont fait l’objet d’études approfondies afin d’améliorer la performance de l’usinage. Néanmoins, les gains obtenus par ces axes d’amélioration ne semblent pas

toujours satisfaisants (*i.e.* perte de productivité). Ainsi, face à l'évolution extrêmement rapide de l'usure de l'outil, les conditions de coupe sont généralement dégradées.

Avec l'objectif de préserver la productivité tout en optimisant le procédé, certaines études [Barry *et al.*, 2001; Nouari *et al.*, 2008] ont exploré l'influence de différents paramètres de coupe sur l'usinage d'alliages de titane. Ainsi, Barry *et al.* [2001] ont étudié l'influence de la vitesse de coupe et de l'avance à la fois sur les efforts de coupe et sur la morphologie du copeau pour le Ti6Al4V (Figure I.13). Pour le même alliage, Nouari *et al.* [2008] ont complété les observations précédentes en ajoutant l'impact de l'angle de coupe sur les efforts, sur la morphologie de copeau et sur l'usure de l'outil de coupe. Ces études ont alors permis de déterminer des conditions optimales pour un usinage conventionnel. Cependant, les résultats obtenus ne permettent pas d'atteindre une productivité comparable aux aciers.

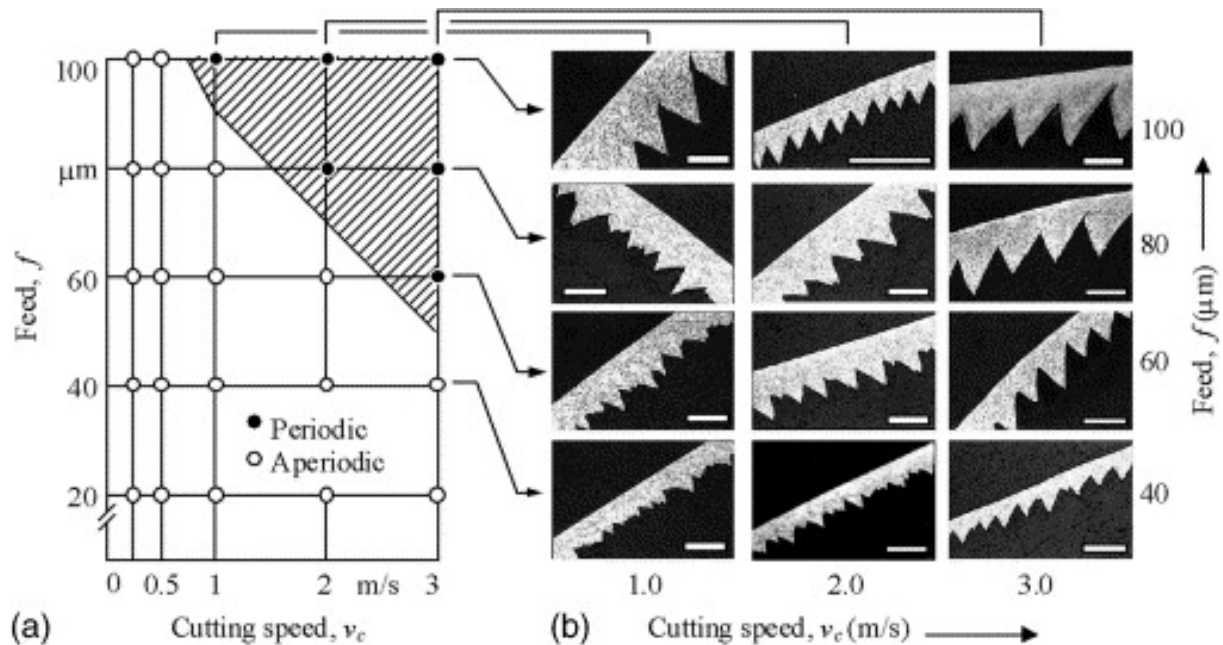


FIGURE I.13 – Morphologies de copeaux obtenues en fonction de l'avance et de la vitesse de coupe lors d'une opération de coupe orthogonale pour un alliage Ti6Al4V [Barry *et al.*, 2001]

De ce fait, la communauté scientifique s'est penchée sur un autre aspect de l'optimisation du procédé en ayant recours à l'assistance à l'usinage. Dans cette optique, l'impact de différentes techniques comme l'assistance cryogénique, l'assistance par jet d'eau haute pression ou bien l'assistance laser a été exploré [Bouchnak, 2010; Ayed et Germain, 2018; Ayed *et al.*, 2017; Kaynak *et al.*, 2018; Sun *et al.*, 2015]. Même si les coûts associés restent importants, ces techniques permettent d'améliorer significativement la durée de vie de l'outil (Figure I.14). En effet, celle-ci, associée à l'usure en dépouille V_b , augmente sensiblement lorsqu'une lubrification conventionnelle ou une assistance cryogénique est utilisée.

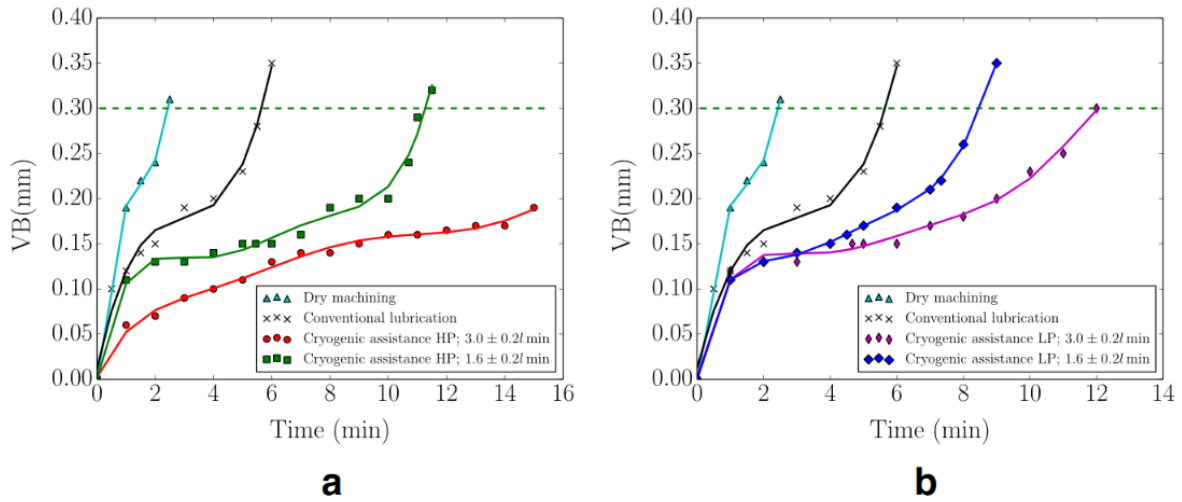


FIGURE I.14 – Évolution de l'usure pour différentes conditions d'assistance cryogénique : a. haute pression, b. basse pression pour un alliage Ti6Al4V et $V_c = 80 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$, $a_p = 1 \text{ mm}$ et $f = 0.2 \text{ mm}\cdot\text{rev}^{-1}$. [Ayed *et al.*, 2017]

I.3.3.2 Optimisation de la microstructure

Des modifications microstructurales peuvent affecter la réponse à l'usinage des alliages de titane. Le nombre d'études adressant ce sujet est néanmoins faible. La principale difficulté repose sur la capacité à faire varier une caractéristique microstructurale indépendamment des autres (*e.g.* fractions volumiques des phases, taille des particules, taille des grains).

Quelques travaux ont toutefois permis de souligner le rôle de la microstructure sur l'usinage des alliages de titane. Certains d'entre eux ont alors comparé l'usinabilité de différents alliages [Arrazola *et al.*, 2009; Armendia *et al.*, 2010; Joshi *et al.*, 2014; Graves *et al.*, 2021]. Par exemple, Joshi *et al.* [2014] ont analysé l'influence de la fraction volumique de phase β en comparant trois alliages de titane. Des différences dans la formation du copeau ont été observées. La fraction volumique de phase β semble impacter la morphologie de copeau. Lorsque l'alliage présente très peu de phase β , des copeaux réguliers sont observés. En revanche, pour les alliages possédant une fraction volumique de phase β plus élevée, les festons formés possèdent des disparités géométriques plus visibles et fréquentes.

Pour évaluer l'influence des paramètres microstructuraux comme l'orientation cristallographique, certaines études se sont focalisées sur le titane commercialement pur afin de faciliter l'interprétation des résultats. Par exemple, [Kieren-Ehse *et al.*, 2021] ont souligné la dépendance de l'épaisseur du copeau à l'orientation cristallographique des grains usinés. De plus, ils ont montré que lorsque la vitesse de coupe augmente, l'influence de l'orientation cristallographique des grains tend à diminuer.

D'autres études, qui sortent du contexte de l'usinage [Britton *et al.*, 2010; Fizanne-Michel *et al.*, 2014; Panda *et al.*, 2014] ont notamment pu montrer que la dureté est liée à l'orientation cristallographique des grains α dans un titane commercialement pur. Lorsque les indentations sont réalisées sur un plan basal, la dureté mesurée est la plus élevée. La combinaison de ces observations suggère un rôle significatif de l'orientation relative des grains et donc de la dureté apparente au cours d'une opération d'usinage.

Certains alliages biphasés α/β ont aussi fait l'objet d'études afin de déterminer l'impact

de changements microstructuraux sur leur comportement à l'usinage. Ainsi, l'influence de la forme des particules α et de leur fraction volumique a été analysée [Phapale *et al.*, 2016; Patil *et al.*, 2016; Sharma et Meena, 2020; Attanasio *et al.*, 2013; Ramirez, 2017; Barelli, 2016; Wagner *et al.*, 2019; Armendia *et al.*, 2012; Denkena et Grove, 2016; Telrandhe *et al.*, 2017; Abbasi *et al.*, 2016; Suárez Fernández *et al.*, 2021]. Ces études ont alors permis de montrer l'influence des paramètres cités précédemment sur la morphologie du copeau obtenu, les efforts de coupe, l'usure de l'outil ainsi que l'intégrité de surface générée après usinage. Les résultats sur chacun de ces paramètres sont exposés dans les paragraphes suivants.

Impact sur la morphologie de copeau

Ramirez [2017] a étudié l'influence de différentes microstructures de l'alliage Ti6Al4V sur l'usinage. Au cours des essais en coupe orthogonale de deux microstructures différentes, une microstructure $\alpha + \beta$ bimodale (grains α primaires dans une matrice β) et une microstructure lamellaire (lamelles α dans une matrice β), des morphologies de copeaux distinctes sont obtenues. Les duretés associées à chacune des deux microstructures avant usinage sont identiques (358 HV0,05 pour la microstructure bimodale et 359 HV0,05 pour la microstructure lamellaire). Cependant, au cours de l'usinage de la microstructure bimodale, un copeau peu festonné est observé alors que la microstructure lamellaire génère un copeau très clairement festonné, comme illustré par la Figure I.15. De plus, les copeaux obtenus sont peu sensibles aux conditions de coupe.

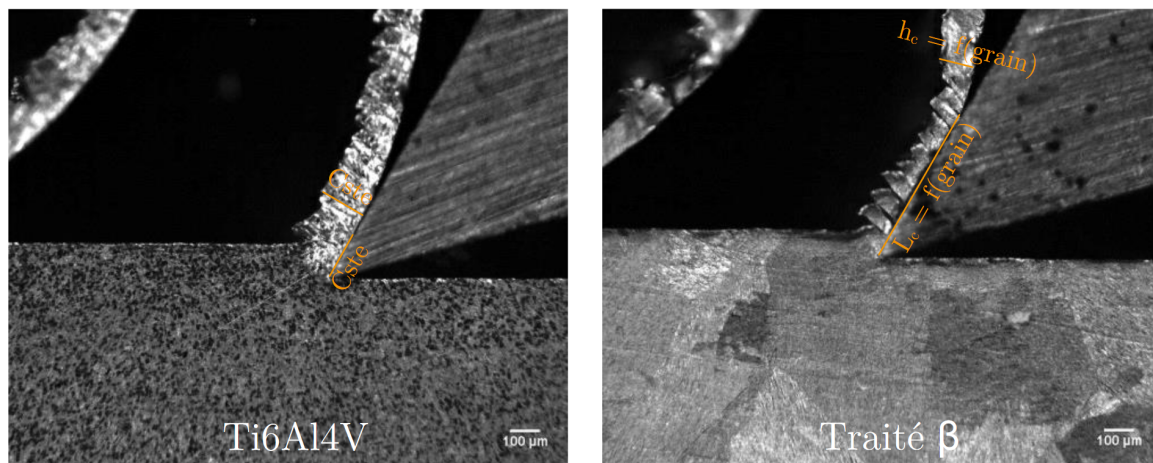


FIGURE I.15 – Morphologies de copeaux obtenues pour deux microstructures de l'alliage Ti6Al4V (angle de coupe $\gamma = 30^\circ$, angle de dépouille $\alpha = 30^\circ$, $V_c = 5 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ et $a_p = 0,1 \text{ mm}$) [Ramirez, 2017]

L'influence de la fraction de phase β sur la morphologie du copeau a aussi fait l'objet d'une étude menée par Patil *et al.* [2016]. Pour le même alliage, différentes microstructures sont obtenues en faisant varier le délai avant trempe à l'eau. Patil *et al.* [2016] ont montré que, pour la microstructure composée d'autant de phase α que de phase β , le copeau obtenu est plus épais entraînant par la même occasion une baisse de l'angle de cisaillement. Cette tendance est observée que ce soit lors d'un usinage à sec ou bien avec une assistance jet d'eau haute pression. Wagner *et al.* [2019] comparent deux microstructures pour l'alliage Ti6Al4V. Il apparaît alors que la microstructure possédant le plus d'hétérogénéités microstructurales est à l'origine de festons avec des formes et des tailles différentes. De

plus, il semble que le cisaillement s'initie au niveau de ces hétérogénéités, où des zones de forte densité de lamelles sont présentes. Denkena et Grove [2016] ont observé l'impact de la fraction volumique de phase α , de la taille des grains β ainsi que de la morphologie des particules (lamellaires ou bimodales) sur le tournage d'un alliage de Ti6Al4V. Des festons à morphologies variables sont constatés pour des microstructures lamellaires. Ce constat est aussi vrai pour une microstructure avec une taille de grains β élevée.

Impact sur les efforts de coupe

En plus de la morphologie du copeau, plusieurs études ont analysé les efforts issus de la coupe. Certaines études comparent cette grandeur entre différentes microstructures pour l'alliage Ti6Al4V [Sharma et Meena, 2020; Attanasio *et al.*, 2013; Armendia *et al.*, 2012; Telrandhe *et al.*, 2017; Abbasi *et al.*, 2016]. Pour des essais de tournage [Sharma et Meena, 2020] et de micro-perçage [Attanasio *et al.*, 2013], des efforts de coupe plus faibles sont observés pour des microstructures lamellaires en comparaison avec des microstructures composées des particules α equiaxes. Pour l'alliage Ti6242, Suárez Fernández *et al.* [2021] ont observé, pour une opération de tournage, que les efforts de coupe augmentent lorsque la dureté diminue. Cette tendance n'est pas commune à toutes les études puisque, pour certaines [Sharma et Meena, 2020; Abbasi *et al.*, 2016; Telrandhe *et al.*, 2017], le lien entre la dureté des microstructures et les efforts de coupe mesurés n'est pas évident. Grâce à une étude dans le domaine fréquentiel, Denkena et Grove [2016] ont observé des fluctuations de l'effort pour une opération de tournage avec différentes microstructures de Ti6Al4V. De plus, les résultats ont montré une dépendance des efforts de coupe à la taille des grains β .

Impact sur l'usure de l'outil de coupe

Certaines études analysent également l'impact de différentes microstructures sur l'usure des outils de coupe. Sharma et Meena [2020] ont établi une augmentation de l'usure en dépouille lorsque la taille des grains augmente. De plus, d'après Attanasio *et al.* [2013], une microstructure lamellaire pour un alliage de Ti6Al4V permet de minimiser l'usure des outils de coupe grâce à une ductilité plus importante. Enfin, Armendia *et al.* [2012] et Abbasi *et al.* [2016] ont observé un lien entre les efforts de coupe et l'usure de l'outil. Lorsque les efforts augmentent, l'usure de l'outil est plus importante. La fraction volumique de phase β semble aussi déterminante. De même, avec des microstructures identiques à celles de Patil *et al.* [2016], Phapale *et al.* [2016] ont souligné une usure plus importante lorsque la fraction volumique des deux phases (α et β) est identique contrairement aux deux autres microstructures composées en majorité d'une des deux phases.

Impact sur l'intégrité de surface

L'intégrité de surface, notamment la profondeur affectée par l'usinage (dans laquelle la microstructure est déformée), a également été évaluée. Par exemple, Sharma et Meena [2020] et Telrandhe *et al.* [2017] ont constaté de grandes variations de la profondeur affectée en fonction des différentes microstructures usinées pour un alliage de Ti6Al4V. Telrandhe *et al.* [2017] ont pu mettre en avant que, lorsque les efforts de coupe diminuent, alors la profondeur affectée est aussi réduite.

En conclusion, il apparaît que les études précédentes ont montré un rôle important de la microstructure sur le comportement à l'usinage des alliages de titane. Il est alors nécessaire de déterminer des méthodes efficaces afin d'analyser les phénomènes mis en jeu au cours de l'usinage, notamment dans le cadre de la coupe orthogonale.

I.4 Analyse expérimentale de la coupe orthogonale

Pendant de nombreuses années, des verrous technologiques ont gêné l’observation *in situ* des phénomènes en pointe d’outil. C’est pourquoi des méthodes d’analyse plus globales de la coupe, notamment *post mortem*, ont été privilégiées. Néanmoins, les avancées technologiques ont fourni de nouvelles techniques, complémentaires aux précédentes, pour obtenir des mesures locales en conditions *in situ*.

I.4.1 Analyse des efforts de coupe

L’acquisition des efforts en pointe d’outil est une mesure réalisée dans la majorité des études s’intéressant à la coupe. La principale technologie utilisée repose sur des capteurs piézoélectriques qui permettent une grande dynamique de mesure. L’approche par des grandeurs globales comme la valeur moyenne, l’écart-type ou le coefficient de variations sont souvent privilégiées [Harzallah, 2018; Suárez Fernández *et al.*, 2021]. Cependant, certains auteurs, choisissent d’étudier les fluctuations de l’effort à l’aide d’une analyse dans le domaine fréquentiel [Denkena et Grove, 2016] afin de les relier à des grandeurs microstructurales.

I.4.2 Analyse des phénomènes cinématiques

Les efforts engendrés pendant la coupe ne sont pas les seules grandeurs permettant d’analyser les mécanismes de formation du copeau. L’effet du chargement thermomécanique peut être analysé par des observations *post mortem* des copeaux. Différentes techniques comme la microscopie optique, la profilométrie, la microscopie à balayage ainsi que l’EBSD sont alors utilisées pour obtenir certaines caractéristiques intrinsèques au copeau. Ces méthodes permettent de déterminer :

- La taille des festons [Sutter et List, 2013];
- La fréquence de festonnement [Sun *et al.*, 2009; Atlati *et al.*, 2011; Ducobu *et al.*, 2014; Joshi *et al.*, 2014];
- L’angle de cisaillement [Sutter et List, 2013];
- La déformation hors-plan [Harzallah *et al.*, 2018];
- Les caractéristiques des zones de cisaillement primaires et secondaires [Courbon *et al.*, 2014];
- Les déformations et vitesses de déformation [Yan *et al.*, 2013].
- Les changements microstructuraux [Courbon *et al.*, 2014]

Afin d’obtenir des informations sur la formation de la bande de cisaillement primaire, une technique basée sur un arrêt brutal de la coupe par éjection rapide de l’outil est parfois utilisée [Yeo *et al.*, 1992; Komanduri et von Turkovich, 1981; Yan *et al.*, 2013; Yan et Jin, 2020]. Ce type d’essai est appelé essai quick-stop dans la littérature. Une fois la coupe arrêtée brutalement, il est possible de réaliser des observations de la zone de formation du copeau en pointe d’outil par microscopie (Figure I.16). Yan *et al.* [2013], grâce aux observations micrographiques du copeau, ont estimé les vitesses de déformation dans la bande de cisaillement ainsi qu’à l’intérieur d’un feston. Dans une seconde étude, Yan et

Jin [2020] ont utilisé cette technique pour observer l'impact de différents paramètres sur certaines grandeurs comme l'angle de cisaillement et l'épaisseur du copeau.

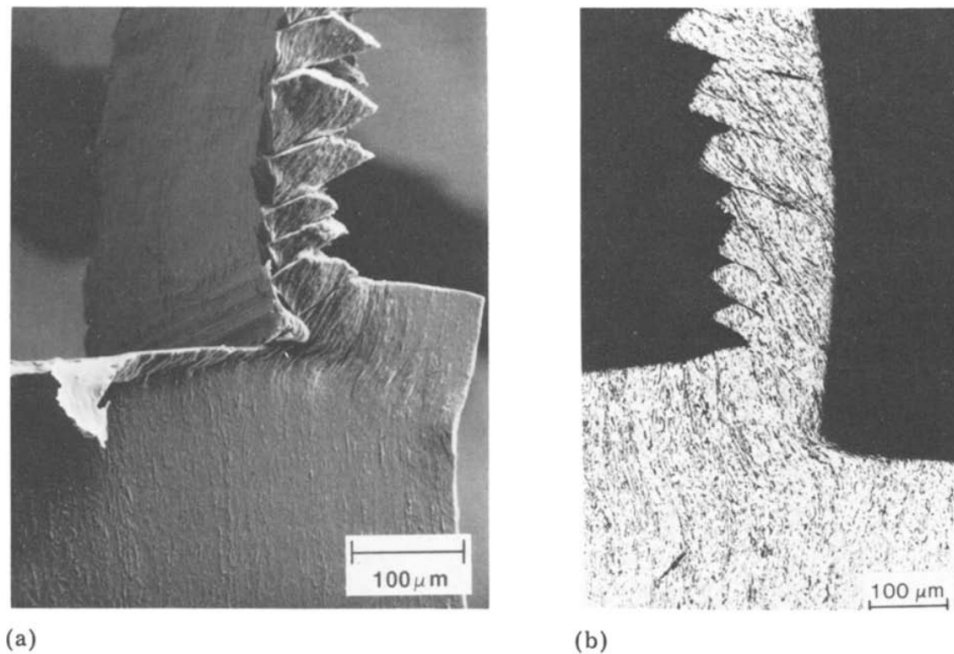


FIGURE I.16 – (a) Copeau formé par un essai quick-stop, (b) analyse micrographique du copeau obtenu [Komanduri et von Turkovich, 1981]

Les techniques précédentes ne permettent d'obtenir que des mesures *post mortem*. Outre la difficulté de réaliser des mesures systématiques, ces mesures ne donnent que peu d'informations sur l'évolution temporelle des différentes grandeurs.

Le développement de dispositifs optiques a néanmoins offert de nouvelles possibilités quant à l'acquisition de grandeurs *in situ*. Une des premières études permettant l'observation du flux de matière au cours d'une opération de coupe orthogonale a été menée par Childs [1971]. L'objectif de cette étude est d'analyser les déformations dans les zones de cisaillement en pointe d'outil. Pour être en mesure d'obtenir cette grandeur, les auteurs ont tracé une grille sur une surface préalablement polie. Une pointe en diamant a été utilisée pour apposer cette grille en surface avec un pas de $25,4 \mu\text{m}$ et une largeur de rayure de $5,1 \mu\text{m}$. Une fois le marquage réalisé sur la pièce, deux clichés successifs ont été pris à l'aide d'une caméra et d'un dispositif optique permettant un grossissement de $\times 25$ (Figure I.17). Le temps d'intégration utilisé est fixé à $2 \mu\text{s}$ alors que la fréquence d'acquisition est déterminée de façon à ce que le déplacement de la matière soit d'une demi-grille entre deux clichés. La vitesse maximale utilisée au cours de cette étude est très faible ($4 \cdot 10^{-3} \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$).

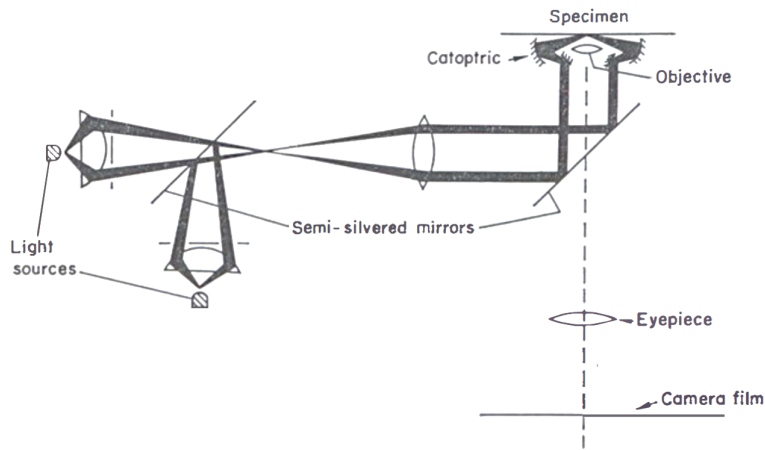


FIGURE I.17 – Schéma du dispositif d'observation de la coupe orthogonale développé par Childs [1971]

Le marquage des pièces usinées a été utilisé par d'autres auteurs pour étudier la cinématique de la coupe [Bailey et Jeelani, 1976; Ghadbeigi *et al.*, 2008; Pujana *et al.*, 2008; Sela *et al.*, 2020, 2021]. La comparaison entre la grille de référence et celle déformée permet alors de remonter au champ de déformation. Certains auteurs [Bailey et Jeelani, 1976; Sela *et al.*, 2020] l'ont utilisé afin de déterminer les déformations induites dans la zone de cisaillement tertiaire. Ghadbeigi *et al.* [2008] ont réalisé des essais de coupe orthogonale interrompus afin d'observer les déformations au cours de l'usinage dans la zone de cisaillement primaire. Cependant, ce type d'essais ne permet pas de choisir l'instant à analyser. C'est pourquoi Pujana *et al.* [2008] et Sela *et al.* [2021] ont utilisé des caméras rapides, Photron Fastcam APX-RS 250K, afin d'obtenir les déformations tout au long de l'essai. Pujana *et al.* [2008] ont analysé l'usinage jusqu'à des vitesses de coupe de $300 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$. Une vitesse d'acquisition de $22500 \text{ à } 25000 \text{ im}\cdot\text{s}^{-1}$ et un temps d'intégration de $1 \text{ }\mu\text{s}$ ont été choisis. Les grilles, obtenues par abrasion laser avec un pas de $65 \text{ }\mu\text{m}$, permettent ensuite l'analyse de la déformation dans la zone de cisaillement primaire. La Figure I.18 montre un exemple d'image obtenue par cette technique ainsi que le champ de déformations obtenu. Sela *et al.* [2021] ont réalisé des observations similaires pour des vitesses de coupe allant de $2,5 \text{ à } 7,5 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$, une fréquence d'acquisition de $9000 \text{ im}\cdot\text{s}^{-1}$ et un rainurage mécanique.

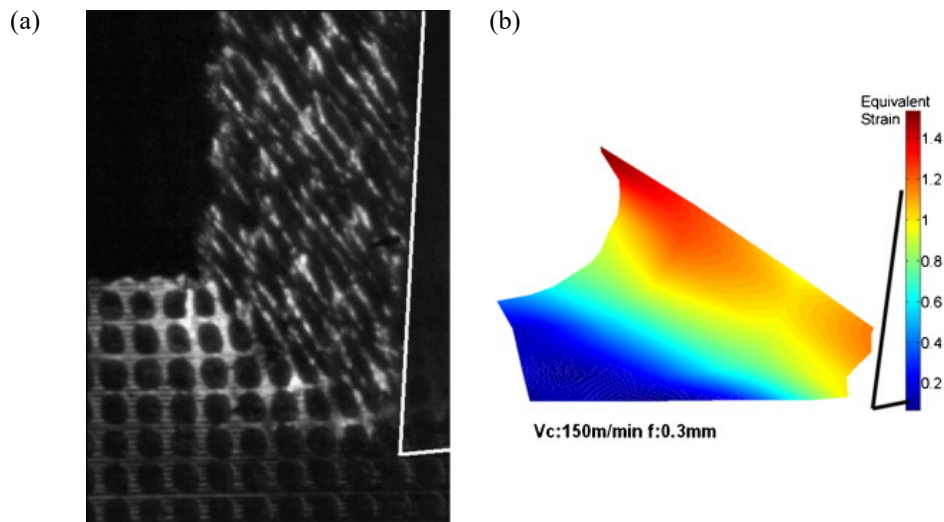


FIGURE I.18 – (a) Image obtenue par caméra rapide, (b) exemple de champ de déformation estimé [Pujana *et al.*, 2008]

Une seconde méthode basée sur le marquage mécanique des pièces est décrite par List *et al.* [2013]. Pour cette méthode, appelée *stream line analysis*, des lignes continues sont marquées sur l'échantillon. L'analyse de leur courbure permet alors grâce à une intégration, basée sur une hypothèse d'homogénéité temporelle, de remonter aux déformations ainsi qu'aux vitesses de déformation dans la zone de coupe. Cependant, cette méthode se limite aux copeaux continus.

L'utilisation de caméras rapides permet aussi d'obtenir des informations sur l'écoulement de la matière au cours de la coupe orthogonale par la méthode de PIV (Particle Image Velocity). Cette méthode, régulièrement utilisée dans l'étude du comportement de fluides, est basée sur le suivi de particules au cours du temps. Dans le cas de la coupe, les particules sont remplacées par des aspérités dans la matière. Lee *et al.* [2006] puis Gnanamanickam *et al.* [2009] ont utilisé le même dispositif expérimental (Figure I.19 (a)). L'échantillon observé est alors poli grossièrement afin de pouvoir générer des aspérités en surface. Afin de rester dans une configuration de coupe 2D et d'empêcher les mouvements hors plan, la matière est contrainte entre deux plaques de verre souple. Grâce à une caméra rapide couplée à un microscope, les auteurs atteignent un grossissement de $\times 3$ avec une résolution de $3,3 \mu\text{m}\cdot\text{px}^{-1}$. L'acquisition des images se fait à une fréquence de $250 \text{ im}\cdot\text{s}^{-1}$ avec un temps d'intégration de 4 ms. Les vitesses de coupe n'excèdent pas $10 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$. À partir d'une approche simple PIV et couplée PIV/PTV (Particle Tracking Velocity), les déformations et vitesses de déformation peuvent être déterminées au cours de la coupe (Figure I.19 (b) et (c)). Guo *et al.* [2015] et Yeung *et al.* [2016] ont aussi choisi d'étudier les déformations et vitesses de déformation à l'aide de la méthode PIV pour des vitesses de coupe inférieures à $10 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$. Ces auteurs ont enregistré la formation du copeau respectivement avec une fréquence d'acquisition de $5000 \text{ im}\cdot\text{s}^{-1}$ et $1000 \text{ im}\cdot\text{s}^{-1}$ pour une résolution de $3,3 \mu\text{m}\cdot\text{px}^{-1}$ et $1,4 \mu\text{m}\cdot\text{px}^{-1}$.

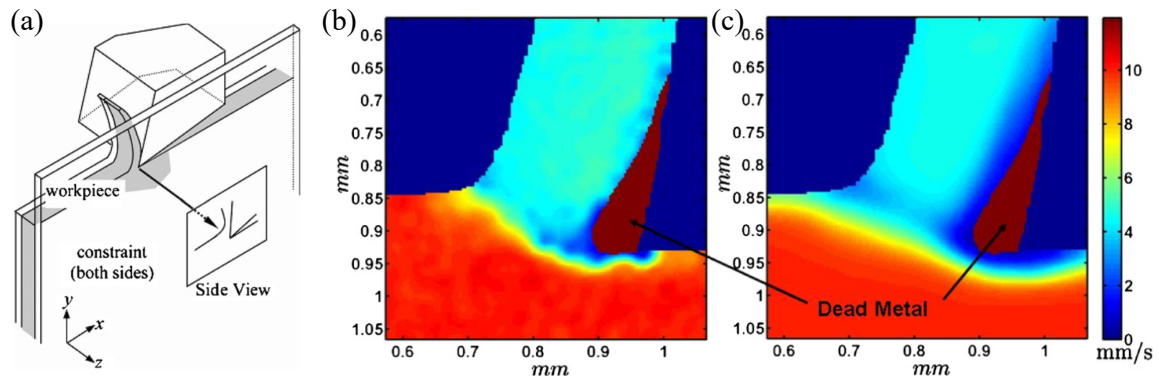


FIGURE I.19 – (a) Dispositif expérimental pour l'observation de la coupe orthogonale par la méthode PIV, Distributions de vitesse en pointe d'outil par la méthode (b) PIV/PTV et (c) PIV [Gnanamanickam *et al.*, 2009]

De nombreux auteurs ont opté pour la méthode de corrélation d'images numériques (CIN). Par exemple, Pottier *et al.* [2014] ont utilisé une caméra rapide afin d'observer la formation d'un feston au cours de la coupe orthogonale d'un alliage de titane (Figure I.20 (a)). Pour ce faire, la formation du copeau a été filmée avec une fréquence d'acquisition de $18000 \text{ im}\cdot\text{s}^{-1}$ et un temps d'intégration de $6,6 \mu\text{s}$. Ces conditions permettent d'obtenir 45 images par feston pour une vitesse de coupe de $100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$. Leurs observations permettent de mettre en évidence les trois étapes de la formation d'un feston comme introduit plus tôt dans ce chapitre.

D'autres auteurs [Baizeau *et al.*, 2017; Meurer *et al.*, 2020; Thimm *et al.*, 2021; Zhang *et al.*, 2021] ont décidé de se servir du mode double-frame d'une caméra rapide pour obtenir deux clichés successifs très rapprochés, avec une résolution maximale. Le temps entre deux clichés est alors de 120 ns. Baizeau *et al.* [2017] ont déterminé les champs cinématiques au niveau des zones de cisaillement primaires et tertiaires. La résolution de la caméra est de $2560 \times 2160 \text{ px}^2$ pour une taille de pixel de $0,66 \mu\text{m}\cdot\text{px}^{-1}$. La vitesse de coupe utilisée est de $1500 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$. Dans des conditions similaires, Meurer *et al.* [2020] et Zhang *et al.* [2021] ont mesuré les champs de déformation au sein de la zone de cisaillement primaire alors que Thimm *et al.* [2021] ont observé l'évolution de la vitesse du copeau et des vitesses de déformation en pointe d'outil. Toujours à l'aide de caméras rapides en mode double-frame, Zhang *et al.* et Thimm *et al.* [2019] ont réalisé une identification inverse des paramètres matériaux par corrélation d'images numériques, notamment, grâce aux mesures des vitesses de déformation. Cela permet alors d'améliorer des simulations numériques de la coupe.

Sur le même principe que les études précédemment citées, Hijazi et Madhavan [2008] ont développé une méthode à l'aide de quatre caméras raccordées à un microscope (Figure I.20 (c)). Il est alors possible d'enregistrer soit quatre paires d'images permettant une vision stéréo ou une séquence de huit images successives très rapprochées. Théoriquement, ce montage permet d'obtenir des images à une fréquence d'acquisition de 20 MHz. En pratique, la méthode est utilisée pour une vitesse d'acquisition de $1 \times 10^6 \text{ im}\cdot\text{s}^{-1}$ et une résolution de $0,57 \mu\text{m}\cdot\text{px}^{-1}$.

L'analyse par corrélation d'images de la formation du copeau n'est pas une chose aisée. En effet, plusieurs conditions sont à remplir afin d'être en mesure d'obtenir le champ de déformation dans les différentes zones de la formation du copeau. Comme le met en évidence Pottier *et al.* [2014], l'éclairage de la zone est un enjeu majeur, afin d'avoir des

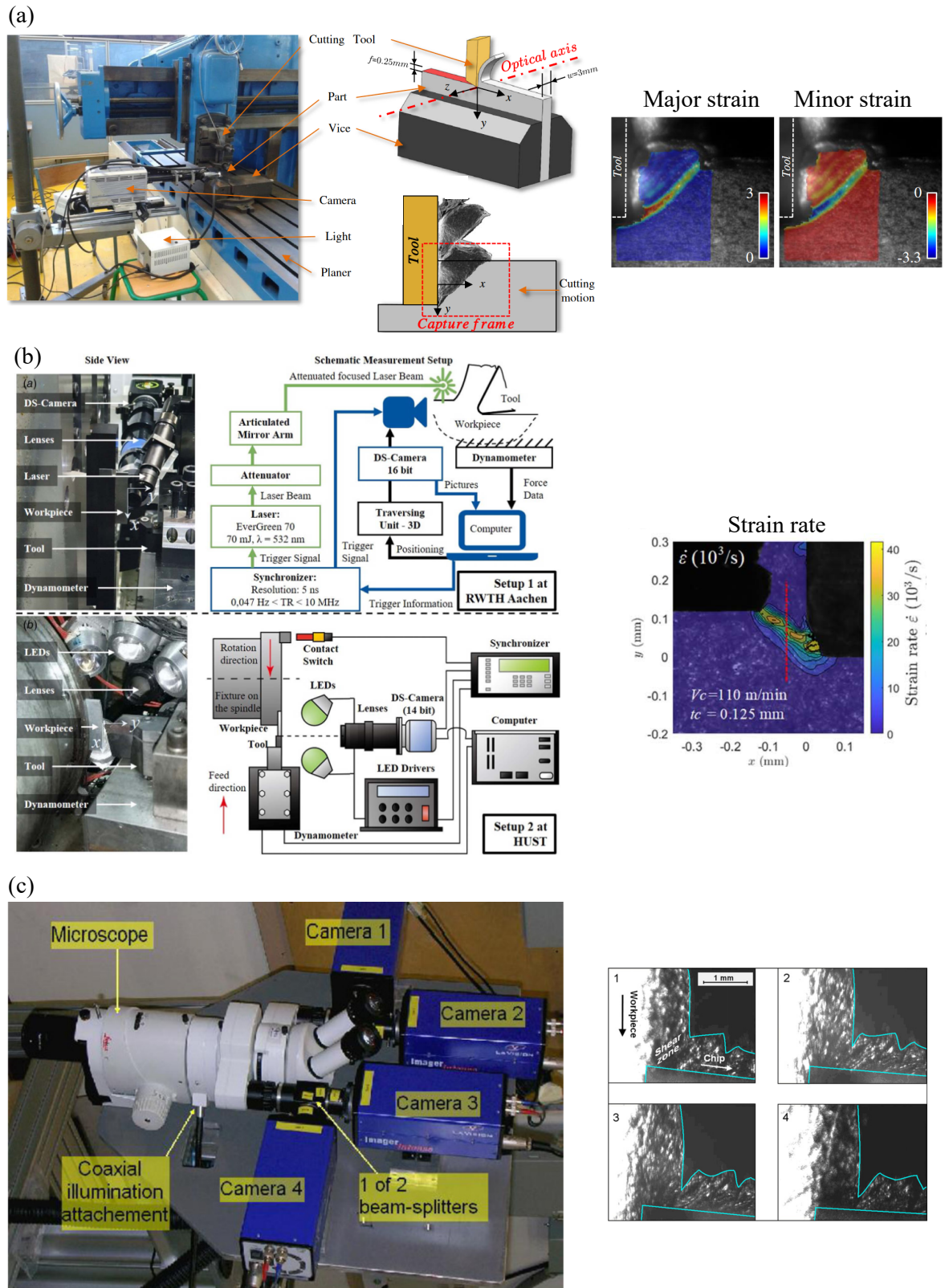


FIGURE I.20 – Dispositifs expérimentaux développés et résultats obtenus par (a) Pottier *et al.* [2014] et (b) Zhang *et al.* [2021] et (c) Hijazi et Madhavan [2008]

clichés de bonne qualité au cours de l'acquisition d'images à grande vitesse. De plus, une surface possédant une texture aléatoire avec suffisamment de contraste est essentielle à la réalisation de la corrélation d'images numériques.

Éclairage de la zone de coupe

L'observation de zones localisées comme en coupe orthogonale nécessite d'avoir une source de lumière suffisamment puissante. La quantité de lumière vue par la caméra dépend du temps d'exposition qui est limité par la fréquence d'acquisition élevée. Comme il est alors nécessaire de filmer la formation du copeau à une fréquence d'acquisition très élevée, le flux perçu par la caméra est faible. Plusieurs solutions existent afin d'augmenter l'intensité lumineuse :

1. La focalisation de la source sur la zone d'intérêt ;
2. L'augmentation de la puissance des sources lumineuses ;
3. La multiplication des sources lumineuses.

Dans la littérature, plusieurs solutions ont été imaginées et développées. Pottier *et al.* [2014] ont utilisé une source halogène de 200 W qui est guidée et focalisée à l'aide d'une fibre optique. L'utilisation des caméras en mode double-frame nécessite des sources de lumière plus intenses au niveau de la zone de coupe à cause d'un temps d'exposition plus faible. Dans ce but, Baizeau *et al.* [2017], Meurer *et al.* [2020] et Thimm *et al.* [2021] ont opté pour un éclairage synchronisé avec la caméra. Pour cela, un laser génère des pulsations permettant un éclairage intense et homogène spatialement et temporellement au cours de la prise d'image. La puissance du laser est réglée de façon à ce que la zone de coupe ne soit pas sur-exposée ni sous-exposée. Zhang *et al.* [2021] ont détaillé le système développé au sein de l'université de science et technologie de Huanzong. Cette solution est composée de cinq LED vertes de grande puissance. Zhang *et al.* [2021] ont aussi comparé les différentes réponses des deux dernières méthodes citées. La solution basée sur la technologie laser permet une intensité lumineuse plus élevée, mais peut être à l'origine d'un bruit de mesure. Ces deux méthodes d'éclairage nécessitent des préparations d'échantillons différentes puisque l'éclairage par LED nécessite des surfaces plus rugueuses.

Texturation de surface

La texture associée à la surface est primordiale afin d'obtenir des performances suffisantes en corrélation d'images numériques. Plusieurs solutions ont été mises au point :

1. Application d'un mouchetis sur la surface ;
2. Marquage mécanique de la surface ;
3. Révélation de la microstructure par attaque chimique.

Moulart *et al.* [2015] ont développé un mouchetis résistant à des températures élevées (environ 1000 °C) ainsi qu'aux grandes déformations. Cependant, l'application d'un tel mouchetis peut être complexe et les grandes vitesses de déformation limitent l'utilisation de cette technique. C'est pourquoi certains auteurs préfèrent un marquage mécanique de l'échantillon pour créer une texture adaptée à la coupe. De ce constat, Meurer *et al.* [2020] ont réalisé un polissage grossier de la surface. Zhang *et al.* [2021] ont complété cette opération par un sablage de la pièce. Baizeau *et al.* [2017] ont étudié la performance du microbillage sur l'échantillon et ont obtenu une incertitude de corrélation proche de 0,1 μm et homogène sur toute la zone d'intérêt.

Une troisième méthode est envisageable. Certains auteurs comme Pottier *et al.* [2014] ont réalisé un polissage très fin de l'échantillon puis une attaque chimique au réactif Kroll

de la surface observée. Les variations microstructurales sont alors révélées afin de servir de motif à la corrélation d'images. Cette technique présente un intérêt par rapport au marquage mécanique comme le sablage ou le microbillage puisque le risque de générer des contraintes résiduelles en surface est écarté. De plus, l'absence de texturation physique sur la surface limite des possibles hétérogénéités dans l'éclairage pouvant entraîner des erreurs en corrélation d'images numériques.

I.4.3 Analyse des phénomènes thermiques

Outre l'histoire cinématique, il est également intéressant de disposer de l'histoire thermique pour comprendre les phénomènes mis en jeu lors de la coupe. Les méthodes de mesures thermiques peuvent être séparées en deux grandes catégories [Abukhshim *et al.*, 2006; Komanduri et Hou, 2000] :

- Les méthodes avec contact ;
- Les méthodes sans contact, également appelées radiatives.

Pour les méthodes avec contact, il est possible de recenser deux méthodes usuelles : (i) les vernis et peintures thermosensibles et (ii) les thermocouples. Dans le cas où la première technique est utilisée, le vernis (ou la peinture) est déposé(e) sur la surface de la zone d'intérêt. Au cours de l'essai, selon la température maximale atteinte aux différents endroits de l'échantillon, le vernis prend une couleur spécifique [Lo Casto *et al.*, 1989]. L'apposition d'un vernis sur la zone d'intérêt réduit la possibilité de travailler en grande déformation, mais aussi avec des vitesses de déformation rapides. Certaines études visent aussi à déterminer l'évolution de la température au sein de l'outil de coupe à l'aide de thermocouple. Cette technologie est robuste, mais présente néanmoins des inconvénients. Premièrement, le placement des thermocouples au sein de l'outil de coupe nécessite des perçages pouvant alors modifier et perturber l'opération d'usinage comme les champs thermiques dans l'outil. Deuxièmement, ils ne permettent d'obtenir que des mesures ponctuelles et, en aucun cas, il n'est possible de remonter à une estimation d'un champ thermique. Troisièmement, les variations de température au cours du temps peuvent être très brusques. Cependant, le temps de réponse des thermocouples actuels ne permet pas de suivre de telles évolutions. Certains phénomènes peuvent alors ne pas être perçus.

Avec l'objectif d'obtenir des champs de température au niveau de la zone de coupe, certains auteurs ont choisi d'utiliser la thermographie infrarouge [Arrazola *et al.*, 2015; Artozoul *et al.*, 2014; Heigel *et al.*, 2016; M'saoubi, 1998; Saez-de Buruaga *et al.*, 2018; Soler *et al.*, 2018; Valiorgue *et al.*, 2013; la Monaca *et al.*, 2021]. Selon les techniques utilisées, les auteurs ont été capables d'observer la face latérale de l'échantillon en coupe orthogonale, mais aussi les températures au niveau de la zone de contact outil/copeau en utilisant un outil de coupe transparent, comme dans l'étude de Heigel *et al.* [2016]. Il est aussi intéressant de noter que les résolutions et les fréquences d'acquisition des caméras thermiques sont plus faibles que celles atteintes pour obtenir les champs cinématiques. Le champ thermique obtenu n'est donc pas aussi riche, d'un point de vue temporel et spatial, que les champs cinématiques. Les mesures par caméra infrarouge sont aussi perturbées par l'émissivité et/ou la calibration préalable aux essais. En effet, il est nécessaire de connaître cette caractéristique du matériau usiné afin d'obtenir des valeurs de températures les plus précises possibles. Ce paramètre n'est toutefois pas simple à déterminer et est susceptible de varier au cours de l'essai. Certains auteurs se placent dans une configuration permettant

de le négliger [Artozoul *et al.*, 2014; Heigel *et al.*, 2016] ou bien de le considérer constant tout au long de l’essai [Arrazola *et al.*, 2015].

I.4.4 Mesures simultanées des phénomènes cinématiques et thermiques

Afin de comprendre au mieux les phénomènes mis en jeu lors de la coupe, l’observation simultanée des températures et des déformations mises en jeu est intéressante. Dans cette optique, plusieurs auteurs ont réalisé des mesures couplées. L’instrumentation d’une même zone par une caméra rapide ainsi qu’une caméra infrarouge n’est pas aisée. Une solution simple consiste à observer les deux surfaces de l’échantillon avec deux caméras différentes [Zhang *et al.*, 2016]. Cependant, même si les mesures sont synchronisées, il est difficile de les coupler puisque les deux caméras n’observent pas la même zone d’intérêt. Dans le but de s’affranchir de cet inconvénient, des dispositifs composés de jeux de lentilles et de miroirs séparent le flux émis en deux permettant d’observer une même zone d’intérêt avec la caméra rapide et la caméra infrarouge. Whitenton [2010] et l’équipe du MNIST ont développé le dispositif optique MADMACS permettant d’observer simultanément la coupe pour des vitesses de coupe allant de 30 à 300 m·min⁻¹. Une difficulté supplémentaire réside notamment dans la synchronisation des caméras qui ne peuvent atteindre les mêmes fréquences d’acquisition. C’est pourquoi Harzallah *et al.* [2018], avec le système VISIR, inspiré du précédent dispositif, se contentent d’obtenir une seule cartographie thermique par feston, pour plusieurs dizaines d’images dans le visible. De plus, l’imagerie dans le domaine visible nécessite des conditions d’éclairage et de marquage (en particulier lorsqu’une opération de corrélation d’images est souhaitée) distinctes de celles préconisées dans le domaine infrarouge. Des compromis doivent alors être trouvés pour permettre de bonnes acquisitions dans les différents domaines. Récemment, Bonnet [2021] a utilisé le système VISIR pour l’usinage de l’alliage Ti6Al4V en coupe oblique.

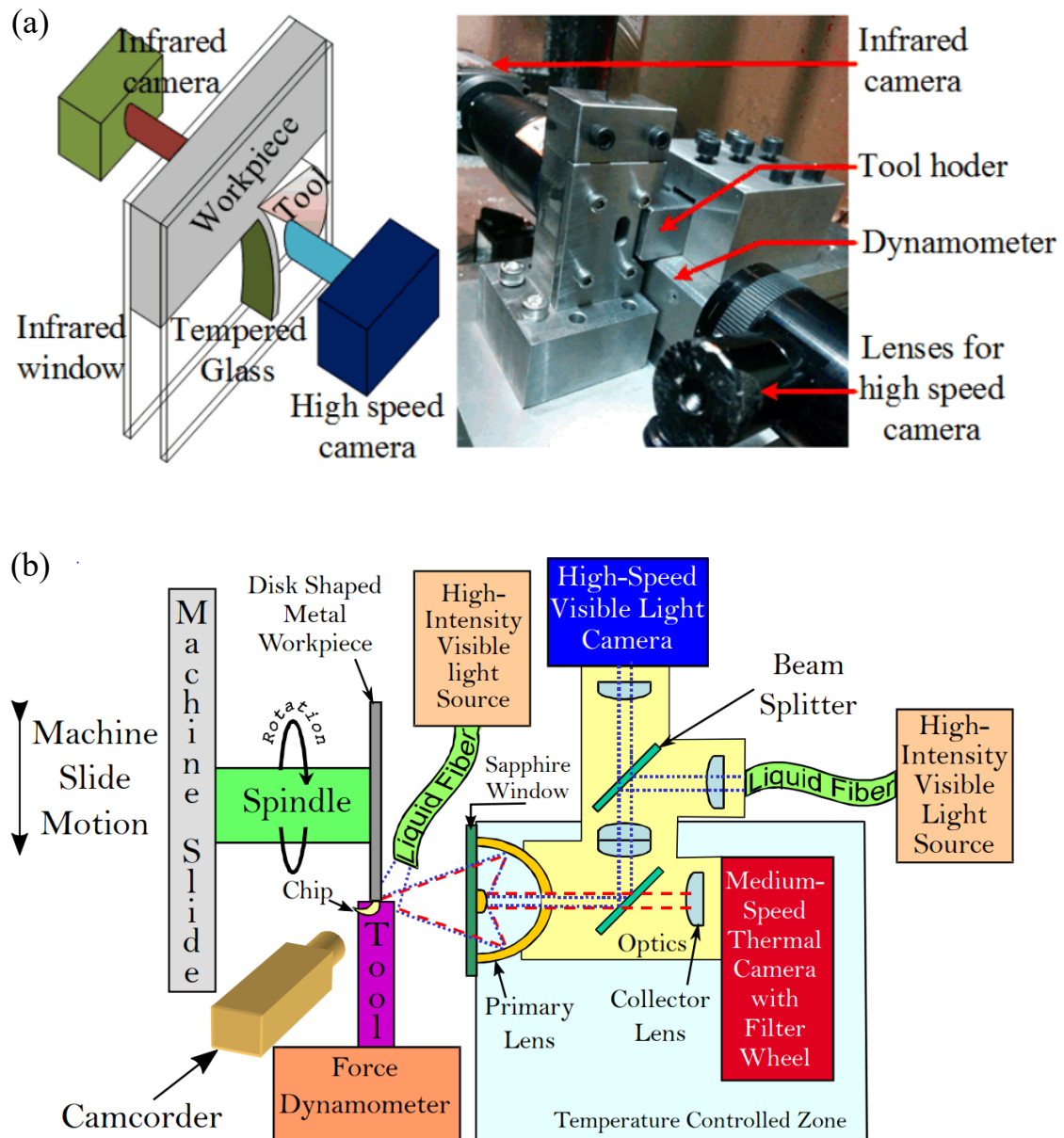


FIGURE I.21 – Dispositifs et principes expérimentaux développés par (a) Zhang *et al.* [2016] et (b) Whinton [2010]

I.5 Synthèse bibliographique

À travers ce chapitre, les principaux résultats de la littérature concernant la formation du copeau, en particulier des alliages de titane, ont été présentés. Pour ce faire, les principales caractéristiques des alliages de titane ont été rappelées, avec un accent particulier sur l’alliage Ti5553, qui fait l’objet de cette étude.

Ensuite, le procédé d’usinage, notamment la coupe orthogonale, a été introduit. Les différentes zones classiquement observées ainsi que les morphologies de copeau en coupe orthogonale ont été exposées. L’usinabilité des alliages de titane a alors pu être discutée. Les solutions d’optimisation d’un point de vue procédé et matériau ont été mises en avant.

Finalement, les différentes méthodes utilisées pour l’analyse expérimentale de la formation du copeau, à commencer par la mesure d’efforts de coupe, ont été évoquées. Les différentes stratégies expérimentales pour analyser les phénomènes ont fait l’objet d’une présentation. Celle-ci a alors permis de mettre en avant l’influence des progrès technologiques qui ont permis de passer d’une observation *post mortem* de la formation du copeau à des acquisitions *in situ*. Si les analyses cinématiques seules permettent de comprendre certains mécanismes mis en jeu, une étude des champs thermiques indépendamment ou bien simultanément aux observations cinématiques permet une meilleure compréhension des phénomènes thermomécaniques mis en jeu. Le Tableau I.5 illustre certaines approches de la littérature pour l’étude de la formation du copeau dans les alliages de titane. Les méthodes *in situ* se focalisent majoritairement sur des études locales (la formation d’un ou de quelques festons) tandis que les observations globales sont faites à l’aide de techniques *post-mortem*. De plus, le lien entre les efforts de coupe et la microstructure, bien qu’étudié par Denkena et Grove [2016] et Suárez Fernández *et al.* [2021], est peu analysé. Les copeaux générés en coupe orthogonale sont hétérogènes. Des morphologies différentes sont observées au cours d’un essai comme le montre les différents clichés en Annexe A. Il est alors intéressant d’essayer de développer une méthode permettant l’analyse quantitative de l’impact de la microstructure sur la morphologie du copeau et des efforts au cours d’un essai d’usinage. Les températures très élevées observées en pointe d’outil peuvent être à l’origine de comportements différents selon les vitesses de déformation. C’est pourquoi il est également intéressant d’étudier l’influence de la vitesse de coupe sur l’usinage.

Au cours de ce manuscrit, l’objectif premier est d’évaluer l’impact de la microstructure de l’alliage Ti5553 sur la formation du copeau. Pour ce faire, différentes microstructures ont été générées à partir de traitements thermiques. Les réponses à la coupe orthogonale de ces différentes microstructures ont ensuite été comparées. Une telle comparaison s’appuie à la fois sur un dispositif de coupe orthogonale, qui utilise deux caméras rapides, ainsi que sur une méthode de post-traitement originale qui fournit des grandeurs représentatives de la réponse d’une microstructure à une opération de coupe. Ces aspects sont discutés en détail dans les chapitres suivants.

Références	Configuration d'usinage	Nuance	Vitesses de coupe (m·min ⁻¹)	Mesures d'efforts	Mesures cinématiques	Influence de la micro-structure	Lien copeau / efforts
Komanduri et von Turkovich [1981]	Coupe orthogonale	Ti6Al4V	1,3·10 ⁻³ à 300	Non	Oui, quick-stop	Non	Non
Joshi <i>et al.</i> [2014]	Coupe orthogonale	Ti6Al4V, Ti5Al3S, Ti4Al3V4Mo1Si	29, 73, 146	Oui	Non	Oui	Oui, <i>post-mortem</i>
Pottier <i>et al.</i> [2014]	Coupe orthogonale	Ti6Al4V	6	Non	Oui	Non	Non
Denkena et Grove [2016]	Tournage	Ti6Al4V	2 à 200	Oui	Non	Oui	Non
Patil <i>et al.</i> [2016]	Tournage	Ti6Al4V	90	Non	Non	Oui	Non
Harzallah [2018]	Coupe orthogonale	Ti6Al4V	3 ou 15	Oui	Oui	Non	Non
Wagner <i>et al.</i> [2019]	Coupe orthogonale	Ti6Al4V	40 à 65	Oui	Non	Oui, <i>post-mortem</i>	Non
Sela <i>et al.</i> [2021]	Coupe orthogonale	Ti6Al4V	2,5 à 7,5	Oui	Oui	Non	Oui, qualitatif
Suárez Fernández <i>et al.</i> [2021]	Tournage	Ti6Al4V	Variable (62 rpm)	vert	Non	Oui	Non

TABLEAU I.5 – Liste (non-exhaustive) d'études sur l'usinage des alliages de titane

Chapitre II

Démarche expérimentale : microstructures et instrumentation

Le chapitre précédent a permis de faire le bilan de la littérature scientifique traitant de l'usinage des alliages de titane. Une attention particulière a été portée au cas de l'alliage de titane Ti5553, qui fait l'objet de cette étude. Les dispositifs expérimentaux couramment utilisés pour analyser la coupe orthogonale ont aussi été détaillés.

Ce second chapitre se concentre sur les outils expérimentaux utilisés dans le cadre de cette étude. Dans la première partie, les différentes microstructures de l'alliage Ti5553 sont présentées en détaillant notamment les caractéristiques morphologiques des différentes phases. Le banc de coupe orthogonale, développé pour cette étude, est décrit dans la seconde partie. Les paramètres utilisés pour l'observation de la coupe afin d'étudier l'impact des différentes microstructures, mais aussi de la vitesse de coupe, sur la formation du copeau sont exposés. La procédure de préparation des éprouvettes permettant les analyses, notamment la corrélation d'images numériques, est introduite. Enfin, les choix techniques quant au positionnement des caméras sont justifiés à l'aide d'observations préliminaires des copeaux.

Sommaire

I.1	Contexte industriel et scientifique	2
I.2	Le titane et ses alliages	3
I.2.1	Généralités sur les alliages de titane	3
I.2.2	L'alliage de Ti5553	6
I.3	Usinage des alliages de titane	6
I.3.1	Généralités sur l'usinage et l'usinabilité	6
I.3.2	Usinabilité des alliages de titane	9
I.3.3	Amélioration de l'usinabilité des alliages de titane	15
I.4	Analyse expérimentale de la coupe orthogonale	20
I.4.1	Analyse des efforts de coupe	20
I.4.2	Analyse des phénomènes cinématiques	20
I.4.3	Analyse des phénomènes thermiques	27
I.4.4	Mesures simultanées des phénomènes cinématiques et thermiques	28
I.5	Synthèse bibliographique	30

II.1 Présentation du matériau et des microstructures

II.1.1 Microstructure initiale

Comme discutée au chapitre précédent, cette étude se concentre sur l'impact de la microstructure de l'alliage de titane Ti5553 sur la formation du copeau en coupe orthogonale. La composition chimique réelle de l'alliage, fournie par TIMET Savoie, est détaillée dans le Tableau II.1. Pour évaluer l'influence de certaines caractéristiques microstructurales sur la formation du copeau, huit microstructures différentes ont été considérées. Spécifiquement, à partir de la microstructure initiale, qui correspond à l'état de livraison de l'alliage, sept autres ont été mises au point grâce à différents traitements thermiques.

Composition chimique (% massique)						
Ti	Al	Mo	V	Cr	Fe	O
/	5.5	4.8	5.1	3	0.36	0.15

TABLEAU II.1 – Composition chimique de la microstructure initiale.

Deux observations métallographiques de la microstructure initiale, réalisées au LAMPA, sont présentées dans la Figure II.1. Elle est composée à 55% de phase α et possède des particules α aussi bien nodulaires (α_{nod}) que lamellaires (intergranulaire α_{gb} ou α_{wgb} et intragranulaire α_{wi}). Ces particules sont contenues dans une matrice formée par des grains β dont la taille moyenne est d'environ 440 μm . Dans la suite du manuscrit, cette microstructure est référencée comme *brute de forgeage*.

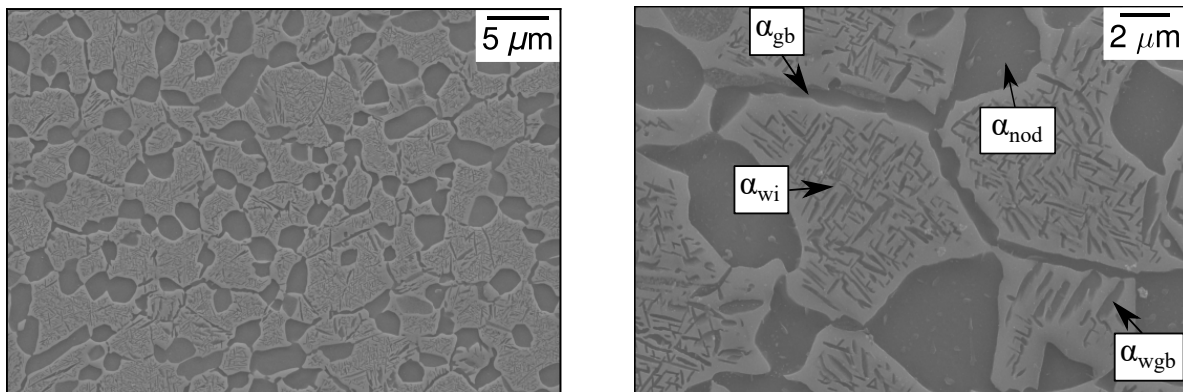


FIGURE II.1 – Micrographies de la microstructure *brute de forgeage*

II.1.2 Microstructures modèles

Dans le cadre du projet ANR DEMUTI, les traitements thermiques des différentes microstructures modèles ont été mis au point au CIRIMAT au cours des travaux de thèse de Nicolas Chanfreau. Toutes ces séquences sont détaillées ci-après. Une taille de grain importante est essentielle pour mettre en place des simulations numériques de l'opération

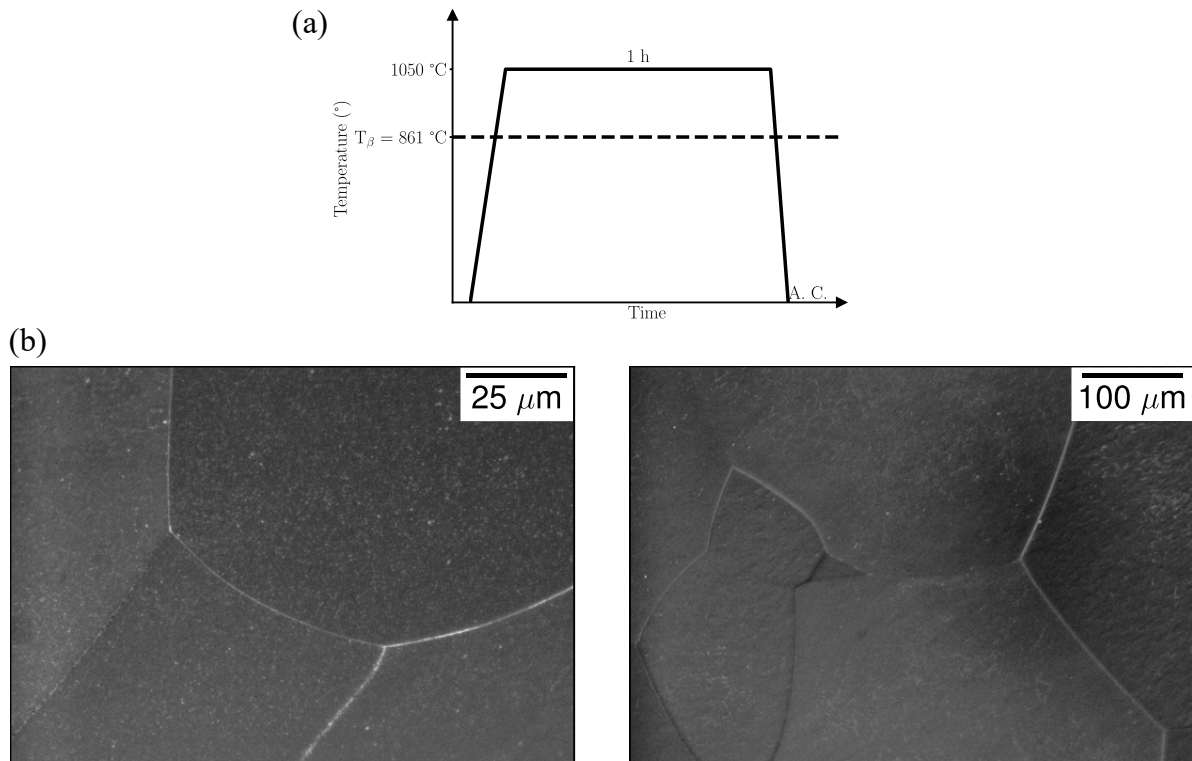
de coupe orthogonale considérant explicitement le caractère polycristallin de l'alliage. Ce travail de simulation, qui est un des objectifs du projet ANR DEMUTI, requiert de pouvoir modéliser explicitement la microstructure. Par conséquent, il est essentiel de disposer d'une taille de grain β qui soit du même ordre de grandeur que les profondeurs de passe utilisées en coupe orthogonale.

Pour atteindre cet objectif de taille, une mise en solution à 1080 °C pendant une heure est appliquée à toutes les microstructures possédant uniquement des particules lamellaires, ainsi que la microstructure monophasée β . Ce traitement thermique aboutit alors à une taille de grain de l'ordre de 700 μm . Cette température de mise en solution, supérieure à la température de transus β ($T_\beta = 861$ °C) de l'alliage, permet d'augmenter la taille des grains. Pour les microstructures possédant des particules α nodulaires, le matériau est traité au-dessous de la température de transus β . En effet, comme montrée par Dehmas *et al.* [2011] et Barriobero-Vila *et al.* [2015], pour un alliage de titane $\alpha + \beta$, la vitesse de dissolution des nodules est plus faible que celle des lamelles. Il est alors possible de dissoudre toutes les particules lamellaires à l'aide d'un recuit et de conserver les particules nodulaires en réalisant un maintien en dessous de la température de transus β . Les températures utilisées pour faire ce recuit seront explicitées dans les paragraphes dédiés à ces microstructures par la suite.

Les différents traitements et les microstructures associées sont explicités dans les paragraphes suivants.

Microstructure 100% β (100 β)

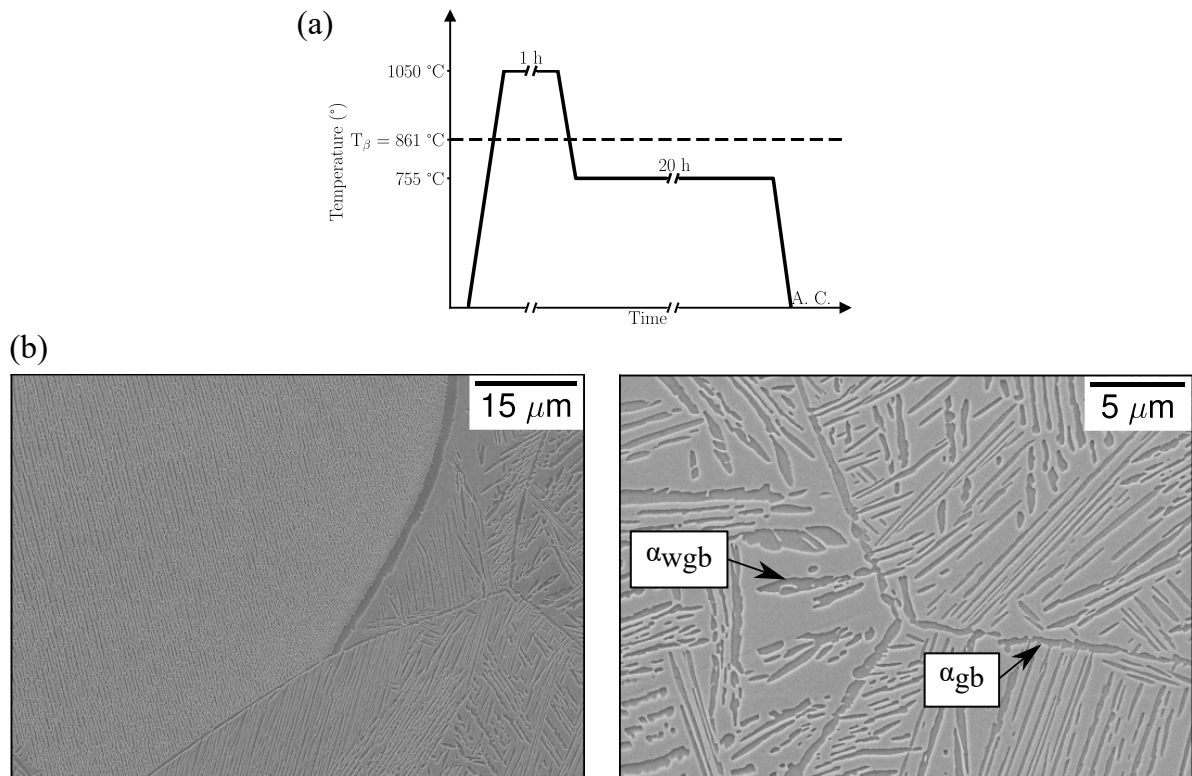
Pour figer la microstructure dans le domaine β , une trempe à l'air est réalisée directement après la mise en solution (Figure II.2 (a)). Des images obtenues à l'aide d'un microscope optique montrent l'absence totale de seconde phase au sein de cette microstructure (Figure II.2 (b)).

FIGURE II.2 – (a) Traitement thermique et (b) micrographies de la microstructure 100β

La germination de particules de morphologie spécifique de phase α demande des traitements thermiques adaptés. Dans les paragraphes suivants, ceux utilisés pour les microstructures biphasées sont détaillés.

Microstructure α intergranulaire ($30 \alpha_{gb}$)

Pour favoriser la germination des lamelles sur les sites les plus propices, ici, les joints de grains, un traitement thermique avec un sous-refroidissement faible est appliqué (Figure II.3 (a)). Pour ce faire, une trempe depuis la température de mise en solution jusqu'à la température de précipitation est réalisée. Le logiciel ThermoCalc et la base de données TTTI3 ont été utilisés afin de déterminer la température de précipitation (755 °C). Ce traitement permet d'obtenir une fraction volumique de phase α proche de 30%. Le maintien à cette température est réalisé pendant 20 h afin d'atteindre l'équilibre thermodynamique. Une trempe à l'air est ensuite réalisée pour conserver la microstructure atteinte. Cette dernière est illustrée dans la Figure II.3 (b).


 FIGURE II.3 – (a) Traitement thermique et (b) micrographies de la microstructure $30 \alpha_{gb}$

Microstructures α intragranulaire ($30 \alpha_{wi}$ et $55 \alpha_{wi}$)

Pour obtenir des particules lamellaires fines germant à l'intérieur des grains, un sous-refroidissement plus important doit être imposé. Pour cela, un recuit est effectué à partir d'une microstructure $100\% \beta$. La force motrice élevée favorise la germination d'un grand nombre de particules. La température de recuit est fixée, comme pour la précédente microstructure, à 755 °C pour obtenir une fraction volumique de phase α voisine de 30% . L'alliage est maintenu à cette température pendant 5 h . Une trempe à l'air permet de conserver cette fraction volumique de phase α (Figure II.4 (a)). Afin d'obtenir une microstructure avec la même morphologie de particules α mais une fraction volumique plus élevée, un refroidissement dans le four ouvert est réalisé (Figure II.5 (a)). Cela permet de faire grossir les particules de phase α pour atteindre une fraction volumique de phase α proche de 55% . Des micrographies de ces deux microstructures sont présentées sur les Figure II.4 (b) et Figure II.5 (b).

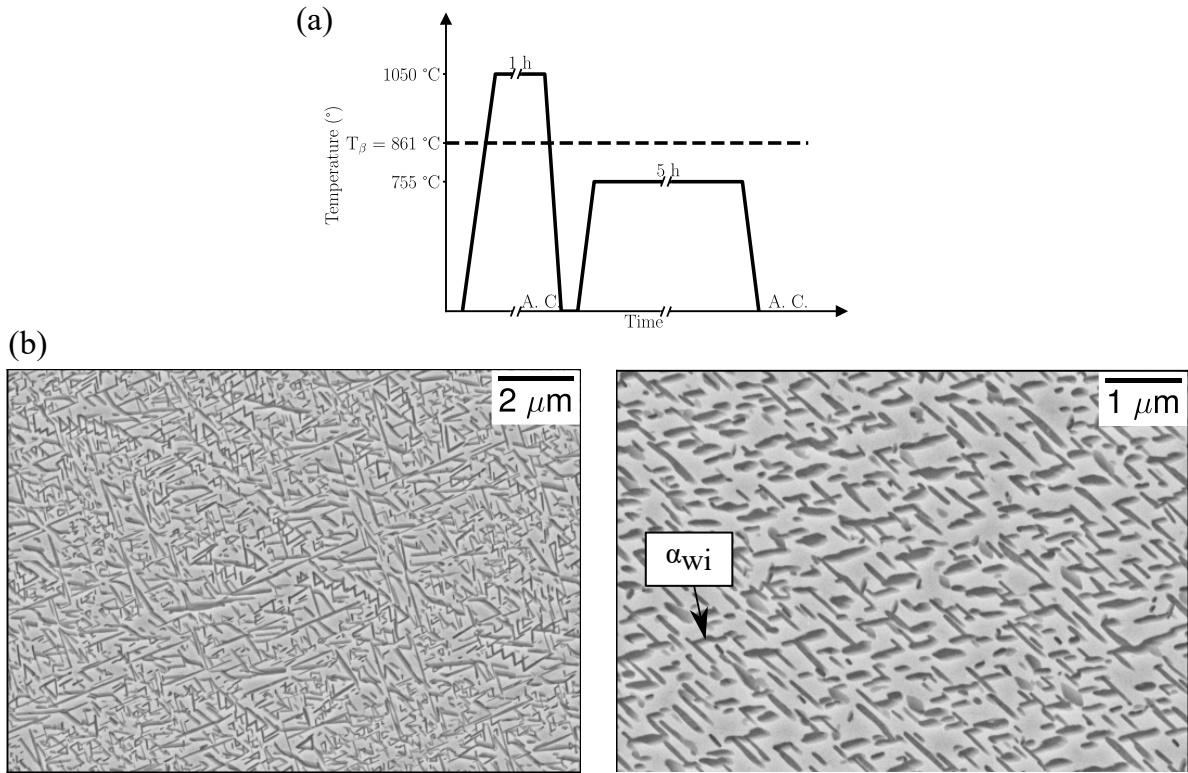


FIGURE II.4 – (a) Traitement thermique et (b) micrographies de la microstructure 30 α_{wi}

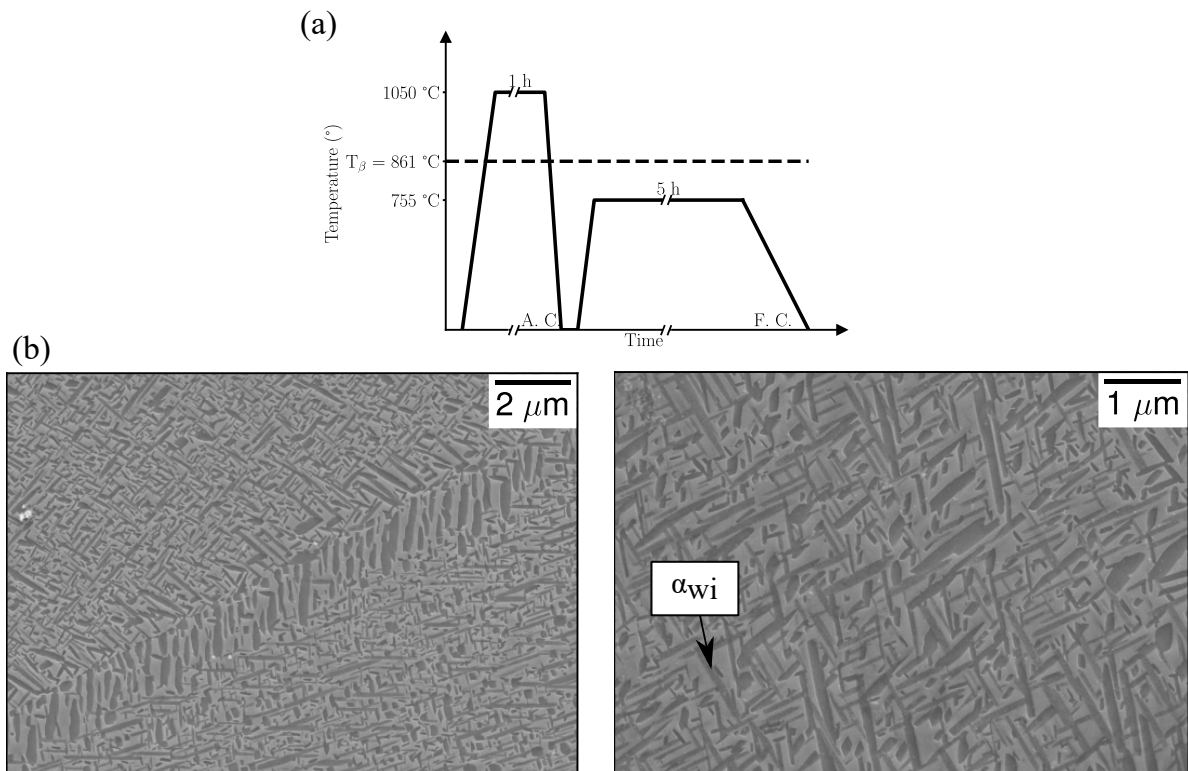


FIGURE II.5 – (a) Traitement thermique et (b) micrographies de la microstructure 55 α_{wi}

Microstructure α secondaire ($55 \alpha_s$)

Des particules très fines de phase α appelées secondaires (α_s) sont formées lors d'un revenu à partir d'une microstructure 100% β . La matière est mise dans un four déjà chaud afin de permettre un chauffage rapide. Comme montré par Settefrati *et al.* [2011], une vitesse de chauffage supérieure à $1 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ permet à la phase β métastable de se décomposer directement en particules de phase α . Le four chaud permet d'atteindre ces vitesses de chauffage rapides et d'éviter la précipitation de la phase ω . La température et la durée choisies sont respectivement de $620 \text{ }^\circ\text{C}$ et 8 h (Figure II.6 (a)). Le temps de maintien à la température de revenu est défini afin d'obtenir une fraction volumique de phase α proche de 55%. Cette étape est suivie par une trempe à l'air. La Figure II.6 (b) montre la microstructure pour deux grossissements différents.

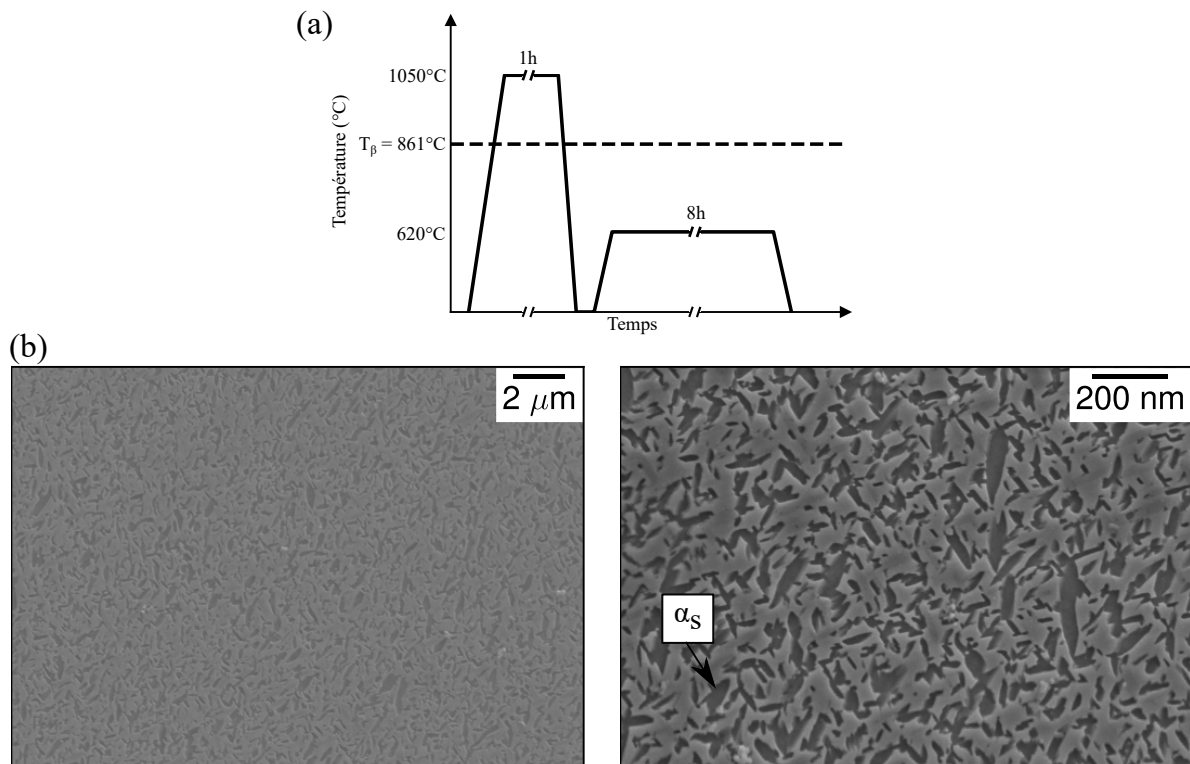


FIGURE II.6 – (a) Traitement thermique et (b) micrographies de la microstructure $55 \alpha_s$

Microstructure α nodulaire ($30 \alpha_{nod}$)

Une température de $795 \text{ }^\circ\text{C}$ a été choisie pour s'assurer de dissoudre toutes les lamelles (Figure II.7 (a)). Cette température correspond à un équilibre thermodynamique de 19% de phase α (cette fraction volumique est inférieure à celle des nodules dans la microstructure *brute de forgeage*). Après avoir réalisé ce revenu, un refroidissement lent de $795 \text{ }^\circ\text{C}$ à $755 \text{ }^\circ\text{C}$ est réalisé pendant 12 h. Cette température est une nouvelle fois déterminée pour que l'équilibre thermodynamique permette d'avoir 30% de phase α . Ce refroidissement lent correspond à un faible sous-refroidissement, ce qui favorise la croissance des particules de phase α plutôt que la germination. Cette deuxième étape est suivie d'une trempe à l'air. Le traitement thermique ne dépassant jamais la température T_β , la taille des grains β est inférieure à celle des microstructures présentées précédemment ($520 \text{ }\mu\text{m}$). La microstructure $30 \alpha_{nod}$ est illustrée sur la Figure II.7 (b).

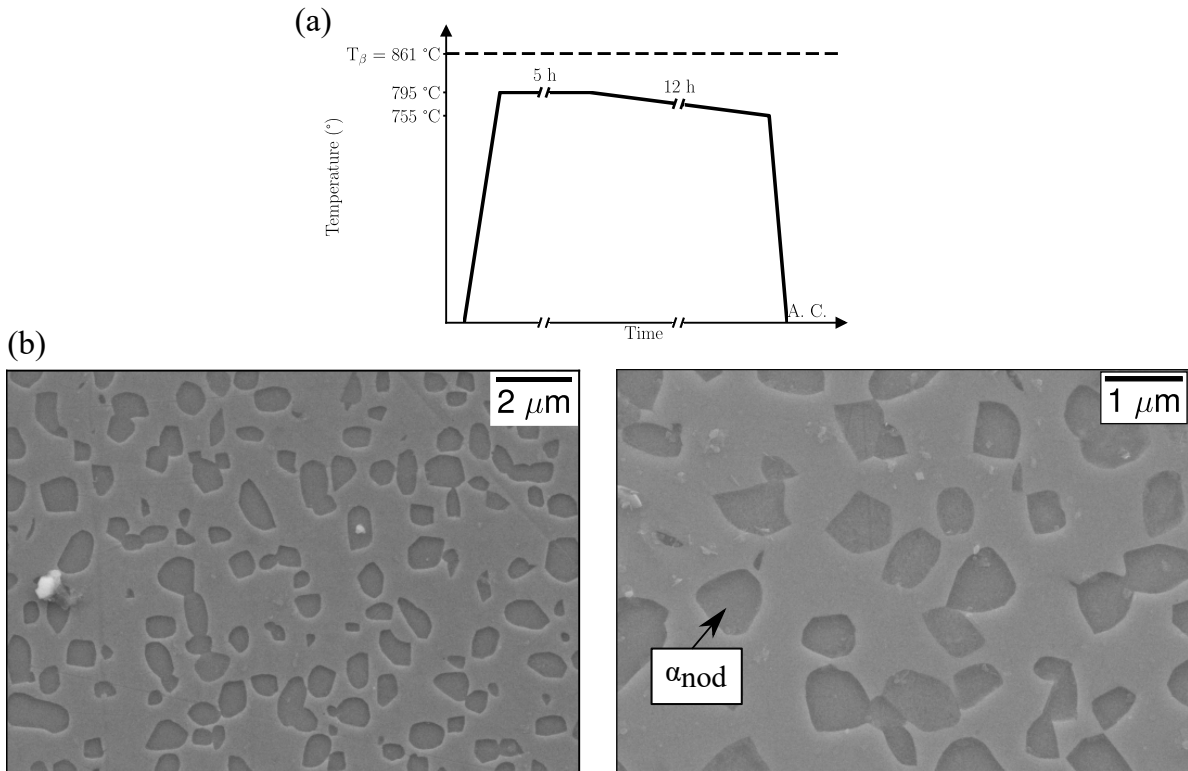


FIGURE II.7 – (a) Traitement thermique et (b) micrographies de la microstructure 30 α_{nod}

Microstructure bimodale (55 bimodale)

La génération de cette microstructure suit dans un premier temps une démarche similaire au traitement présenté au paragraphe précédent. La température de revenu est cette fois-ci fixée à 830 °C pour une durée de 5 h (Figure II.8 (a)). Afin de permettre la germination de particules de α_s , un revenu à 620 °C est effectué pendant 12 h avant une trempe à l'air qui conduit à une fraction volumique de phase α d'environ 55%. La taille de grains est de 462 μm . La microstructure obtenue est illustrée à l'aide de la Figure II.8.

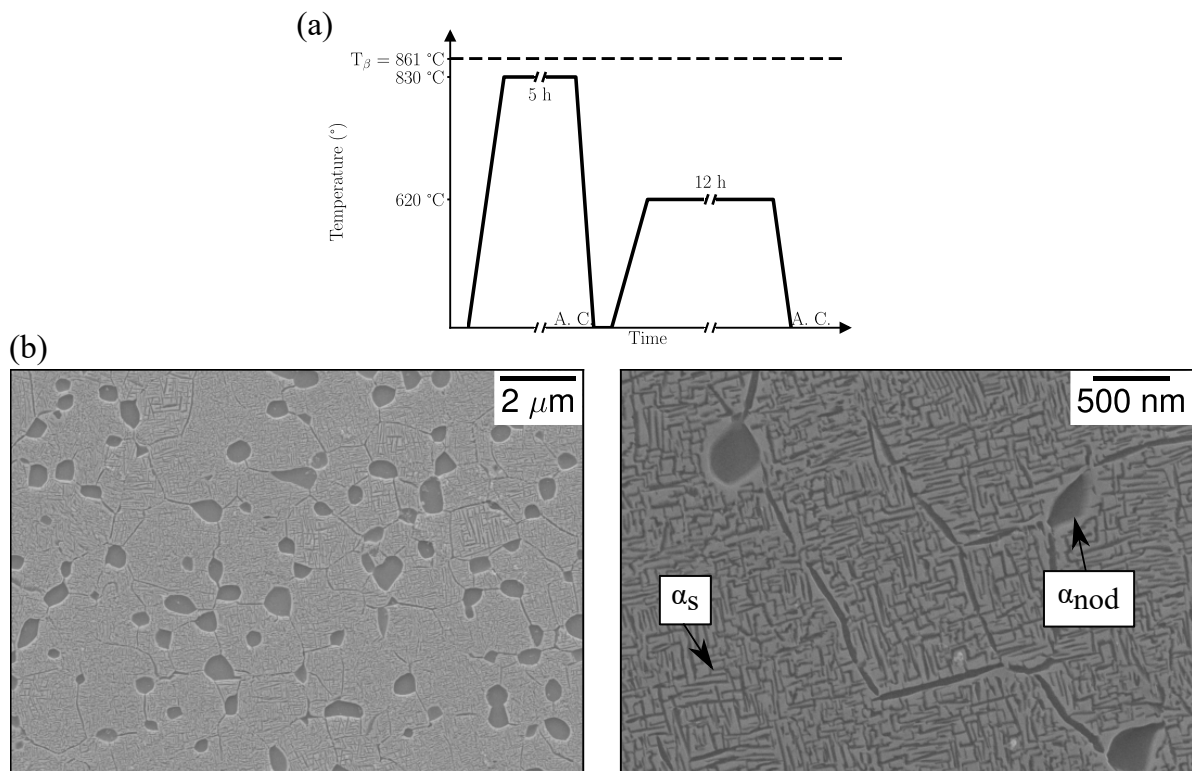


FIGURE II.8 – (a) Traitement thermique et (b) micrographies de la microstructure *55 bimodale*

II.1.3 Caractéristiques des microstructures modèles

Les mesures de la fraction volumique de phase α et de la taille des particules α ont été réalisées par Nicolas Chanfreau au CIRIMAT à partir d'observations métallographiques. La fraction volumique de phase α a été obtenue à l'aide d'un algorithme développé par ses soins. Le principe de ce dernier consiste à réaliser un seuillage d'images MEB afin de séparer les particules de phase α de la matrice β . Le ratio entre l'aire occupée par la phase α et l'aire totale de l'image obtenue donne ensuite la fraction volumique de phase α .

La taille des grains β est déterminée grâce à la méthode des interceptions introduite par Voort [1999]. Afin de déterminer la morphologie des particules de phase α , la longueur et la largeur des particules sont mesurées manuellement sur plus de 200 particules sélectionnées au hasard pour chaque microstructure (Figure II.9). L'aire moyenne des particules α est ensuite déterminée, en considérant la particule comme rectangulaire. La taille est alors définie comme étant la racine carrée de cette aire :

$$t_\alpha = \sqrt{A_\alpha}, \quad (\text{II.1})$$

avec t_α et A_α respectivement la taille et l'aire des particules de phase α . Cette grandeur permet alors de comparer entre elles les différentes particules et dans certains cas (lorsque la morphologie de la particule α est similaire) d'observer l'effet de taille des particules sur le comportement des microstructures.

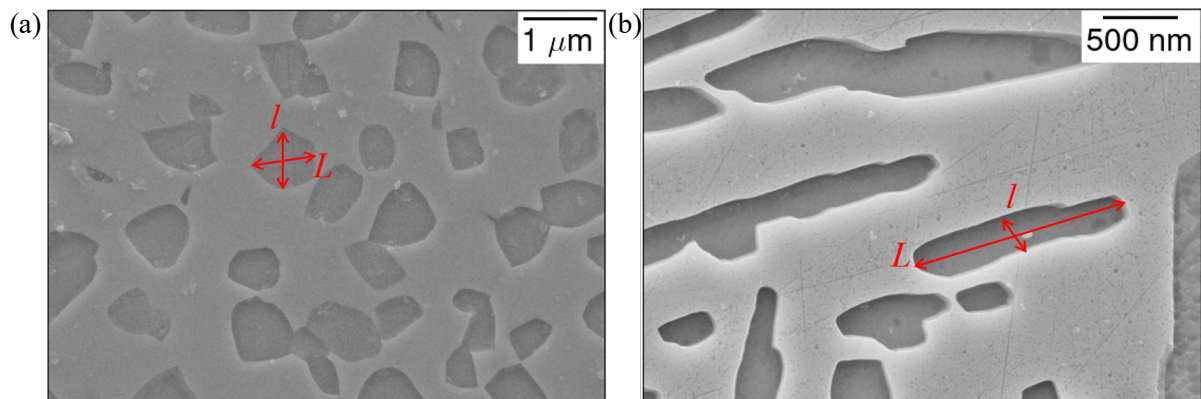


FIGURE II.9 – Mesure des dimensions d'une particule α pour les microstructures (a) $30 \alpha_{nod}$ et (b) $30 \alpha_{gb}$ avec l et L respectivement la largeur et la longueur associée.

Les caractéristiques de chaque microstructure sont listées dans le Tableau II.2. Les microstructures se distinguent les unes des autres au niveau de la fraction volumique de phase α et/ou de la morphologie des particules α . En effet, à partir de la microstructure initiale, les différents traitements thermiques permettent d'obtenir des microstructures avec des fractions volumiques de 0%, 30% ou 55% de phase α . Aussi, certaines particules α sont lamellaires (intergranulaire α_{gb+wgb} , intragranulaire α_{wi} ou secondaire α_s) et d'autres sont nodulaires α_{nod} . Si la majorité des microstructures étudiées sont monomodales, deux d'entre elles sont bimodales puisqu'elles contiennent des particules α nodulaires et lamellaires. Il convient également de remarquer que la taille des particules varie grandement. En particulier, les particules α lamellaires obtenues pour la microstructure $30 \alpha_{gb}$ sont relativement grossières avec une longueur moyenne et une largeur moyenne respectivement de 12,3 μm et 1,7 μm . A l'opposé, la précipitation secondaire permet à la microstructure

55 α_s de contenir des particules plus petites avec une longueur de seulement 0,3 μm et une largeur de 0,1 μm . Ces différences entre les morphologies sont illustrées dans la Figure II.10. En effet, les particules nodulaires et lamellaires sont respectivement représentées par des points ou des hachures alors que la taille des particules est indiquée selon le niveau de gris. Enfin, pour les particules lamellaires, différents facteurs de forme sont observés. La majorité d'entre elles possèdent un facteur de forme inférieur ou égal à 5 alors que les particules de α_{gb} et α_{wgb} sont caractérisées par un facteur supérieur à 7.

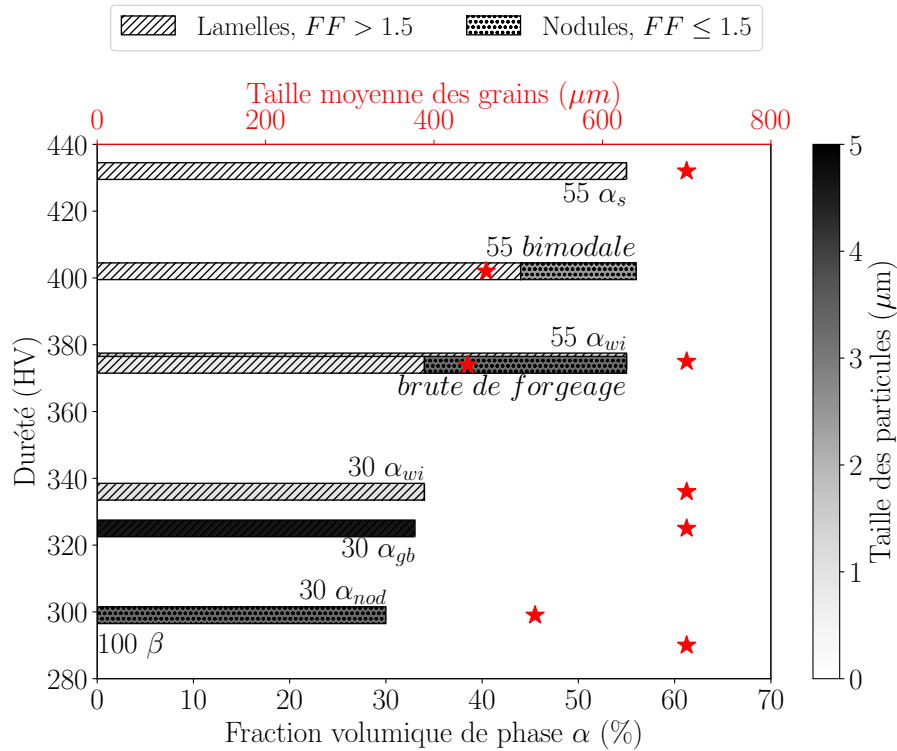


FIGURE II.10 – Comparaison de la dureté (HV1), de la fraction volumique de phase α , de la taille de grains β et de la taille des particules α . FF représente le facteur de forme des particules.

Pour la suite de ce travail, il est important de remarquer que l'impact de la fraction volumique de phase α peut être évalué en comparant des microstructures possédant des particules lamellaires intragranulaires (α_{wi}) pour lesquelles la fraction volumique de phase α_{wi} est égale à 0%, 30% ou 55%. Aussi, afin de quantifier l'impact de la morphologie des particules de phase α , il est intéressant de comparer les microstructures à fraction volumique de phase α fixe (30% ou 55%). En effet, à l'intérieur de ces groupes, la morphologie des particules varie assez notablement. Ainsi, pour la population possédant 30% de phase α , deux microstructures avec des particules lamellaires de tailles différentes et une troisième composée de particules nodulaires ont été générées (voir Figure II.10 et Tableau II.2). Pour les microstructures comportant 55% de phase α , deux d'entre elles sont monomodales et possèdent des particules α lamellaires de tailles différentes alors que les deux autres sont bimodales avec des fractions de phase α_{nod} et α lamellaires variables.

Nom	Morphologie et fraction volumique de phase α (%vol.)	Type de particules de phase α	Longueur moyenne des particules α (μm)	Largeur moyenne des particules α (μm)	Taille moyenne des particules α (μm)	Facteur de forme	Taille moyenne de grains β (μm)	Dureté (HV1)
100 β	0% α	n/a	n/a	n/a	n/a	n/a	700	290
30 α_{gb}	33% α_{gb+wgb}	Lamellaire	12,3	1,7	4,6	7,2	700	325
30 α_{nod}	30% α_{nod}	Equiaxe	3,5	2,4	2,9	1,5	520	299
30 α_{wi}	34% α_{wi}	Lamellaire	1	0,3	0,55	3,3	700	336
55 α_{wi}	55% α_{wi}	Lamellaire	1,6	0,4	0,8	4	700	375
55 α_s	55% α_s	Lamellaire	0,3	0,1	0,17	3	700	432
55 bimodale	12% $\alpha_{nod} +$	Equiaxe	2,4	1,6	2	1,5	462	402
	44% α_s	Lamellaire	0,5	0,1	0,2	5		
brute de forgeage	21% $\alpha_{nod} +$	Equiaxe	3,5	2,3	2,8	1,5	440	374
	34% ($\alpha_{wi} + \alpha_{gb}$)	Lamellaire	0,7	0,2	0,4	3,5		

TABLEAU II.2 – Liste des microstructures avec les duretés Vickers, fractions volumiques, morphologies et tailles des particules de phase α et taille de grains β .

Des mesures de dureté Vickers ont été réalisées pour chaque microstructure. Spécifiquement, dix mesures ont été réalisées avec une charge de 1 kg. À cause de la variété des microstructures générées, les duretés mesurées varient assez largement, de 290 HV1 à 432 HV1 (Figure II.10). Aussi, on constate que la dureté est d'autant plus grande que la fraction volumique de phase α est élevée (Figure II.10). Ces résultats sont cohérents avec ceux de Hansen [2004] qui montrent que la limite d'élasticité diminue lorsque la densité d'interfaces augmente. Pour une même morphologie, l'augmentation de la fraction volumique de phase α est accompagnée d'une plus grande densité d'interfaces, donc de la dureté. Cet effet est particulièrement visible si on compare les microstructures 100β , $30 \alpha_{wi}$ et $55 \alpha_{wi}$. Aussi, à fraction volumique constante, la densité d'interfaces augmente lorsque la taille des particules α diminue. Ainsi, la dureté de la microstructure $55 \alpha_s$ est plus importante que celle de la microstructure $55 \alpha_{wi}$.

II.2 Dispositif expérimental de rabotage

Comme explicitée dans le premier chapitre, la coupe orthogonale, et plus particulièrement le rabotage, est une configuration intéressante pour étudier la formation du copeau en usinage.

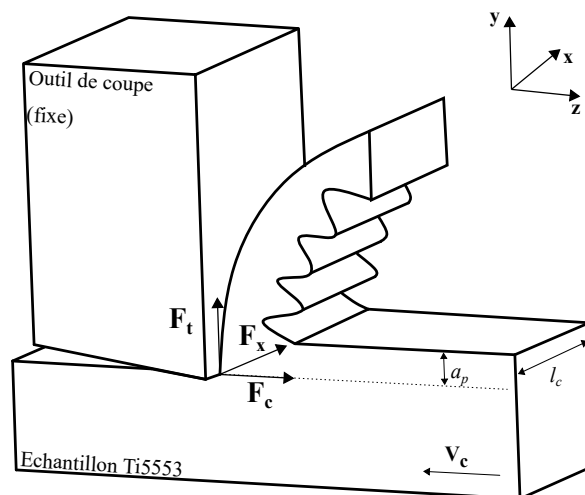


FIGURE II.11 – Principe de la coupe orthogonale

La Figure II.11 montre ce principe et permet de définir la profondeur de passe, la largeur de coupe et la vitesse de coupe respectivement appelées a_p , l_c et V_c . Le repère utilisé tout au long de l'étude est aussi spécifié. Dans la suite de ce manuscrit, les efforts dans la direction z (F_c) et y (F_t) seront appelés respectivement effort de coupe et effort tangentiel.

II.2.1 Banc d'essai instrumenté

Afin de réaliser les essais de rabotage, un banc instrumenté a été développé au sein du LAMPA. Une vue détaillée de celui-ci est exposée dans la Figure II.12 et un schéma est représenté dans la Figure II.13. Ce dispositif expérimental permet de réaliser des essais afin

de répondre à l'objectif principal de l'étude. En effet, comme détaillé dans les paragraphes suivants, il permet de mesurer les efforts mis en jeu au cours du rabotage, mais aussi de filmer la formation du copeau des deux côtés de l'éprouvette afin de tenter de mieux comprendre les phénomènes mis en jeu. De plus, la possibilité de réaliser des essais à différentes vitesses de coupe permet de quantifier l'impact de la vitesse sur l'usinage des différentes microstructures modèles.

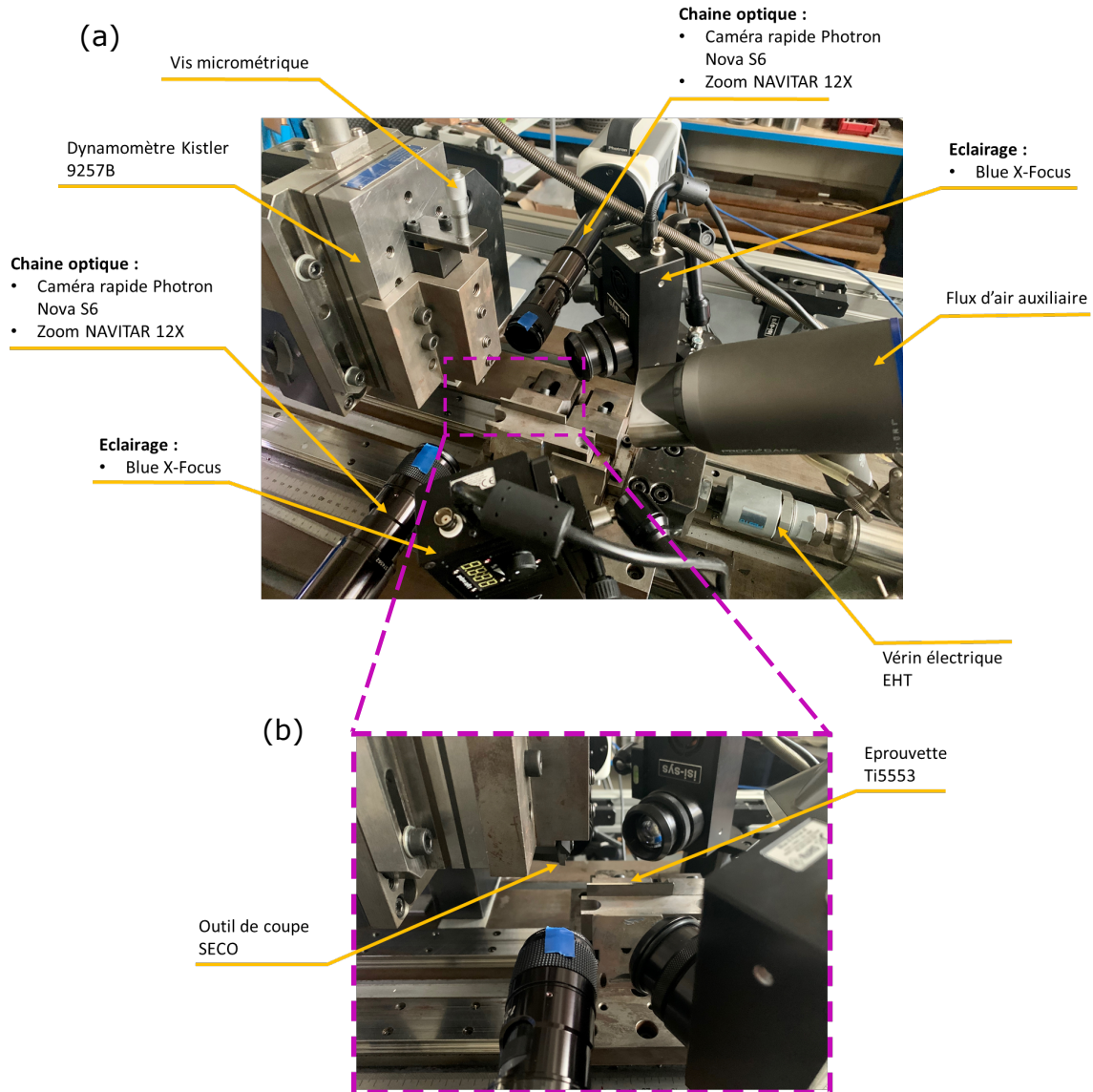


FIGURE II.12 – (a) Vue globale du dispositif expérimental servant à la coupe orthogonale (b) Vue locale de la zone de coupe

Afin d'obtenir des images de la formation du copeau de la meilleure qualité possible, des caméras rapides fixes sont utilisées. De ce fait, le banc instrumenté utilise un outil de coupe fixe vers lequel un vérin électrique vient pousser l'éprouvette testée.

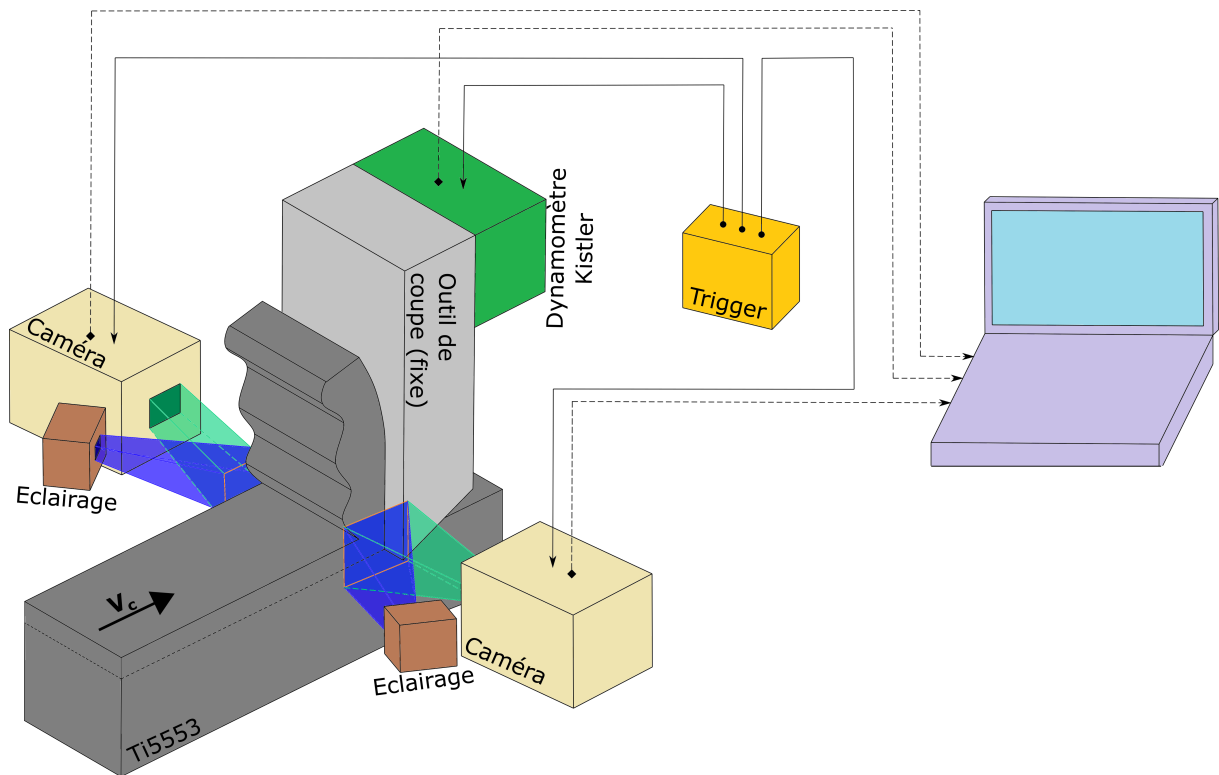


FIGURE II.13 – Schéma et principe d'acquisition du dispositif expérimental utilisé pour les essais de coupe orthogonale

Mouvement de l'éprouvette

Grâce à un vérin Parker ETH080, des vitesses de coupe jusqu'à $1700 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ($102 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$) peuvent être atteintes. L'accélération et la décélération du vérin respectivement au début et à la fin de l'essai sont fixées pour obtenir une opération de coupe à vitesse constante pendant l'usinage de l'échantillon. Afin d'être en mesure d'étudier l'influence de la vitesse de coupe sur la formation du copeau pour les différentes microstructures testées, les essais sont réalisés pour des vitesses allant de 50 à $400 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ (de 3 à $24 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$). Celles-ci sont proches de celles utilisées industriellement dans le cadre du procédé de brochage, voire supérieures pour les plus élevées [Mo *et al.*, 2005; Sela *et al.*, 2020]. Un manque de rigidité du banc empêche de réaliser des essais à des vitesses plus importantes. De plus, l'utilisation de grandes vitesses de coupe entraîne des difficultés supplémentaires pour l'observation des phénomènes en pointe d'outil où les caractéristiques des caméras peuvent être limitantes.

Outil de coupe

L'outil de coupe utilisé est le même pour tous les essais et est fourni par SECO Tools. Ses caractéristiques sont listées ci-dessous :

- *Matériau* : WC-Co non revêtu
- *Taux de cobalt* : 6%
- *Angle de coupe* : 0°
- *Angle de déviation* : $7,5^\circ$
- *Rayon d'arête* : Brut d'affutage ($15 \pm 5 \mu\text{m}$)

Profondeur de passe

Une vis micrométrique permet de fixer la profondeur de passe à la valeur souhaitée. Par la suite, l'étude de la coupe est effectuée avec une profondeur nominale fixée à 0,25 mm.

Acquisition des efforts

L'outil de coupe est fixé sur une table dynamométrique Kistler 9257B qui enregistre les différentes composantes de l'effort en pointe d'outil comme illustré sur la Figure II.11. La fréquence d'acquisition est fixée à 30 kHz afin de permettre une synchronisation avec les caméras rapides.

Dispositif d'imagerie

Deux caméras rapides (Photron NOVA S6) sont disposées de part et d'autre du bâti pour observer les deux surfaces latérales de l'échantillon. Néanmoins, puisque la formation du copeau est un phénomène spatialement très localisé (profondeur de passe a_p inférieure à 1 mm), il est nécessaire de coupler les dispositifs d'observations à des chemins optiques possédant un fort grossissement. Pour répondre à cette problématique, un zoom NAVITAR 12X a été associé à chaque caméra. Les copeaux des échantillons $100\ \beta$ sont de plus grandes tailles, un zoom moins important est alors utilisé. Deux résolutions sont donc prises en compte dans cette étude. Les microstructures biphasées sont observées avec une résolution de $2,9\ \mu\text{m}/\text{px}$ alors que la microstructure monophasée (β) est étudiée à l'aide d'une résolution de $3,5\ \mu\text{m}/\text{px}$. Ces résolutions représentent respectivement des surfaces d'observation de $1,485 \times 1,114\ \text{mm}^2$ et $1,792 \times 1,344\ \text{mm}^2$.

Pour être en mesure de réaliser des analyses par corrélation d'images numériques, il est important de minimiser le flou de mouvement dû au déplacement de l'échantillon pendant le temps d'intégration. Afin d'obtenir l'image la plus nette possible, il est nécessaire de travailler avec le temps d'intégration le plus court possible tout en gardant une luminosité suffisante. La Figure II.14 montre l'influence du temps d'intégration et des différentes vitesses de coupe testées. Le temps d'intégration est fixé à $33,33\ \mu\text{s}$. La zone grisée représente les choix impossibles à sélectionner avec la résolution choisie ($384 \times 512\ \text{px}^2$). Pour les vitesses de coupe les plus élevées, des déplacements allant jusqu'à 4,5 pixels au cours de l'intégration sont observés (Figure II.14). La littérature [Turrisi *et al.*, 2018; Zappa *et al.*, 2014] renseigne sur l'impact du flou cinétique. Dans ces études, il apparaît que pour un déplacement de cinq pixels entre deux images, l'erreur commise sur le déplacement est inférieure à 0,005 px alors que l'erreur aléatoire est de 0,07 px. Ces études permettent de valider la possibilité de réaliser les essais avec les paramètres précisés précédemment. Si un temps d'intégration plus court diminue cette erreur, il provoque également un assombrissement de la scène.

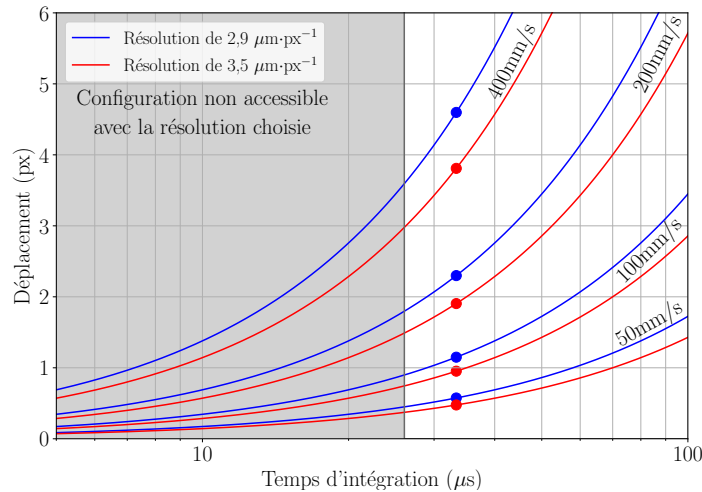


FIGURE II.14 – Influence du temps d’intégration et de la vitesse de coupe sur le déplacement d’un point matériel

Synchronisation des données

Comme illustré par la Figure II.13, un déclencheur (trigger) est utilisé afin de synchroniser l’acquisition des deux caméras et du dynamomètre Kistler. Grâce à ce système, il est possible d’associer à chaque point d’effort mesuré les deux images issues des caméras.

Gestion de la fumée

Un flux d’air auxiliaire est installé sur le banc afin de limiter au maximum l’impact de fumée au cours de l’essai provenant de résidus gras présents sur l’échantillon. Cela permet d’éviter l’accumulation de fumée qui gêne l’acquisition des images lors d’un essai de rabotage.

Éclairage

En imagerie rapide, l’utilisation d’un éclairage adéquat est essentielle, *a fortiori* pour réaliser des analyses par corrélation d’images. Pour cette étude, le banc instrumenté est équipé de deux systèmes d’éclairages LED Blue-X-Focus qui fournissent un éclairage focalisé sur la région d’intérêt tout au long de la durée de l’essai (Figure II.13). Afin d’obtenir des images avec un contraste satisfaisant, la puissance de l’éclairage est ajustée pour chaque microstructure.

II.2.2 Préparation des éprouvettes

Pour observer les deux faces latérales de la coupe, l’éprouvette utilisée possède les dimensions nominales suivantes : $40 \text{ mm} \times 65 \text{ mm} \times 2,5 \text{ mm}$ comme représentées dans la Figure II.15. L’analyse par corrélation d’images numériques nécessite une surface possédant un motif aléatoire. Dans cette étude, une attaque chimique à l’aide d’une solution corrosive ($10\text{H}_2\text{SO}_4 + 5\text{HF} + 85 \text{ H}_2\text{O} \%$ vol.) est réalisée après une étape de polissage pour révéler la microstructure. La Figure II.15 montre un exemple d’une image obtenue pendant la coupe pour la microstructure $55 \alpha_{wi}$.

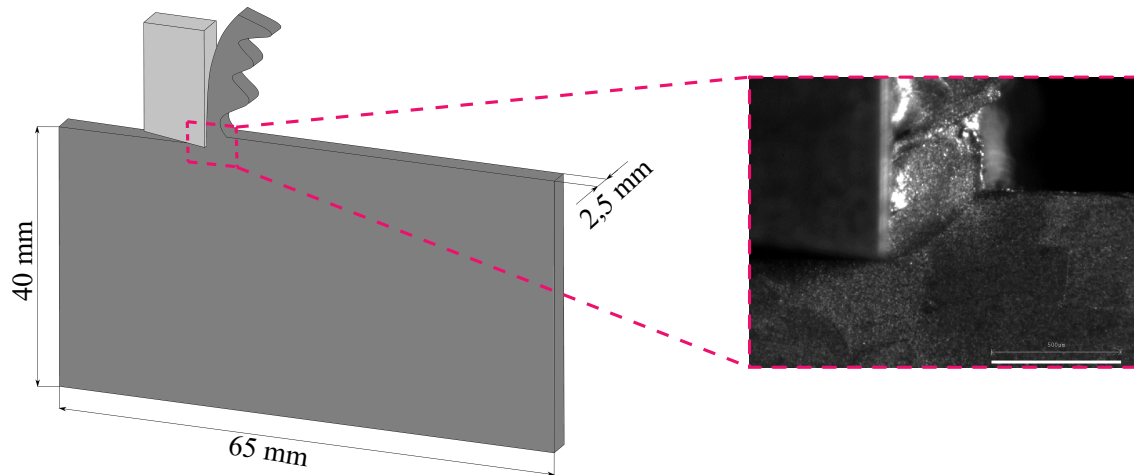


FIGURE II.15 – Géométrie de l'éprouvette et image obtenue avec le dispositif expérimental pour la microstructure $55 \alpha_{wi}$

Les conditions extrêmes (fortes déformations et températures élevées) que subit le matériau permettent difficilement d'y apposer un mouchetis. C'est pourquoi la microstructure révélée suite à l'attaque chimique est utilisée comme mouchetis pour la corrélation d'images. Les différences de morphologie et de fraction volumique de phase α entraînent des variations sur le "mouchetis microstructural" utilisé. Afin de quantifier la qualité de ces motifs, l'approche basée sur le gradient local de niveau de gris introduite par Pan *et al.* [2010] est utilisée. Les Figure II.16 et Figure II.17 illustrent la qualité des mouchetis obtenus. Pour chaque microstructure, cette grandeur appelée MIG (et notée δ_f) est calculée pour au moins 25 images. Elle permet alors d'attester de la présence ou non d'une texture susceptible d'être performante pour la corrélation d'images numériques. La vitesse de coupe et le temps d'intégration de la caméra sélectionnés sont respectivement fixés à $100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ et $1/30000 \text{ s}$. Il est possible de remarquer que de fortes différences sont observées entre les différentes microstructures modèles. Il est intéressant de noter que les microstructures qui possèdent le moins de contraste contiennent les particules de phase α les plus grandes ($30 \alpha_{gb}$ et $30 \alpha_{nod}$) ou les plus petites ($55 \alpha_s$). La microstructure 100β possède une valeur de MIG élevée. Cependant, la corrélation d'images peut être rendue délicate de par la formation d'une phase martensitique ou de mâcles lors de la coupe, comme observée dans les travaux de Boubaker [2019].

Les valeurs de MIG obtenues sont supérieures ou proches de celles observées dans les travaux de Harzallah [2018], qui trouve un MIG $\delta_f = 10,52$ compatible avec l'analyse par corrélation d'images. Dans la mesure où l'éclairage est performant, où les motifs ne sont pas trop déformés entre deux images et où aucun changement microstructural n'apparaît lors de la coupe, il semble que les mouchetis obtenus conviennent à l'analyse par corrélation d'images numériques.

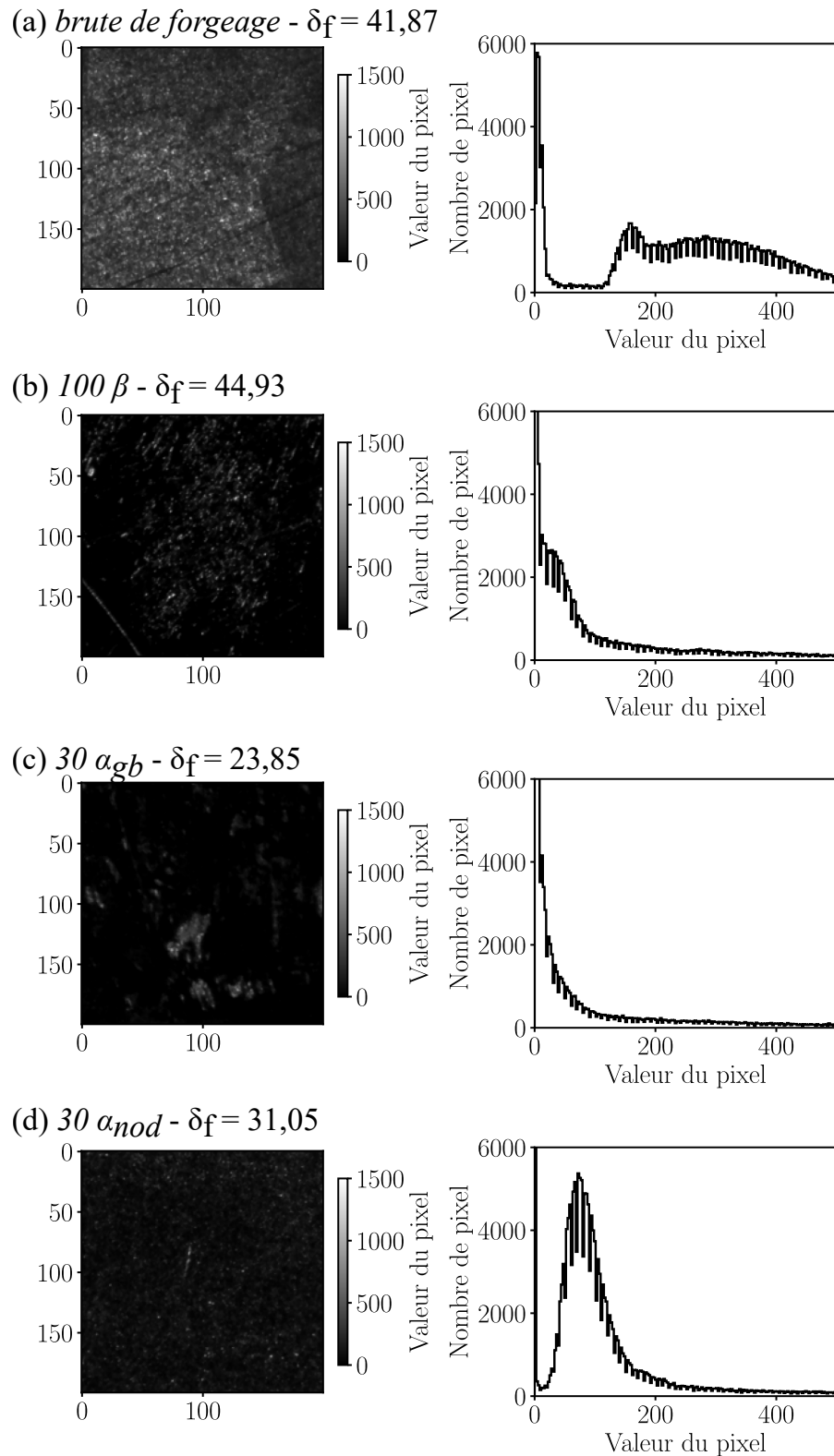


FIGURE II.16 – Mouchetis observé, histogramme et coefficient MIG δ_f respectivement pour différentes microstructures (a) *brute de forgeage*, (b) *100 β* , (c) *30 α_{gb}* , (d) *30 α_{nod}*

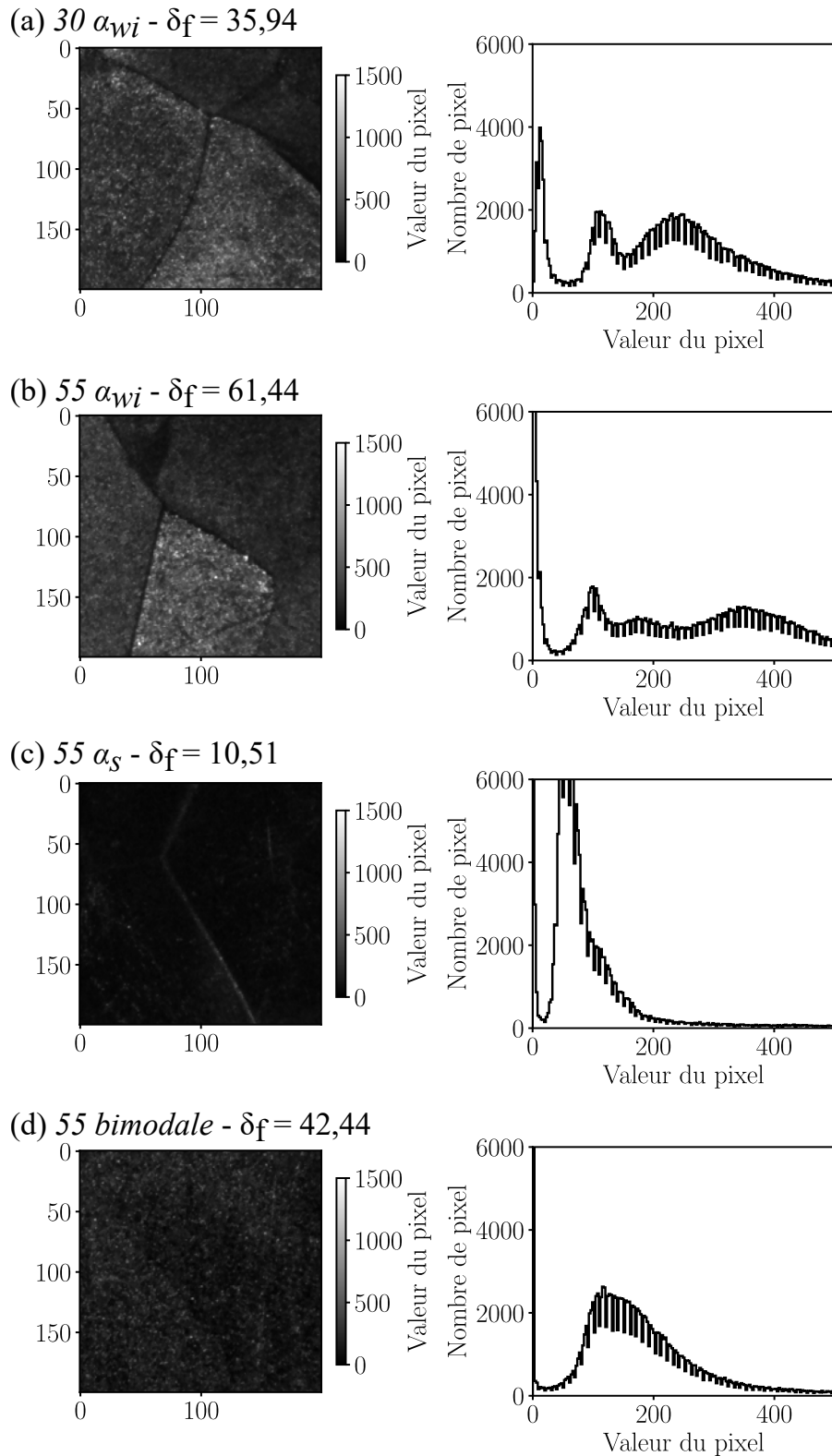


FIGURE II.17 – Mouchetis observé, histogramme et coefficient MIG δ_f respectivement pour différentes microstructures (a) $30 \alpha_{wi}$, (b) $55 \alpha_{wi}$, (c) $55 \alpha_s$, (d) 55 bimodale

II.2.3 Observations préliminaires

Dans un premier temps, des essais préliminaires de rabotage ont été effectués à une vitesse de coupe de $100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ (soit $6 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$) et une profondeur de passe de $0,25 \text{ mm}$. L'observation *post-mortem* à l'aide d'une loupe binoculaire de la face supérieure des copeaux obtenus a permis de mettre en évidence l'hétérogénéité du copeau dans la largeur de coupe (Figure II.18). En effet, la formation d'un feston ne se fait pas de manière homogène dans toute la largeur du copeau. En particulier, on observe parfois des festons qui ne s'étendent pas sur toute la largeur de coupe (*e.g.* Figure II.18 (a), (d), (e), (f), (g)) mais aussi des festons dont la propagation n'est pas perpendiculaire à la face latérale de l'échantillon (*e.g.* Figure II.18 (b), (c), (e), (h)).

Le phénomène d'hétérogénéité du feston est visible pour toutes les microstructures testées. Il est dû à la présence de grains β de grandes dimensions qui favorisent les gradients de comportement. Cela semble indiquer que la microstructure locale joue un rôle prépondérant dans la formation du copeau. Aussi, puisque ce processus ne se déroule pas à l'identique sur les deux faces, la stratégie de positionner deux caméras de part et d'autre de l'échantillon semble justifiée et pertinente afin de recueillir un maximum d'informations.

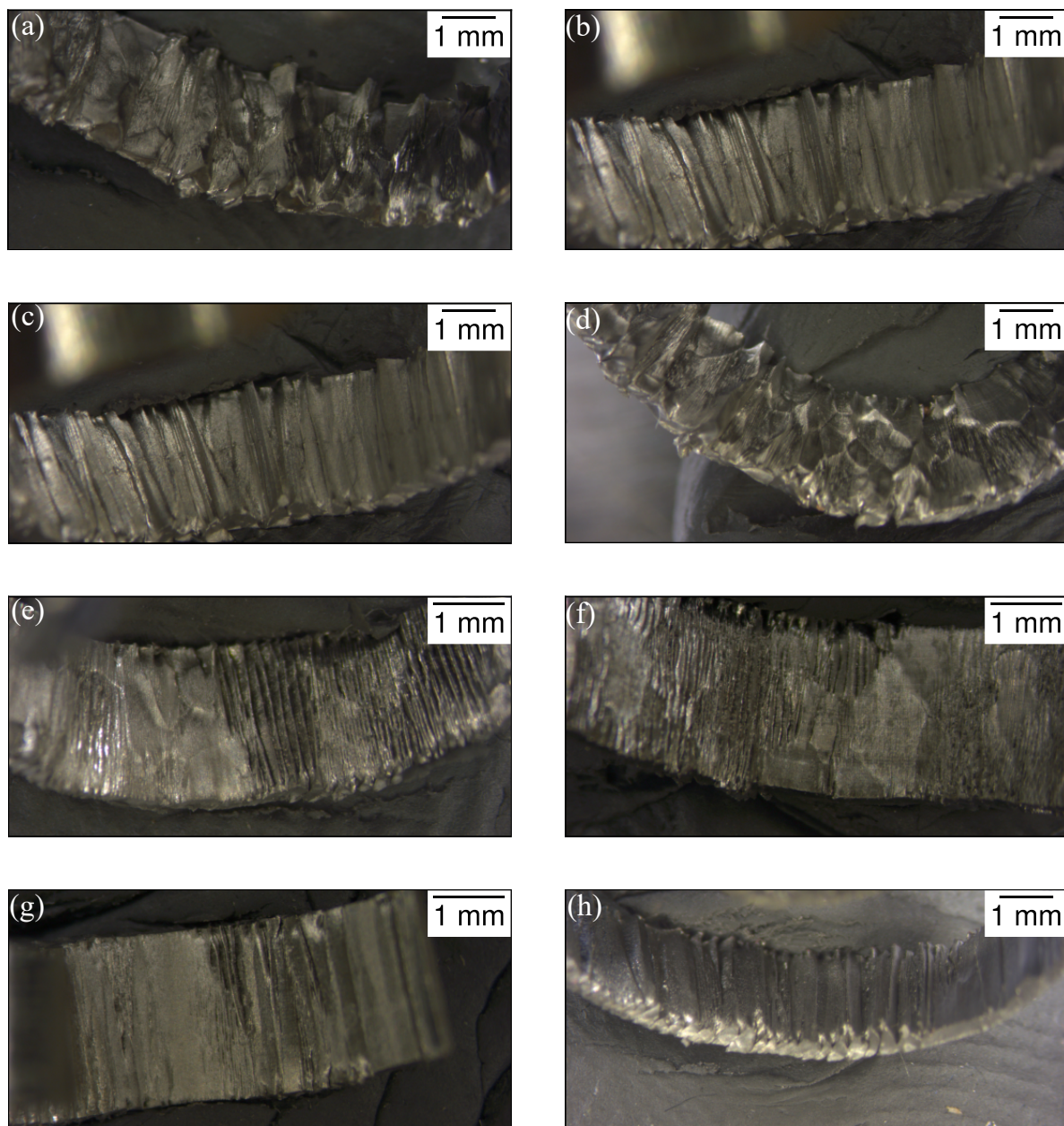


FIGURE II.18 – Vue de la face supérieure du copeau pour des essais à $V_c = 100 \text{ mm.s}^{-1}$ respectivement pour (a) 100β , (b) $30 \alpha_{gb}$, (c) $30 \alpha_{nod}$, (d) $30 \alpha_{wi}$, (e) $55 \alpha_{wi}$, (f) $55 \alpha_s$, (g) 55 bimodale, (h) brute de forgeage

II.3 Bilan

Afin d'étudier l'impact de la microstructure de l'alliage Ti5553 sur le processus de formation du copeau, la stratégie retenue consiste à réaliser des essais de rabotage sur différentes microstructures de cet alliage. Les huit microstructures étudiées ont été présentées dans la première partie de ce chapitre. À l'exception de la microstructure initiale, les différentes microstructures ont été obtenues à partir de plusieurs traitements thermiques. Ces différentes microstructures doivent permettre d'étudier l'impact de la fraction volumique de phase α , de la forme des particules α ainsi que de leur taille sur la formation du copeau.

Pour l'étude de la formation du copeau, un dispositif expérimental de rabotage a été développé. Puisque le copeau n'est pas homogène dans le sens de la largeur de coupe, le dispositif inclut deux caméras qui permettent d'observer les deux faces latérales d'un échantillon lors d'une opération de coupe. Aussi, un dynamomètre permet de mesurer les trois composantes de l'effort de coupe pendant un essai de rabotage. Grâce à une acquisition, des images et des efforts de coupe, synchronisée, il est possible d'étudier le lien entre les efforts de coupe et la morphologie des copeaux, mais aussi de la vitesse de coupe.

Le Tableau II.4 résume les paramètres utilisés pour l'acquisition des données au cours des essais de rabotage réalisés dans cette étude.

Microstructure	Caméras rapide PHOTRON NOVA S6				Dynamomètre Kistler 9257B
	Fréquence d'acquisition (s^{-1})	Temps d'intégration (μs)	Résolution ($\mu m/px$)	Surface observée (mm^2)	
Microstructures biphasées	30000	33,33	2,9	$1,485 \times 1,114$	Fréquence d'acquisition (Hz) 30000
Microstructure monophasée	30000	33,33	3,5	$1,792 \times 1,344$	30000

TABLEAU II.4 – Synthèse des paramètres choisis pour le dispositif expérimental

Chapitre III

Post-traitement des essais de rabotage

Les huit différentes microstructures de l'alliage Ti5553, ainsi que le dispositif expérimental de coupe orthogonale, ont été détaillés au chapitre précédent. Pour un essai de coupe, ce dispositif fournit l'évolution des efforts ainsi que des images montrant la formation des copeaux en pointe d'outil.

Afin d'utiliser ces données pour discuter du rôle de la microstructure et la vitesse de coupe sur la formation du copeau, il convient de disposer d'outils de post-traitement capables de fournir des indicateurs globaux. Ce troisième chapitre dresse la liste des méthodes employées pour analyser les données acquises lors de la campagne expérimentale. Un accent particulier est mis sur le post-traitement des efforts et des images de la zone de coupe capturés simultanément pour diverses conditions de coupe.

Sommaire

II.1	Présentation du matériau et des microstructures	34
II.1.1	Microstructure initiale	34
II.1.2	Microstructures modèles	34
II.1.3	Caractéristiques des microstructures modèles	42
II.2	Dispositif expérimental de rabotage	45
II.2.1	Banc d'essai instrumenté	45
II.2.2	Préparation des éprouvettes	49
II.2.3	Observations préliminaires	53
II.3	Bilan	55

III.1 Interprétation des efforts

Afin de caractériser la réponse de chaque microstructure pendant la coupe, les efforts appliqués en pointe d'outil sont enregistrés. Ces derniers sont intimement liés au volume de matière déformé. Des variations dans la profondeur de passe et la largeur de coupe sont donc susceptibles d'affecter les efforts mesurés. Malgré l'utilisation d'une vis micrométrique, le banc d'essai ne permet pas de maîtriser la profondeur de passe avec exactitude. Aussi, après la découpe des éprouvettes par électroérosion, ces dernières présentent une courbure due à la relaxation des contraintes résiduelles. Cette non-planéité, bien que compensée au cours du polissage qui suit la découpe, aboutit à des éprouvettes de largeurs différentes. Même si les variations pour ces deux grandeurs sont faibles (les profondeurs de passe et les largeurs de coupe varient respectivement entre 200 et 280 μm et 2 et 2,6 mm), il est néanmoins nécessaire de normaliser les efforts pour s'affranchir de l'effet de ces fluctuations. Cette procédure de normalisation, qui limite l'effet des variations dimensionnelles, permet de se concentrer sur le rôle de la microstructure. Dans la suite de cette section, les efforts bruts mesurés sont nommés F_c'' et F_t'' .

III.1.1 Relation entre effort et profondeur de passe

Afin d'analyser l'influence de la profondeur de passe sur les efforts enregistrés, une série d'essais préliminaires à différentes profondeurs de passe, pour une même microstructure, a été réalisée. La microstructure, arbitrairement choisie, est la microstructure initiale *brute de forgeage*. La vitesse de coupe a été fixée à $V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$.

Les profondeurs de passe visées pour les différents essais sont comprises entre 50 et 300 μm . La profondeur de passe réelle est mesurée manuellement sur les images obtenues par les caméras rapides. Cette mesure est possible grâce à une calibration préalable à l'aide d'une mire micrométrique. Dans la Figure III.1, la droite issue d'une régression linéaire appliquée aux efforts mesurés, ainsi que les enveloppes correspondant à $\pm 5\%$, $\pm 10\%$ et $\pm 15\%$ d'erreur sur la pente de la tendance déterminée, sont représentées.

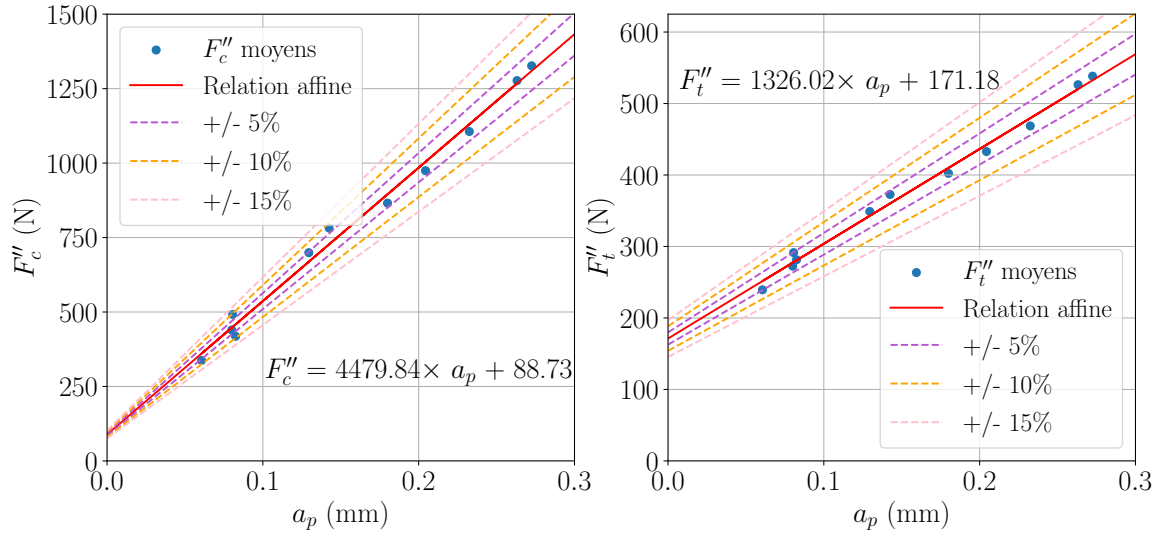


FIGURE III.1 – Relation entre efforts de coupe (F_c'') et tangentiel (F_t'') en fonction de la profondeur de passe a_p

Les deux composantes des efforts sont contenues dans une enveloppe de $\pm 10\%$ autour de la droite de régression linéaire. Il existe donc un lien fort entre les efforts mesurés et la profondeur de passe. Sur la plage de profondeur considérée, une relation affine entre la profondeur de passe et les efforts est observée (Figure III.1). Pour une profondeur de passe proche de $250 \mu\text{m}$, les efforts de coupe mesurés sont proches de 1200 N . L'ordonnée à l'origine, inférieure à 100 N pour l'effort de coupe, est donc relativement faible. Une relation linéaire peut alors être considérée entre l'effort de coupe F_c'' et la profondeur de passe a_p :

$$F_c'' = A_c \times a_p \quad (\text{III.1})$$

avec $A_c = 4941,46 \text{ N}\cdot\text{mm}^{-1}$. Sur la plage d'intérêt (de 200 à $280 \mu\text{m}$), la Figure III.2 montre que l'erreur réalisée par une approximation linéaire par rapport à l'approximation affine est de l'ordre de 5% .

Pour l'effort tangentiel F_t'' , on constate que l'ordonnée à l'origine est importante devant les efforts obtenus sur la plage de profondeur de passe utilisée lors des essais (Figure III.2). L'impact de la profondeur de passe sur l'effort tangentiel est donc décrit par une relation affine :

$$F_t'' = A_t \times f + B_t \quad (\text{III.2})$$

avec $A_t = 1326.02 \text{ N}\cdot\text{mm}^{-1}$ et $B_t = 171,18 \text{ N}$. Les résultats obtenus pour cette microstructure sont pris comme référence pour la normalisation des efforts associés aux huit microstructures étudiées dans ce manuscrit.

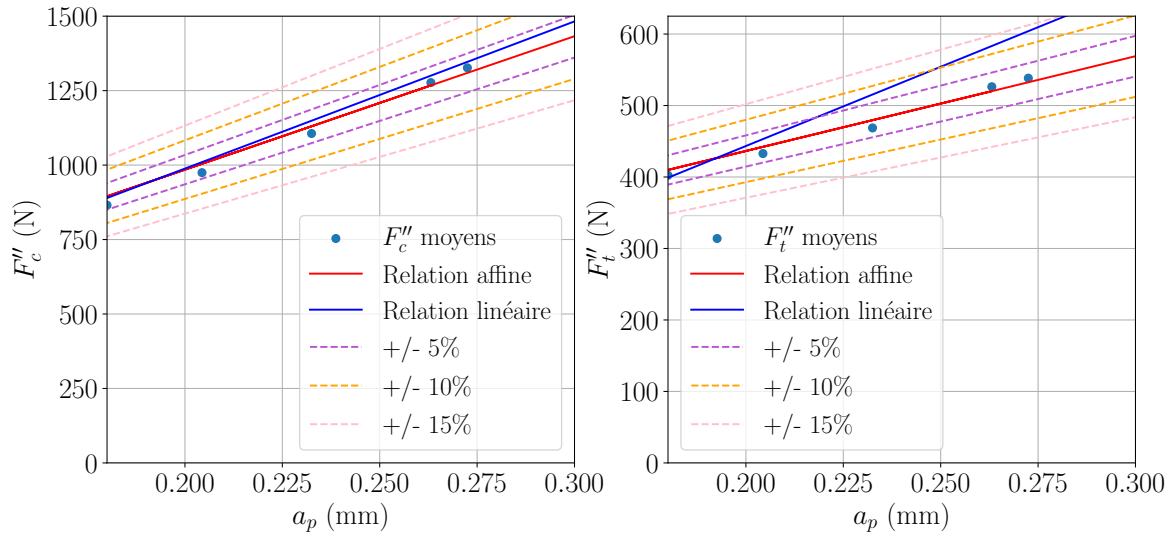


FIGURE III.2 – Évaluation des approximations linéaire et affine pour l'effort de coupe F_c'' et l'effort tangentiel F_t'' en fonction de la profondeur de passe a_p

III.1.2 Relation entre effort et largeur de coupe

La profondeur de passe n'est pas l'unique paramètre pouvant varier selon l'essai. En effet, la découpe des éprouvettes conduit à des différences dans la largeur de coupe (de 2 à 2,6 mm) entre les éprouvettes. Afin de disposer d'une procédure de normalisation vis-à-vis de la largeur de coupe, des essais sur une éprouvette dite en "escalier" (Figure III.3) ont été réalisés. Les efforts mesurés sont normalisés par rapport à la profondeur de passe selon les relations déterminées à la section III.1.1. Ils sont notés F_c' et F_t' .

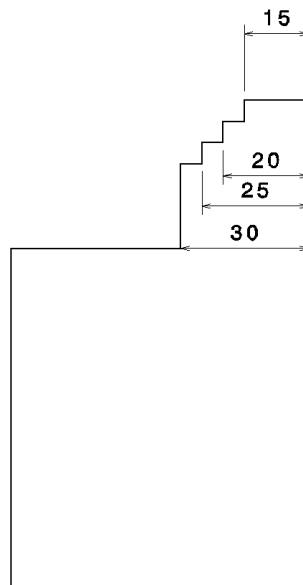


FIGURE III.3 – Géométrie de l'éprouvette utilisée afin de déterminer l'influence de la largeur de coupe sur les efforts mesurés

La Figure III.4 présente les valeurs des efforts normalisés vis-à-vis de la profondeur de passe, en fonction de la largeur de coupe. Une droite de régression linéaire, ainsi que les enveloppes d'erreurs, respectivement pour $\pm 5\%$, $\pm 10\%$ et $\pm 15\%$, sont également représentées.

De manière semblable aux résultats obtenus pour la profondeur de passe, on constate qu'un modèle linéaire permet de représenter correctement l'effet de la largeur de coupe sur l'effort de coupe normalisé F'_c :

$$F'_c = A'_c \times l_c \quad (\text{III.3})$$

avec $A'_c = 640,68 \text{ N}\cdot\text{mm}^{-1}$. Pour l'effort tangentiel normalisé F'_t , l'approximation linéaire engendre des erreurs relatives importantes, une approximation affine est donc adoptée pour considérer l'effet de la largeur de coupe l_c :

$$F'_t = A'_t \times l_c + B'_t \quad (\text{III.4})$$

avec $A'_t = -273,30 \text{ N}\cdot\text{mm}^{-1}$ et $B'_t = -267,65 \text{ N}$.

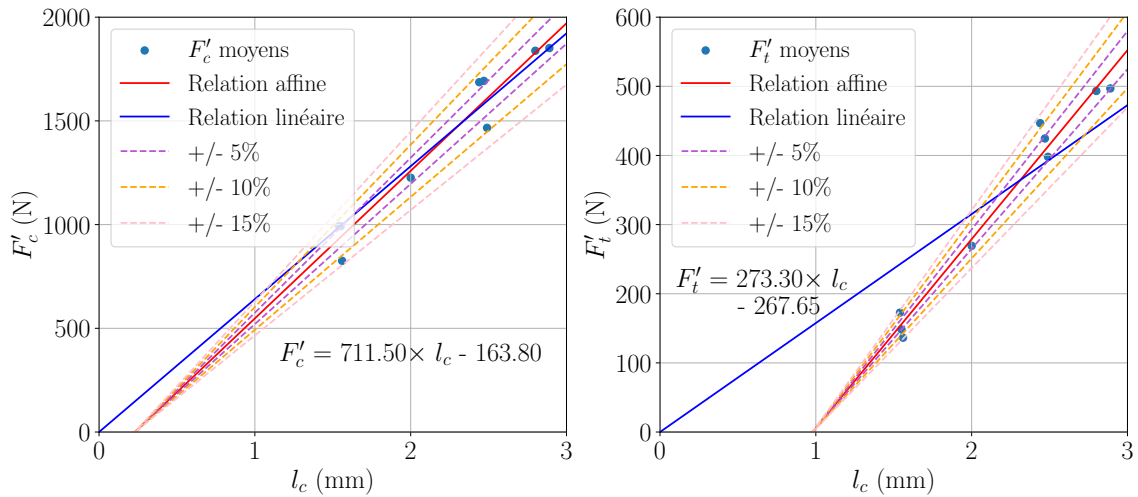


FIGURE III.4 – Relation entre efforts normalisés vis-à-vis de la profondeur de passe a_p de coupe (F'_c) et tangentiel (F'_t) en fonction de la largeur de coupe l_c

III.1.3 Traitement des efforts

Avant de normaliser les différents efforts, il est nécessaire de compenser une possible dérive de la mesure due aux capteurs piézoélectriques. Pour ce faire, une moyenne est réalisée sur les cent premiers et derniers points de l'enregistrement (avant et après le passage de l'outil dans la matière), qui correspondent à un effort théorique nul. Une correction linéaire est ensuite appliquée aux efforts pour compenser un possible offset ainsi que la dérive.

Les sections précédentes (III.1.1 et III.1.2) ont permis d'établir le lien entre la profondeur de passe (a_p), la largeur de coupe (l_c) et les efforts enregistrés (F''_c et F''_t). La profondeur de passe et la largeur de coupe possèdent respectivement une valeur nominale de $a_p = 0,25 \text{ mm}$ et $l_c = 2,5 \text{ mm}$. La normalisation des efforts consiste alors à estimer, à partir des efforts

mesurés F_c'' et F_t'' , pour une profondeur de passe mesurée a_p'' et une largeur de coupe mesurée l_c'' , les efforts F_c et F_t correspondant aux conditions nominales.

L'effort de coupe F_c normalisé est obtenu à partir de l'effort de coupe mesuré F_c'' grâce à une relation linéaire :

$$F_c = F_c'' \times \frac{a_p}{a_p''} \times \frac{l_c}{l_c''} \quad (\text{III.5})$$

L'effort tangentiel F_t est normalisé à partir des approximations affines discutées précédemment :

$$F_t = \frac{l_c}{l_c''} \times [(F_t'' - B_t) \times \frac{a_p}{a_p''} + B_t] + B_t' \quad (\text{III.6})$$

où B_t et B_t' sont les grandeurs déterminées à l'aide des procédures présentées aux paragraphes III.1.1 et III.1.2.

Dans la suite du manuscrit, afin de s'affranchir des effets de bords dus à l'entrée ou à la sortie de l'outil dans la matière, les dix premiers et derniers millimètres d'un essai de rabotage, dont la longueur totale est de l'ordre de 65 mm, ne sont pas pris en compte dans le traitement des efforts.

III.2 Interprétation quantitative des images

Si l'analyse des efforts est essentielle pour comprendre les phénomènes contrôlant la formation du copeau, ils ne permettent pas d'appréhender la variété des phénomènes présents pendant la coupe. Le dispositif expérimental inclut donc deux caméras rapides qui fournissent des images de la formation du copeau sur les deux faces latérales d'une éprouvette.

La méthode de post-traitement des images obtenues est détaillée dans les paragraphes qui suivent. Cette méthode doit fournir un ensemble d'indicateurs qui permettent de comparer les différentes microstructures du point de vue de la formation du copeau. Dans cette étude, des caractéristiques spécifiques (*e.g.* l'angle de cisaillement φ , l'épaisseur du copeau e et la vitesse d'écoulement V_e) sont déterminées à l'aide des images enregistrées. L'angle de cisaillement ainsi que l'épaisseur du copeau permettent d'obtenir des informations sur la morphologie du copeau généré au cours des essais de coupe orthogonale. La vitesse d'écoulement, quant à elle, renseigne sur la cinétique de l'enlèvement de matière.

III.2.1 Analyse par corrélation d'images numériques

L'analyse des champs de déformation en coupe orthogonale représente un moyen efficace pour observer et comprendre les phénomènes en pointe d'outil. Les développements technologiques récents permettent d'estimer les déformations dans les différentes zones de coupe, quand bien même ces zones sont petites. Cependant, les mesures de déformation ne sont pas systématiquement réalisables. En effet, les grandes déformations observées peuvent entraîner des modifications brutales du motif à suivre entre deux images ; le motif n'est alors plus reconnaissable. C'est dans cette optique qu'une approche par corrélation d'images numériques incrémentale est généralement privilégiée. Malgré des erreurs plus

importantes [Pan *et al.*, 2012], elle permet de maximiser les chances de suivre le motif, et donc, de remonter aux champs de déformation. Dans la littérature, plusieurs auteurs [Pottier *et al.*, 2014; Harzallah *et al.*, 2018; Baizeau *et al.*, 2017; Meurer *et al.*, 2020; Thimm *et al.*, 2021; Zhang *et al.*, 2021] ont utilisé cette technique afin d'analyser les phénomènes présents en pointe d'outil. Les études par corrélation d'images présentées dans ce manuscrit utilisent également cette technique. Ces études ont été réalisées à l'aide du logiciel VIC-2D avec une taille de facettes fixée à 17 px pour l'ensemble des microstructures.

La formation d'un feston en coupe orthogonale génère des bandes dans lesquelles les déformations se localisent. Pottier *et al.* [2014] et Harzallah *et al.* [2017] ont estimé que des déformations de cisaillement existaient au sein de la bande de cisaillement primaire, ce qui permet de la localiser. Une fois la bande de cisaillement primaire localisée, il est possible de manuellement déterminer l'angle de cisaillement comme illustré sur la Figure III.5.

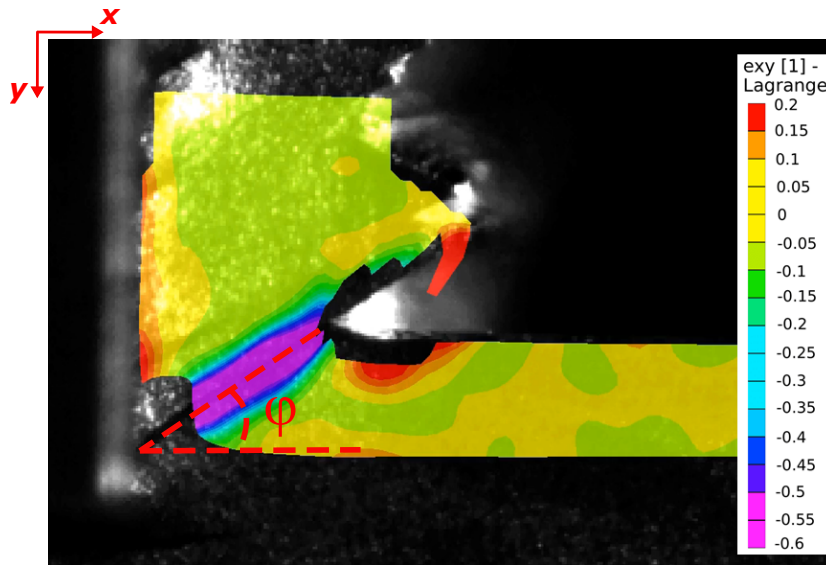


FIGURE III.5 – Détermination de l'angle de cisaillement par corrélation d'images

La vitesse de déplacement selon la direction normale à la face supérieure de l'échantillon est appelée vitesse d'écoulement (V_e). Cette grandeur peut être déterminée grâce à l'analyse du copeau déjà formé (Figure III.6). À l'instant t_1 , toutes les facettes présentes à l'ordonnée y_1 sont déterminées. Par la suite, ces mêmes facettes sont recherchées au sein des images suivantes jusqu'à ce qu'elles atteignent l'ordonnée y_2 . Connaissant le temps que chaque facette prend pour parcourir la distance entre les ordonnées y_1 et y_2 , il est alors possible de calculer la vitesse d'écoulement du copeau à chaque instant de la coupe par une opération de moyenne sur les facettes analysées :

$$V_e(t_1) = \frac{1}{n} \sum_i \frac{d_{A_i}(y_1, y_2)}{t_{2A_i} - t_1} \quad (\text{III.7})$$

où n est le nombre de facettes analysées, A_i la facette d'indice i , t_1 l'instant initial, t_{2A_i} l'instant auquel la facette est à l'ordonnée y_2 et $d_{A_i}(y_1, y_2)$ la distance réelle parcourue par la facette entre les deux instants t_1 et t_{2A_i} .

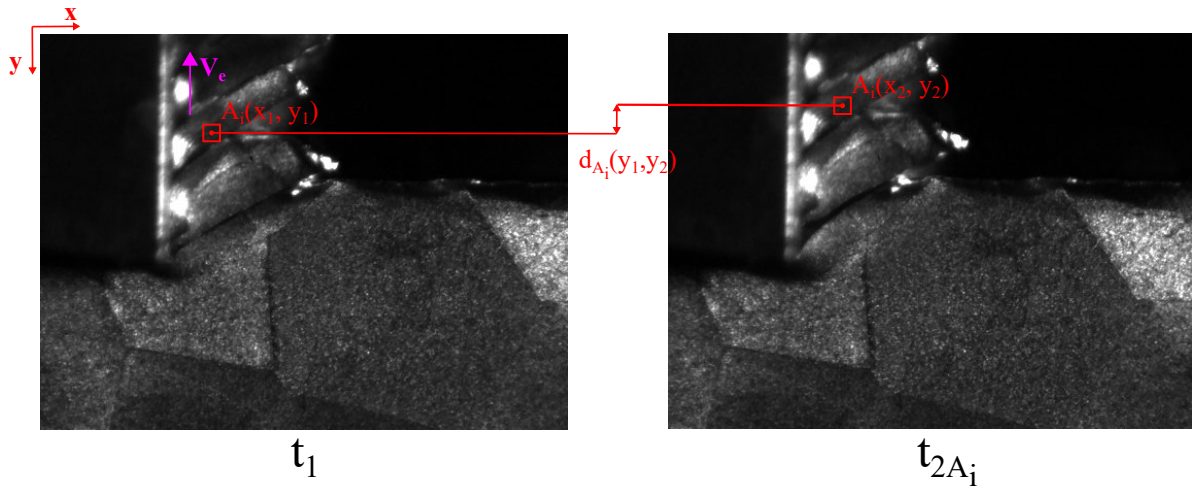


FIGURE III.6 – Principe de mesure de la vitesse d'écoulement par corrélation d'images

Les mesures d'angle de cisaillement φ et de vitesse d'écoulement V_e réalisées grâce à la corrélation d'images sont considérées comme étant la vérité terrain dans ce qui suit. Il convient néanmoins de remarquer que, dans le contexte de la coupe orthogonale, la corrélation d'images possède deux limites majeures. D'abord, elle nécessite une intervention manuelle pour la mesure de l'angle de cisaillement, ce qui n'est pas envisageable pour un volume important de données. Ensuite, cette approche peut générer des biais lorsqu'il s'agit de définir des grandeurs (angle de cisaillement ou vitesse d'écoulement) moyennes, en particulier car la corrélation d'images n'est pas systématiquement applicable. En effet, les grandes déformations empêchent, dans certains cas, de suivre le motif. Aussi, les imperfections de la préparation métallographique sur certaines zones de l'éprouvette ne permettent pas toujours d'obtenir des résultats satisfaisants. Enfin, le mouvement de l'échantillon engendre un déplacement de la zone d'intérêt. Celle-ci étant uniquement définie à l'initialisation de l'analyse, seule une partie restreinte (présente sur la première image) peut être étudiée à la fois. Ces raisons font qu'une analyse par corrélation d'images numériques est plus adaptée à l'analyse de la formation d'un unique feston que de la coupe dans sa globalité.

III.2.2 Analyse par segmentation d'image

Afin d'obtenir une analyse globale de chaque essai, une méthode basée sur la segmentation des images obtenues a été développée. Elle permet d'exploiter le nombre conséquent de données générées au cours d'un essai. À titre d'exemple, un essai réalisé à $100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ génère approximativement 20 000 images (l'équivalent de 5 Go) par caméra. Il est alors nécessaire de développer une méthode d'analyse automatisée afin de déterminer les caractéristiques de la formation du copeau à chaque instant de la coupe. Pour ce faire, une segmentation sémantique des images permet d'associer chaque pixel à une classe et de faciliter le calcul des grandeurs caractéristiques. Spécifiquement, l'objectif de la segmentation sémantique est de délimiter l'outil, la matière et l'arrière-plan dans chacune des images (Figure III.7).

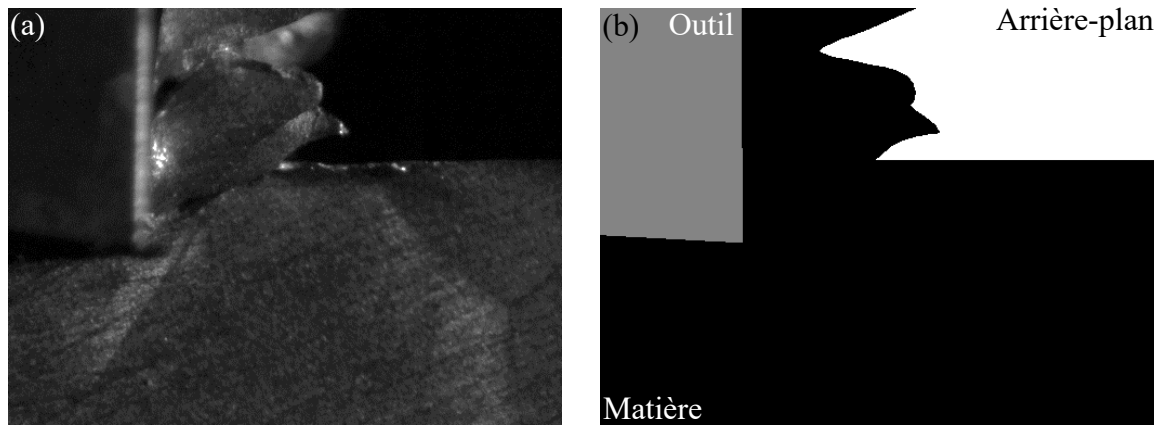


FIGURE III.7 – (a) Image obtenue par caméra rapide et (b) Segmentation manuelle pour un essai à $V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ et la microstructure $55 \alpha_{wi}$

L'utilisation de différents seuils pour déterminer les classes peut être imaginée. Cependant, cette approche est confrontée à deux difficultés majeures. D'une part, les pixels ne sont pas identifiables uniquement par leur niveau de gris comme en atteste la Figure III.8. D'autre part, les niveaux de gris présents dans chaque image sont faibles, ce qui limite les contrastes. Il n'est donc pas trivial de déterminer un seuil permettant de faire ressortir les différentes classes recherchées. Les seuils couramment utilisés permettent de distinguer seulement deux classes au sein d'une image. Il est alors nécessaire d'en déterminer deux différents pour localiser les interfaces outil/matière et arrière-plan/matière. La Figure III.9 présente les résultats de différents seuils sur deux portions de l'image d'origine ((c), (d), (e), (f), (g), (h)). Ces filtres ne permettent pas de distinguer les différentes interfaces efficacement. Il existe aussi certains seuils, tels que celui de Multi-Otsu [Liao *et al.*, 2001], permettant de distinguer trois classes différentes sur une image. La réponse obtenue est représentée sur la Figure III.9 (i) pour la totalité de l'image d'origine. Une nouvelle fois, les trois classes souhaitées ne sont pas visibles. Ce résultat met alors en lumière les limites de telles méthodes.

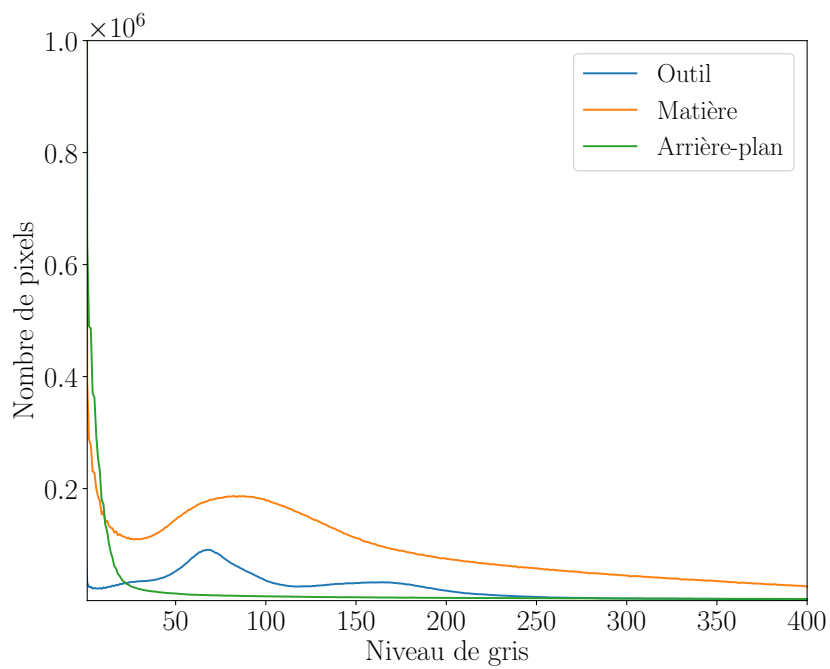


FIGURE III.8 – Répartition du niveaux de gris pour les trois classes à déterminer (outil, matière et arrière-plan)

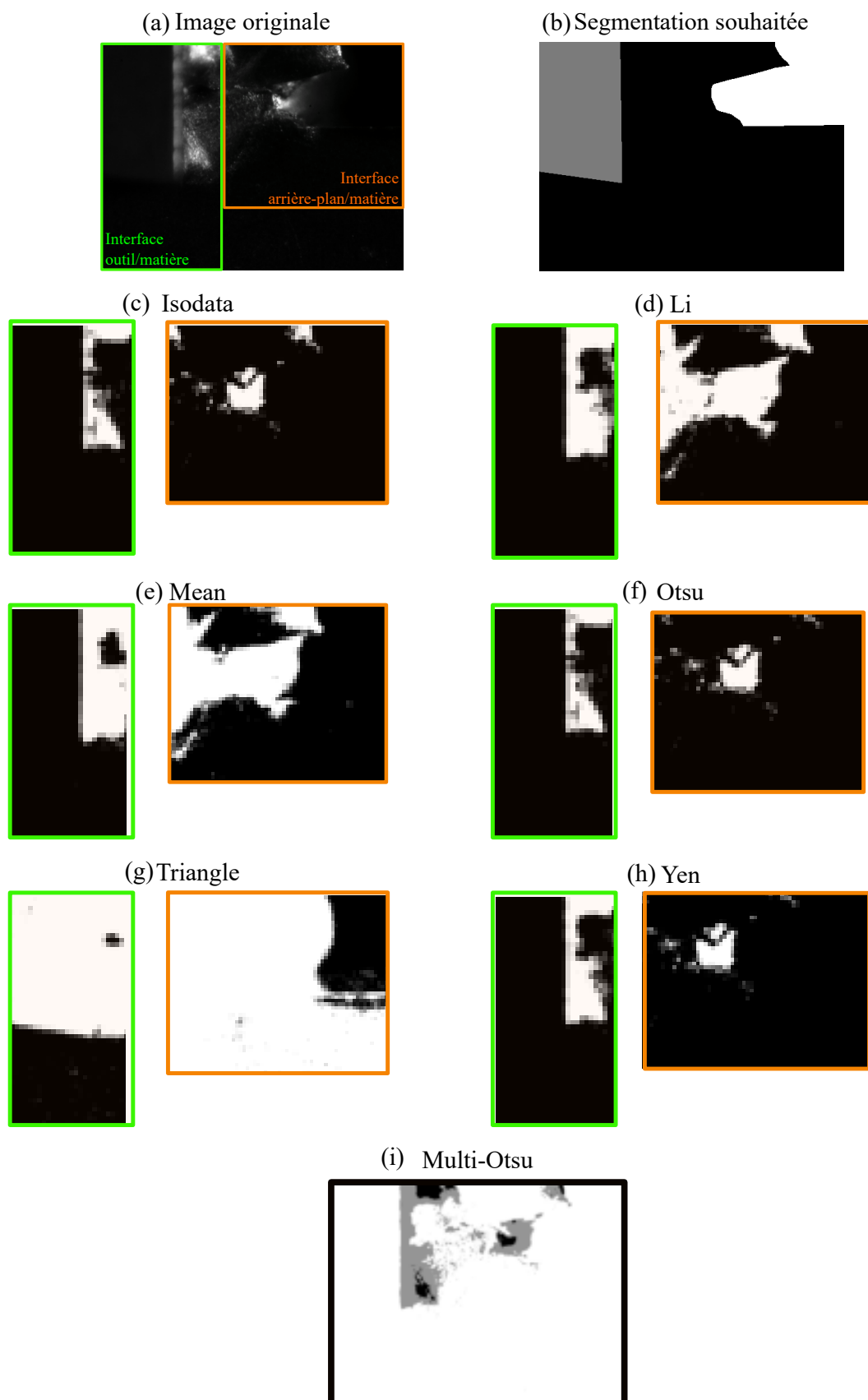


FIGURE III.9 – (a) Image obtenue par caméra rapide, (b) segmentation souhaitée, résultats obtenus pour différents types de seuil (c) Isodata [Ridler et Calvard, 1978], (d) Li [Li et Lee, 1993], (e) mean [Glasbey, 1993], (f) Otsu [Otsu, 1979], (g) triangle [Zack *et al.*, 1977], (h) Yen [Yen *et al.*, 1995] et (i) Multi-Otsu [Liao *et al.*, 2001]

III.2.2.1 Principe de fonctionnement du réseau

Afin de s'affranchir des limites des méthodes de seuillage, une méthode de segmentation sémantique par apprentissage profond est adoptée. Au cours de cette étude, l'architecture U-Net, basée sur le principe des réseaux convolutionnels, introduite par Ronneberger *et al.* [2015] est choisie. Cette approche possède la spécificité d'analyser chaque élément d'une image en fonction de ces voisins. L'analyse est alors plus représentative et permet de classer les différents pixels plus précisément. L'architecture choisie a la particularité et l'avantage d'être performante avec une quantité faible d'images d'entraînement, réduisant alors les difficultés d'implémentation. Dans un premier temps développée dans le cadre d'applications biomédicales, elle est de plus en plus utilisée au sein d'autres domaines comme la météorologie. Ainsi, Cordeiro [2020] s'en est inspiré pour identifier la présence de nuages sur des images satellites.

De plus en plus, l'architecture U-Net est utilisée dans le cadre de la science des matériaux. Par exemple, Martinez Ostormujof *et al.* [2022] et Breumier *et al.* [2022] l'ont utilisée pour séparer les différentes phases (ferrite, martensite et bainite) d'un acier. Cette approche permet d'obtenir des résultats reproductibles tout en s'affranchissant de la subjectivité de l'opérateur. Perera *et al.* [2021] ont adopté l'architecture U-Net pour caractériser de façon autonome les pores, les particules, les grains et les joints de grains dans un acier. Aussi, dans un acier 316L obtenu par fabrication additive, Merot [2021] a utilisé cette architecture afin de déterminer les différents défauts présents. Bertoldo *et al.* [2021] a développé une architecture basée sur ce même principe afin de réaliser une segmentation sémantique sur des images obtenues par tomographie aux rayons X. La comparaison des différents domaines (réel et prédit) permet de valider la performance d'une telle architecture avec un entraînement réalisé à partir d'une seule tomographie.

Dans ce manuscrit, la stratégie pour obtenir l'emplacement de ces différentes classes se base sur un algorithme U-Net simplifié inspiré des travaux de Cordeiro [2020]. L'architecture est représentée dans la Figure III.10. Chaque composant du réseau est détaillé par la suite.

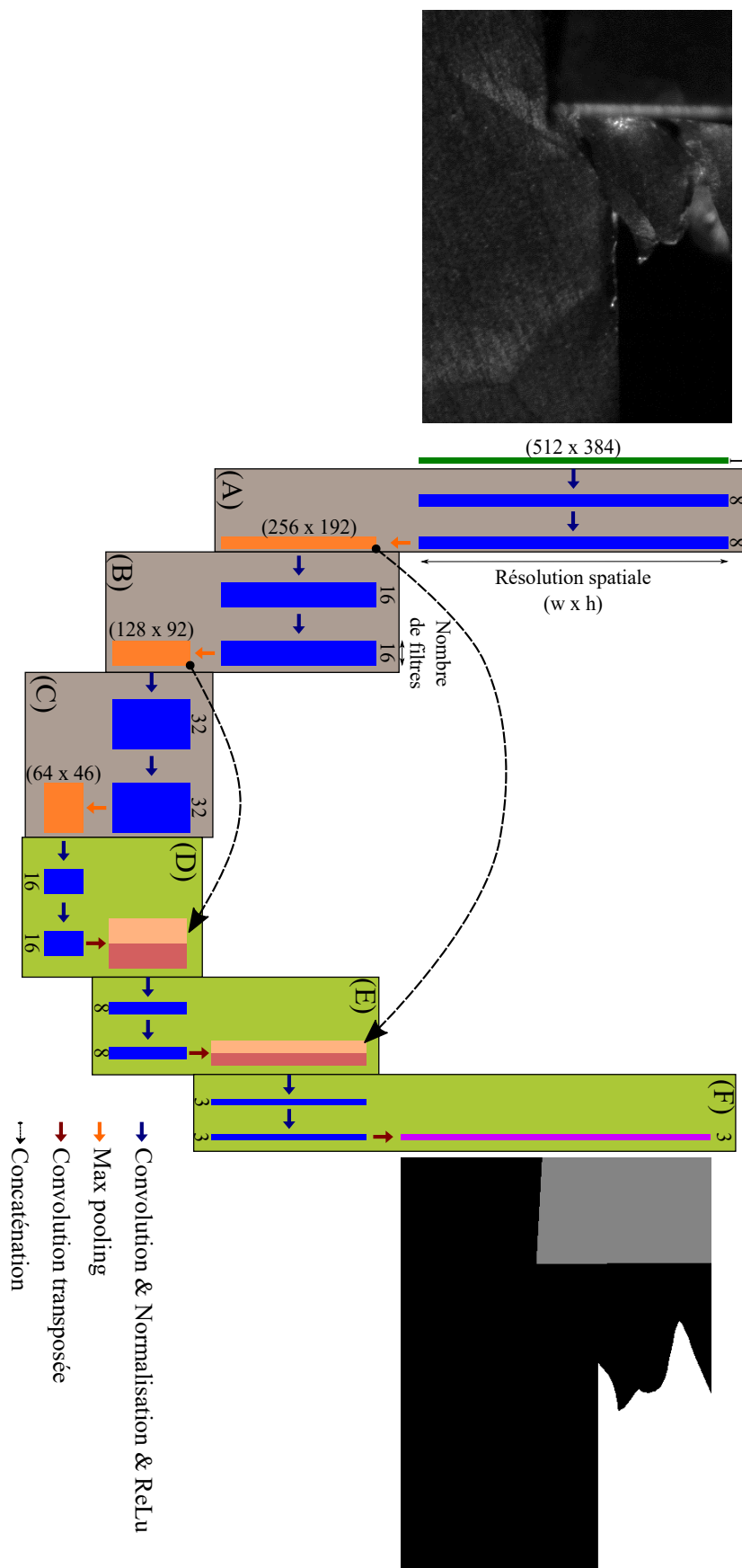


FIGURE III.10 – Architecture U-Net utilisée pour l'étude

Le réseau est basé sur le principe encodeur/décodeur. Au cours de la phase d'encodage de l'information, des traits spécifiques de chacune des classes sont déterminés à l'aide d'opérations de convolution (blocs (A), (B) et (C) représentées sur la Figure III.10 et détaillées dans la Figure III.11). La phase de contraction de l'information est donc constituée de trois séquences au cours desquelles une convolution suivie d'une normalisation par lots et de l'application d'une fonction d'activation ReLu sont répétées à deux reprises avant d'effectuer une opération dite de max-pooling. Chacune de ces opérations est explicitée dans l'Annexe B. Les blocs de contraction ont pour vocation de condenser l'information et de déterminer la présence ou non de certaines caractéristiques au sein des images. À la fin de la séquence d'encodage, l'information est alors stockée dans ce qui est communément appelé un espace latent. Il a pour vocation de représenter les informations d'entrée du réseau de façon plus condensée et simplifiée pour permettre, à la seconde phase du réseau (le décodage), de retrouver les caractéristiques structurelles de l'image d'entrée.

L'objectif de la segmentation sémantique est de déterminer l'appartenance de chaque pixel d'une image à une classe définie. Les réseaux de neurones convolutionnels tentent de déterminer la présence de caractéristiques sur une zone centrée sur un pixel. Elle peut aussi bien être associée à une forme géométrique qu'à une texture de l'image. Des filtres sont alors utilisés pour détecter la présence de ces caractéristiques. Le nombre de filtres utilisés détermine alors la quantité de caractéristiques recherchées dans les données d'entrée. Un filtre est, lui-même, composé de différents noyaux dont la taille permet de déterminer des caractéristiques plus ou moins grandes. La valeur des coefficients, qui composent les noyaux, fixe le type de caractéristiques recherchées. Ces coefficients font alors l'objet d'une optimisation pour améliorer le réseau. La méthode d'entraînement des réseaux de neurones est détaillée plus tard dans le manuscrit.

La condensation des données est assurée par l'opération de max-pooling. La succession de trois séquences de convolution permet d'affiner les caractéristiques recherchées.

La Figure III.12 explicite quelques opérations et concepts présentés dans les paragraphes précédents. En entrée, le réseau reçoit une image de taille 384×512 px² et de profondeur 1 (c'est-à-dire un tenseur de taille $384 \times 512 \times 1$). Par la suite, lors de la **première séquence de convolution**, 8 filtres, composés d'un noyau (égal à la profondeur des données à analyser), servent à réaliser la convolution pour obtenir en sortie un tenseur de taille $384 \times 512 \times 8$. Huit caractéristiques différentes sont donc recherchées au sein de l'image initiale. Le cadre rouge de la Figure III.12 explicite les filtres ainsi que les tenseurs obtenus en sortie, appelés features maps. Il est notable que, sur certaines features maps, les différentes classes à analyser semblent ressortir. Deux résultats de convolution proches indiquent une similarité structurelle entre les zones analysées. Ici, les résultats représentent une valeur de pixel de la feature map. Au cours de la **deuxième séquence de convolution** de ce premier bloc, il y a toujours 8 filtres, car un tenseur de profondeur 8 est recherché en sortie. Cependant, les filtres sont cette fois composés de 8 noyaux ce qui correspond à la profondeur des données en entrée de ce bloc (la sortie du précédent). Les filtres recherchent alors des caractéristiques structurelles sur les huit features maps déterminées précédemment permettant d'affiner les traits recherchés.

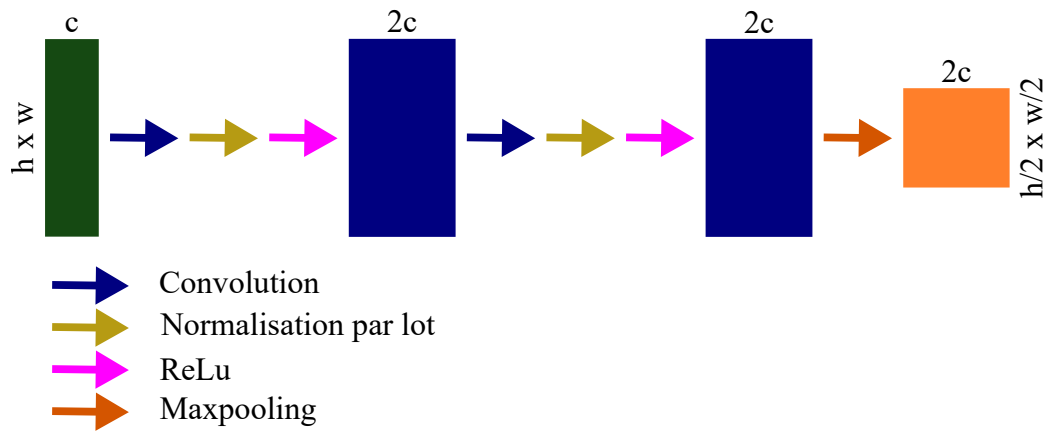


FIGURE III.11 – Détail d'un bloc de convolution

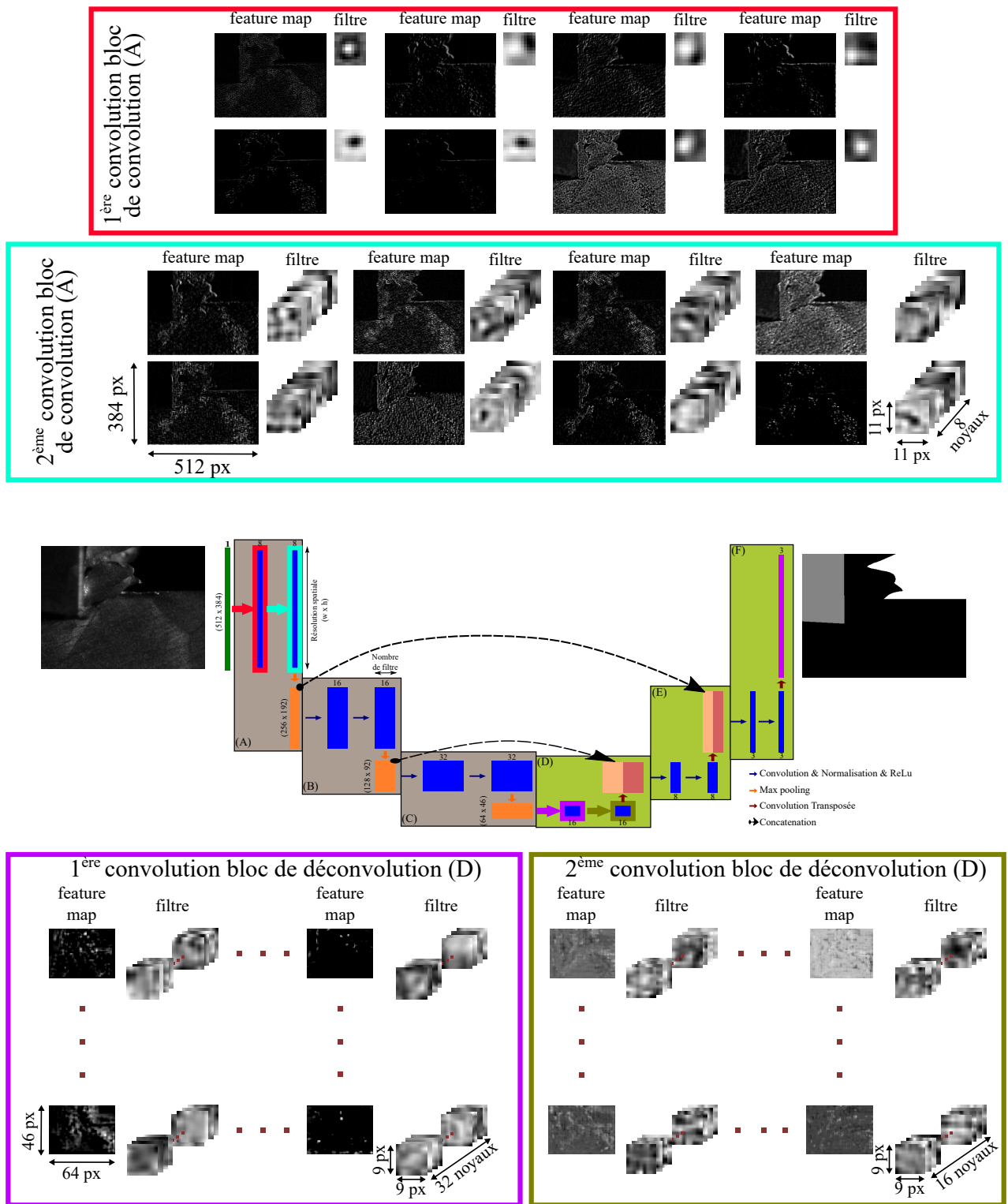


FIGURE III.12 – Exemple de features et filtres obtenus pour deux blocs différents, un de convolution (bloc (A)) et un de déconvolution (bloc (D))

Une fois les données d'entrée compressées dans l'espace latent, la seconde phase, dite de décodage, permet de récupérer une image segmentée de même dimension. Un bloc est, une nouvelle fois, répété à trois reprises (Blocs (D), (E) et (F) de la Figure III.10). Les données d'entrée partant de l'espace latent simplifient l'opération de localisation des différentes caractéristiques. Le détail des opérations effectuées est présenté dans la Figure III.13. Comme dans la phase précédente, les opérations de convolution, normalisation par lot et la fonction d'activation ReLu sont appliquées deux fois aux données d'entrée. Pour être en mesure d'augmenter les dimensions, une convolution dite transposée ou (déconvolution) est utilisée permettant de doubler les dimensions (cette opération est détaillée dans l'Annexe B). Pour les deux derniers blocs d'expansion, en plus de prendre en compte les données issues du bloc précédent, les données issues des blocs de contraction du même niveau (Figure III.10) sont concaténées aux données d'entrée. Cette méthode permet d'améliorer la performance du réseau.

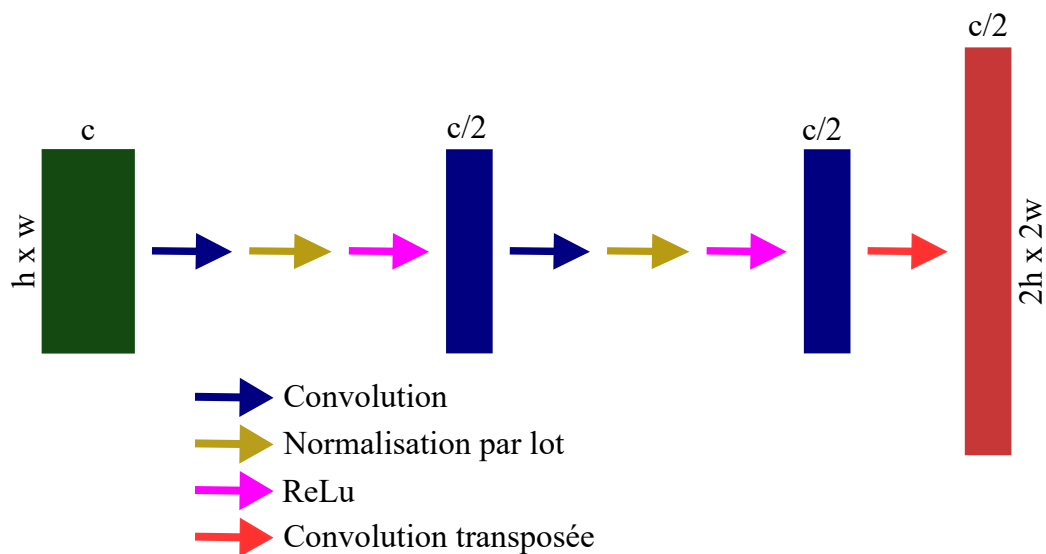


FIGURE III.13 – Détail d'un bloc de déconvolution

Après avoir parcouru les trois **blocs de déconvolution**, le tenseur de sortie est de profondeur 3, ce qui correspond au nombre de classes recherchées au sein de l'image d'origine.

Dans le cadre de cette étude, les convolutions sont réalisées avec une taille de noyau de 11×11 pour le premier bloc et de 9×9 pour les suivants. Ces valeurs ont été choisies, car les caractéristiques recherchées ont été considérées comme assez grossières par rapport à d'autres études comme celle de Cordeiro [2020]. Pour chaque convolution, un zero-padding, permettant d'augmenter artificiellement la dimension des données d'entrée et éviter une diminution de la taille des tenseurs en sortie (détaillé en Annexe B) est appliqué. Le nombre de filtres à chaque étape a été déterminé après avoir testé deux conditions différentes. Il est apparu qu'augmenter leur nombre, et donc la complexité du réseau, n'apporte pas une amélioration significative. Pour les trois étapes de contraction, la taille des filtres a donc été fixée successivement à 8, 16 et 32. Cependant, ces paramètres ne sont probablement pas optimaux. Leur taille est relativement faible par rapport à ce qui peut être trouvé dans la littérature. Cela est principalement dû au fait que le nombre de caractéristiques à

déterminer est relativement limité.

III.2.2.2 Principe d'entraînement du réseau

L'application d'une méthode d'apprentissage supervisé nécessite une phase d'entraînement pour atteindre des performances satisfaisantes. L'objectif est alors de déterminer les valeurs optimales des coefficients (poids et biais) au sein du réseau. En ce qui concerne l'architecture présentée, le nombre de paramètres à optimiser est de 260 463. Le modèle est alimenté avec des images originales et leur masque associé (image résultat avec la localisation des trois classes) afin de déterminer les paramètres. Pendant cette étape, le modèle évalue ses performances et ajuste graduellement les valeurs initialement aléatoires des paramètres optimisables. Les coefficients présents dans les filtres font notamment partie de cette catégorie. Trouver des valeurs adéquates permet alors de faire ressortir les caractéristiques structurantes et pertinentes pour différencier les trois classes. Les masques sont réalisés manuellement. Un grand nombre d'images peut être nécessaire afin d'obtenir un modèle performant. Dans cette étude, afin d'être représentatives des différentes situations, 3 000 images d'entraînement ont été annotées manuellement. Ces données d'entraînement ont été choisies aléatoirement dans tous les essais et pour les deux caméras. Cette généralisation permet alors de ne pas entraîner de nouveau le réseau si des essais pour des conditions de coupe différentes sont réalisés. L'avantage d'une telle approche réside principalement dans le gain de temps de calcul.

La Figure III.14 illustre le principe d'apprentissage du réseau à une itération donnée. Le modèle est alimenté avec les valeurs des différents paramètres ainsi que les images dites d'entraînement. Le réseau génère des masques qui sont ensuite comparés avec ceux réalisés manuellement. Chaque pixel est inspecté afin de savoir s'il est associé à la classe souhaitée. Grâce au principe de rétropropagation du gradient, celui-ci est calculé et permet d'ajuster les valeurs optimisables. Les poids et les biais légèrement corrigés permettent de modifier la réponse du réseau. Cette opération est renouvelée plusieurs fois, les itérations sont communément appelées des epochs.

Une fois le réseau U-Net simplifié entraîné, des masques peuvent être générés pour chaque image. Il suffit alors de donner les images d'origine au réseau optimisé qui en déduit le masque associé. Les interfaces entre les différentes classes peuvent alors être déterminées aisément.

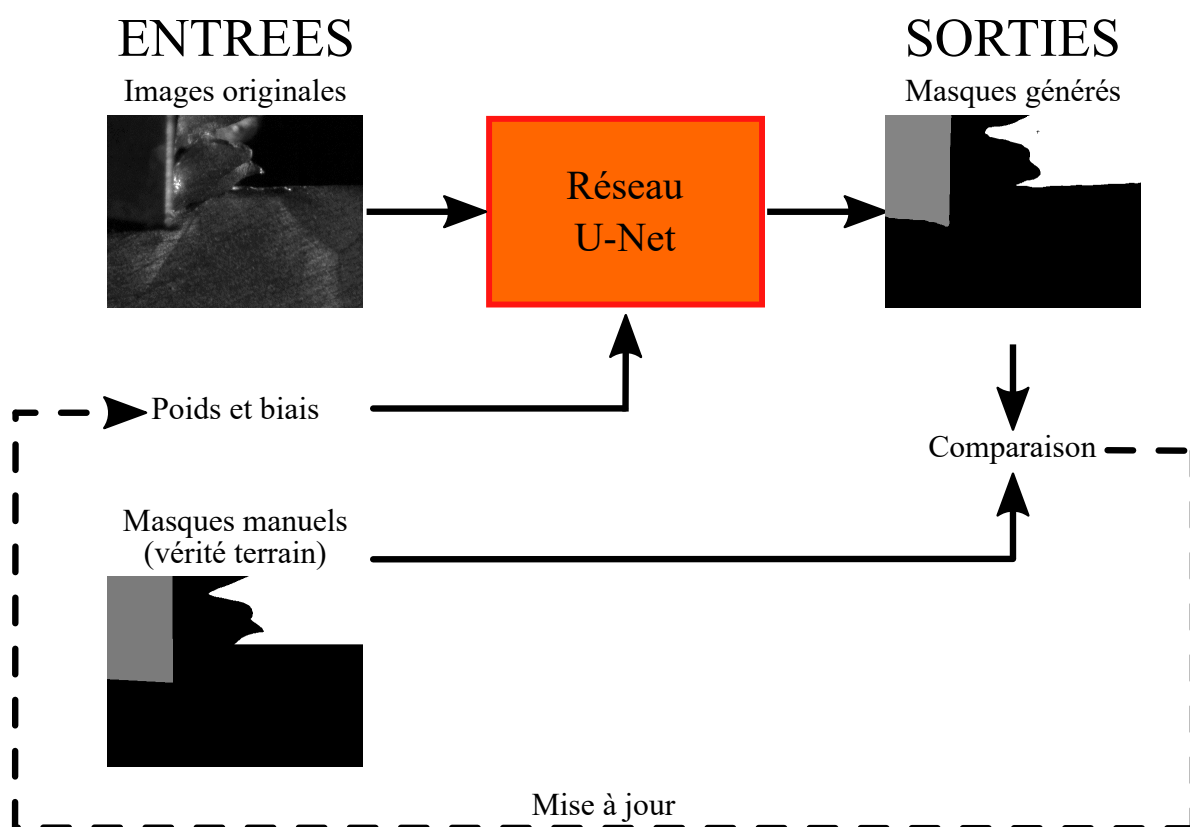


FIGURE III.14 – Principe de l'entraînement du réseau U-Net

III.2.2.3 Mesure des performances du réseau

Pour observer l'évolution du réseau et éviter un sur-entraînement, la performance est évaluée toutes les deux epochs. À cette fin, des masques sont générés pour des images qui n'ont jamais été analysées par le réseau. En effet, dans certains cas, le réseau peut être performant sur les images d'entraînement, mais incapable de généraliser à des images jamais vues. La mesure de la performance du réseau consiste à comparer des masques annotés manuellement à ceux déterminés par le réseau. Le principe de la mesure des performances, proche de la méthode d'entraînement, est décrit sur la Figure III.15.

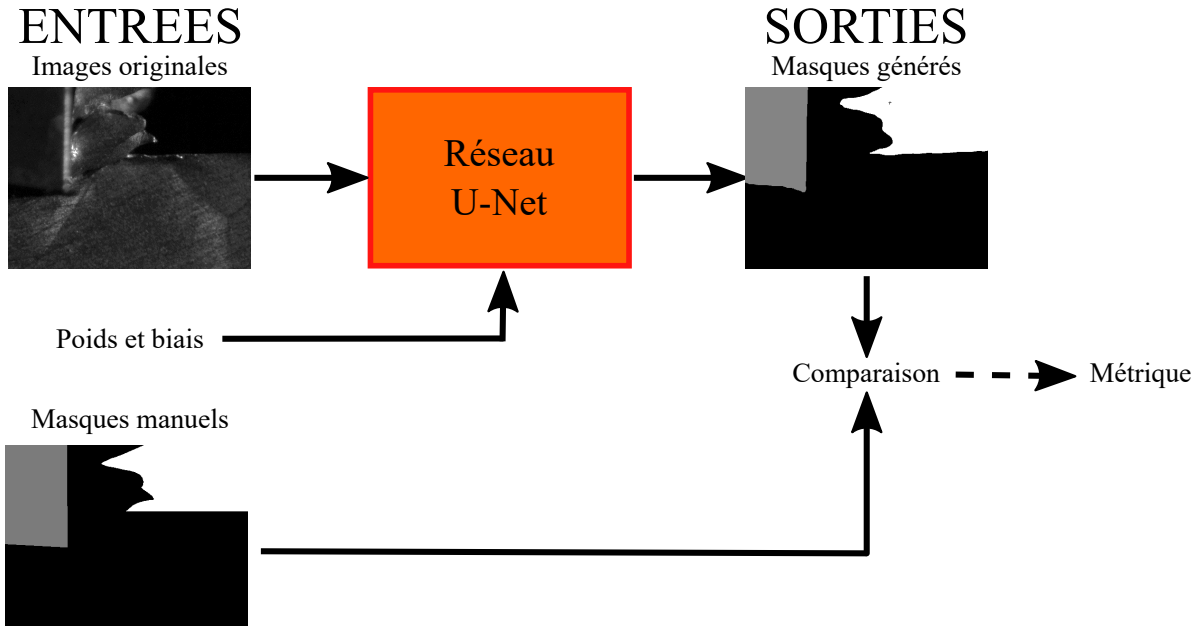


FIGURE III.15 – Principe de validation du réseau U-Net

L'indice de Jaccard [Eelbode *et al.*, 2020] permet alors d'évaluer les performances du modèle. Il permet d'estimer la similarité entre les domaines appartenant à une même classe sur les masques générés manuellement et automatiquement. Dans le cas présent, les pixels appartenant à une classe sur la segmentation manuelle D_1 et sur la segmentation par apprentissage D_2 constituent les deux ensembles à comparer. Cette approche permet, dans un premier temps, de s'assurer que les domaines des classes recherchées possèdent une localisation cohérente. L'indice de Jaccard J est calculé de la manière suivante :

$$J(D_1, D_2) = \frac{D_1 \cap D_2}{D_1 \cup D_2} \quad (\text{III.8})$$

La Figure III.16 montre l'évolution de l'indice de Jaccard pour les différentes classes de la segmentation sémantique. Cette évolution montre une performance satisfaisante du réseau puisque lorsque le modèle a subi plus de 50 itérations les indices sont tous supérieurs à 96% avec même une valeur de 98% pour la classe "matière".

Dans la suite de ce manuscrit, la configuration choisie pour réaliser les différentes études à partir des images segmentées est celle obtenue après 150 epochs.

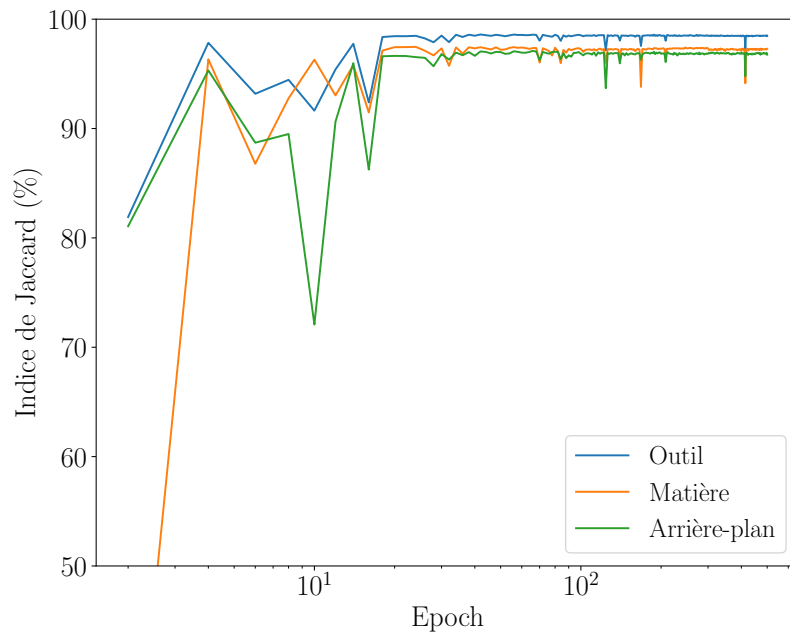


FIGURE III.16 – Evolution de l'indice de Jaccard pour les différentes classes (outil, matière et arrière-plan)

III.2.2.4 Grandeurs déterminées par la segmentation sémantique

Les images segmentées permettent de remonter à deux grandeurs géométriques caractéristiques de la coupe : l'angle de cisaillement φ et la profondeur de passe a_p .

Angle de cisaillement

La définition de l'angle de cisaillement est présentée dans la Figure III.17. Il est défini comme étant l'angle φ entre la droite (AB) passant par la pointe de l'outil (noté B) et la limite entre le bord libre de l'éprouvette et le début du copeau (notée A) et la droite (BC) parallèle à la direction de coupe.

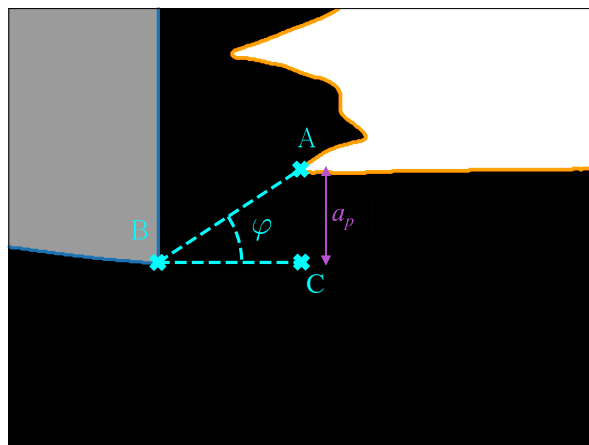


FIGURE III.17 – Définition géométrique de la profondeur de passe a_p et de l'angle de cisaillement φ

Une fois le contour de l'outil obtenu, il est possible de déduire les coordonnées de la pointe de l'outil. Le deuxième point à rechercher est donc le début de la formation du copeau. Pour éviter les mesures aberrantes, deux méthodes sont utilisées pour déterminer ce point. Les deux techniques consistent à parcourir l'interface entre l'arrière-plan et la matière pour trouver le point souhaité. Dans un premier temps, le contour est parcouru en démarrant par le haut de l'image. Le début du copeau est alors considéré comme étant le point à partir duquel l'ordonnée du contour devient constante avec une valeur proche de celle du bord libre. Dans un second temps, le contour est analysé depuis la droite de l'image. Le début de la formation du copeau est alors associé au pixel pour lequel le gradient du contour correspond à une variation brusque.

L'angle de cisaillement est ensuite calculé deux fois avec :

$$\varphi = \arctan\left(\frac{|y_B - y_A|}{|x_B - x_A|}\right) \quad (\text{III.9})$$

avec x_A et y_A (respectivement x_B et y_B) l'abscisse et l'ordonnée du début du copeau (respectivement la pointe de l'outil de coupe). Si la différence entre les deux valeurs obtenues est inférieure à 5° , la mesure est considérée comme assez robuste pour être prise en compte. Dans le cas contraire, l'angle de cisaillement n'est pas considéré.

Le réseau de neurones utilise une approche purement géométrique pour définir l'angle de cisaillement. Afin de valider le choix de cette méthode, il convient de s'assurer que ces mesures sont cohérentes avec la vérité-terrain. Ainsi, les angles de cisaillement obtenus par le réseau sont comparés à ceux déterminés par la méthode de corrélation d'images numériques.

Des mesures d'angle de cisaillement ont donc été réalisées pour deux essais provenant de deux microstructures différentes. Une comparaison (Figure III.18) est réalisée pour les deux caméras afin de s'assurer que les résultats obtenus concordent dans les deux cas de figure. L'analyse des résultats montre des valeurs proches entre les deux méthodes. Bien qu'il soit possible d'observer des différences entre les deux mesures, les évolutions des angles de cisaillement obtenues par les différentes méthodes au cours du temps suivent des tendances similaires. Il est toutefois possible d'observer une différence de précision entre les deux caméras. En effet, il semble que la méthode par segmentation d'images sous-estime légèrement l'angle de cisaillement pour la caméra 1. Cette tendance est moins marquée pour les valeurs obtenues avec la caméra 2. Cette erreur de mesure peut être due à un mauvais alignement de la caméra par rapport à la normale à la surface de l'échantillon. L'outil dépassant légèrement de l'éprouvette (la largeur de celui-ci est de 4 mm), la pointe de l'outil est possiblement cachée pour la caméra, ce qui entraîne alors une légère surestimation de φ par la méthode de segmentation. La position de l'outil est telle qu'il ne dépasse que très peu du côté de la caméra 1 et donc de façon plus prononcée de l'autre côté. Il est ainsi envisageable que l'angle de cisaillement pour la caméra 2 soit supérieur à celui observé en réalité si l'approche géométrique est considérée.

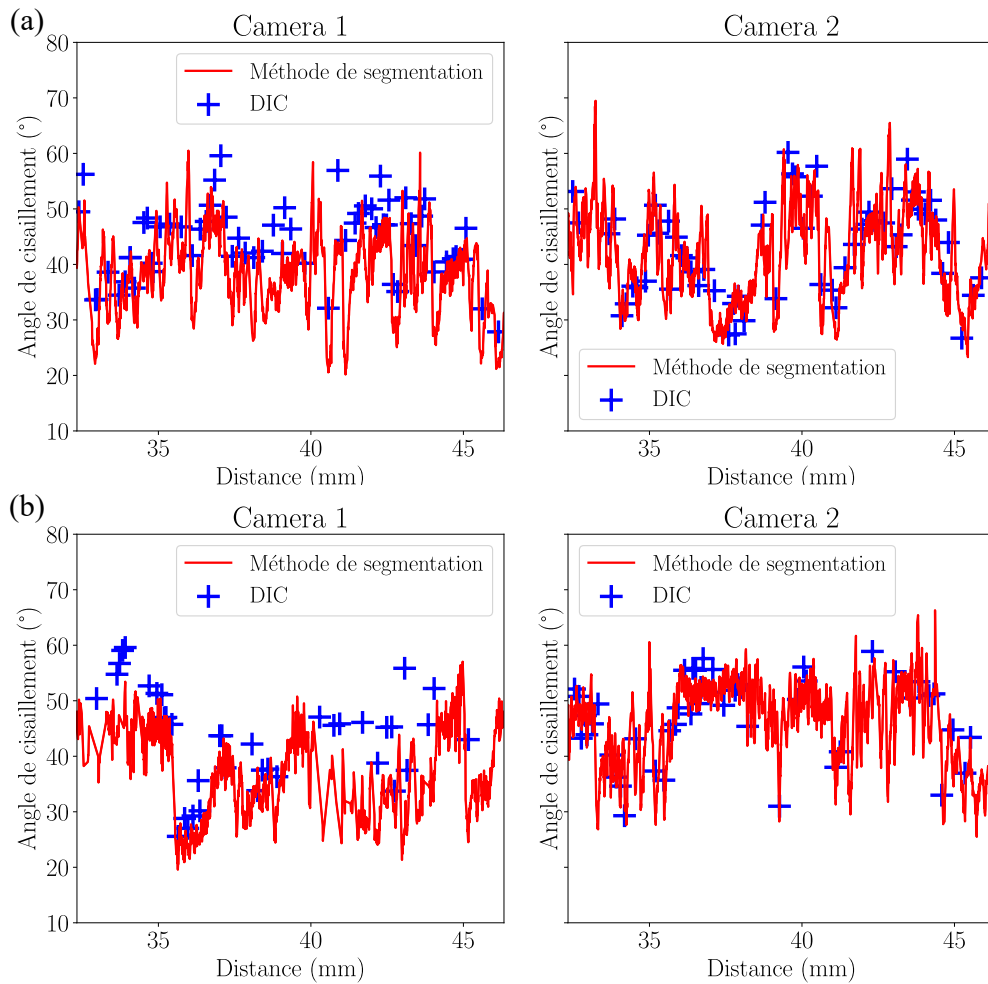


FIGURE III.18 – Evolution de l’angle de cisaillement au cours d’un essai de rabotage pour les microstructures (a) *brute de forgeage* et (b) $55 \alpha_s$ à $V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ pour les deux caméras obtenue par CIN et la méthode de segmentation d’images

Une deuxième cause potentielle de l'écart entre les deux mesures est inhérente à une approche purement géométrique. En effet, les bandes de cisaillement ne se forment pas nécessairement selon une ligne droite (Figure III.19). Comme le montre la littérature [Komanduri et von Turkovich, 1981; Pottier *et al.*, 2014; Harzallah, 2018], la bande de cisaillement se propage selon une ligne courbe dans de nombreux cas. La méthode de segmentation, assimilant la bande de cisaillement à un segment droit, peut alors sous-estimer l'angle de cisaillement.

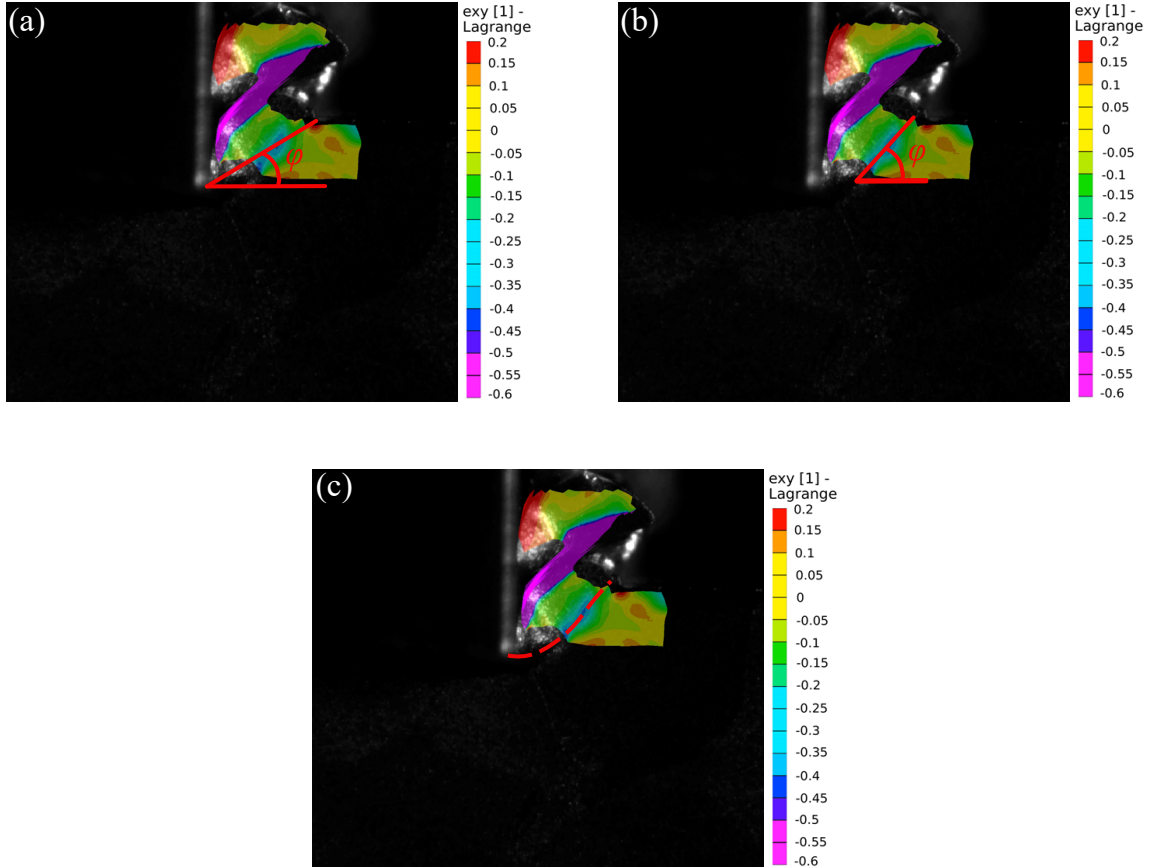


FIGURE III.19 – (a) Mesure de l'angle par la méthode de segmentation, (b) mesure de l'angle de cisaillement par CIN et (c) formation réelle de la bande de cisaillement primaire

Profondeur de passe

La mesure de la profondeur de passe repose sur le même principe que celle de l'angle de cisaillement (Figure III.17). La différence entre l'ordonnée de la pointe de l'outil et celle du point de démarrage du copeau donne la profondeur de passe à partir de :

$$a_p = |y_B - y_A| \quad (\text{III.10})$$

Afin de valider la pertinence de la mesure de profondeur de passe, la valeur obtenue par le réseau a été comparée à celle déterminée manuellement. Pour ce faire, au cours de différents essais de coupe, la profondeur a été relevée tous les 10 mm. La Figure III.20 montre l'évolution de la profondeur de passe pour les deux méthodes lors de deux essais différents. L'évolution de l'erreur relative est aussi représentée. L'analyse de tous les essais

de coupe réalisés pour cette étude montre une erreur relative inférieure à 5% en moyenne. Cet écart faible, proche d'une erreur de mesure manuelle, valide donc la possibilité d'utiliser cette méthode afin de déterminer l'évolution de la profondeur de passe au cours d'un essai de rabotage.

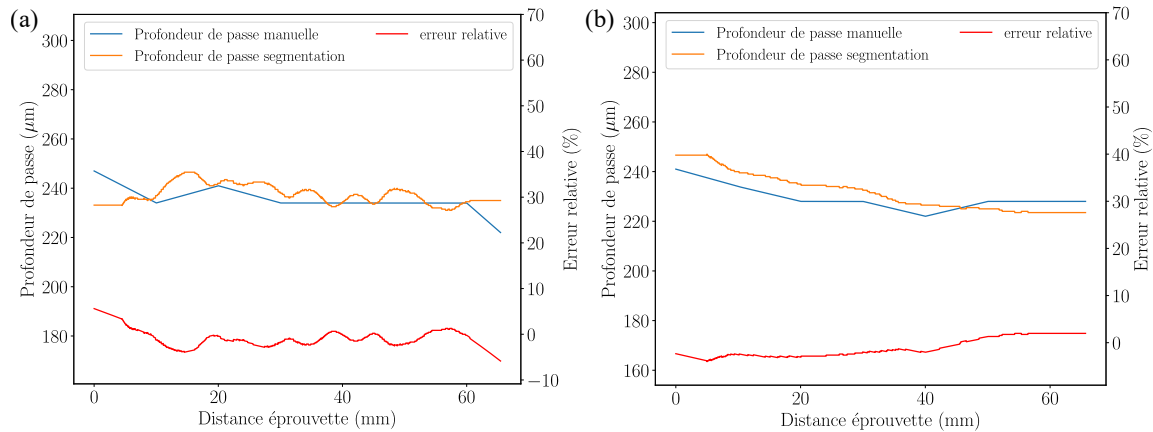


FIGURE III.20 – Evolution de la profondeur de passe au cours d'un essai de rabotage pour les microstructures (a) $55 \alpha_{wi}$ à $V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ et (b) *brute de forgeage* à $V_c = 200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ estimée manuellement et avec la méthode de segmentation d'images

En conclusion, les deux méthodes géométriques présentées permettent d'obtenir des valeurs proches de celles considérées comme vérité-terrain. Les mesures réalisées à l'aide de la segmentation d'images sont alors pertinentes pour déterminer l'angle de cisaillement et la profondeur de passe tout au long de l'essai.

III.2.3 Analyse par reconstruction spatio-temporelle

Si l'angle de cisaillement fournit des indications quant au processus de déformation plastique qui conduit à la formation d'un copeau, il ne permet pas de caractériser la morphologie des copeaux obtenus. Ainsi, afin d'obtenir des informations morphologiques et cinétiques, une approche par reconstruction spatio-temporelle est utilisée. En effet, comme proposé par Jähne [1993], il est possible de construire une image spatio-temporelle du copeau. Comme illustré par la Figure III.21, une telle image est obtenue en assemblant une seule ligne de pixels issue de différentes images à différents instants. Dans ce travail, la ligne de pixels choisie est parallèle à la direction de coupe et passe par le copeau. La reconstruction spatio-temporelle fournit ainsi une représentation de la morphologie du copeau en fonction du temps.

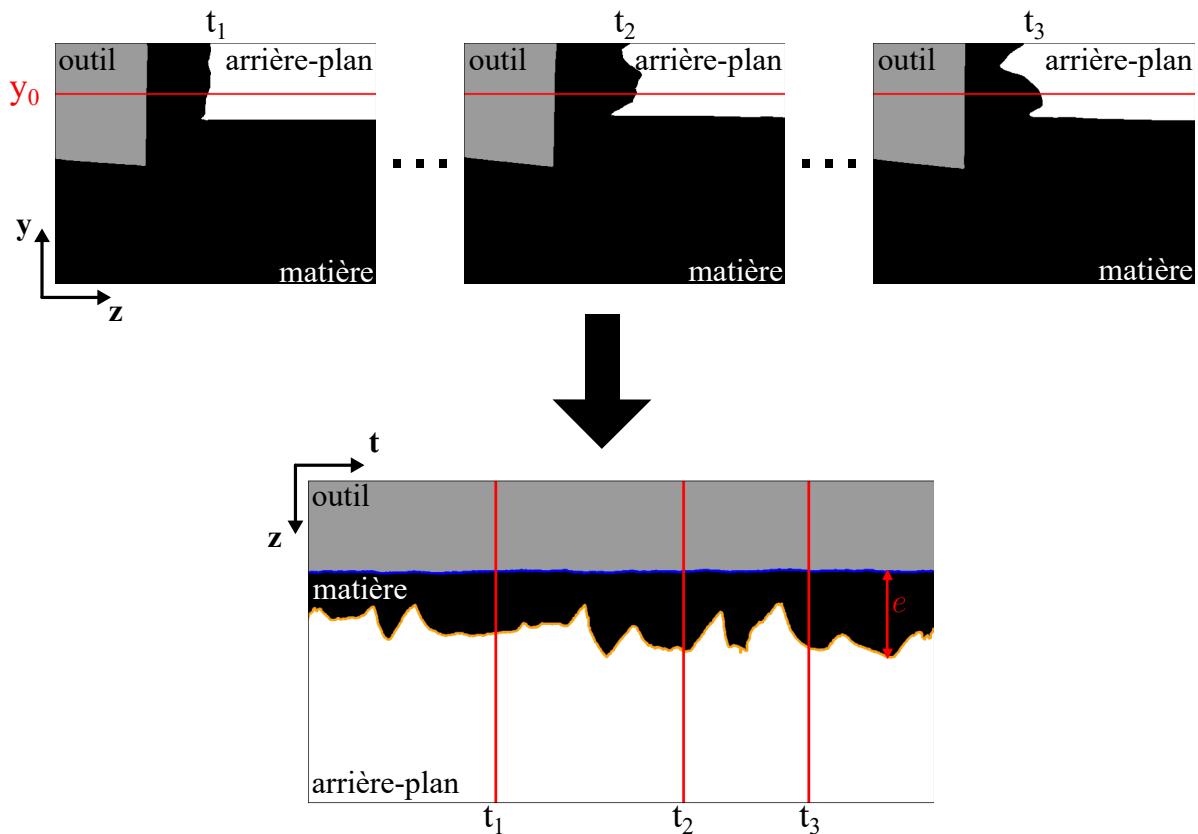


FIGURE III.21 – Méthode de reconstruction spatio-temporelle du copeau pour une ordonnée fixe et mesure de l'épaisseur de copeau e

III.2.3.1 Détermination de l'épaisseur et de la continuité du copeau

Dans ce travail, la reconstruction spatio-temporelle est appliquée à des images préalablement segmentées par le réseau U-Net simplifié. Les trois classes étant directement localisées, il est alors trivial de déterminer les contours du copeau, donc l'évolution de l'épaisseur de copeau e en fonction du temps. Grâce à une telle méthode, les différentes morphologies de copeau obtenues, en fonction des conditions de coupe variables, mais surtout selon la microstructure usinée peuvent être comparées.

Dans la littérature, Arrazola *et al.* [2009] indiquent que, dans la majorité des cas, le copeau formé pour un alliage de titane est festonné. Cependant, au sein même d'un essai, des portions festonnées et d'autres continues sont visibles. De fait, il est intéressant de construire un indicateur permettant de déterminer le caractère plus ou moins continu d'un copeau. Dans ce travail, l'indicateur de continuité est défini comme étant le pourcentage de portions continues au sein d'un copeau. Pour ce faire, les portions continues sont déterminées comme étant celles possédant une dérivée de l'épaisseur par rapport au temps faible sur une période de 10^{-2} s.

La Figure III.22 représente les zones assignées à des copeaux continus par des analyses visuelles ou par algorithmique. Les zones déterminées par l'algorithme correspondent dans la très grande majorité des cas à des zones de copeaux continus par la méthode visuelle. Cependant, il existe tout de même certaines zones déterminées manuellement qui ne coïncident pas avec une zone détectée par l'algorithme. La raison de ces écarts réside dans

les instants où le copeau change d'épaisseur alors qu'aucune rupture par cisaillement n'est visible, le copeau est alors visuellement considéré comme continu (Figure III.23). Cette variation de l'épaisseur empêche de classer ces portions de copeau dans la bonne catégorie. Cet indicateur, bien que quantitativement inexact, permet tout de même de déterminer qualitativement la continuité du copeau qui sera par la suite du manuscrit désigné comme le taux de continuité $\tau_{continuite}$.

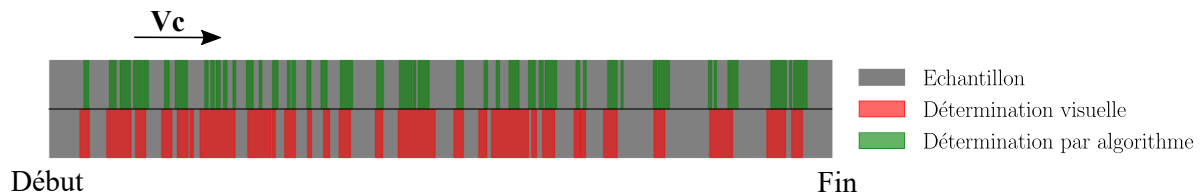


FIGURE III.22 – Représentation des zones de copeaux continu sur l'échantillon par visualisation du film et détermination par algorithme pour un essai sur la microstructure $30 \alpha_{wi}$ à une vitesse de coupe $V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$

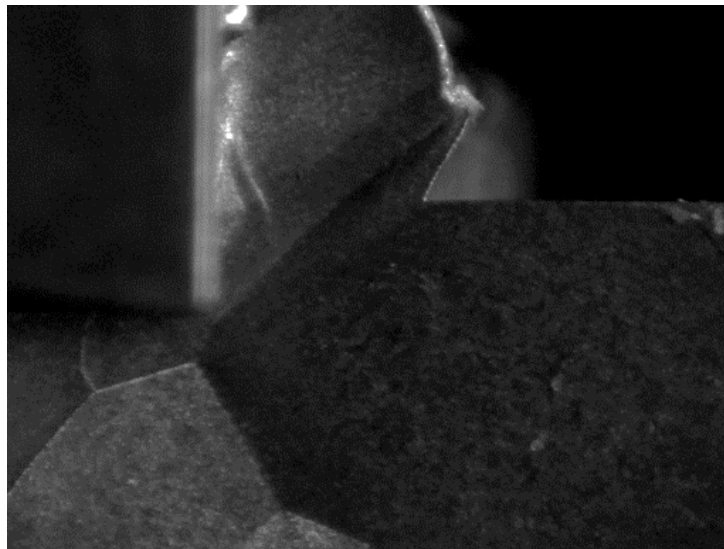


FIGURE III.23 – Copeau continu non détecté par l'algorithme

III.2.3.2 Détermination de la vitesse d'écoulement globale

Afin de caractériser la cinétique de l'écoulement de la matière qui aboutit à un copeau, il est intéressant de déterminer la vitesse d'écoulement du copeau V_e . La détermination de la vitesse d'écoulement est réalisée en fixant deux ordonnées différentes. La zone comprise entre ces deux ordonnées suit un mouvement de corps rigide essentiellement selon l'axe y (perpendiculaire à la direction de coupe). Les deux ordonnées ainsi choisies permettent de réaliser deux reconstructions spatio-temporelles du copeau décalées l'une par rapport à l'autre dans le temps (Figure III.24).

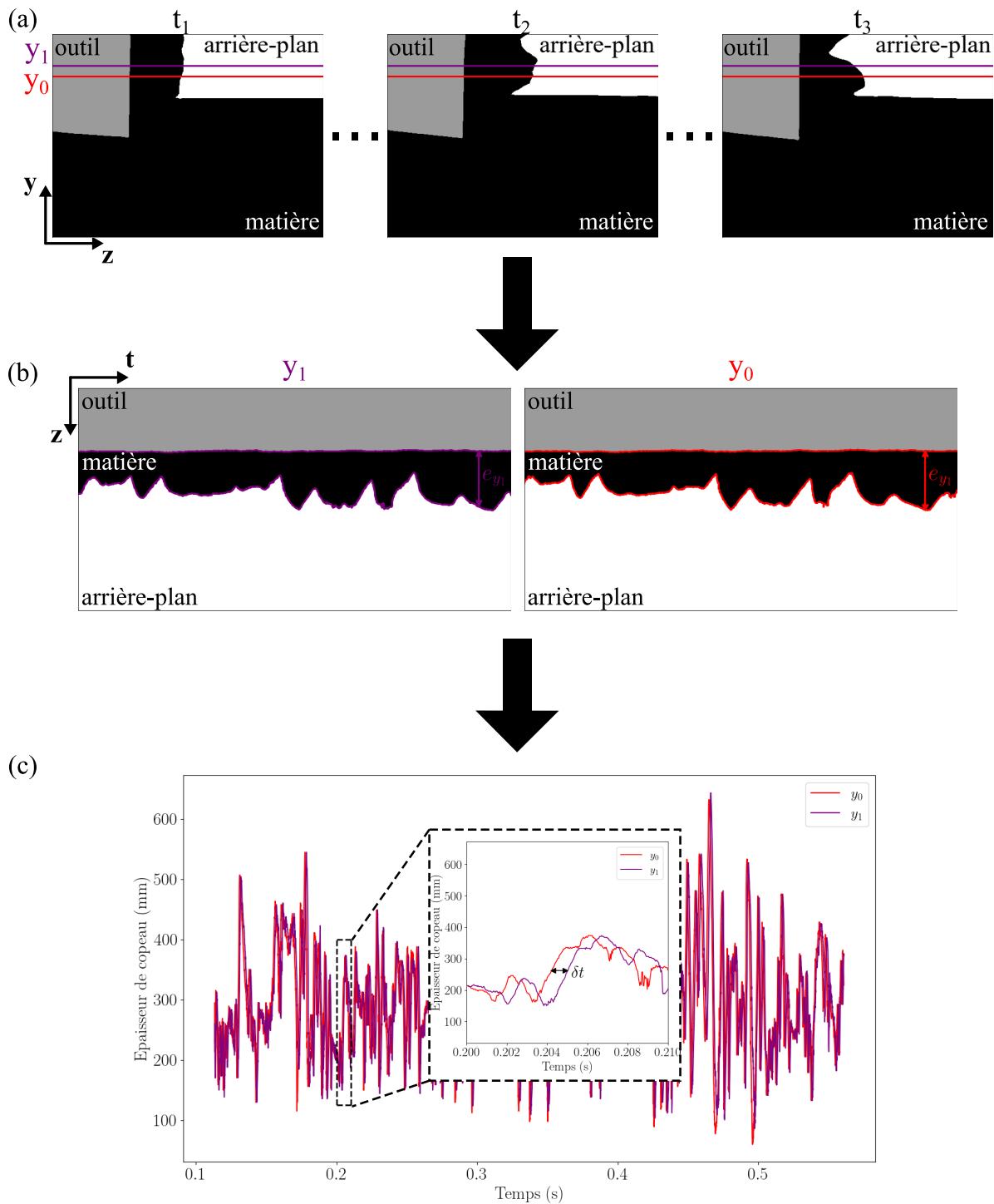


FIGURE III.24 – Méthode de détermination de la vitesse d'écoulement globale, (a) Positionnement des deux ordonnées y_0 et y_1 , (b) Reconstitutions spatio-temporelles associées à y_0 et y_1 et (c) Écart temporel entre les deux signaux associés aux épaisseurs e_{y_0} et e_{y_1}

Le décalage temporel moyen δt entre les deux signaux est obtenue à partir d'une opération de corrélation croisée. Connaissant les deux ordonnées, c'est-à-dire la distance parcourue, il est alors possible de remonter à une vitesse d'écoulement du copeau pour chaque essai :

$$V_e = \frac{\text{dist}(y_0, y_1)}{\delta t} \quad (\text{III.11})$$

où $\text{dist}(y_0, y_1)$ est la distance entre y_0 et y_1 .

III.2.3.3 Détermination de la vitesse d'écoulement locale

La méthode précédente permet de déterminer la vitesse d'écoulement moyenne au cours d'un essai. Toutefois, des variations importantes de cette caractéristique sont observées selon la morphologie du copeau. Afin d'estimer une vitesse d'écoulement locale, une approche semblable à la précédente est utilisée. Néanmoins, la corrélation entre les deux signaux est faite localement en considérant seulement une fenêtre temporelle (Figure III.25). Celle-ci représente un nombre de points sélectionnés centrés sur l'instant à analyser. Pour une taille de fenêtre t_{fen} , les $(t_{fen}-1)/2$ points précédant et suivant sont alors pris en compte. Le signal d'épaisseur associé à l'ordonnée la plus proche de la formation de copeau est pris comme référence (noté e_{y_0}). Sur une portion du second signal (e_{y_1}), différents décalages temporels sont ensuite testés afin de déterminer lequel permet d'obtenir deux portions de signal les plus similaires possibles, comme illustré au sein de la Figure III.25 (b). L'écart quadratique moyen \overline{err}_{quad} permet de mesurer la similarité entre les deux portions de signal étudiées :

$$\overline{err}_{quad}(t, \delta t) = \frac{1}{n} \sqrt{\sum_{t_i=t-\frac{n}{2 \times fps}}^{t+\frac{n}{2 \times fps}} e_{y_0}(t_i)^2 - e_{y_1}(t_i + \delta t)^2} \quad (\text{III.12})$$

où t est l'instant auquel la vitesse d'écoulement locale est déterminée, δt le décalage temporel testé, n le nombre de points de la fenêtre analysée, fps la fréquence d'acquisition et e_{y_0} et e_{y_1} les signaux d'épaisseur associés respectivement aux ordonnées y_0 et y_1 .

Il est possible de déterminer l'évolution de l'écart quadratique moyen en fonction du décalage temporel (Figure III.25 (d)). Lorsque cet écart est minimal, le décalage temporel associé est considéré comme l'écart réel entre les deux signaux. La vitesse d'écoulement locale est ensuite calculée en connaissant la distance entre les deux ordonnées utilisées pour les reconstructions spatio-temporelles.

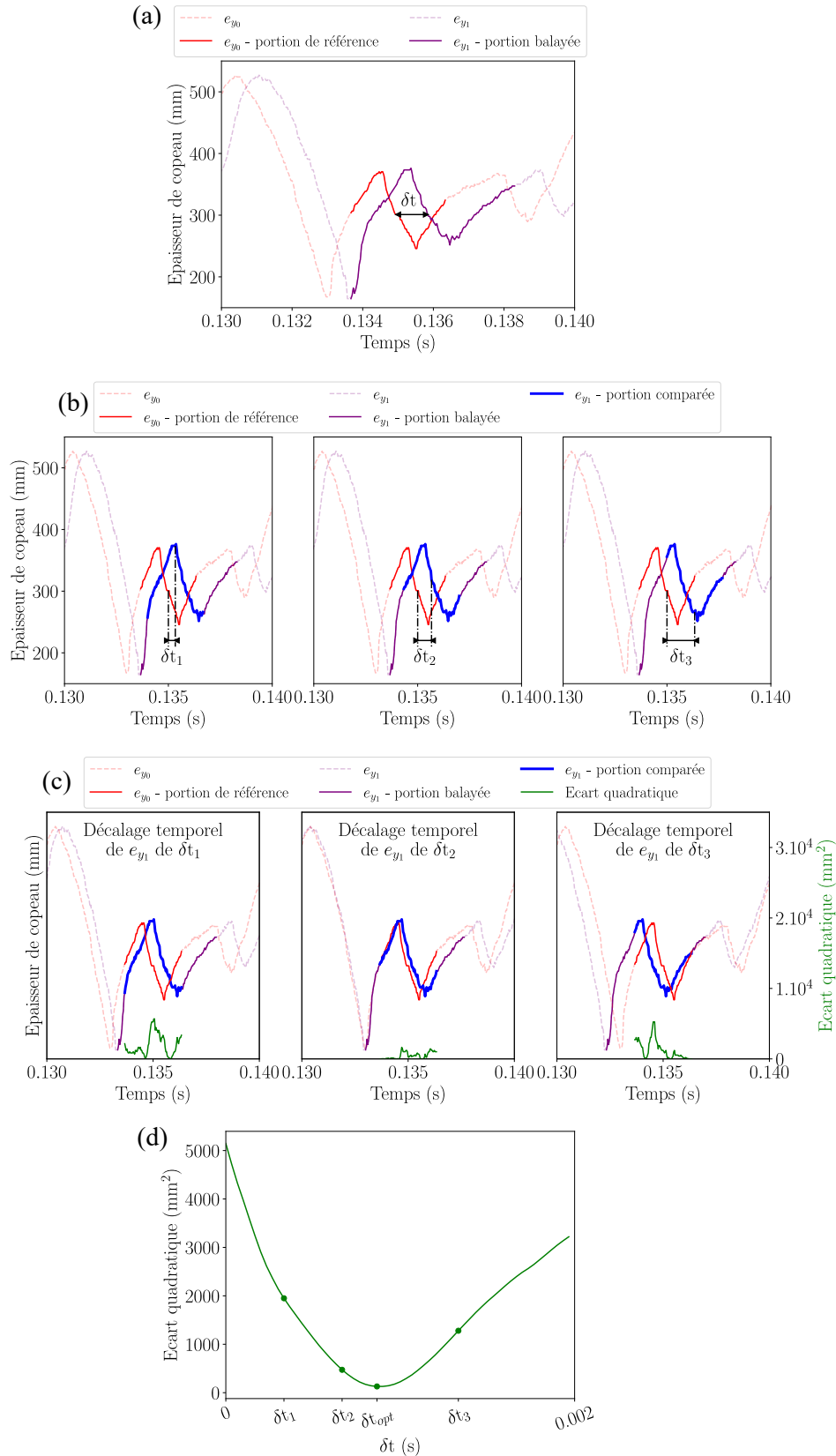


FIGURE III.25 – Méthode de détermination de la vitesse d'écoulement locale, (a) Signaux temporels e_{y_0} et e_{y_1} associés aux ordonnées y_0 et y_1 , (b) Différents décalages temporels et la portion comparée associée, (c) Comparaison des différentes portions des signaux e_{y_0} et e_{y_1} et l'erreur quadratique associée et (d) Évolution de l'écart quadratique moyen en fonction du décalage temporel

La sensibilité des mesures obtenues aux variations de vitesse est liée à la taille de fenêtre choisie. La Figure III.26 montre l'importance de ce paramètre. Pour une taille de fenêtre trop grande, la vitesse d'écoulement est fortement moyennée. Les variations de V_e sont alors difficiles à détecter. Au contraire, une fenêtre trop petite rend difficile la recherche du décalage temporel, des valeurs aberrantes sont alors observées.

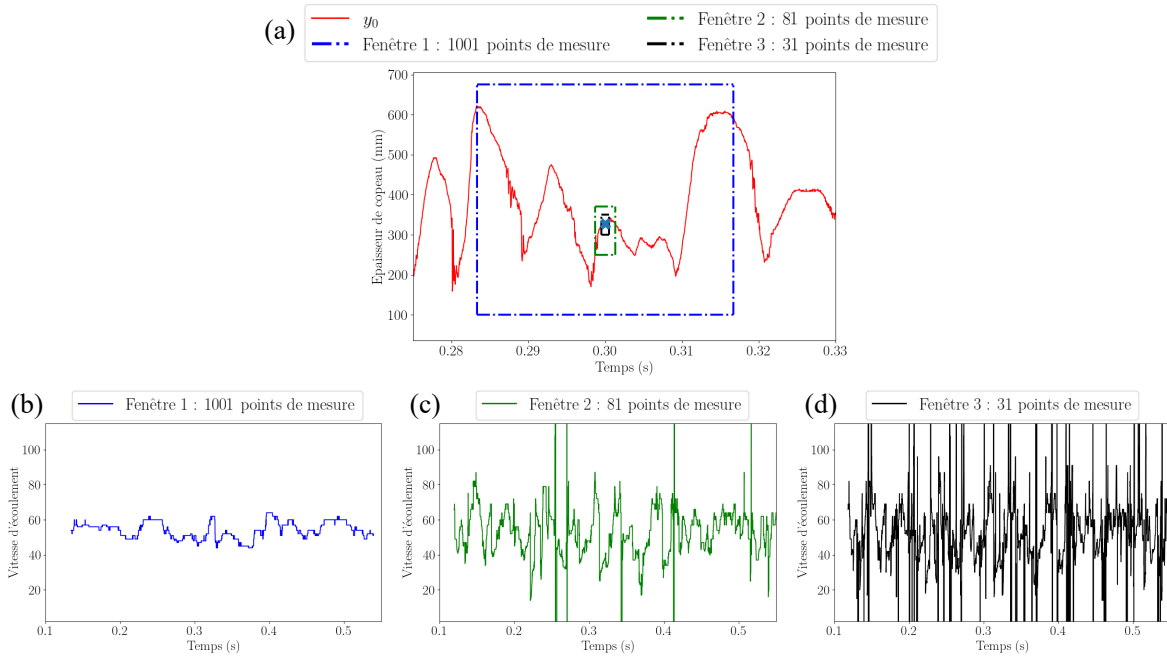


FIGURE III.26 – (a) Exemples de fenêtres étudiées pour l'évaluation de la vitesse d'écoulement locale et évolution de la vitesse d'écoulement associée pour (b) 1001 points de mesure, (c) 81 points de mesure et (d) 31 points de mesure

Comme illustré sur la Figure III.27, les erreurs d'évaluation de la vitesse d'écoulement peuvent être imputées dans la majorité des cas à deux causes. Premièrement, lorsqu'un signal d'épaisseur possède de très faibles variations, alors, tous les décalages temporels testés ont des écarts quadratiques moyens proches. Par conséquent, le décalage temporel réel entre les deux signaux est difficile à déterminer. La deuxième cause d'erreur est la présence d'un artefact sur un signal qui ne l'est pas sur le second. Ceci est dû à une erreur au moment de réaliser la segmentation. Dans ce cas, l'écart quadratique entre les deux signaux ne permet pas de trouver le bon décalage temporel. Afin de limiter la présence de ces mauvaises estimations, différentes tailles de fenêtre sont utilisées pour déterminer la valeur optimale du décalage temporel. En particulier, l'écart quadratique moyen est déterminé pour des tailles de fenêtre allant de 81 à 801 points de mesure. Pour toutes les configurations, le décalage temporel optimal et l'écart quadratique moyen associé sont calculés. La taille de fenêtre engendrant l'écart quadratique moyen le plus faible est considérée comme optimale pour l'instant étudié. La vitesse d'écoulement est alors calculée, ainsi que le coefficient de corrélation de Pearson r entre les deux portions des signaux d'épaisseur. Lorsqu'il est inférieur à un seuil donné (ici $r_{min} = 0,85$) une erreur est suspectée. Par conséquent, la valeur de la vitesse d'écoulement à cet instant n'est pas prise en compte.

Une comparaison avec des vitesses d'écoulement déterminées par corrélation d'images

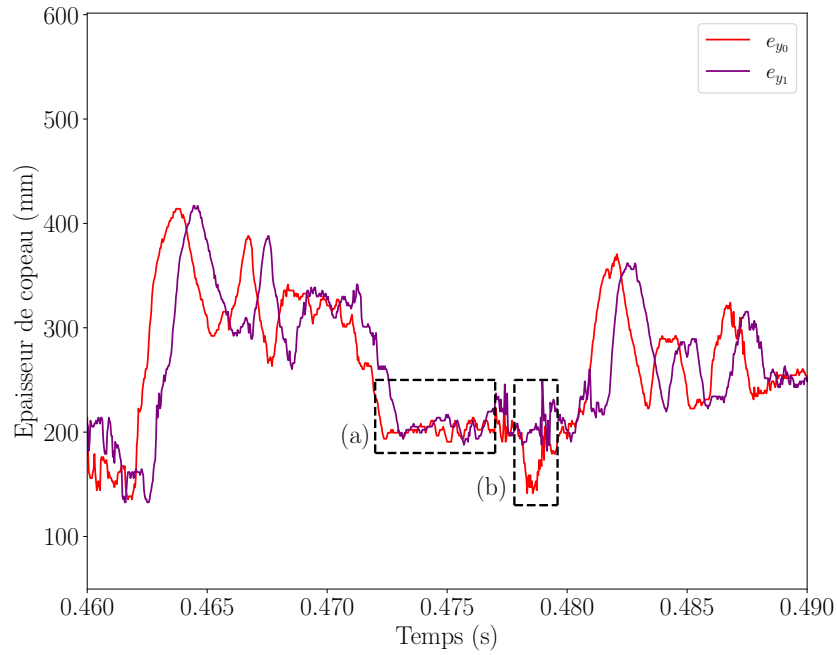


FIGURE III.27 – Sources d’erreurs dans l’estimation de la vitesse d’écoulement (a) zone d’épaisseur constante et (b) artefact présent dans un seul des deux signaux comparés

numériques a été réalisée afin de valider cette méthode par reconstruction spatio-temporelle. La Figure III.28 représente les différences entre les deux méthodes. Pour les quatre essais analysés, les vitesses d’écoulement calculées par ces deux méthodes suivent la même tendance.

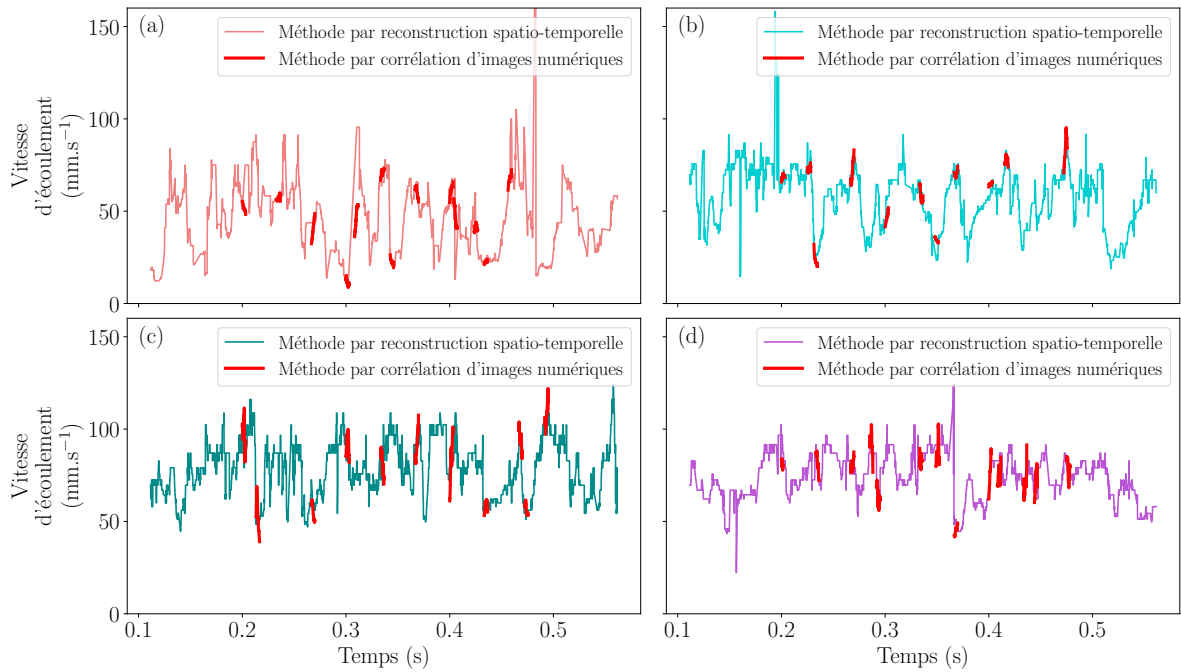


FIGURE III.28 – Comparaison des vitesses d'écoulement obtenues par la méthode de reconstruction du copeau avec des mesures réalisées par corrélation d'image numérique (CIN) pour des essais à $V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ et les microstructure (a) 100β , (b) $30 \alpha_{wi}$, (c) $55 \alpha_{wi}$ et (d) $55 \alpha_s$

La Figure III.29 permet de voir la répartition de l'erreur absolue pour les quatre essais analysés. Bien que dans certains cas, des erreurs relativement élevées sont observées, la médiane est inférieure ou proche de $5 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ et la moyenne jamais supérieure à $7,5 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$. La méthode proposée semble donc pertinente pour déterminer l'évolution de la vitesse d'écoulement au cours d'un essai de rabotage. Contrairement aux analyses réalisées par corrélation d'images numériques, cette méthode permet d'obtenir une évolution de la vitesse d'écoulement tout au long de l'essai et non seulement sur une portion restreinte à un nombre limité de festons.

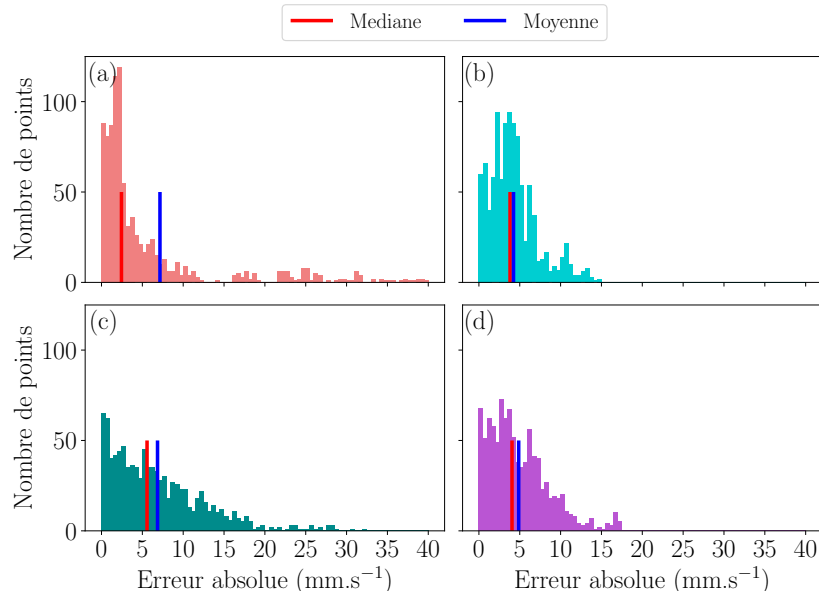


FIGURE III.29 – Répartition de l’erreur absolue entre la vitesse d’écoulement déterminée par corrélation d’images et par la méthode de reconstruction du copeau pour des essais à $V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ et les microstructure (a) 100β , (b) $30 \alpha_{wi}$, (c) $55 \alpha_{wi}$ et (d) $55 \alpha_s$

III.3 Interprétation des signaux

Le dispositif de coupe orthogonale fournit un ensemble de signaux qui doivent être analysés pour évaluer l’impact de la microstructure sur la formation du copeau. En particulier, ce dispositif fournit les différentes composantes de l’effort appliqué par la matière à l’outil, qui correspondent, notamment, à l’effort de coupe F_c et l’effort tangentiel F_t .

L’interprétation des images obtenues au cours des opérations de coupe fournit également des données qu’il convient de traiter. Les méthodes décrites précédemment permettent en effet d’estimer les évolutions de l’angle de cisaillement φ , de la profondeur de passe a_p , de l’épaisseur du copeau e et de la vitesse d’écoulement V_e en fonction du temps.

À titre illustratif, les différents signaux obtenus pour un essai sont représentés sur la Figure III.30. Afin de comparer les différentes microstructures entre elles, deux approches sont utilisées. La première consiste à exploiter la représentation temporelle des différents signaux pour les analyser. Néanmoins, puisque les grandeurs associées à un instant t ne sont pas nécessairement comparables, une représentation fréquentielle des signaux est également réalisée pour construire des indicateurs de comparaison entre eux.

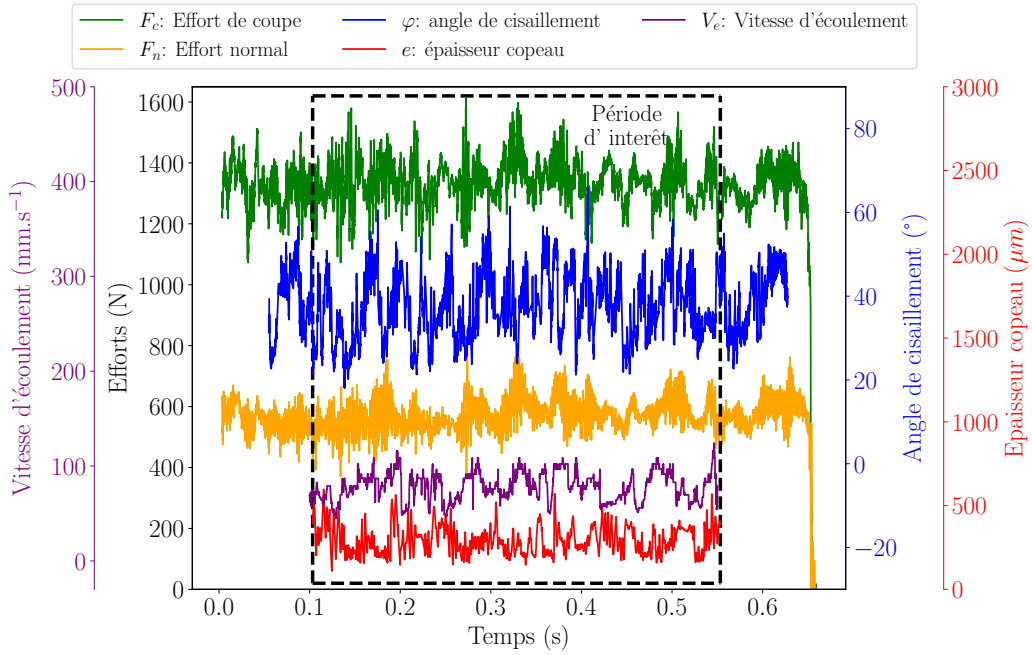


FIGURE III.30 – Résumé des signaux temporels pour un essai de coupe de la microstructure $55 \alpha_{wi}$ à $V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$.

III.3.1 Domaine temporel

Les données expérimentales obtenues pendant les essais de coupe orthogonale consistent en différents signaux (*e.g.* efforts, angle de cisaillement, épaisseur de copeau). Chaque signal a est composé de n points $a(t_1), a(t_2), \dots, a(t_n)$ espacés de façon régulière dans le temps. Pour comparer les données obtenues pour différents essais, il est alors intéressant de calculer la moyenne temporelle \bar{a} associé à un signal a par :

$$\bar{a} = \frac{1}{n} \sum_t a(t) \quad (\text{III.13})$$

Aussi, l'écart-type $\text{std}(a)$ permet de déterminer si les fluctuations sont importantes ou non durant l'essai de coupe. Il est donné par :

$$\text{std}(a) = \sqrt{\frac{1}{n} \sum_t (a(t) - \bar{a})^2} \quad (\text{III.14})$$

L'écart-type consiste en une évaluation absolue des variations. Il est aussi intéressant d'évaluer l'importance des fluctuations relatives. Pour ce faire, le coefficient de variation noté Δ d'un signal a est déterminé à l'aide de la relation :

$$\Delta(a) = \frac{\text{std}(a)}{\bar{a}} \quad (\text{III.15})$$

III.3.2 Domaine fréquentiel

Comme introduit précédemment, les données obtenues pour un essai de coupe orthogonale (*e.g.* efforts, épaisseur de copeau ou angle de cisaillement) ne correspondent pas

exactement à la même région de l'éprouvette, de fait une analyse temporelle n'est pas la plus adaptée pour déterminer leurs similitudes. Une étude dans le domaine fréquentiel permet en partie de contourner cette difficulté. Pour un signal temporel a , la représentation dans le domaine fréquentiel (noté A) est obtenue à l'aide de la transformée de Fourier rapide (FFT). La Figure III.31 (a) et (b) représente des signaux temporels en fonction du temps et les transformées de Fourier associées.

La densité d'énergie spectrale S_{aa} [Stein, 2000], qui permet d'estimer l'énergie contenue dans le signal pour une fréquence f , est déterminée à partir de la transformée de Fourier par :

$$S_{aa}(f) = A(f)A^*(f) \quad (\text{III.16})$$

où A^* le conjugué de A . Pour évaluer comment l'énergie est distribuée au sein d'un signal, la fonction de répartition C_a associée à la densité d'énergie spectrale S_{aa} est calculée par :

$$C_a(f) = \frac{\sum_{0 < f' \leq f} (S_{aa}(f'))}{\sum_{0 < f' \leq f_{max}} (S_{aa}(f'))} \quad (\text{III.17})$$

La fonction de répartition permet de déterminer les fréquences importantes contenues dans un signal. À titre d'exemple, les densités d'énergie spectrales pour des signaux a , b et c hypothétiques ainsi que les fonctions de répartition associées sont tracées sur la figure Figure III.31 ((c) et (d)).

Pour comparer deux signaux entre eux (a et b par exemple), le test statistique de Kolmogorov-Smirnov $D_{a,b}$ [Massey, 1951] est utilisé pour observer si les distributions fréquentielles sont similaires ou non. Comme montré dans la Figure III.31(d), la valeur de $D_{a,b}$ est calculée à partir des fonctions de répartition C_a et C_b avec :

$$D_{a,b} = \max_f (|C_a(f) - C_b(f)|) \quad (\text{III.18})$$

Deux distributions de fréquences sont identiques quand la valeur de $D_{a,b}$ est nulle. Par exemple, lorsque le signal a est comparé aux signaux b et c , la valeur du test de Kolmogorov-Smirnov $D_{a,b}$ est plus faible que $D_{a,c}$, ce qui traduit une plus grande proximité, au sens de la distribution fréquentielle.

Pour un signal, la fonction de répartition permet également de déterminer une fréquence caractéristique f_{90} . Celle-ci correspond à la fréquence pour laquelle la fonction de répartition atteint 90%. Elle indique donc où se situent les composantes les plus significatives d'un signal.

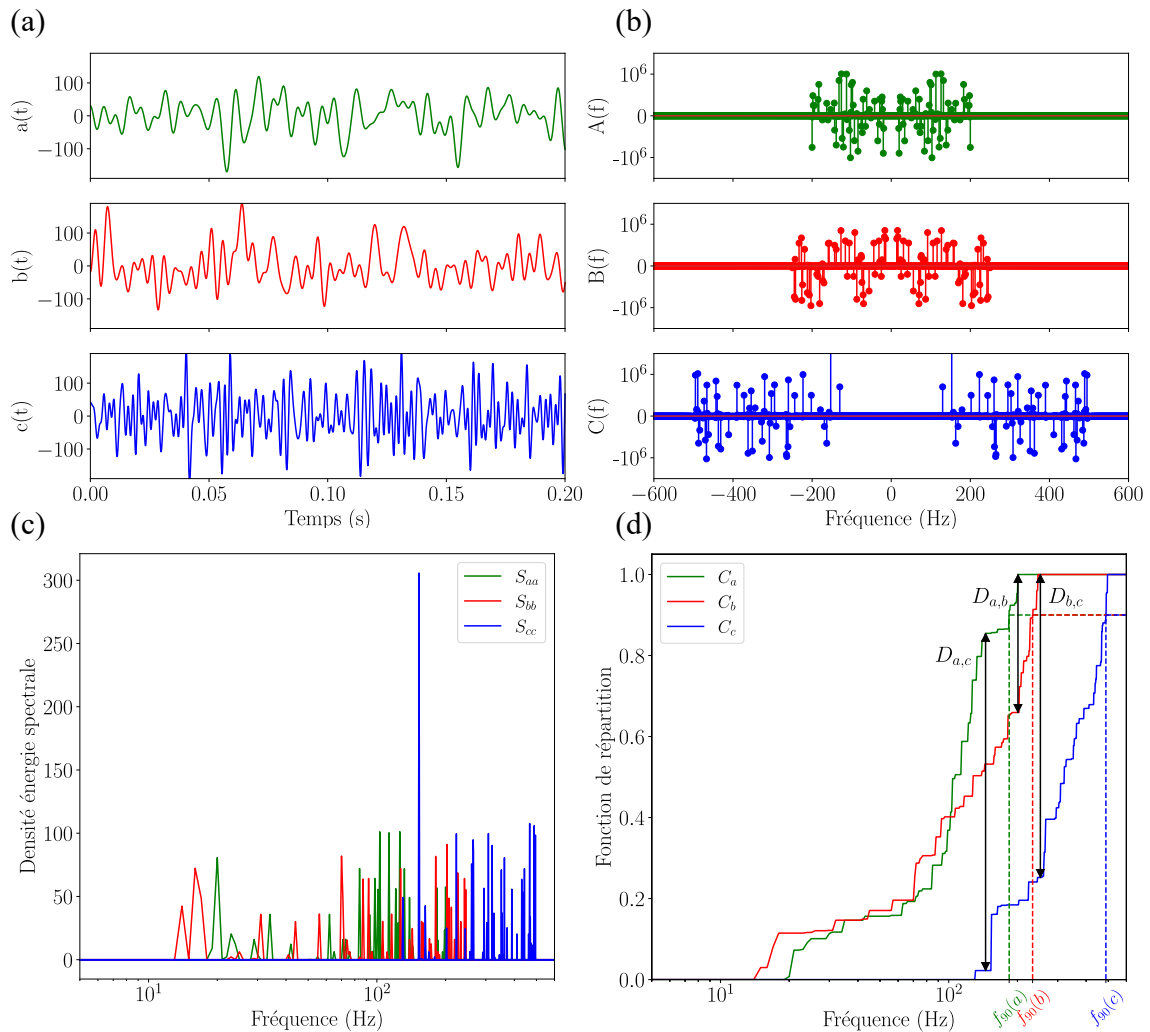


FIGURE III.31 – (a) Représentation de trois signaux temporels (a , b , c) générés manuellement en fonction du temps, (b) Transformées de Fourier rapides A , B et C associées aux trois signaux, (c) Distribution d'énergie spectrale et (d) Fonction de distribution des énergies spectrales pour les trois signaux et coefficients de Kolmogorov-Smirnov D

III.4 Bilan

Tout au long de ce chapitre, les méthodes de traitement des essais ont pu être explicitées. Dans un premier temps, l'influence des différents paramètres de coupe sur les efforts mis en jeu a été analysée. Grâce à cela, des relations permettant une normalisation selon les valeurs nominales de profondeur de passe et de largeur de coupe ont pu être établies. Cette opération rend alors possible la comparaison des différents efforts enregistrés au cours des essais de rabotage.

La stratégie de segmentation d'images, qui permet d'obtenir de manière automatisée la profondeur de passe a_p et l'angle de cisaillement φ , a été présentée. Cette stratégie repose sur l'utilisation d'un réseau U-Net simplifié pour déterminer les différentes classes présentes sur les images enregistrées au cours de la formation du copeau. Le fonctionnement du réseau a pu être détaillé. Il s'agit d'un réseau de neurones convolutionnel qui détermine la présence ou non de traits caractéristiques dans les données d'entrée à analyser. L'utilisation d'une architecture sous forme d'encodeur/décodeur permet dans un premier temps de condenser et de simplifier l'information pour ensuite spécifier, lors de la phase de décodage, l'appartenance à la bonne classe pour chacun des pixels de l'image d'origine.

La performance du réseau est conditionnée par la phase d'entraînement qui fournit les paramètres optimaux. L'entraînement repose sur une méthode itérative de rétropropagation du gradient afin de tendre graduellement vers une solution satisfaisante. L'apprentissage étant supervisé, la mise à jour des paramètres à optimiser est possible grâce aux données d'entraînement fournies en entrée. Dans le cas de cette étude, 3000 images ainsi que les masques associés ont été fournis au réseau. Afin d'obtenir un réseau permettant de déterminer les différentes classes dans des conditions d'éclairage variables, mais aussi pour les huit différentes microstructures, le set de données d'entraînement est composé d'images de chaque configuration rencontrée et des deux caméras.

Afin de valider cette méthode, la mesure de l'angle de cisaillement a été confrontée et validée par des mesures réalisées par corrélation d'images. De même, l'évolution de la profondeur de passe a été comparée à celle obtenue manuellement. Cette confrontation montre que les écarts entre les différentes mesures sont acceptables. La méthode par segmentation d'images semble donc pertinente pour déterminer des grandeurs géométriques représentatives de la formation du copeau. Il convient de remarquer que la méthode par segmentation présente deux avantages importants. D'abord, elle est automatique et permet donc de traiter un volume important de données. Aussi, alors que les méthodes par corrélation d'images sont souvent prises en défaut dans le contexte de l'usinage, la méthode par segmentation est plus robuste. Elle permet de limiter les biais potentiellement liés à l'analyse d'un nombre restreint d'images, qui ne sont pas nécessairement représentatives de l'intégralité d'un essai de coupe.

Une approche originale pour déterminer l'évolution de la morphologie du copeau pendant un essai de coupe orthogonale a été détaillée. Cette méthode bénéficie de la segmentation sémantique. Elle permet d'évaluer l'épaisseur de copeau à l'aide d'une détection de contour. La continuité d'un copeau est ensuite estimée à l'aide d'un algorithme qui fournit une indication qualitative permettant de comparer différentes microstructures.

Afin de déterminer la vitesse d'écoulement, deux reconstructions spatio-temporelles distinctes, correspondant à deux ordonnées, sont réalisées à partir d'une séquence d'images. Connaissant la distance physique qui sépare ces deux reconstructions, la vitesse d'écou-

lement moyenne de l'essai est alors déterminée à partir du décalage temporel entre les signaux d'épaisseur associés aux différentes ordonnées. Cette grandeur permet de comparer la cinétique moyenne de la formation du copeau pour différentes microstructures. Une approche semblable a été utilisée pour déterminer la vitesse d'écoulement instantanée. Une comparaison entre cette méthode, qui utilise la segmentation, et celle par corrélation d'images numériques a été réalisée. Elle semble pertinente et permet de retrouver les variations de vitesse d'écoulement observées par CIN tout au long de l'essai d'usinage et non plus sur une portion restreinte.

Les différents signaux (*e.g.* force, épaisseur...) obtenus lors d'un essai sont d'abord analysés dans le domaine temporel. Cela permet de calculer les moyennes, écart-types et coefficients de variation correspondants. En complément, parce que certains signaux ne peuvent être directement comparés point à point, une analyse dans le domaine fréquentiel est également réalisée. Elle permet, notamment, d'évaluer la similitude entre deux signaux. Grâce à cette stratégie, il est possible d'étudier le lien entre les microstructures et les efforts générés. Les relations entre les efforts et la morphologie du copeau de manière quantitative peuvent être analysées.

Chapitre IV

Analyse de la coupe du Ti5553

Les différentes méthodes de post-traitement des efforts et des images ont été détaillées dans le chapitre précédent. Grâce à ces techniques, des indicateurs sur la formation du copeau ont été obtenus (e.g. efforts de coupe et tangentiel, angle de cisaillement, épaisseur de copeau, vitesse d'écoulement locale et globale...).

Ce dernier chapitre se concentre alors sur la présentation des résultats issus de ces post-traitements. Il s'agit en particulier de discuter de l'impact de la microstructure sur la formation du copeau.

Le plan d'expériences est dans un premier temps introduit, puis validée, par une étude sur l'usure de l'outil. Ensuite, l'influence de la microstructure est analysée à partir des essais réalisés à une vitesse référence de coupe de $100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$. Les efforts et la formation du copeau sont étudiés en fonction des différentes caractéristiques microstructurales. Un accent particulier est mis sur l'effet de la fraction volumique de phase α .

Enfin, l'impact de la vitesse de coupe sur l'usinage des différentes microstructures est évalué. Pour ce faire, des analyses dans les domaines temporel et fréquentiel sont conduites pour observer l'évolution des différentes grandeurs caractéristiques de la formation du copeau.

Sommaire

III.1 Interprétation des efforts	58
III.1.1 Relation entre effort et profondeur de passe	58
III.1.2 Relation entre effort et largeur de coupe	60
III.1.3 Traitement des efforts	61
III.2 Interprétation quantitative des images	62
III.2.1 Analyse par corrélation d'images numériques	62
III.2.2 Analyse par segmentation d'image	64
III.2.3 Analyse par reconstruction spatio-temporelle	81
III.3 Interprétation des signaux	90
III.3.1 Domaine temporel	91
III.3.2 Domaine fréquentiel	91
III.4 Bilan	94

IV.1 Validation de la campagne expérimentale

IV.1.1 Séquence d'essais

L'interrogation principale de cette étude est de comprendre, quantitativement, comment la microstructure altère la formation du copeau. Afin d'y répondre, une même séquence d'essais a été réalisée à différentes vitesses sur les huit microstructures. Comme indiqué sur la Figure IV.1, elle est composée de neuf coupes à des vitesses différentes (50, 100, 200 et 400 $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$). Tous les essais ont été réalisés avec une profondeur de passe a_p de 0,25 mm. Pour chaque paire vitesse de coupe - microstructure, au moins deux essais ont été réalisés. Avant chaque séquence, et compte tenu de l'usabilité médiocre des alliages de titane, un nouvel outil de coupe est installé sur le porte-outil. Ceci permet, préventivement, de limiter l'influence de l'usure de l'outil sur nos mesures dans un souci de répétabilité expérimentale.

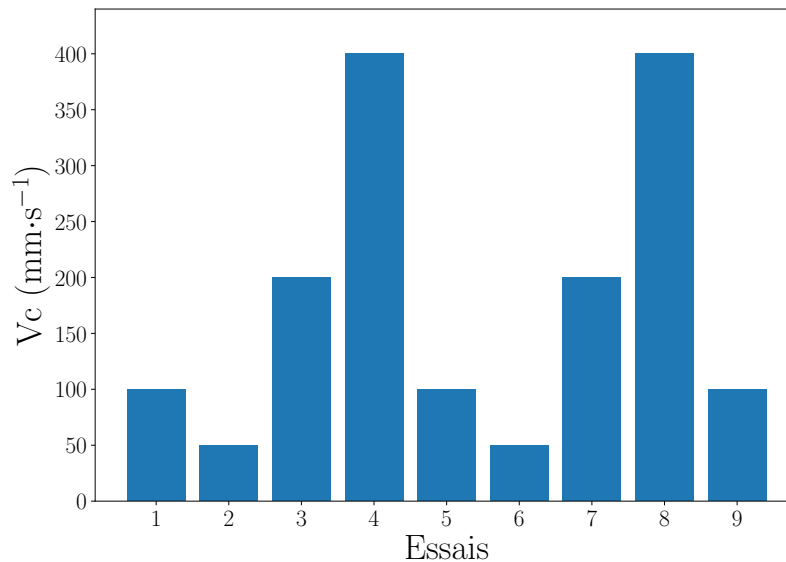


FIGURE IV.1 – Séquence planifiée d'essais de rabotage.

IV.1.2 Usure de l'outil de coupe

Au cours d'une séquence d'essais, l'outil de coupe est susceptible de s'user, en particulier à cause des chocs produits par son entrée dans la matière. Puisque l'étude de l'usure ne fait pas partie des objectifs de ce travail, il convient de s'assurer que le phénomène d'usure reste négligeable. L'usure par choc, lorsqu'elle a lieu, est généralement catastrophique et visible à l'œil nu (voir Figure IV.2). Un contrôle visuel de l'outil après chaque essai permet ainsi de s'assurer qu'il reste en bon état. Si un seul outil est généralement nécessaire à la réalisation d'une séquence, certaines configurations ont nécessité son remplacement en raison de l'usure précoce observée.

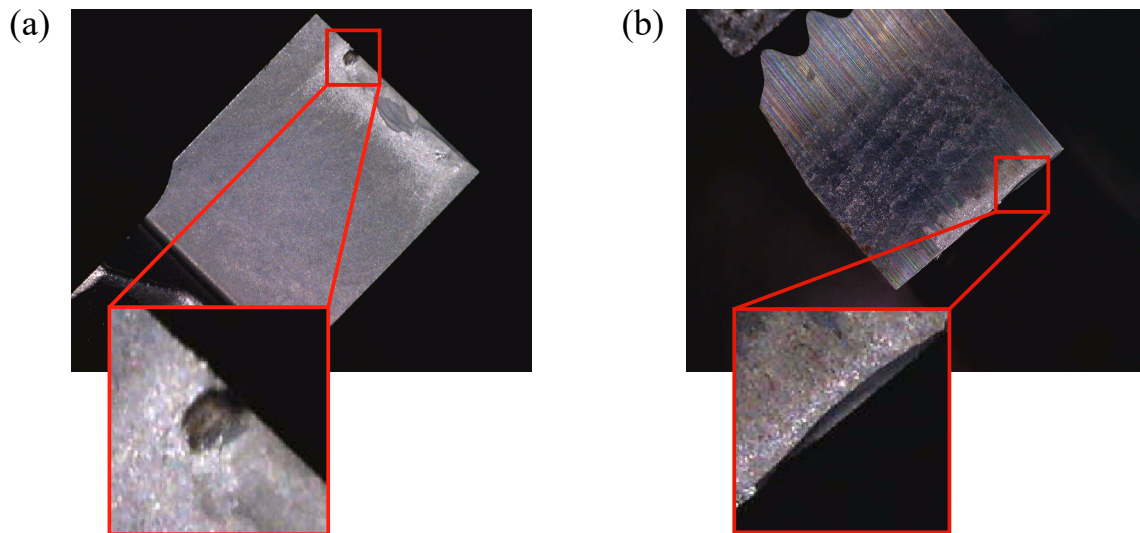


FIGURE IV.2 – Usure catastrophique observée après un essai à $V_c = 400 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ pour la microstructure $55 \alpha_s$ pour (a) la face de coupe et (b) la face de dépouille.

En se référant à la littérature [Wang *et al.*, 2003; Ayed et Germain, 2018; Liu *et al.*, 2022; Wagner *et al.*, 2015], il est souvent reporté que l'usure de l'outil engendre une augmentation des efforts de coupe. Par conséquent, cette évolution présente un bon moyen pour la surveillance de l'usure. La Figure IV.3 montre l'évolution de la valeur moyenne de l'effort de coupe F_c et tangentiel F_t pour les trois essais à $100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ réalisés au cours d'une séquence. Des ruptures de l'outil ont été observées après un essai à $V_c = 400 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ pour les microstructures *brute de forgeage* et *55 bimodale* ainsi que pour les deux essais à cette même vitesse pour la microstructure $55 \alpha_s$. De fait, pour les deux premières microstructures, seuls deux essais seront comparés (le troisième étant réalisé avec un autre outil de coupe). Bien que des différences entre les essais soient observées, aucune tendance claire n'est visible. En particulier, le fait que l'effort tangentiel n'augmente pas significativement semble indiquer que l'acuité d'arête de l'outil de coupe ne se détériore pas au cours de la séquence, dès lors qu'une usure catastrophique n'est pas détectée.

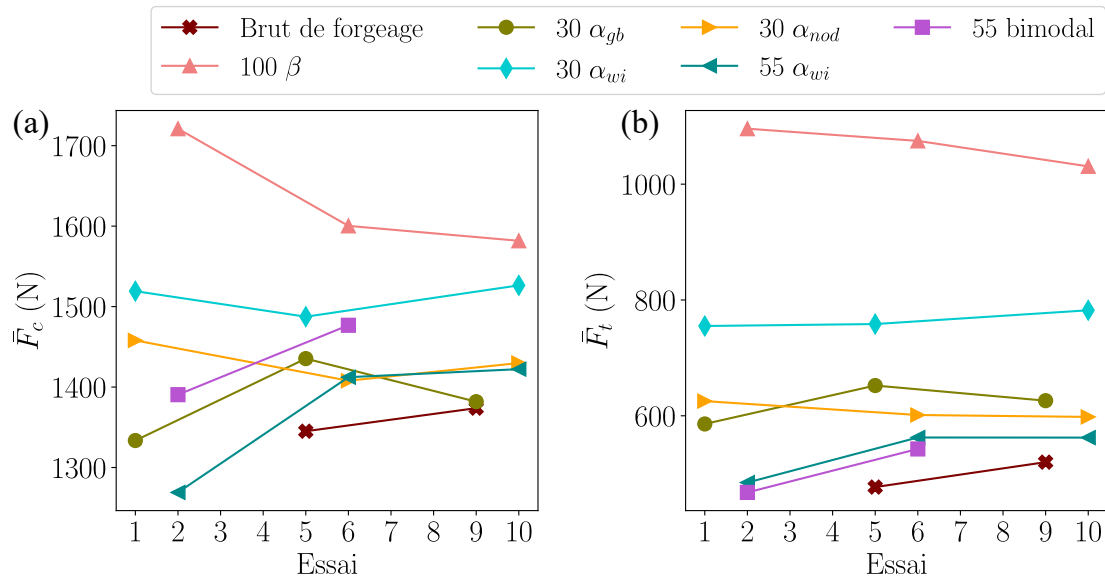


FIGURE IV.3 – Évolution de (a) l'effort moyen de coupe \bar{F}_c et (b) l'effort moyen tangential \bar{F}_t en fonction des essais réalisés à $V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ pour chaque microstructure.

IV.1.3 Campagne expérimentale

La séquence d'essais détaillée précédemment a été réalisée pour chacune des différentes microstructures. La Figure IV.4 détaille l'ensemble des essais réalisés lors de cette étude. Les éventuels changements d'outils effectués sont aussi indiqués. Il convient également de remarquer que, en raison d'erreurs opératoires, certains essais ont été doublés.

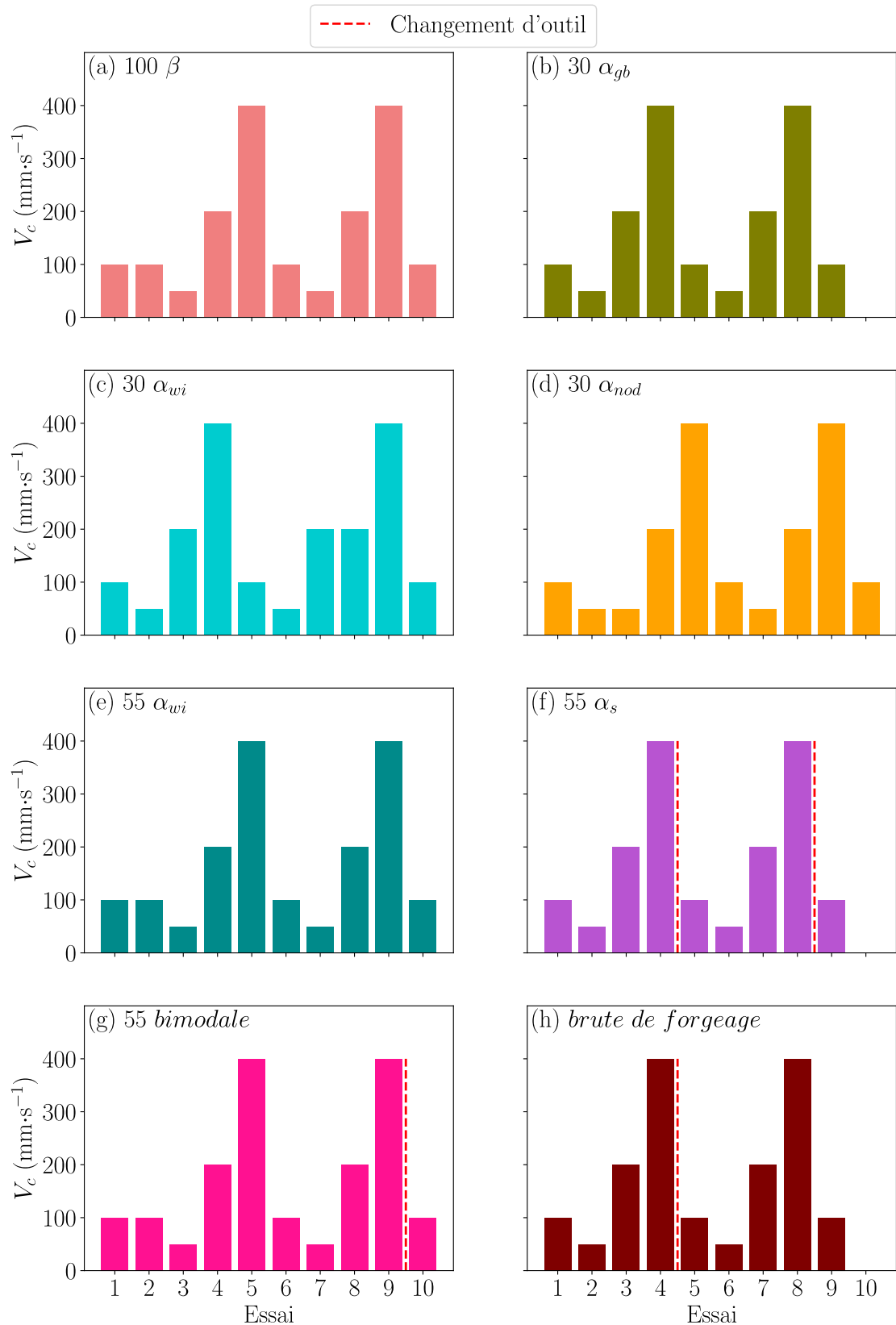


FIGURE IV.4 – Essais de coupe orthogonale réalisés pour (a) 100β , (b) $30 \alpha_{gb}$, (c) $30 \alpha_{nod}$, (d) $30 \alpha_{wi}$, (e) $55 \alpha_{wi}$, (f) $55 \alpha_s$, (g) 55 bimodale , (h) brute de forgeage et changements d'outils réalisés

IV.2 Influence de la microstructure sur la coupe

($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$)

Afin de discuter de l'impact des différentes microstructures sur la formation du copeau, seuls les essais de coupe orthogonale réalisés à une vitesse de $100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ sont analysés dans un premier temps.

IV.2.1 Analyse temporelle

IV.2.1.1 Analyse des valeurs moyennes

Les efforts nécessaires à la coupe sont couramment utilisés pour évaluer l'usinabilité d'un matériau. En particulier, bien que l'usinabilité ne se réduise pas à cet aspect, il est généralement souhaitable de réduire les efforts pour limiter l'usure des outils. La Figure IV.5 représente les valeurs moyennes de l'effort de coupe F_c et de l'effort tangentiel F_t pour chaque microstructure en fonction de la dureté. Même si les efforts enregistrés pour deux microstructures avec des duretés semblables sont très proches ($55 \alpha_{wi}$ et *brute de forgeage*), aucune tendance claire n'est observée. En particulier, les deux microstructures générant les efforts de coupe les plus élevés sont celles dont les duretés sont minimale (100β) et maximale ($55 \alpha_s$).

Des résultats similaires ont été obtenus par Abbasi *et al.* [2016] et Sharma et Meena [2020] pour l'alliage Ti6Al4V. En effet, au cours de ces deux études, trois microstructures différentes ont été étudiées laissant apparaître des efforts plus faibles pour celle avec la dureté intermédiaire. Suárez Fernández *et al.* [2021] observent une augmentation des efforts de coupe lorsque la dureté décroît pour l'alliage de titane Ti6242.

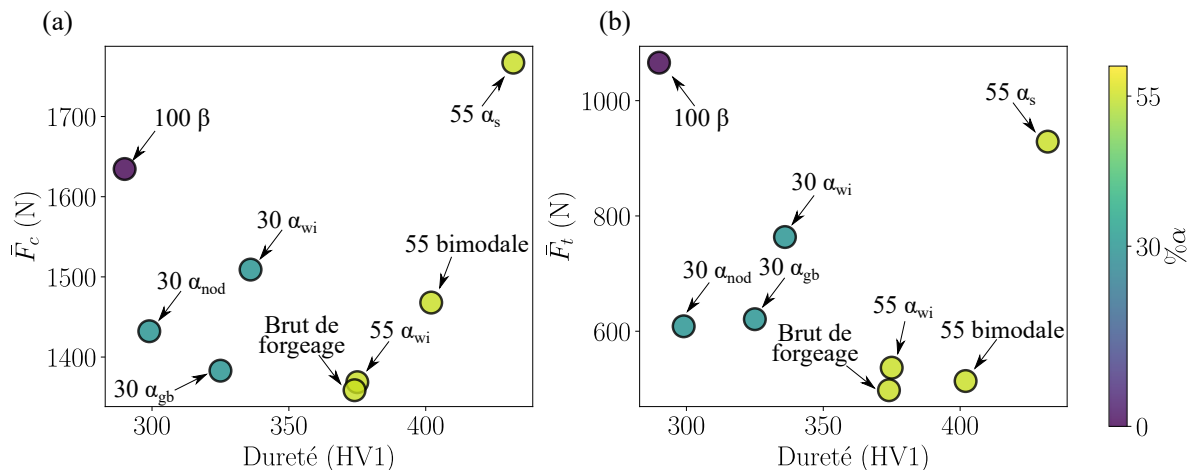


FIGURE IV.5 – Évolution de la valeur moyenne (a) de l'effort de coupe F_c et (b) de l'effort tangentiel F_t en fonction de la dureté.

Le rapport F_t/F_c fournit une indication quant aux frottements outil/matière. La Figure IV.6 montre l'évolution de ce rapport en fonction de la dureté de chacune des microstructures. Exception faite de la microstructure $55 \alpha_s$, il décroît généralement avec la dureté. Le frottement semble donc plus important pour les microstructures les plus

ductiles, ce qui participe à la diminution de l'usinabilité [Arrazola *et al.*, 2009; Veiga *et al.*, 2013; Zareena et Veldhuis, 2012]. La microstructure 55 α_s , bien qu'étant très dure, possède également des frottements importants. Une cause possible de ce comportement réside dans la limite à rupture très élevée qui la caractérise. En effet, dans ce cas, former le feston devient extrêmement difficile. Ce dernier prenant alors plus de temps avant de glisser le long de la bande de cisaillement, les frottements au niveau de l'outil augmentent. Aussi, il est important de remarquer que le frottement n'est pas seulement conditionné par la composition chimique et les paramètres opératoires, mais également par la microstructure.

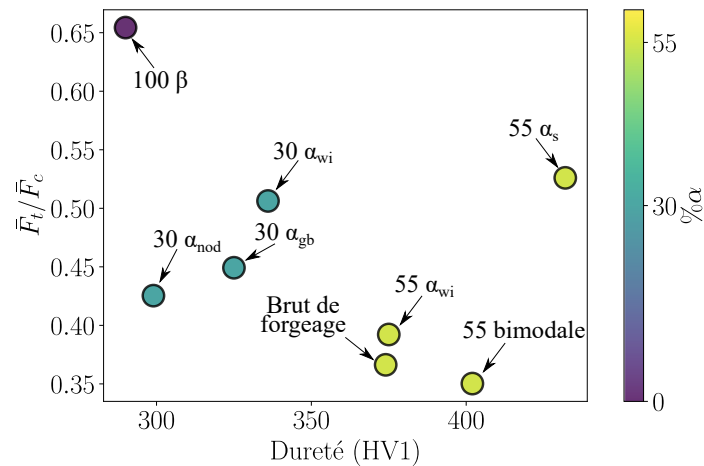


FIGURE IV.6 – Évolution de la moyenne du rapport F_t/F_c en fonction de la dureté.

Les particules de phase α qui composent les différentes microstructures ont des tailles variables. La Figure IV.7 montre l'évolution des efforts en fonction de la taille moyenne des particules α . Les efforts associés aux microstructures bimodales (*brute de forgeage* et *55 bimodale*) ne sont pas représentés sur ce graphique puisque les particules ne possèdent pas de taille unique. Les résultats montrent que, pour une même fraction volumique de phase α , la diminution de la taille des particules engendre des efforts de coupe (F_c) et tangentiel (F_t) plus importants. Ces résultats sont en contradiction avec ceux de Suárez Fernández *et al.* [2021] qui, pour un alliage de Ti6242, ont constaté une élévation des efforts de coupe avec l'augmentation de la largeur des particules α .

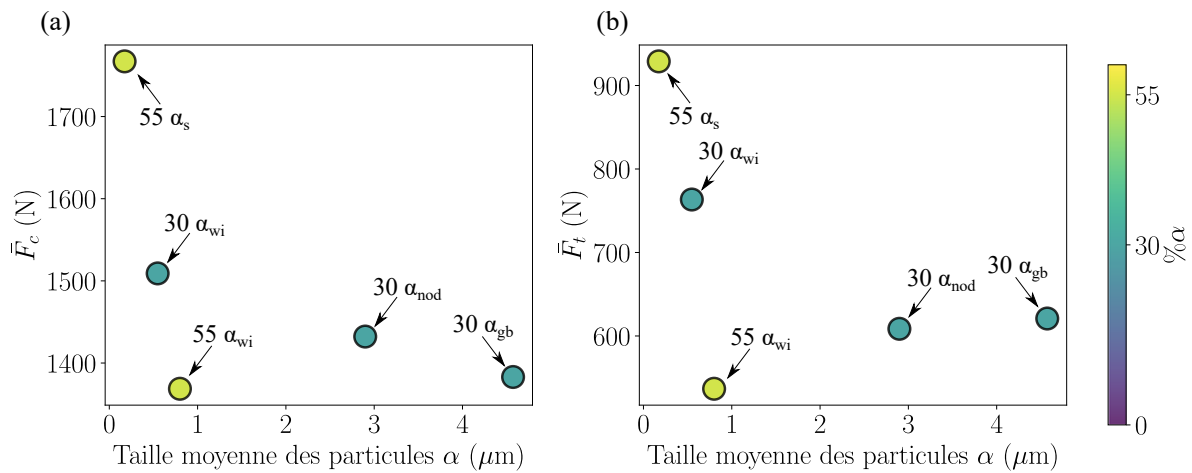


FIGURE IV.7 – Évolution de la valeur moyenne (a) de l’effort de coupe F_c et (b) de l’effort tangentiel F_t en fonction de la taille moyenne des particules de phase α .

Pour observer l’impact de la fraction volumique de phase α , il est commode de considérer les microstructures 100β , $30\alpha_{wi}$ et $55\alpha_{wi}$. En effet, pour une même morphologie α_{wi} , la fraction volumique de phase α varie de 0 à 55%. La Figure IV.8 représente ainsi l’évolution des efforts moyens en fonction de la fraction volumique de phase α . On remarque que les efforts diminuent pour une fraction volumique de phase α croissante. Il est intéressant de remarquer que, si les particules α ont un effet durcissant au sens métallurgique, leur introduction permet néanmoins de réduire les efforts nécessaires à la coupe de l’alliage.

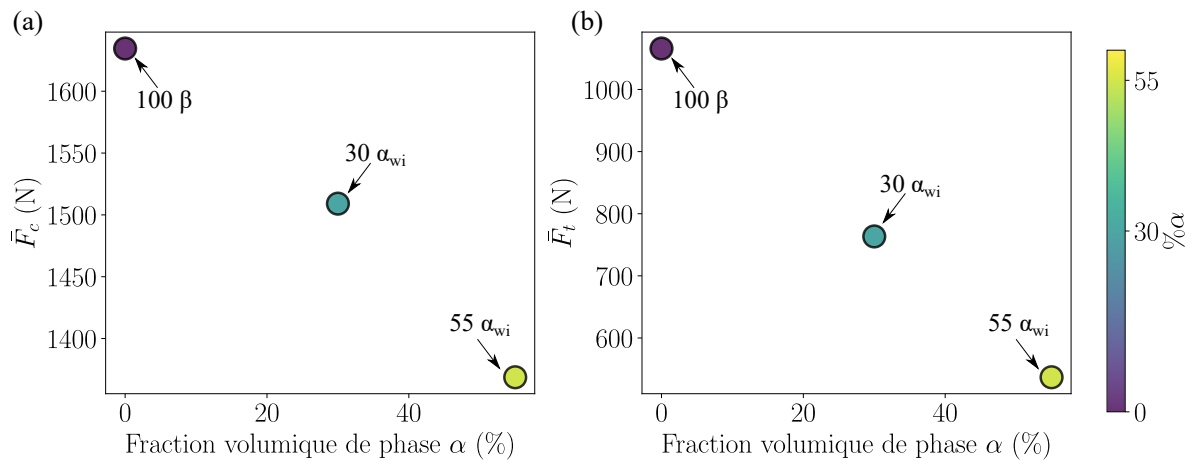


FIGURE IV.8 – Évolution de la valeur moyenne (a) de l’effort de coupe F_c et (b) de l’effort tangentiel F_t en fonction de la fraction volumique de phase α .

Les évolutions de l’épaisseur du copeau e , de l’angle de cisaillement φ et du taux de continuité en fonction de la dureté sont présentées sur la Figure IV.9. On constate que l’épaisseur de copeau a tendance à diminuer avec la dureté. Par opposition, l’angle de cisaillement, lui, augmente. Il fournit une indication quant au volume de matière déformé lors de la coupe. Spécifiquement, un angle de cisaillement faible correspond à un volume de matière déformée plus important. Les résultats obtenus indiquent donc que, pour les microstructures de dureté élevée (e.g. 55 bimodale , $55\alpha_s$), le volume de matière déformée

est ainsi moins important que pour les microstructures de dureté plus faible. Cela permet d'expliquer en partie l'effet de la dureté sur l'effort de coupe. En effet, l'effort de coupe est dépendant à la fois de la limite d'écoulement du matériau et du volume déformé. Pour les microstructures de faible dureté (*e.g.* 100 β), l'effort de coupe est important en raison du large volume de matière déformée. Pour les microstructures de dureté élevée (*e.g.* 55 bimodale, 55 α_s), il est également important, du fait de la limite d'écoulement élevée. Du point de vue de l'effort de coupe, il semble donc que la microstructure optimale est de dureté intermédiaire, ce qui correspond à un compromis entre le volume de matière déformée et la limite d'écoulement.

Le taux de continuité, représenté sur la Figure IV.9, varie assez largement selon la microstructure considérée, ce qui démontre le fort effet de cette dernière sur la morphologie des copeaux formés. S'il tend généralement à diminuer avec la dureté, la microstructure 55 α_s ne suit pas exactement cette tendance. Aussi, si on associe l'usure de l'outil au frottement (représenté par le rapport F_t/F_c), il est préférable de générer des copeaux festonnés, avec un faible taux de continuité.

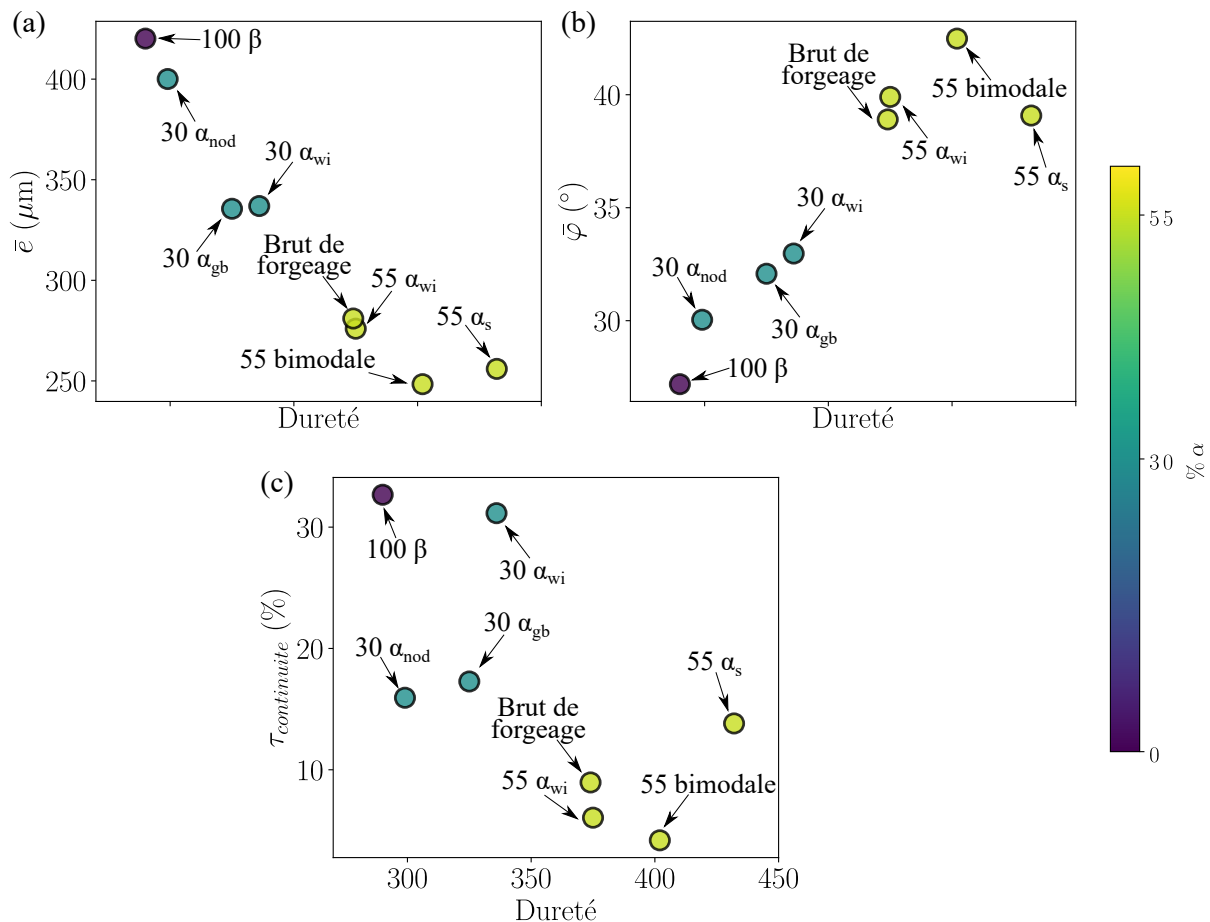


FIGURE IV.9 – Évolution de (a) l'épaisseur de copeau e , (b) l'angle de cisaillement φ , (c) le taux de continuité en fonction de la dureté.

Comme introduit dans le chapitre III, la profondeur de passe a_p est connue tout comme l'épaisseur de copeau e . L'angle de cisaillement étant mesuré géométriquement, il

correspond également à la relation suivante :

$$\varphi = \text{atan}\left(\frac{a_p}{e}\right) \quad (\text{IV.1})$$

Il est alors intéressant d'observer si l'angle de cisaillement mesuré est proche de cette valeur. La Figure IV.10 illustre l'évolution de l'angle de cisaillement en fonction de l'opération précédemment citée. Il est possible d'observer une bonne corrélation entre les deux méthodes. Connaissant la profondeur de passe et l'épaisseur du copeau obtenu, l'angle de cisaillement peut se mesurer géométriquement par cette méthode.

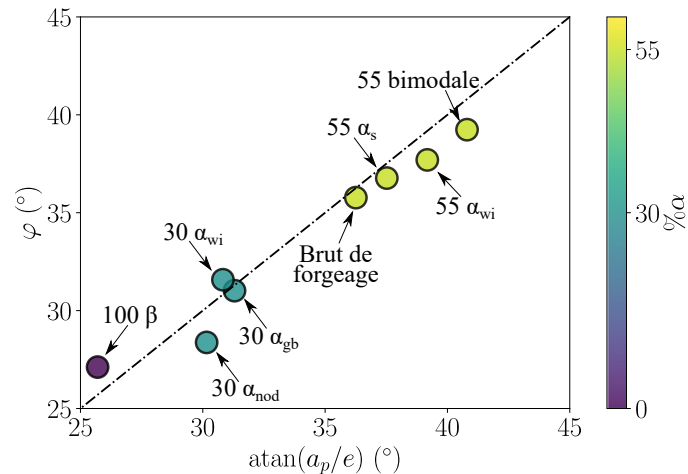


FIGURE IV.10 – Évolution de l'angle de cisaillement φ en fonction de $\text{atan}(a_p/e)$.

La vitesse d'écoulement moyenne V_e est représentée en fonction de la dureté et du rapport F_t/F_c sur la Figure IV.11. Si la microstructure 55 α_s fait toujours office d'exception, on observe que la vitesse d'écoulement est logiquement plus importante pour les microstructures de dureté élevée. Ceci s'explique par la réduction d'épaisseur qui nécessite un débit de matière plus élevée. Aussi, quand bien même les chaînes de mesure associées (*i.e.* effort et imagerie) sont indépendantes, on constate que la vitesse d'écoulement décroît lorsque le frottement devient important.

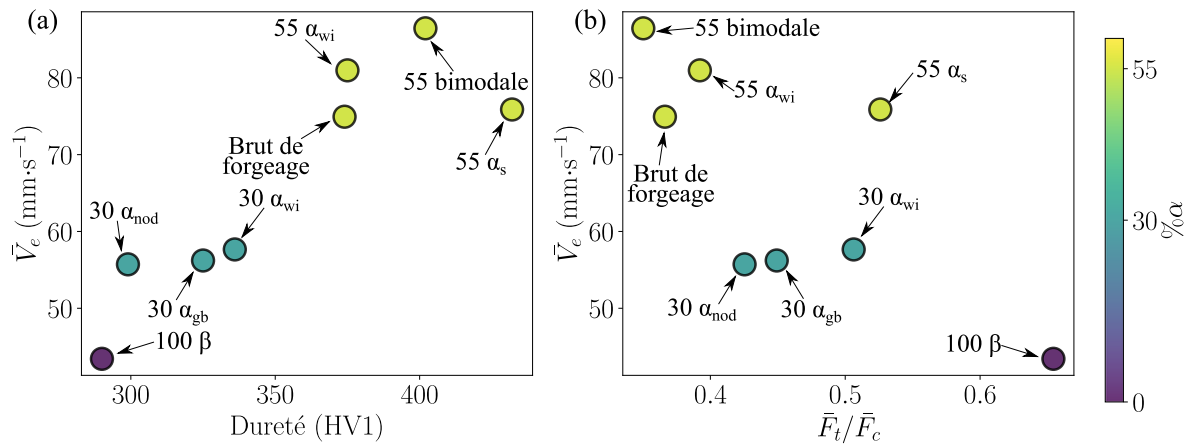


FIGURE IV.11 – Évolution de la vitesse d'écoulement \bar{V}_e moyenne en fonction (a) de la dureté et (b) de la moyenne du rapport \bar{F}_t/\bar{F}_c .

IV.2.1.2 Analyse des variations

Certaines des longueurs caractéristiques représentatives des microstructures, en particulier la taille des grains β , sont relativement importantes en comparaison à la profondeur de passe. Le comportement thermo-mécanique local est donc susceptible de varier largement au cours d'un essai de coupe. Afin de voir l'impact de la microstructure, les écarts-types et coefficients de variations associés à différentes grandeurs sont analysés dans ce qui suit.

La Figure IV.12 montre l'évolution de ces indicateurs pour les efforts de coupe et tangentiel des différentes microstructures. L'écart-type, qui est une mesure absolue des variations, décroît avec la dureté. Aussi, les fluctuations de l'effort de coupe sont généralement plus faibles pour les microstructures contenant une importante fraction de phase α . Ceci s'explique par la présence des particules α qui constituent un facteur d'homogénéisation. En effet, alors que pour la microstructure 100β , les seules hétérogénéités microstructurales sont les cristaux de cette même phase, les particules α , dont la taille est largement inférieure aux grains β , tendent à homogénéiser le comportement. Il en résulte que la présence d'un grand nombre de particules α , sous réserve qu'elles soient aléatoirement orientées, limite les fluctuations de l'effort de coupe. Ainsi, la microstructure $55\alpha_{\text{s}}$, qui possède une fraction importante de particules α fines, voit l'effort de coupe varier significativement moins que la microstructure 100β .

Les variations des efforts tangentiels n'indiquent pas de tendance aussi nette. Les écarts-types sont proches pour toutes les microstructures, à l'exception de la microstructure 100β pour laquelle des fluctuations plus élevées sont observées.

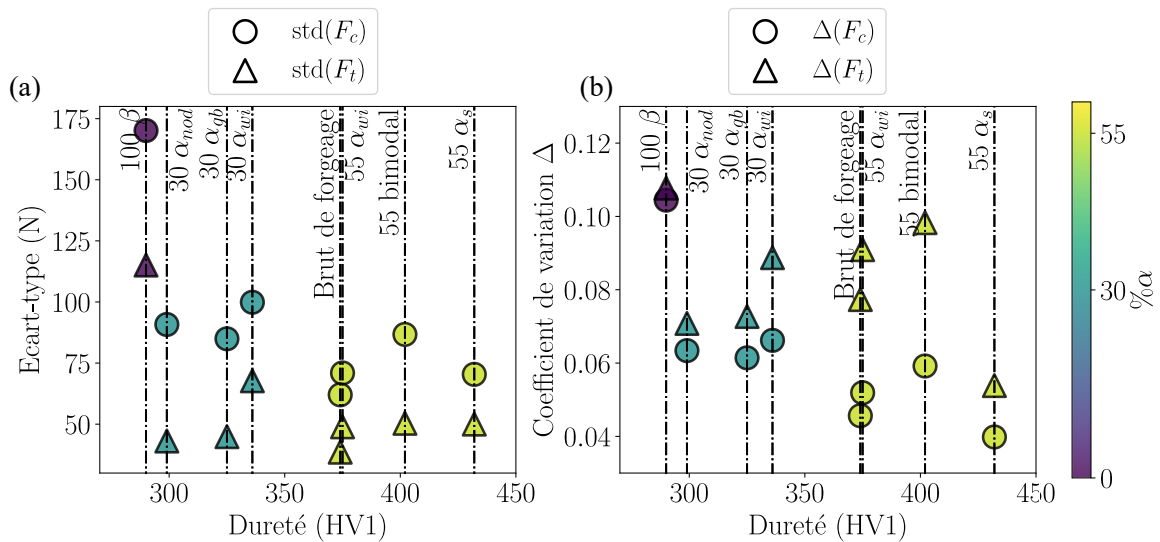


FIGURE IV.12 – Évolution (a) de l'écart-type et (b) du coefficient de variations des efforts de coupe (F_c) et tangentiel F_t en fonction de la dureté.

Afin de voir si les variations des efforts de coupe sont corrélées aux fluctuations morphologiques du copeau, le coefficient de variations associé à l'épaisseur e est représenté en fonction de celui associé à l'effort de coupe F_c sur la Figure IV.13. Les résultats indiquent les variations de l'effort de coupe sont largement corrélées aux fluctuations de l'épaisseur. Comme discuté précédemment, on constate que ces variations sont très largement liées à la fraction volumique de phase α .

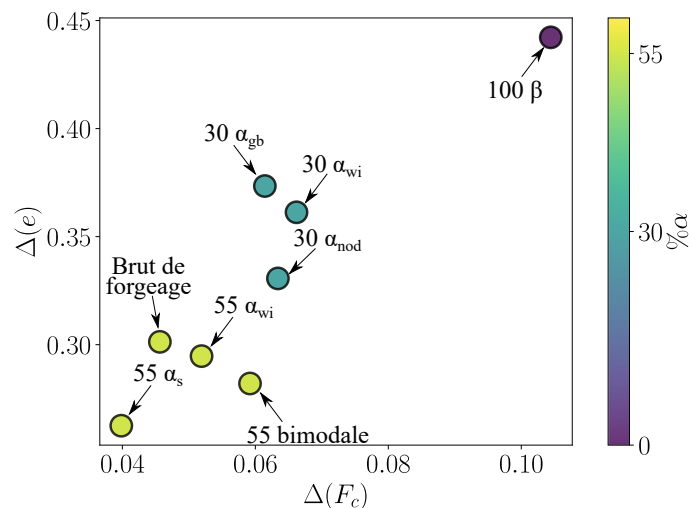


FIGURE IV.13 – Évolution du coefficient de variations de l'épaisseur de copeau e en fonction du coefficient de variations associé à l'effort de coupe F_c .

L'analyse des coefficients de variations de l'épaisseur de copeau montre que plus la microstructure est dure, plus les fluctuations sont faibles (Figure IV.14). Les résultats précédents ont montré qu'une dureté élevée favorise la formation de copeaux festonnés.

La combinaison de ces résultats suggère que, pour des microstructures avec une dureté élevée, le copeau est composé de nombreux festons de faible épaisseur. À l’opposé, une microstructure de faible dureté produit des copeaux avec des festons moins nombreux, mais plus épais. Cette observation a été confirmée par l’analyse des différents films réalisés pendant la campagne d’essais (Annexe A).

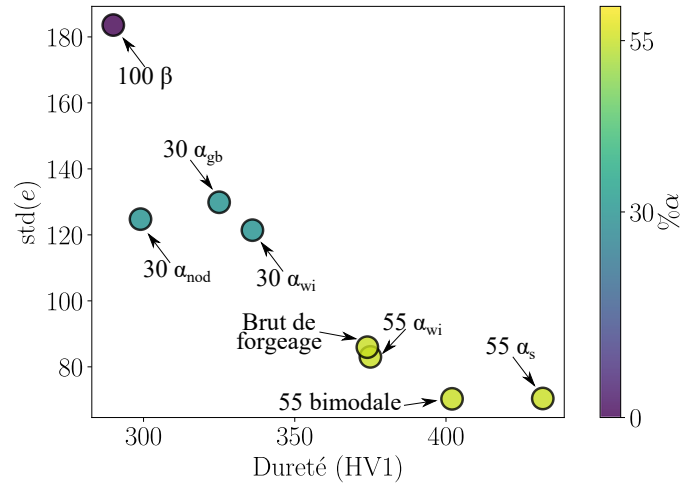


FIGURE IV.14 – Évolution du coefficient de variations de l’épaisseur de copeau e en fonction de la dureté de la microstructure.

L’analyse des variations de la vitesse d’écoulement locale montre une corrélation avec celles de l’épaisseur de copeau (Figure IV.15). Ce résultat montre alors l’impact que peut avoir le festonnement sur l’écoulement de la matière. Il apparaît qu’avec des festons plus gros (ce qui est suggéré par un coefficient de variations élevé sur l’épaisseur de copeau), des fluctuations plus marquées sont alors obtenues sur l’écoulement du matériau. Cela va dans le sens des observations sur la formation du copeau réalisées par Pottier *et al.* [2014] et Harzallah [2018]. En effet, de plus gros festons sont à l’origine d’une période de compression plus longue au début de leur formation. Ce phénomène est alors à l’origine d’une diminution de la vitesse d’écoulement. L’étude des fluctuations de la vitesse d’écoulement donne, alors, des indications sur le festonnement des copeaux obtenus, notamment sur leur taille. En particulier, de grandes fluctuations indiquent alors la présence de festons imposants.

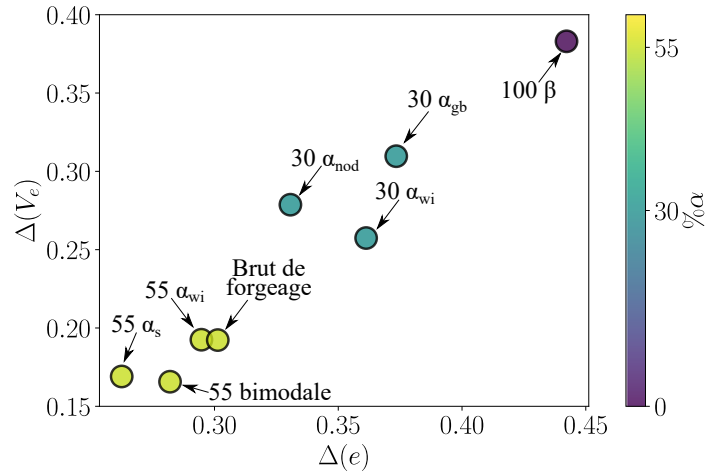


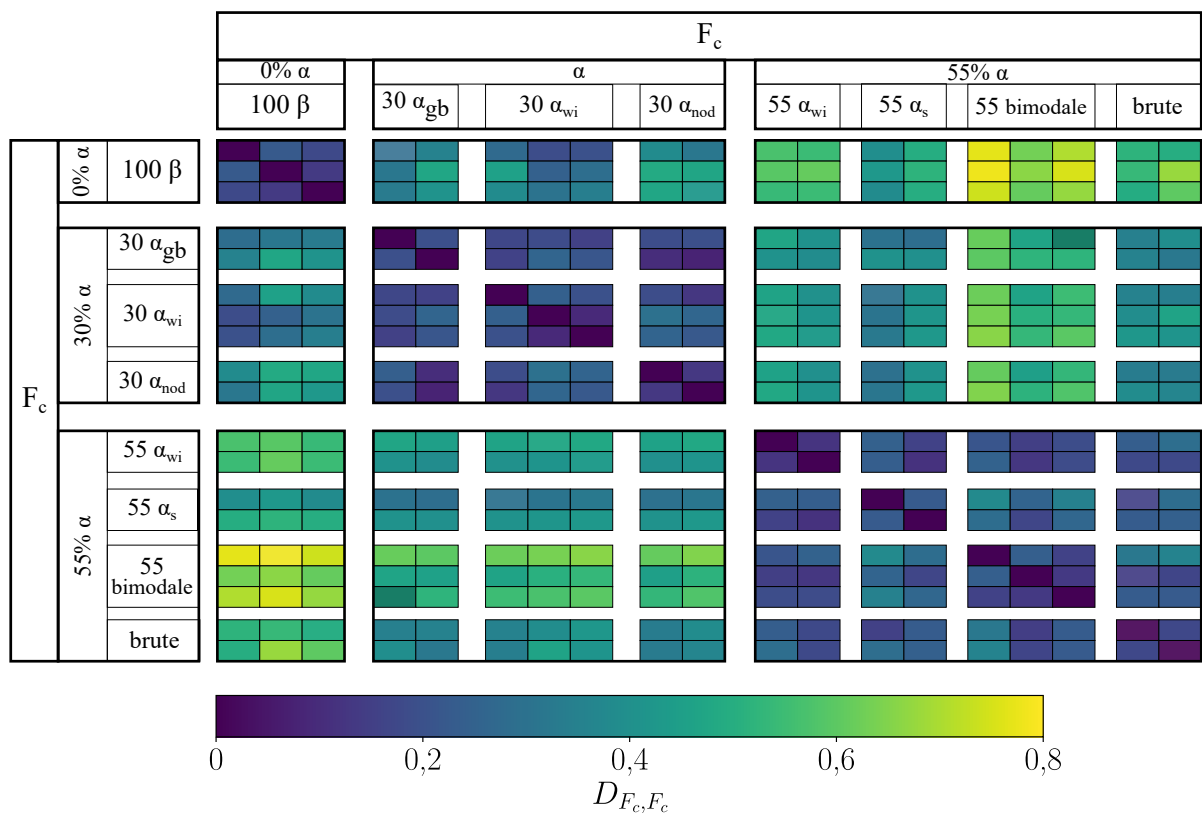
FIGURE IV.15 – Évolution du coefficient de variation de la vitesse d’écoulement en fonction de celui de l’épaisseur de copeau e .

IV.2.2 Analyse fréquentielle

IV.2.2.1 Test de Kolmogorov-Smirnov

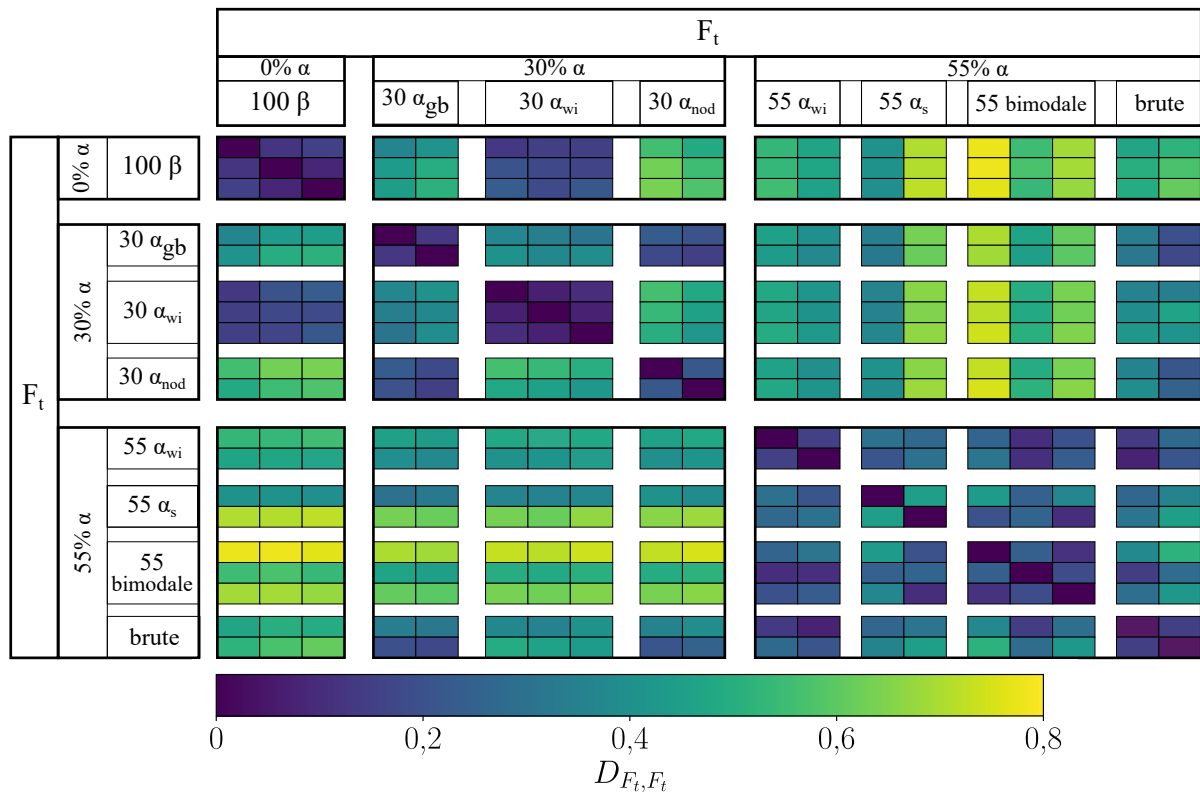
Le test de Kolmogorov-Smirnov fournit une métrique simple pour comparer deux signaux. Il peut, notamment, être utilisé pour déterminer les paramètres microstructuraux qui gouvernent la réponse mécanique de l’alliage Ti5553 dans le contexte de la coupe orthogonale. Ainsi, le Tableau IV.1 représente le coefficient de Kolmogorov-Smirnov D_{F_c, F_c} obtenu en comparant les signatures fréquentielles des efforts de coupe F_c pour l’ensemble des essais réalisés. Par définition, les termes diagonaux de ce tableau, qui correspondent à la comparaison d’un essai à lui-même, sont nuls. Aussi, lorsque deux essais différents d’une même microstructure sont comparés l’un à l’autre, la valeur du coefficient D_{F_c, F_c} est faible, ce qui indique des signatures fréquentielles proches. On distingue également différents groupes de microstructures selon la fraction de phase α . Spécifiquement, indépendamment de la morphologie, les différentes microstructures ont des réponses fréquentielles d’autant plus similaires que leurs fractions de phase α sont proches. On retrouve ici le fait que les fluctuations de l’effort de coupe sont largement liées à cette caractéristique. À l’opposé, la morphologie, par exemple α_{wi} , n’apparaît pas comme un facteur essentiel du point de vue de la réponse fréquentielle.

TABLEAU IV.1 – Coefficients de Kolmogorov-Smirnov D_{F_c, F_c} obtenus en comparant les réponses fréquentielles associées aux efforts de coupe F_c pour chaque essai réalisé à $V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$.



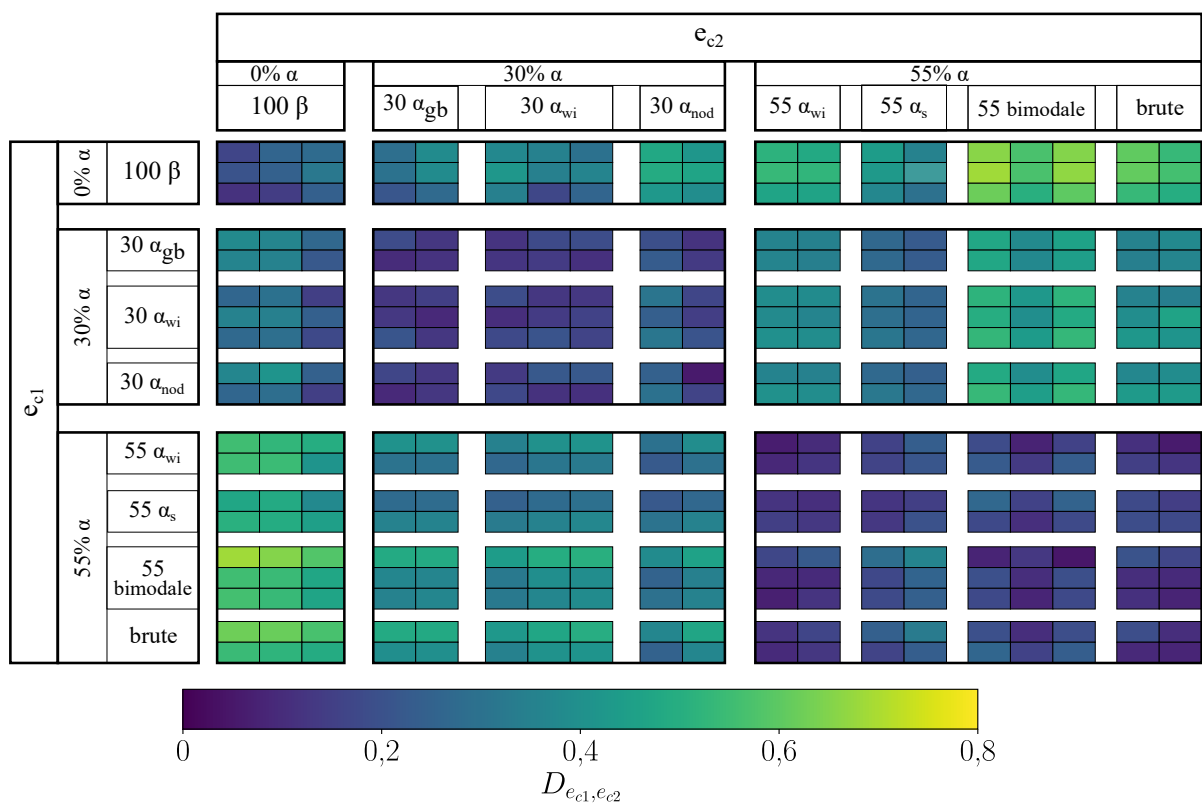
Le Tableau IV.2 présente les résultats du test de Kolmogorov-Smirnov pour l'effort tangentiel. Si différents essais d'une même microstructure sont proches, le rôle prépondérant de la fraction volumique de phase α est moins visible. Par exemple, la microstructure $30 \alpha_{wi}$ possède une signature fréquentielle plus proche de la microstructure 100β que des autres microstructures ayant la même fraction volumique de phase α . Il est remarquable que ces deux microstructures possèdent un taux de continuité élevé. Il apparaît alors que cet indicateur, par conséquent la morphologie du copeau, impacte la réponse fréquentielle de l'effort tangentiel.

TABLEAU IV.2 – Coefficients de Kolmogorov-Smirnov D_{F_t, F_t} obtenus en comparant les réponses fréquentielles associées aux efforts tangentiels F_t pour chaque essai réalisé à $V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$.



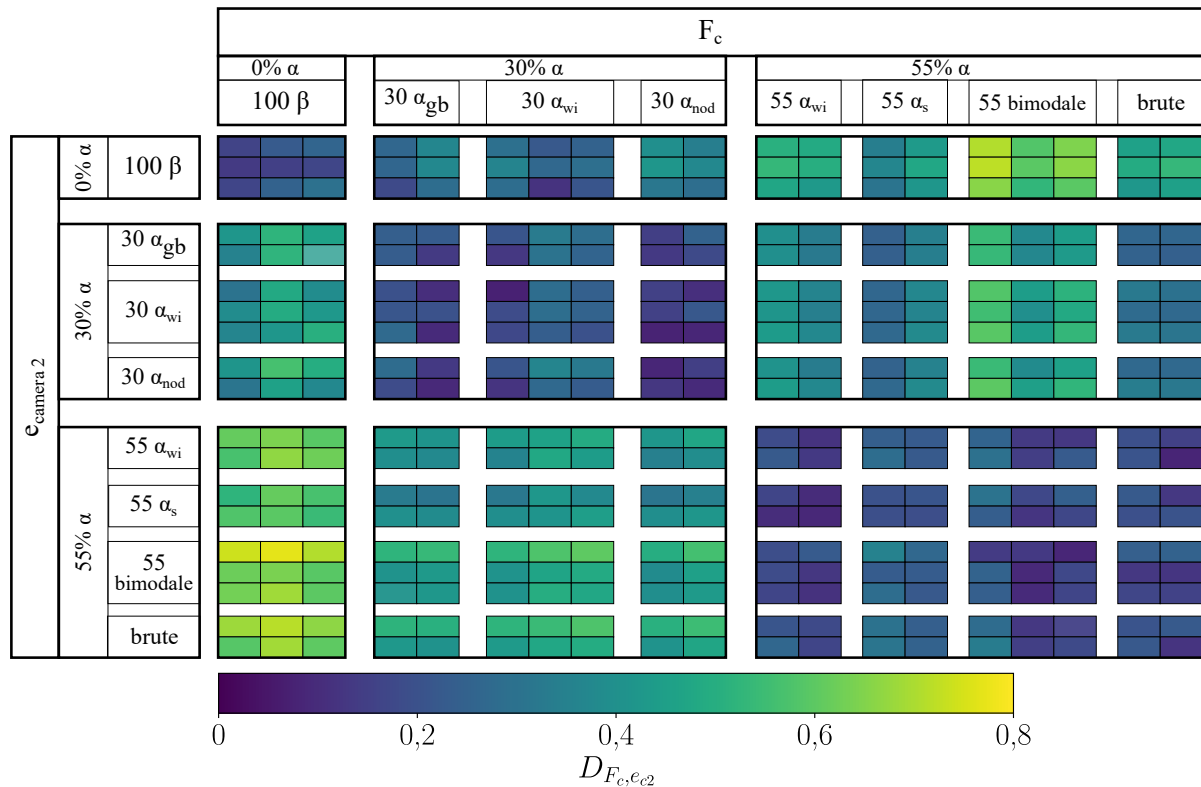
Le dispositif expérimental comporte deux caméras positionnées de part et d'autre de l'échantillon. De ce fait, chaque essai de coupe fournit deux signaux d'épaisseur associés à ces deux faces. Le Tableau IV.3 donne les résultats du test de Kolmogorov-Smirnov appliqué à ces deux signaux d'épaisseur (notés e_{c1} et e_{c2}). Les valeurs de la diagonale ne sont pas nulles. Cela est dû à la microstructure locale, qui diffère d'une face à une autre. Par conséquent, elle ne produit pas les mêmes distributions fréquentielles des signaux d'épaisseur. Les caractéristiques fréquentielles obtenues pour une même microstructure restent néanmoins proches, indépendamment de la caméra et de l'essai. Enfin, comme pour l'effort de coupe, on constate que la répartition des fréquences dans le signal d'épaisseur est principalement contrôlée par fraction volumique de phase α .

TABLEAU IV.3 – Coefficients de Kolmogorov-Smirnov $D_{e_{c1},e_{c2}}$ obtenus en comparant les réponses fréquentielles associées aux épaisseurs de copeau de la caméra 1 e_{c1} à celles de la caméra 2 e_{c2} pour chaque essai réalisé à $V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$.



Afin d'approfondir l'étude du lien entre l'effort et la morphologie du copeau, il est intéressant de recourir à l'analyse fréquentielle pour étudier les signaux d'épaisseur et d'effort de coupe. Comme discutée au chapitre précédent, cette technique permet de contourner les difficultés associées à l'écart temporel qui sépare ces deux grandeurs. En effet, tandis que l'effort de coupe mesuré à un instant t est une grandeur mécanique caractérisant la matière actuellement déformée, l'épaisseur associée à ce même instant fournit une indication morphologique relative à la matière préalablement déformée. Les résultats du test de Kolmogorov-Smirnov $D_{F_c,e}$ appliqués aux signaux d'effort de coupe et d'épaisseur sont listés dans le Tableau IV.4. On constate que, pour une même microstructure, ces signaux sont fortement corrélés l'un à l'autre. Bien que la méthode soit totalement différente, ces résultats font écho à l'étude de Joshi *et al.* [2014]. Cette étude a, en effet, montré, pour différents alliages de titane avec des fractions volumiques de phase β variables, qu'il existe une relation étroite entre les fréquences caractéristiques associées à la morphologie du copeau et aux efforts de coupe.

TABLEAU IV.4 – Coefficients de Kolmogorov-Smirnov $D_{F_c,e}$ obtenus en comparant les réponses fréquentielles des efforts de coupe F_c à celles associées aux épaisseur de copeau pour chaque essai réalisé à $V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$.



IV.2.2.2 Fréquences caractéristiques

Si le test de Kolmogorov-Smirnov permet de comparer différentes distributions fréquentielles, il ne fournit aucune indication quant à la présence de composantes à haute ou de basse fréquence dans un signal. Les fréquences caractéristiques f_{90} permettent d'évaluer

la fréquence qui contient 90% de l'énergie spectrale d'un signal. Ces fréquences ont été calculées pour les signaux associés aux efforts et à l'épaisseur de copeau. Les résultats, représentés sur la Figure IV.16, montrent que les fréquences caractéristiques s'étendent sur plusieurs ordres de grandeur pour les trois caractéristiques analysées. Cela confirme que les signaux dépendent largement de la microstructure. Aussi, il est encore possible d'observer la présence des trois différents groupes en fonction de la fraction de phase α . Enfin, les fréquences caractéristiques les plus basses sont observées pour la microstructure 100β pour laquelle il n'existe pas de détail microstructural. À l'opposé, les microstructures composées de 55% de phase α secondaire, pour lesquelles la dispersion des particules α est la plus fine, présentent des fréquences caractéristiques plus élevées.

Les fréquences caractéristiques des efforts de coupe F_c et des efforts tangentiels F_t sont proches pour la majorité des microstructures. Celles composées majoritairement de phase α ne suivent toutefois pas exactement cette tendance. Le signal associé à l'effort tangential F_t contient en effet plus de composantes de haute fréquence.

Bien que l'effort de coupe F_c et l'épaisseur de copeau e soient obtenus par des mesures indépendantes, les fréquences caractéristiques sont proches. Cette observation est plus délicate pour les microstructures composées à 55% de phase α , qui possèdent des fréquences caractéristiques plus élevées pour l'effort de coupe comparativement à l'épaisseur. À ce point, il est encore difficile de déterminer la cause de cette différence. Une possible explication tient aux modes de déformation gouvernant le comportement de la matière lors de la coupe. Spécifiquement, les variations d'épaisseur observées lors d'un essai sont causées par des déformations plastiques. Dans le contexte de l'usinage, en particulier la haute température, ce mode de déformation est largement impacté par la vitesse de déformation. Des variations très rapides de l'épaisseur, qui nécessitent des vitesses de déformation plastique importantes, sont donc difficiles à produire. Les composantes à haute fréquence du signal d'épaisseur sont ainsi limitées par la difficulté à accumuler très rapidement de grandes déformations plastiques.

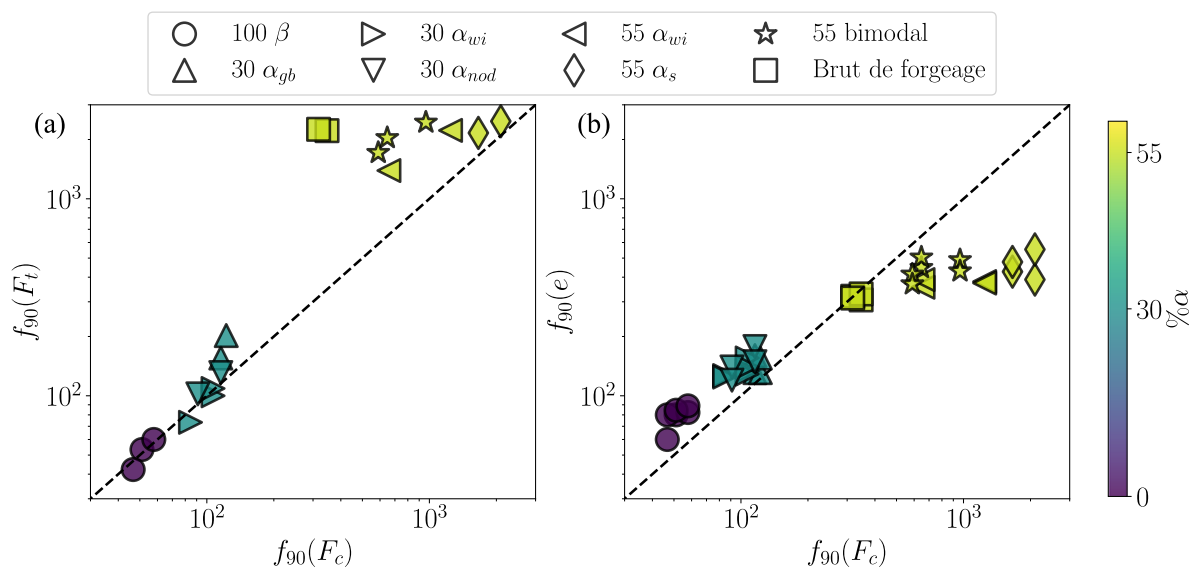


FIGURE IV.16 – Évolution de la fréquence caractéristique (a) de l'effort tangential F_t et (b) de l'épaisseur de copeau e en fonction de celle associée à l'effort de coupe F_c .

IV.2.3 Analyse de la morphologie du copeau obtenu

IV.2.3.1 Influence de la microstructure locale sur la morphologie de copeau

Les analyses précédentes ont montré une grande variété dans la morphologie du copeau formé pendant la coupe orthogonale soulignant l'impact des hétérogénéités microstructurales. Cependant, elles n'ont pas permis de relier directement la forme du copeau obtenu à la microstructure en train d'être coupée. La microstructure 100β constitue un cas d'étude idéal pour étudier l'impact de la microstructure locale. En effet, grâce à l'attaque chimique réalisée, au préalable, les joints de grains sont identifiables pendant les essais de coupe orthogonale. À partir des films obtenus, il est ainsi possible d'observer l'influence du passage d'un grain β à un autre sur la morphologie du copeau.

La Figure IV.17 représente l'évolution de la morphologie du copeau pour une microstructure 100β à une vitesse de coupe $V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$. Les joints de grains sont représentés en rouge afin de les repérer au cours des différentes étapes de formation du copeau. Le premier grain traversé génère un copeau continu. Ensuite, les Figure IV.17 (b) et (c) montrent qu'au passage d'un joint de grains, le copeau n'est plus continu. Des festons de hauteur importante, dus à l'accumulation d'un large volume de matière devant l'outil, sont visibles. Si l'endommagement est jusqu'ici transgranulaire, le dernier feston, observable sur la Figure IV.17 (f), est le résultat d'un glissement le long d'un joint de grains. Ces observations font écho à l'étude réalisée par Kieren-Ehse *et al.* [2021]. Bien que réalisés sur un titane de pureté commerciale, les changements d'orientation cristallographique engendrent des variations de l'épaisseur du copeau.

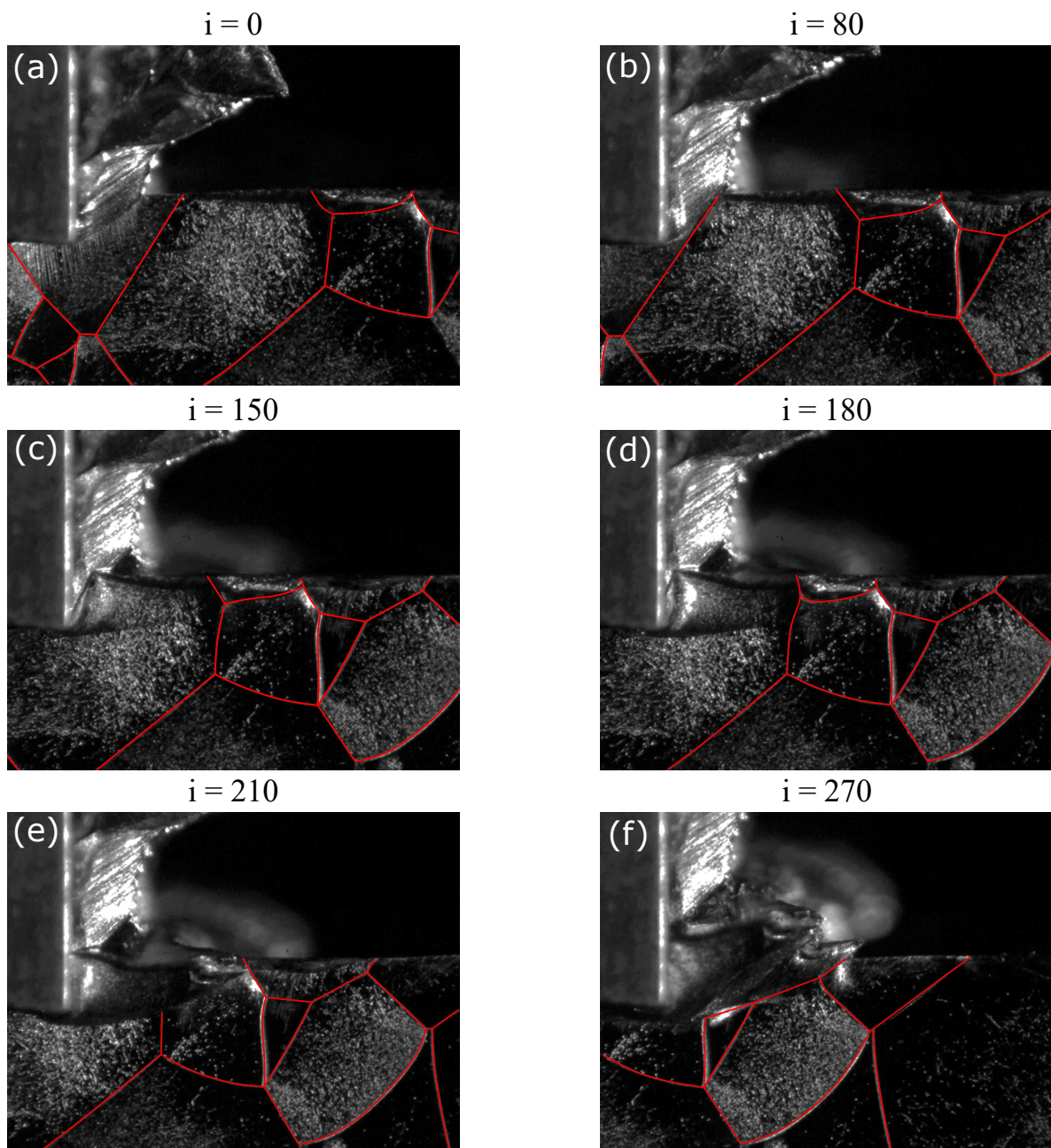


FIGURE IV.17 – Séquence d’images de la formation du copeau pour la microstructure $100\ \beta$ à une vitesse de coupe $V_c = 100\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$. Les joints de grains sont représentés en rouge.

Comme le montre la Figure IV.18, une image EBSD d'un copeau de la microstructure 100β a été réalisée. L'étude des clichés EBSD présents dans ce manuscrit a été réalisée à l'aide du logiciel ATEX [Beausir et Fundenberger]. Si l'étude de [Ben Boubaker *et al.*, 2020] réalisée sur l'alliage Ti17 a souligné la contribution de la transformation martensitique à la déformation, un tel phénomène n'a pas été observé dans ce travail. Néanmoins, comme le montre l'image EBSD de la microstructure 100β , des mâcles sont clairement observables à l'intérieur du copeau. La désorientation déterminée est proche de $50,4^\circ$ ce qui est représentatif d'un système de macle $\{332\}\langle 112\rangle$. Bingnan *et al.* [2020], pour un alliage de titane Ti-12Mo-xZr dans lequel x représente la fraction volumique variable de l'élément associé, montre que la stabilité de la phase β impacte les mécanismes de déformations au cours d'essais de traction. En effet, avec une phase β plus stable, le mécanisme prédominant est le mâclage. Alors que dans le cas contraire, une combinaison des mécanismes de déformations TRIP/TWIP (transformation martensitique et mâclage) est observée. Les valeurs de $M_{o_{eq}}$, donnant une information sur la stabilité de la phase β , sont respectivement de 16%mass. et 19%mass. pour les alliages Ti17 et Ti5553. Par conséquent, il est observé qu'une plus grande stabilité de la phase β semble être à l'origine d'une déformation plastique induite par mâclage.

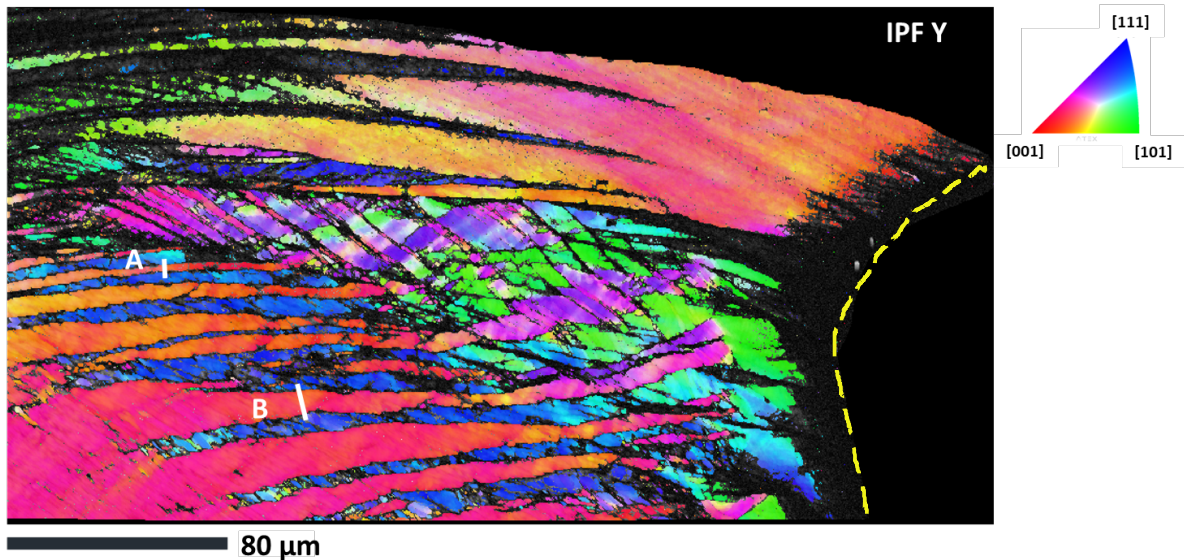


FIGURE IV.18 – Cartographie EBSD dans la direction IPF Y de la microstructure 100β permettant d'observer la présence de déformation plastique par mâclage. A et B représente les deux macles étudiée pour la désorientation. La délimitation du copeau est représenté en pointillés jaunes.

Des observations, avec une configuration d'éclairage différente que celle présentée dans le chapitre II, ont été réalisées pour la microstructure 100β . L'éclairage consiste alors en une source de lumière coaxiale au chemin optique. La lumière n'étant pas reflétée de la même façon, la formation des mâcles est clairement visible comme illustrée sur la Figure IV.19 avec l'apparition d'un nouveau motif microstructural.

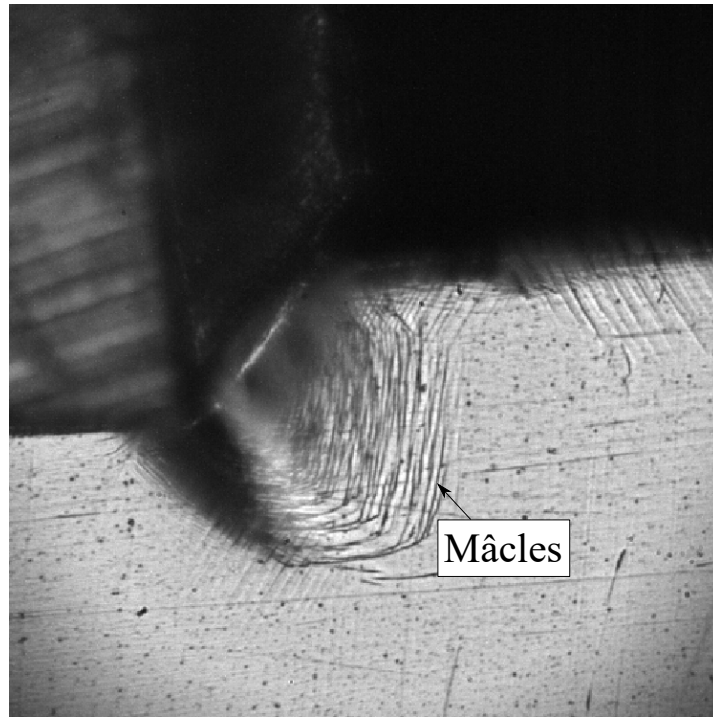


FIGURE IV.19 – Observation de l'apparition de mâcles au cours de l'usinage pour un essai à $V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ sur la microstructure 100β .

Afin d'illustrer l'impact de l'orientation cristallographique des grains β sur la morphologie du copeau, les résultats d'une analyse EBSD d'un copeau de la microstructure $30 \alpha_{gb}$ sont présentés sur la Figure IV.20. Cette étude a été réalisée sur une portion du copeau où une variation de l'épaisseur est visible. S'il est compliqué d'observer une différence notable entre les deux parties du copeau pour la phase α , la variation d'épaisseur est clairement associée à un changement de l'orientation cristallographique du grain β . La désorientation relative de ces deux grains est donc responsable des changements de morphologie du copeau.

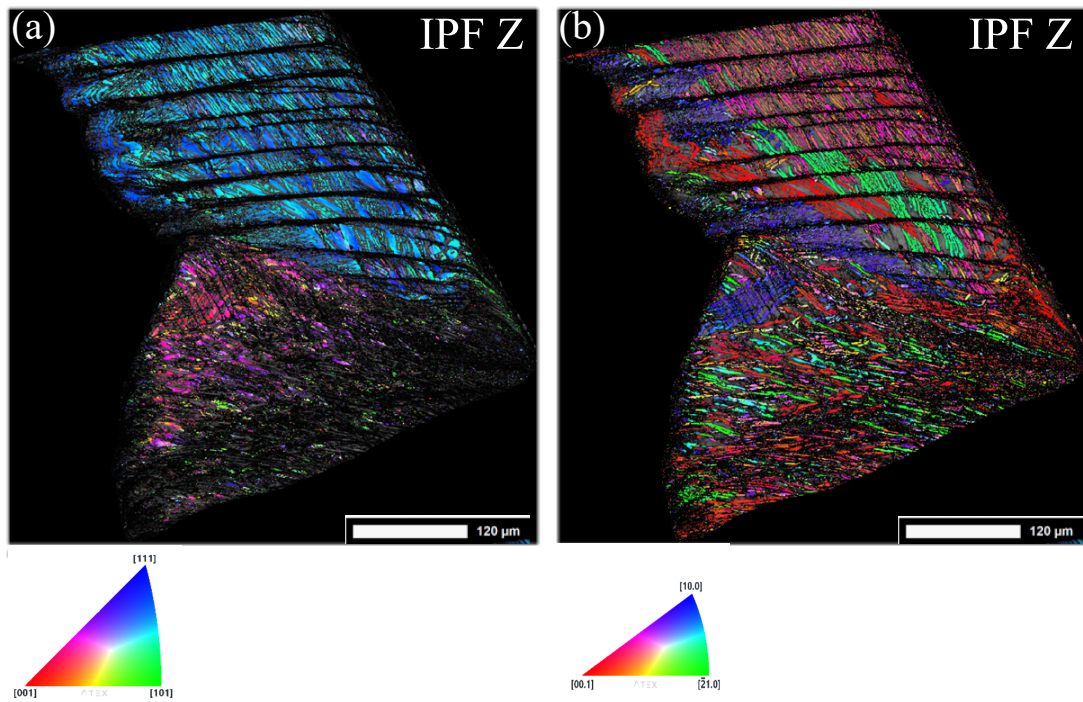


FIGURE IV.20 – Cartographie EBSD dans la direction IPF Z d’un copeau de la micro-structure $30\ \alpha_{gb}$ à une vitesse de coupe $V_c = 100\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ (a) localisation et orientation de la phase β et (b) localisation et orientation de la phase α .

IV.2.3.2 Influence de la microstructure sur la largeur du copeau

Le processus de déformation plastique qui accompagne la formation d'un copeau provoque des déformations selon la direction normale à l'échantillon (*i.e.* parallèlement à la direction d'observation). La déformation nominale selon cette direction, notée ε_{xx} , peut être estimée à partir d'une hypothèse de conservation du volume. En particulier, si le débit volumique de matière est constant lors de la coupe, on obtient que :

$$\varepsilon_{xx} = \frac{a_p \cdot V_c}{e \cdot V_e} - 1 \quad (\text{IV.2})$$

où a_p, V_c, e et V_e sont respectivement la profondeur de passe, la vitesse de coupe, l'épaisseur du copeau et la vitesse d'écoulement. Quand bien même le dispositif d'imagerie ne donne pas accès aux déplacements hors plan, il est intéressant de remarquer que les déformations normales peuvent néanmoins être estimées à partir des résultats obtenus. Il est également possible d'évaluer la déformation normale de manière *ex-situ*. En effet, comme le montre la Figure IV.21, des observations des copeaux obtenus après essai ont également été réalisées à l'aide d'une loupe binoculaire. À partir de la largeur du copeau et de la largeur de coupe, il est alors simple d'évaluer la déformation nominale normale :

$$\varepsilon_{xx} = \frac{L_c - l_c}{l_c} \quad (\text{IV.3})$$

où L_c et l_c désignent respectivement la largeur du copeau et la largeur de coupe. Cette dernière méthode, qui nécessite des observations *a posteriori* est plus fastidieuse que la première, qui est automatisable, car reposant sur l'analyse des images enregistrées lors d'un essai.

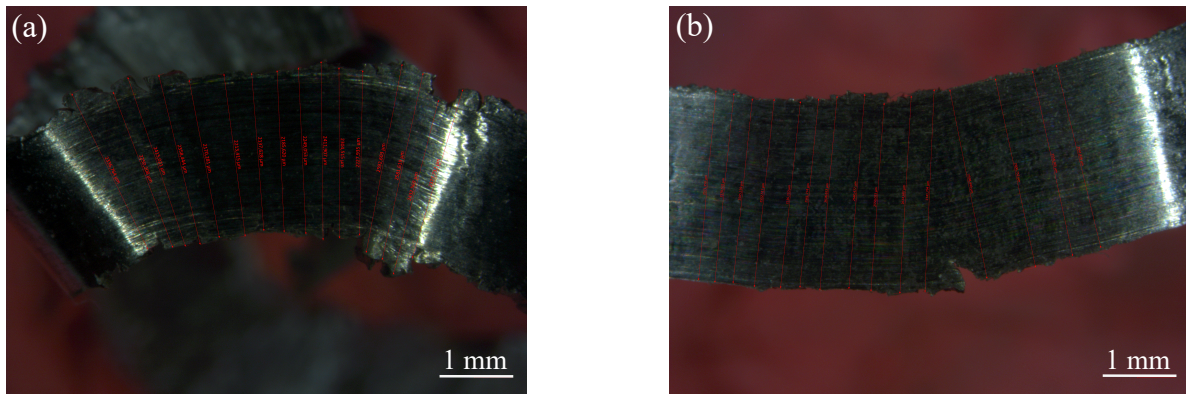


FIGURE IV.21 – Observations à la loupe binoculaire de la zone en contact avec l'outil d'un copeau pour les microstructures (a) $30 \alpha_{gb}$ et (b) 55 bimodale à une vitesse de coupe $V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$.

La Figure IV.22 représente l'évolution de la déformation normale en fonction de la dureté du matériau. On constate que cette déformation est généralement significative, ce qui indique que les déformations dues à la coupe ne sont généralement pas assimilables à un état de déformations planes. Aussi, les deux méthodes donnent des résultats qui suivent une tendance identique, à savoir que l'élargissement s'accroît quand la dureté diminue. La microstructure $30 \alpha_{nod}$ ne respecte toutefois pas cette tendance. Comme discuté au

chapitre II, cette microstructure possède des grains β de taille plus faible. Une observation similaire peut être faite pour la microstructure *55 bimodale* qui possède également une déformation normale plus faible. Ce comportement est moins net pour la microstructure *brute de forgeage*. La déformation normale du copeau semble donc liée à la taille des grains β . En effet, des grains plus petits ne possèdent pas la possibilité de se déformer autant et par conséquent le copeau obtenu pour ces microstructures possède une déformation normale moins importante.

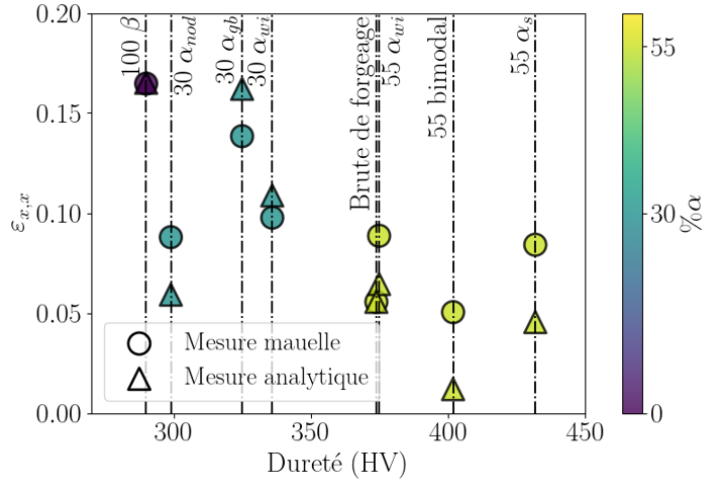


FIGURE IV.22 – Évolution de la déformation nominale normale du copeau lors d'un essai de coupe orthogonale à $V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ en fonction de la dureté.

IV.2.3.3 Influence de la microstructure sur la tortuosité du copeau

Les copeaux obtenus après essai de rabotage ne sont pas nécessairement rectilignes. Comme l'illustre la Figure IV.23, selon la microstructure considérée, les copeaux présentent un aspect plus ou moins tortueux. Cette tortuosité est la conséquence du gradient de la vitesse d'écoulement de la matière le long de l'arête de coupe. Le dispositif expérimental utilisé, parce qu'il fournit des images des deux faces d'un échantillon, permet d'évaluer ce gradient. En particulier, il est possible de calculer à chaque instant t la différence absolue de vitesse d'écoulement ΔV_e à partir de :

$$\Delta V_e = |V_{e1} - V_{e2}| \quad (\text{IV.4})$$

où V_{e1} et V_{e2} désignent les vitesses d'écoulement obtenues à partir de la première et de la seconde caméra.

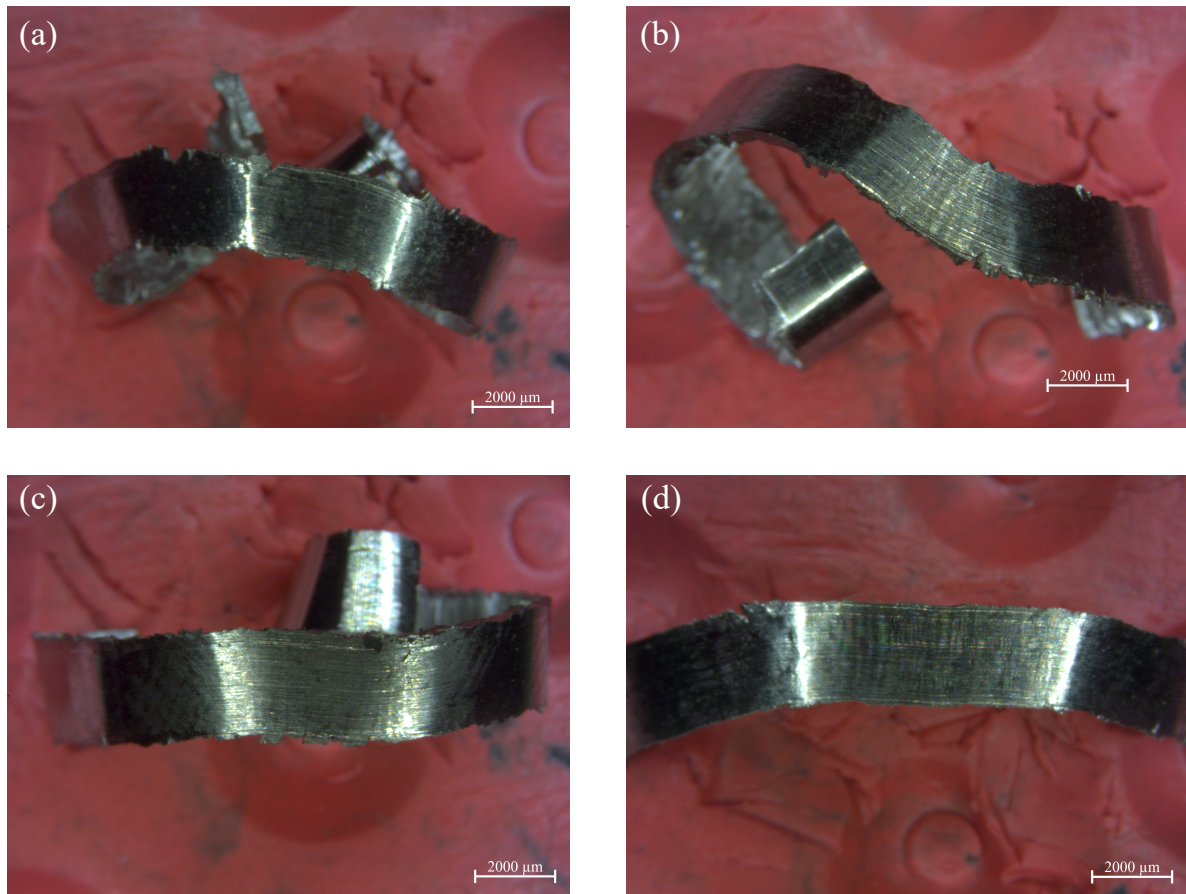


FIGURE IV.23 – Observation à la loupe binoculaire des changements dans la direction d'écoulement des copeaux pour les microstructures (a) 100β , (b) $30 \alpha_{gb}$, (c) $30 \alpha_{nod}$ et (d) $55 \alpha_s$ pour une vitesse de coupe $V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$.

La Figure IV.24 représente l'évolution de la moyenne des différences absolues de vitesse entre les deux faces de l'échantillon. Cette différence est minimale pour les trois microstructures possédant une taille de grains β faible (e.g. $30 \alpha_{nod}$, 55 bimodale et brute de forgeage). Ce résultat est qualitativement visible sur la Figure IV.23. Le copeau associé à la microstructure $30 \alpha_{nod}$ est par exemple moins tortueux que ceux associés aux microstructures $30 \alpha_{gb}$ et $30 \alpha_{wi}$. Aussi, cet effet de la taille moyenne des grains β s'explique par la différence de comportement entre les deux faces. Lorsque les grains β sont de taille importante, il est statistiquement courant de rencontrer des situations où le gradient de comportement thermo-mécanique, dû à l'aspect hétérogène de la microstructure, est important. À l'opposé, quand les grains β sont de plus faible taille, le nombre de grains déformés de part et d'autre est plus grand. Cela tend alors à homogénéiser le comportement, ce qui *in fine* réduit le gradient de vitesse d'écoulement.

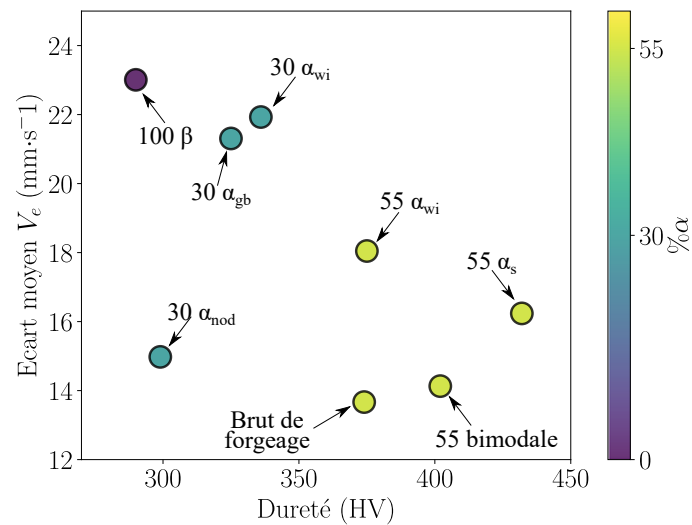


FIGURE IV.24 – Évolution de l'écart moyen entre les vitesses d'écoulement de chaque face de l'éprouvette à chaque instant de la coupe en fonction de la dureté.

Si seules les microstructures avec une taille de grains élevée sont considérées, la Figure IV.24 montre également que la moyenne des différences absolues de la vitesse d'écoulement diminue lorsque la dureté augmente. Ceci s'explique, là encore, par le caractère homogène/hétérogène du comportement. En effet, les microstructures de dureté élevée contiennent un nombre plus important de particules α , ce qui tend à homogénéiser le comportement. Par opposition, la moyenne des différences absolues est élevée pour la microstructure 100β , qui ne possède aucune particule α .

IV.3 Influence de la vitesse de coupe

Puisque l'usinage des alliages métalliques fait appel à des vitesses de coupe variables selon la nature des opérations réalisées, il est nécessaire de voir comment la vitesse de coupe affecte la réponse des différentes microstructures. À cette fin, les résultats des essais réalisés à des vitesses comprises entre 50 et 400 $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ sont analysés.

IV.3.1 Analyse temporelle

IV.3.1.1 Analyse des valeurs moyennes

Pour quantifier l'impact des différentes vitesses de coupe sur la réponse mécanique, la Figure IV.25 représente l'évolution des efforts de coupe F_c et tangentiels F_t pour chacune des microstructures aux quatre vitesses de coupes testées. Le rapport F_t/F_c , qui est représentatif du frottement au cours des essais, est également indiqué.

Si des variations de l'effort de coupe sont observées, il n'est néanmoins pas possible de dégager une tendance générale. Pour certaines microstructures comme la 30 α_{wi} , l'effort de coupe reste quasiment constant. *A contrario*, pour les microstructures composées à 55% de phase α , l'effort de coupe est plus élevé lorsque les vitesses les plus rapides sont utilisées. Cette absence d'effet évident de la vitesse de coupe sur l'effort de coupe est également observée dans la littérature. Par exemple, Wagner *et al.* [2015] observent, pour le même alliage, que les efforts de coupe sont peu affectés par la vitesse, sauf lorsque cette dernière devient élevée. L'étude de Wagner *et al.* [2015] n'est néanmoins pas directement comparable avec les présents résultats, car les vitesses de coupe utilisées sont plus importantes (entre 35 et 65 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$, c'est-à-dire entre 580 et 1080 $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$). Kaynak *et al.* [2018] observe une diminution des efforts de coupe lorsque la vitesse de coupe augmente pour le même alliage et des vitesses de coupe allant de 20 à 210 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$ (entre 330 et 3500 $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$). Dans une autre étude, Kaynak et Gharibi [2019] observent l'influence de la vitesse de coupe, de la profondeur de passe et de l'avance sur les efforts de coupe lors d'une opération de tournage sur l'alliage de titane Ti5553. Les résultats montrent que, selon la profondeur de passe utilisée, le comportement n'est pas le même lorsque la vitesse de coupe augmente de 80 à 160 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$. En effet, pour de faibles profondeurs de passe ($a_p = 0,8$ mm), aucun impact n'est visible alors que, lorsque les essais sont réalisés avec une profondeur de passe plus importante ($a_p = 1,4$ ou 2 mm), une augmentation de la vitesse engendre une élévation des efforts de coupe.

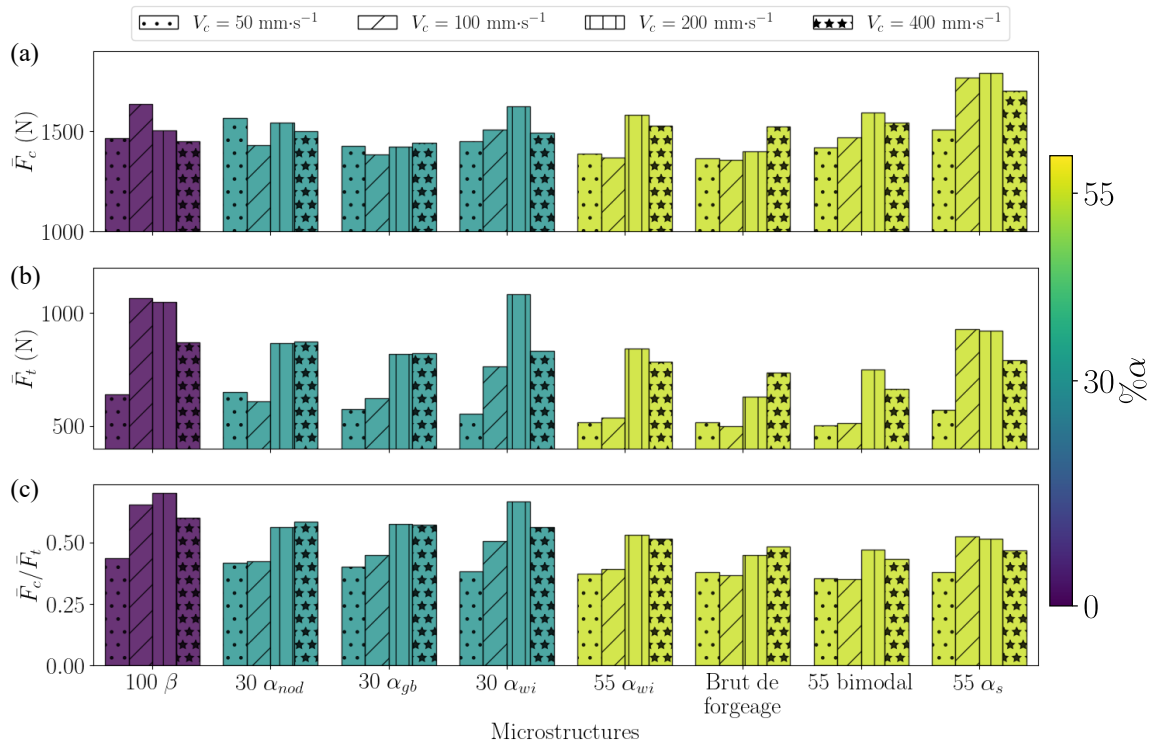


FIGURE IV.25 – Évolution de la moyenne des (a) efforts de coupe F_c , (b) tangentiel F_t et (c) du rapport F_t/F_c pour chaque vitesse de coupe V_c en fonction de la microstructure.

L'effort tangentiel F_t augmente généralement avec la vitesse de coupe pour l'ensemble des microstructures. Le rapport F_t/F_c suit la même tendance. Ces résultats sont cohérents avec ceux de Wagner *et al.* [2015] qui constatent une augmentation du frottement lorsque la vitesse de coupe augmente.

Les paramètres morphologiques (épaisseur e , angle de cisaillement φ et continuité $\tau_{continuite}$) sont représentés en fonction de la vitesse de coupe sur la Figure IV.26. Le rapport vitesse d'écoulement sur vitesse de coupe (V_e/V_c), qui renseigne sur la cinétique de formation du copeau, est également représenté. La vitesse de coupe impacte clairement la morphologie du copeau. En particulier, l'épaisseur diminue lorsque la vitesse augmente ou, de manière équivalente, l'angle de cisaillement augmente. Cet effet est d'autant plus visible que la fraction de phase α est faible. Ceci est lié à la sensibilité à la vitesse de déformation qui est plus prononcée pour la phase β que pour la phase α [Ben Boubaker *et al.*, 2020]. Ainsi, les microstructures riches en phase α sont moins affectées par la vitesse de coupe.



FIGURE IV.26 – Évolution de (a) l'épaisseur de copeau e , (b) du rapport V_e/V_c (c) de l'angle de cisaillement φ et (d) du taux de continuité $\tau_{continuite}$ pour chaque vitesse de coupe V_c en fonction de la microstructure.

Les résultats précédents fournissent un éclairage quant à la difficulté d'appréhender le rôle de la vitesse de coupe sur l'effort de coupe. En effet, une augmentation de la vitesse de coupe engendre d'une part une diminution du volume déformé (augmentation de l'angle de cisaillement) et, d'autre part, une augmentation des contraintes d'écoulement (augmentation des contraintes d'origine viscoplastique). Ainsi, l'impact de ce paramètre sur l'effort de coupe est contrôlé par la compétition entre ces deux effets contradictoires. La Figure IV.27 illustre alors l'évolution de la répartition des efforts de coupe moyens pour chacune des vitesses testées en fonction de la dureté des microstructures. Pour les vitesses

de coupe faibles, l'impact du volume déformé élevé pour les microstructures ductiles est clairement visible. Cependant, lorsque la vitesse de coupe augmente, il est plus délicat d'observer cette tendance. Pour la condition de coupe la plus rapide, il apparaît qu'une augmentation de la dureté est synonyme d'une élévation des efforts de coupe. Ceci est, possiblement, en partie dû au fait que pour les microstructures ductiles l'épaisseur varie plus (relativement) que pour celles possédant une dureté élevée. Le rôle du volume déformé est alors minimisé.

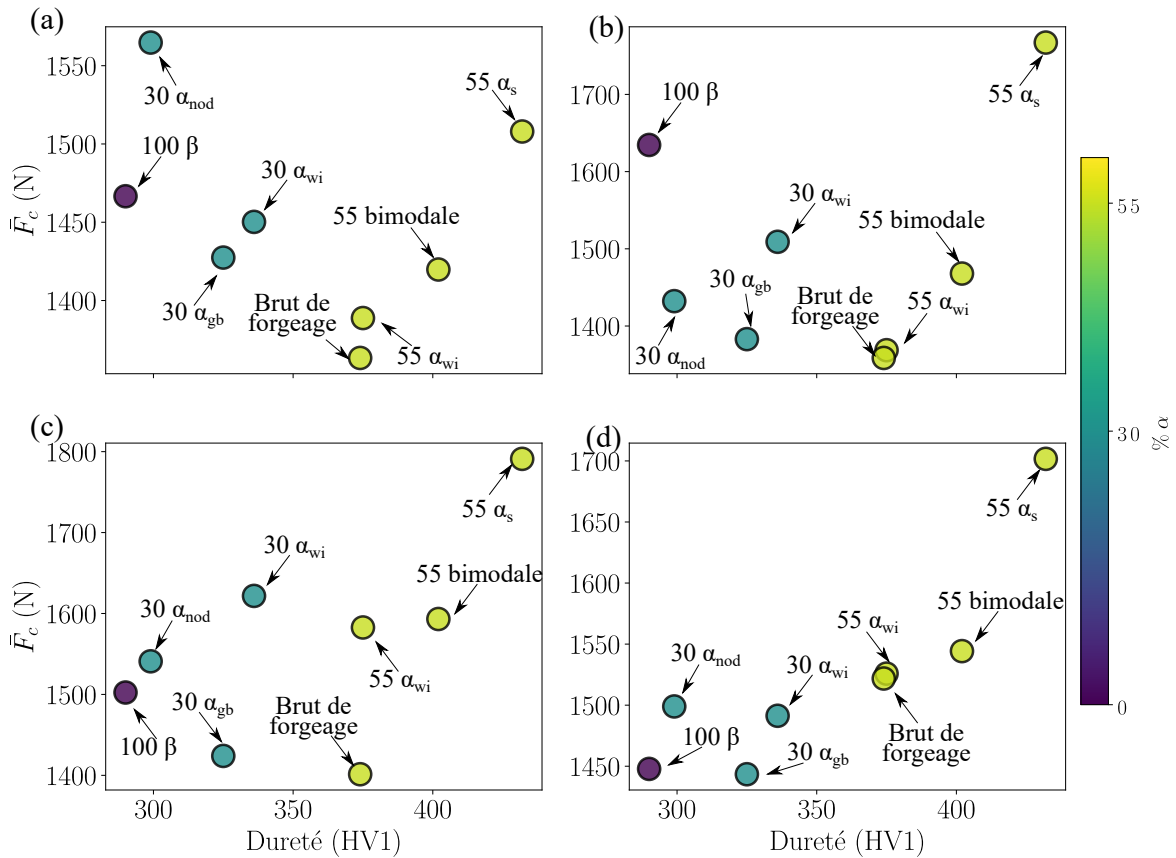


FIGURE IV.27 – Évolution de l'effort de coupe moyen F_c en fonction de la dureté pour (a) $V_c = 50 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, (b) $V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, (c) $V_c = 200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ et (d) $V_c = 400 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$.

IV.3.2 Analyse fréquentielle

Le Tableau IV.5 présente, pour chacune des quatre vitesses de coupe, les résultats du test de Kolmogorov-Smirnov D_{F_c, F_c} appliqués aux signaux d'effort de coupe. Quelle que soit la vitesse, les conclusions restent identiques à celles établies pour la vitesse de $100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$. Les distributions de fréquences entre deux microstructures sont semblables sous réserve que la fraction volumique de phase α soit constante. Comme le montre le Tableau IV.6, des conclusions identiques peuvent être tirées des résultats du test de Kolmogorov-Smirnov $D_{e, e}$ réalisés sur les signaux d'épaisseur de copeau.

TABLEAU IV.5 – Coefficients de Kolmogorov-Smirnov D_{F_c, F_c} obtenus en comparant les réponses fréquentielles des efforts de coupe F_c pour chaque microstructure pour les vitesses de coupe V_c de 50, 100, 200 et 400 $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$.

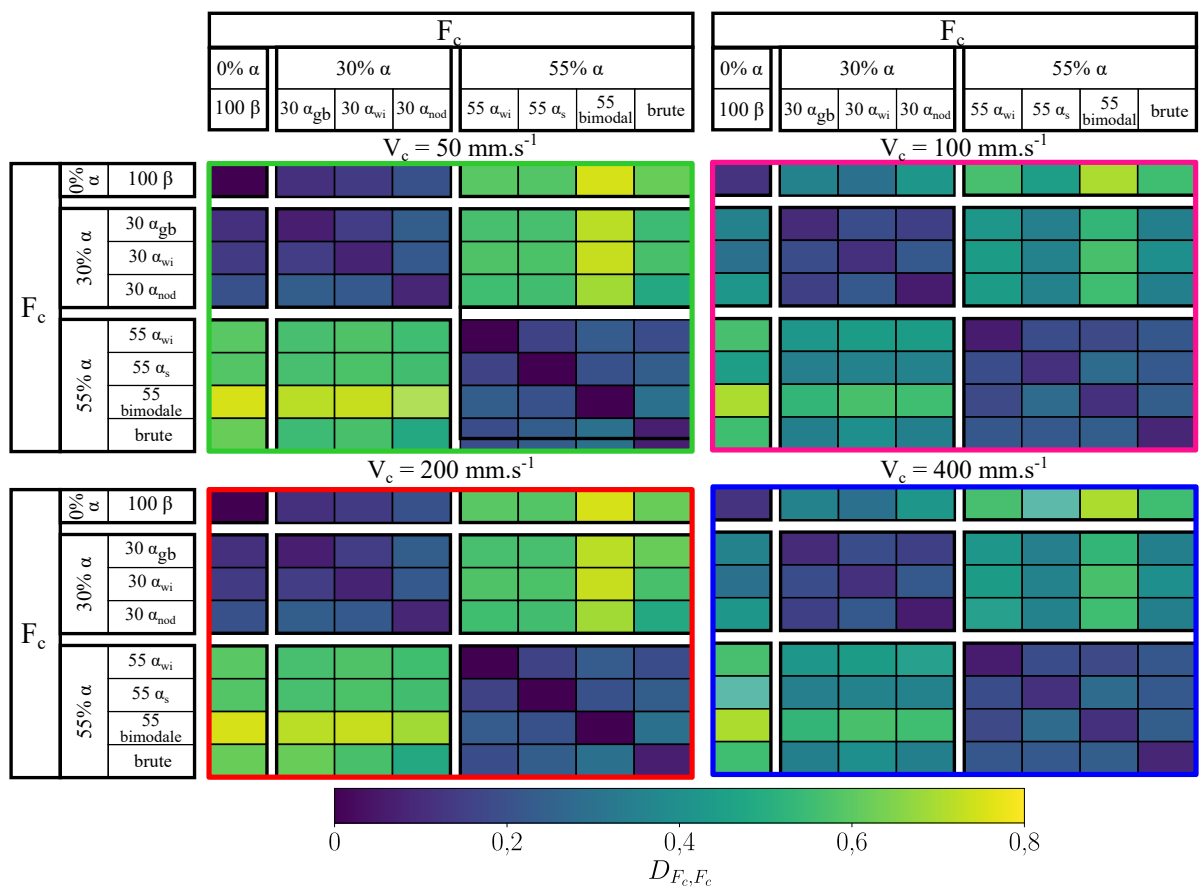
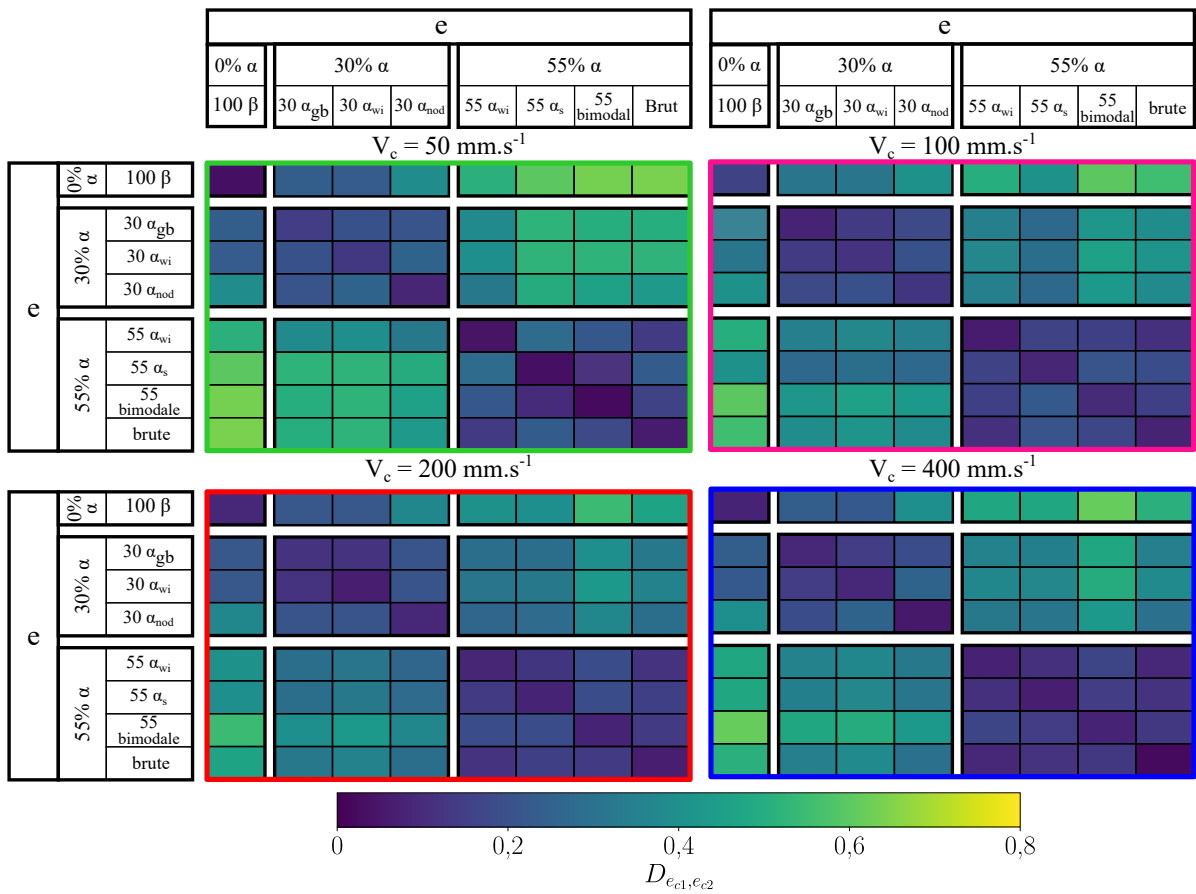
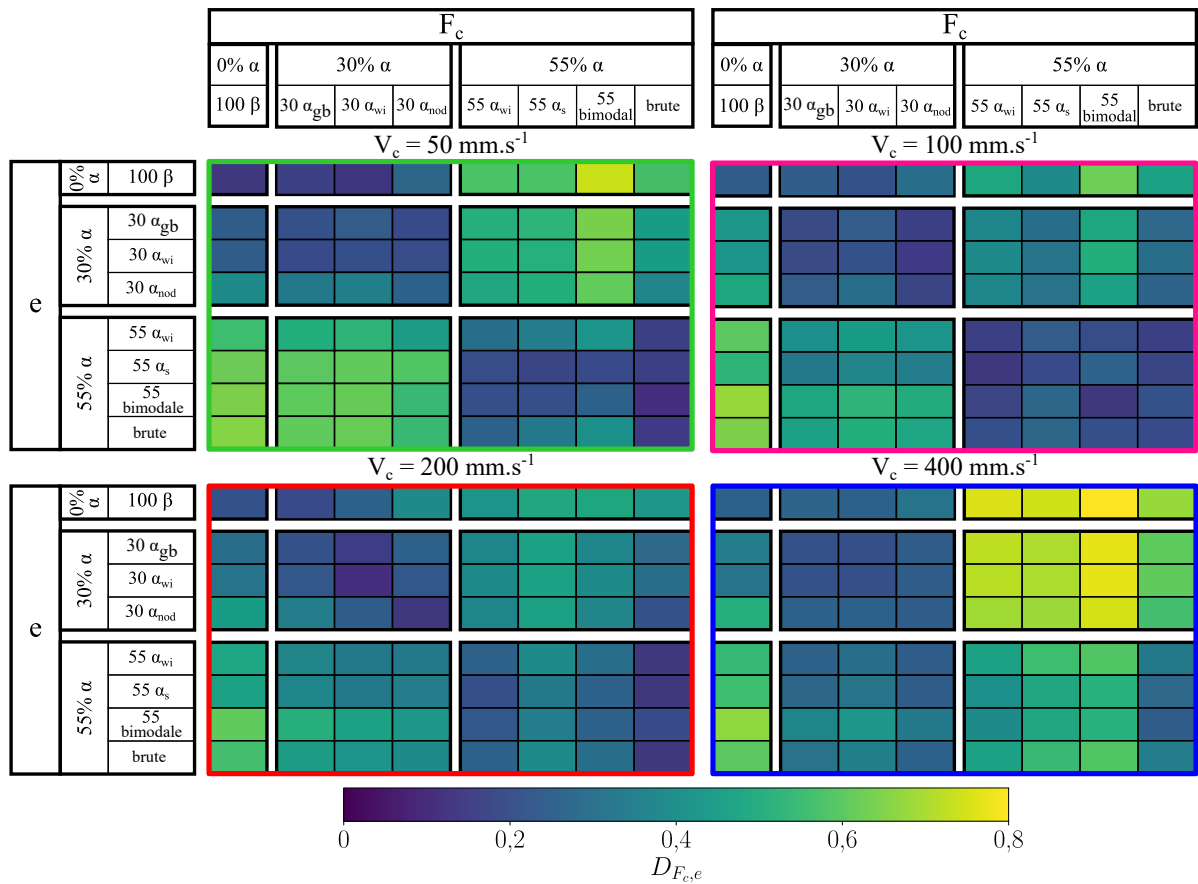


TABLEAU IV.6 – Coefficients de Kolmogorov-Smirnov $D_{e,e}$ obtenus en comparant les réponses fréquentielles de l'épaisseur de copeau e pour chaque microstructure pour les vitesses de coupe V_c de 50, 100, 200 et 400 $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$.



Les résultats du test de Kolmogorov-Smirnov $D_{F_c,e}$ issus de la comparaison des signaux d'effort de coupe et d'épaisseur sont listés dans le Tableau IV.7. Pour les faibles vitesses de coupe, les distributions de fréquence dans les signaux d'épaisseur et d'effort de coupe sont similaires pour une même microstructure, ainsi que pour des microstructures possédant la même fraction volumique de phase α . En revanche, pour la plus haute vitesse de coupe (*i.e.* $400 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$), ces similarités entre les signaux d'effort de coupe et d'épaisseur sont moins visibles, en particulier pour les microstructures avec la fraction maximale de phase α (*i.e.* 55%).

TABLEAU IV.7 – Coefficients de Kolmogorov-Smirnov $D_{F_c,e}$ obtenus en comparant les réponses fréquentielles des efforts de coupe F_c et des épaisseur de copeau pour chaque microstructure pour les vitesses de coupe V_c de 50, 100, 200 et 400 $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$.



Afin de comprendre les différences entre les signaux d'épaisseur et d'effort, les fréquences caractéristiques correspondantes sont représentées sur la Figure IV.28. Les résultats indiquent que le signal d'effort de coupe est semblable à celui de l'épaisseur lorsque les fréquences caractéristiques sont faibles. En revanche, pour les plus hautes fréquences, le signal associé à l'effort de coupe contient plus de composantes à haute fréquence que le signal d'épaisseur. Cet aspect de la relation entre épaisseur de copeau et effort de coupe est possiblement lié au fait que, lorsque la vitesse de coupe est élevée, les variations d'épaisseur sont plus difficiles à réaliser, car elles nécessitent des vitesses de déformation plastique très importantes. Ces vitesses de déformation plastique sont limitées, en particulier lorsque la dureté est importante. Pour les microstructures contenant une large fraction de phase α ,

donc relativement dures, l'épaisseur du copeau ne peut varier rapidement, les fréquences caractéristiques correspondantes tendent donc à saturer.

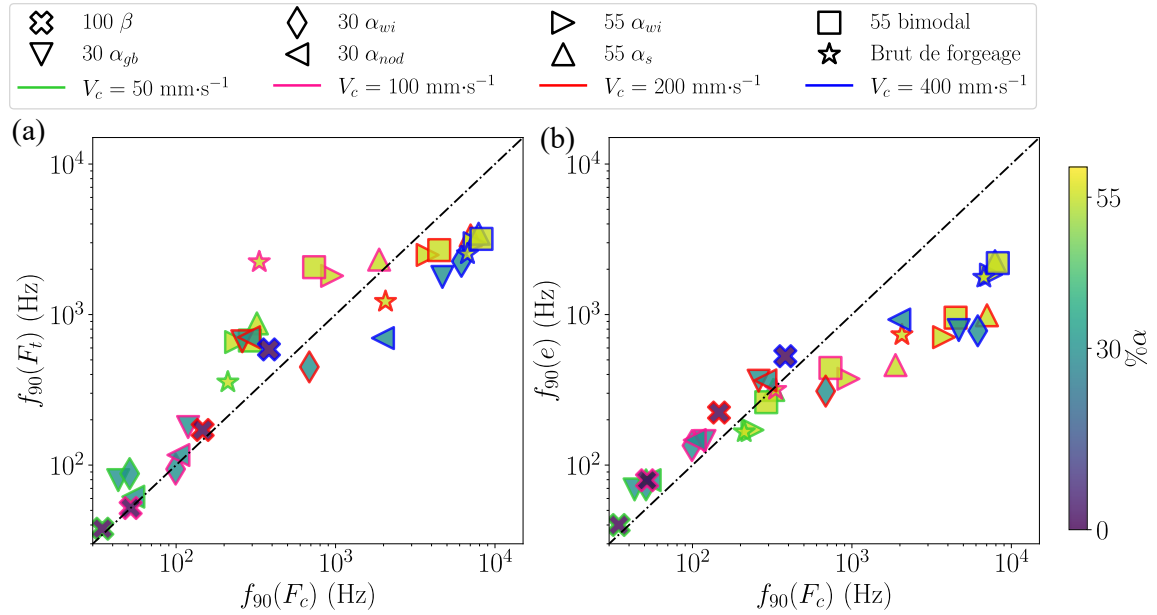


FIGURE IV.28 – Evolution de la fréquence caractéristique (a) de l'effort tangentiel F_t et (b) de l'épaisseur de copeau en fonction de celle de l'effort de coupe F_c pour chaque microstructure et chaque vitesse de coupe V_c .

IV.4 Bilan

Ce dernier chapitre s'est concentré sur l'analyse des données issues de la campagne expérimentale, qui comprend environ 80 essais de coupe orthogonale. Ces essais ont été réalisés pour quatre vitesses de coupe différentes (de 50 à 400 mm·s⁻¹) et huit microstructures de l'alliage Ti5553. L'analyse des résultats d'essais à 100 mm·s⁻¹ a notamment de discuter l'influence de la microstructure sur les efforts et la formation du copeau. Les principales conclusions de cette analyse sont les suivantes :

1. Aucun lien direct ne peut être fait entre l'effort de coupe et la dureté de la microstructure testée. Des efforts de coupe et tangentiel élevés sont obtenus pour les microstructures de dureté minimale et maximale. Lorsque la dureté est faible, le volume déformé est important ce qui contribue à l'augmentation des efforts. D'autre part, des microstructures avec une dureté élevée possèdent des limites d'écoulement importantes. Elles requièrent donc des efforts importants lors de la coupe.
2. A fraction volumique de phase α constante, une diminution de la taille des particules α engendre une augmentation des efforts de coupe F_c et tangentiel F_t .
3. Pour des microstructures avec une morphologie de phase α similaire, une augmentation de la fraction volumique de phase α est à l'origine d'une baisse du niveau moyen des efforts mesurés.

4. Le rapport F_t/F_c , représentatif des frottements mis en jeu, tend à diminuer lorsque la dureté augmente. Il est aussi lié à la continuité du copeau, les frottements étant plus importants pour des copeaux continus.
5. Si l'influence de la vitesse de coupe sur l'effort de coupe F_c n'est pas claire, les efforts tangentiels augmentent généralement lorsque la vitesse de coupe augmente. Le rapport F_t/F_c suit une tendance semblable.
6. Les variations de l'effort de coupe et de l'épaisseur de copeau dépendent de la microstructure. Ces fluctuations sont affectées majoritairement par la fraction volumique de phase α (0%, 30% or 55%). La taille et la morphologie des particules de phase α n'ont pas d'influence visible.
7. Les composantes fréquentielles présentes dans les signaux d'épaisseur e et d'effort de coupe F_c sont proches, tant que la vitesse de coupe est faible. Ces deux quantités, bien que mesurées par des instruments aux principes physiques différents, sont donc liées l'une à l'autre. Néanmoins, pour des vitesses de coupe élevées, le signal d'épaisseur contient moins de composantes à haute fréquence que celui associé à l'effort de coupe. Au-delà d'une certaine vitesse de coupe, les vitesses de déformation plastique ne sont pas suffisantes pour produire de grandes variations d'épaisseur.
8. Les signaux associés à l'effort de coupe F_c , l'effort tangentiel F_t et l'épaisseur de copeau e sont décalés vers les hautes fréquences lorsque la fraction volumique de phase α augmente.
9. L'orientation cristallographique de la matrice β influence directement la morphologie de copeau. Il est en effet possible d'associer certaines des variations morphologiques à des changements d'orientation cristallographique des grains β .
10. La diminution de la taille des grains β permet de réduire l'aspect tortueux des copeaux formés. En effet, lorsque les grains sont petits, la distribution de la vitesse d'écoulement sur la face de coupe est plus homogène, ce qui favorise la formation de copeaux rectilignes. Le gradient de vitesse d'écoulement diminue également lorsque la dureté augmente pour des microstructures avec des tailles de grain semblables.
11. L'élargissement du copeau diminue lorsque la dureté augmente. La petite taille des grains β (relativement aux autres) des microstructures possédant des particules α nodulaires est aussi à l'origine d'un plus faible élargissement de copeau.
12. L'épaisseur des copeaux diminue lorsque la vitesse de coupe augmente, en particulier pour les microstructures de faible dureté. En effet, ces microstructures contiennent une large proportion de phase β , plus sensible à la vitesse de déformation que la phase α .

Le comportement des différentes microstructures à l'usinage a pu être discuté dans ce chapitre. Il est alors intéressant de confronter ces résultats avec l'usinabilité de ces microstructures. Afin d'accroître l'usinabilité, il est intéressant de limiter au maximum les efforts de coupe mis en jeu, les frottements, l'épaisseur de copeau et de favoriser des copeaux continus. Le Tableau IV.8 permet de comparer qualitativement les différentes microstructures en fonction des paramètres importants à l'usinabilité. Il en ressort qu'il est intéressant de choisir des microstructures avec une dureté suffisamment élevée, mais ne dépassant pas un certain seuil afin de combiner au maximum les caractéristiques souhaitées.

TABLEAU IV.8 – Synthèse quantitative (et relative) des réponses aux paramètres impactant l’usinabilité pour les huit microstructures classées dans l’ordre de dureté croissante

Microstructure	F_c		Frottements (F_t/F_c)		Épaisseur de copeau e		Festonnement	
	100 mm·s ⁻¹	400 mm·s ⁻¹	100 mm·s ⁻¹	400 mm·s ⁻¹	100 mm·s ⁻¹	400 mm·s ⁻¹	100 mm·s ⁻¹	400 mm·s ⁻¹
100 β	Très élevé	Très Faible	Très élevés	Très élevés	Très épais	Épais	Souvent continu	Souvent festonné
30 α_{nod}	Faible	Très faible	Faibles	Élevés	Épais	Fin	Régulièrement continu	Très festonné
30 α_{gb}	Très faible	Faible	Faibles	Élevés	Épais	Fin	Régulièrement continu	Très festonné
30 α_{wi}	Faible	Très faible	Très élevés	Élevés	Fin	Fin	Souvent continu	Très festonné
<i>brute de forgeage</i>	Très faible	Faible	Très faibles	Faibles	Très fin	Très fin	Très festonné	Très festonné
55 α_{wi}	Très faible	Faible	Très faibles	Faibles	Très fin	Très fin	Très festonné	Très festonné
55 <i>bimodale</i>	Faible	Faible	Très faibles	Très faibles	Très fin	Très fin	Très festonné	Très festonné
55 α_s	Très élevé	Très élevé	Très élevés	Faibles	Très fin	Très fin	Souvent festonné	Très festonné

Conclusion générale et perspectives

Conclusion générale

Les alliages de titane offrent des solutions technologiques intéressantes pour la réalisation de certaines pièces de structure, en particulier pour les applications aéronautiques. Néanmoins, comparativement aux autres alliages métalliques, leur usinabilité est faible à cause de leur résistance importante et de leur faible conductivité thermique. Il est possible de l'améliorer, soit en optimisant les paramètres de coupe, soit en contrôlant la microstructure. S'il existe de nombreuses études qui traitent de l'influence des paramètres de coupe, le rôle de la microstructure des alliages de titane sur l'usinabilité reste peu étudié. La compréhension du rôle de la microstructure sur les efforts de coupe et la formation du copeau, pour le cas particulier de l'alliage Ti5553, est ainsi le principal objectif de ce travail, qui s'inscrit dans le cadre du projet ANR DEMUTI (DEsign de Microstructure et Usinabilité d'un alliage de Titane β métastable).

Pour répondre à l'objectif visé, sept microstructures modèles ont été développées à partir de la microstructure de réception de l'alliage Ti5553. Elles permettent alors de faire varier la fraction volumique, la morphologie et la taille des particules de phase α . Les duretés de ces différentes microstructures varient de 290 à 432 HV. Afin de les comparer, des essais de rabotage ont été réalisés à différentes vitesses de coupe à l'aide d'un dispositif expérimental spécifiquement développé pour cette étude. Il permet de mesurer les efforts appliqués en pointe d'outil et d'acquérir, à l'aide de deux caméras rapides, des images de la formation du copeau de part et d'autre de l'échantillon.

L'utilisation de caméras rapides génère une quantité importante de données lors d'un essai de coupe. Pour déterminer des indicateurs morphologiques et cinétiques représentatifs de la formation du copeau, une approche originale a été proposée pour exploiter ces données. Elle repose sur la détermination des interfaces délimitant les composants présents dans les images (arrière-plan, outil et matière). À cette fin, une segmentation sémantique par apprentissage profond s'inspirant du réseau U-Net développé par Ronneberger *et al.* [2015] est utilisée. Cette technique est ensuite couplée à une coupe spatio-temporelle [Jähne, 1993] afin d'obtenir une représentation temporelle de l'évolution du copeau. Il est alors possible de déterminer des grandeurs morphologiques (angle de cisaillement, épaisseur) et cinétiques (vitesse d'écoulement) à chaque instant d'un essai. La robustesse des différentes procédures de post-traitement a été vérifiée à partir de mesures précédemment réalisées manuellement ou par corrélation d'images numériques.

Aussi, la comparaison des efforts de coupe avec les caractéristiques morphologiques n'est pas triviale, principalement pour deux raisons. Premièrement, alors que les efforts de coupe sont représentatifs d'un volume de matière situé en amont de l'outil, les grandeurs morphologiques sont issues d'observations surfaciques *via* les caméras rapides. De plus, elles peuvent être décalées temporellement au sens où l'épaisseur est obtenue sur de la matière déjà coupée alors que l'effort est mesuré pour de la matière en train d'être coupée. Ces difficultés peuvent être contournées en recourant à l'analyse spectrale. En particulier, le test de Kolmogorov-Smirnov [Massey, 1951] a été utilisé pour mesurer la similarité entre différents signaux.

Les résultats obtenus lors des essais de rabotage montrent que les efforts et la morphologie des copeaux sont affectés par la microstructure. Le lien entre les efforts et la dureté des différentes microstructures n'est toutefois pas évident. Lorsque la dureté diminue, le volume de matière déformé augmente, nécessitant ainsi des efforts de coupe élevés. Même si des copeaux plus fins sont obtenus pour les microstructures les plus dures, les contraintes d'écoulement élevées peuvent également faire augmenter les efforts enregistrés. Cette compétition entre ces deux aspects est particulièrement visible pour les faibles vitesses de coupe. En revanche, pour la vitesse de coupe la plus élevée, l'épaisseur de copeau étant moins dépendante de la microstructure, l'effort est principalement contrôlé par la dureté.

Du point de vue de l'usinabilité, il est généralement préférable de limiter les efforts de coupe. Les résultats discutés précédemment indiquent qu'une microstructure possédant une valeur de dureté intermédiaire, qui offre un compromis entre le volume déformé en pointe d'outil et la limite d'écoulement du matériau, est préférable. Les microstructures $55 \alpha_{wi}$ et *brute de forgeage*, qui possèdent une dureté similaire, semblent être proches de l'optimum. À l'opposé, l'usinabilité des microstructures de dureté minimale (100β) ou maximale ($55 \alpha_s$) est vraisemblablement médiocre.

La dureté n'est pas le seul indicateur permettant de différencier les microstructures. À fraction volumique de phase α constante, une diminution de la taille des particules provoque une augmentation de l'effort de coupe F_c , mais aussi de l'effort tangentiel F_t . La taille de grains β impacte également la formation du copeau. En effet, lorsque celle-ci diminue, les écarts entre les vitesses d'écoulement mesurés de part et d'autre de l'échantillon sont plus faibles, ce qui réduit l'aspect tortueux des copeaux formés.

Le dispositif expérimental permet également d'évaluer les frottements (outil/matière et outil/copeau) à travers le rapport entre l'effort tangentiel et l'effort de coupe. Outre la dureté, les frottements sont également impactés par la morphologie du copeau. En effet, lorsque la proportion de copeau continu augmente, les frottements sont plus importants, ce qui induit probablement une mauvaise usinabilité.

Au cours d'un essai de coupe, l'épaisseur du copeau et l'angle de cisaillement varient à cause des hétérogénéités microstructurales. Le passage d'un grain à un autre est notamment associé à des changements morphologiques du copeau. Des analyses réalisées par EBSD sur des copeaux ont montré que l'orientation cristallographique des grains β joue un rôle prépondérant sur la forme du copeau généré. Ces variations morphologiques sont plus ou moins importantes selon la microstructure considérée. Si la fraction volumique de phase α a un effet de premier ordre sur la forme des copeaux, la taille et la forme des particules α n'ont pas d'effet visible.

Les résultats de l'analyse spectrale, lorsqu'elle est appliquée aux signaux d'épaisseur et d'effort de coupe d'une microstructure, indiquent que ces signaux sont similaires au sens de la distribution fréquentielle. Cette similarité est toutefois moins visible pour la vitesse de coupe maximale et pour les microstructures les plus dures. En particulier, les signaux d'effort contiennent des composantes à plus haute fréquence qui ne sont pas présentes dans les signaux d'épaisseur. Une possible explication de ce résultat tient aux difficultés qu'a le matériau, du fait de sa viscosité, à produire des déformations plastiques importantes en un temps très court lorsque la vitesse de coupe est élevée.

Enfin, il est remarquable que, lorsque la microstructure ne possède pas d'hétérogénéité microstructurale de petite taille (e.g. 100β), les signaux d'épaisseur et d'efforts contiennent peu de composantes à haute fréquence. À l'opposé, en présence d'une fine distribution de

particules α (e.g. 55 α_s), les composantes à haute fréquence deviennent importantes. Ces résultats soulignent l'impact de la microstructure locale sur les variations de morphologie (épaisseur) et d'effort.

Perspectives

Les travaux présentés dans ce manuscrit laissent entrevoir des perspectives afin de mieux appréhender la formation du copeau pour les alliages de titane. Le lien et la similarité fréquentielle entre les efforts de coupe et la morphologie du copeau permettent d'obtenir des informations sur la formation du copeau à l'aide de la seule mesure de l'effort de coupe. Cette stratégie permettrait alors de comparer et caractériser le comportement à la coupe de certains alliages (ou microstructures) dans des configurations pour lesquelles il n'est pas possible d'accéder à la pointe d'outil par caméra rapide, notamment si des assistances à l'usinage sont utilisées.

Dans le présent travail, le rôle de la température sur les phénomènes thermiques n'a pas été abordé. Cette étude pourrait être enrichie à l'aide de caméras thermiques qui permettraient d'évaluer l'effet de la microstructure sur les champs de température au cours de la formation du copeau.

La modélisation est une solution pour compléter les données expérimentales. En particulier, si les observations *in situ* restent limitées aux surfaces extérieures, une modélisation du processus de coupe peut fournir des champs mécaniques sur l'ensemble du volume sollicité. La modélisation permet notamment d'estimer le champ de contrainte induit par le passage de l'outil dans la matière. Enfin, sous réserve qu'elle prenne explicitement en compte le rôle des hétérogénéités microstructurales, la modélisation constitue également un moyen d'appréhender le rôle de la microstructure sur la formation du copeau [Boubaker, 2019]. Il convient néanmoins de remarquer que la construction, l'identification et la validation de modèles de comportement qui soient adaptés au contexte de la coupe ne sont pas triviales. Les données obtenues dans ce travail peuvent servir à alimenter la modélisation de la coupe.

Enfin, s'il est clair que la microstructure locale impacte la coupe, la compréhension du rôle des hétérogénéités microstructurales reste à améliorer. En particulier, s'il semble que l'orientation cristallographique des grains β joue un rôle primordial sur la formation du copeau, il est intéressant d'identifier quelles sont les orientations cristallographiques qui facilitent la coupe. Pour ce faire, faire grossir les grains de sorte à réaliser des essais de coupe lors desquels un unique grain est coupé à chaque instant peut représenter une stratégie. Si leur taille est importante, il est alors possible d'évaluer l'orientation cristallographique des différents grains d'un échantillon, par EBSD ou par DRX (Diffraction des Rayons X). L'analyse des résultats (effort, morphologie) permettrait de caractériser l'influence de l'orientation cristallographique sur la formation du copeau.

Références Bibliographiques

- S. A. ABBASI, P. FENG, Y. MA, J. ZHANG, D. YU et Z. WU : Influence of microstructure and hardness on machinability of heat-treated titanium alloy ti-6al-4v in end milling with polycrystalline diamond tools. 86(5):1393–1405, 2016. ISSN 0268-3768, 1433-3015. URL <http://link.springer.com/10.1007/s00170-015-8245-1>.
- N. A. ABUKHSHIM, P. T. MATIVENGA et M. A. SHEIKH : Heat generation and temperature prediction in metal cutting : A review and implications for high speed machining. 46(7):782–800, 2006. ISSN 0890-6955. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S089069550500180X>.
- E. AEBY-GAUTIER, A. SETTEFRATI, F. BRUNESEAU, B. APPOLAIRE, B. DENAND, M. DEHMAS, G. GEANDIER et P. BOULET : Isothermal α'' formation in β metastable titanium alloys. 577:S439–S443, 2013. ISSN 0925-8388. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0925838812003088>.
- M. ARMENDIA, A. GARAY, L. M. IRIARTE et P. J. ARRAZOLA : Comparison of the machinabilities of ti6al4v and TIMETAL® 54m using uncoated WC-co tools. 210(2):197–203, 2010. ISSN 0924-0136. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013609003215>.
- M. ARMENDIA, P. OSBORNE, A. GARAY, J. BELLOSO, S. TURNER et P.-J. ARRAZOLA : Influence of heat treatment on the machinability of titanium alloys. 27(4):457–461, 2012. ISSN 1042-6914, 1532-2475. URL <http://www.tandfonline.com/doi/abs/10.1080/10426914.2011.585499>.
- P.-J. ARRAZOLA, P. ARISTIMUNO, D. SOLER et T. CHILDS : Metal cutting experiments and modelling for improved determination of chip/tool contact temperature by infrared thermography. 64(1):57–60, 2015. ISSN 0007-8506. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0007850615000694>.
- P. J. ARRAZOLA, A. GARAY, L. M. IRIARTE, M. ARMENDIA, S. MARYA et F. LE MAÎTRE : Machinability of titanium alloys (ti6al4v and ti555.3). 209(5):2223–2230, 2009. ISSN 0924-0136. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013608004998>.
- J. ARTOZOUL, C. LESCALIER, O. BOMONT et D. DUDZINSKI : Extended infrared thermography applied to orthogonal cutting : Mechanical and thermal aspects. 64(1):441–452, 2014. ISSN 1359-4311. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S135943111300954X>. Number : 1.
- S. ATLATI, B. HADDAG, M. NOUARI et M. ZENASNI : Analysis of a new segmentation intensity ratio “SIR” to characterize the chip segmentation process in machining ductile metals. 51(9):687–700, 2011. ISSN 08906955. URL https://journals.scholarsportal.info/details/08906955/v51i0009/687_aoansispimdm.xml. Publisher : Elsevier.
- S. ATLATI, B. HADDAG, M. NOUARI et M. ZENASNI : Thermomechanical modelling of the tool–workmaterial interface in machining and its implementation using the \ABAQUS\

- \VUINTER\ subroutine. 87:102 – 117, 2014. URL <https://hal.univ-lorraine.fr/hal-01424972>. Publisher : Elsevier.
- A. ATTANASIO, M. GELFI, A. POLA, E. CERETTI et C. GIARDINI : Influence of material microstructures in micromilling of ti6al4v alloy. 6(9):4268–4283, 2013. URL <https://www.mdpi.com/1996-1944/6/9/4268>. Number : 9 Publisher : Multidisciplinary Digital Publishing Institute.
- Y. AYED : Approches expérimentales et numériques de l’usinage assisté jet d’eau haute pression : étude des mécanismes d’usure et contribution à la modélisation multi-physiques de la coupe, 2013. URL <https://pastel.archives-ouvertes.fr/pastel-00973532>.
- Y. AYED et G. GERMAIN : High-pressure water-jet-assisted machining of ti555-3 titanium alloy : investigation of tool wear mechanisms. 96(1):845–856, 2018. ISSN 1433-3015. URL <https://doi.org/10.1007/s00170-018-1661-2>.
- Y. AYED, G. GERMAIN, A. Pubill MELSIO, P. KOWALEWSKI et D. LOCUFIER : Impact of supply conditions of liquid nitrogen on tool wear and surface integrity when machining the ti-6al-4v titanium alloy. 93(1):1199–1206, 2017. ISSN 1433-3015. URL <https://doi.org/10.1007/s00170-017-0604-7>.
- M. S. BAHI : Modélisation hybride du frottement local à l’interfaceoutil-copeau en usinage des alliages métalliques, 2010. URL <https://pastel.archives-ouvertes.fr/pastel-00602396/document>.
- J. A. BAILEY et S. JEELANI : Determination of subsurface plastic strain in machining using an embossed grid. 36(2):199–206, 1976. ISSN 0043-1648. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0043164876900053>.
- M. BAILI, Vincent W., G. DESSEIN, J. SALLABERY et D. LALLEMENT : An experimental investigation of hot machining with induction to improve ti-5553 machinability. 62:67–76, 2011. ISSN 1660-9336. URL <http://dx.doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.62.67>. Publisher : Trans Tech Publications.
- T. BAIZEAU, S. CAMPOCASSO, G. FROMENTIN et R. BESNARD : Kinematic field measurements during orthogonal cutting tests via DIC with double-frame camera and pulsed laser lighting. 57(4):581–591, 2017. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-01597822>.
- F. BARELLI : Développement d’une méthodologie d’optimisation des conditions d’usinage : application au fraisage de l’alliage de titane TA6v, 2016. URL <https://oatao.univ-toulouse.fr/15684/>.
- M. BARGE : Etude expérimentale et numérique des mécanismes de coupe par abrasion, 2005. URL <http://www.theses.fr/2005ECDL0017>.
- P. BARRIOBERO-VILA, G. REQUENA, T. BUSLAPS, M. ALFELD et U. BOESENBERG : Role of element partitioning on the α - β phase transformation kinetics of a bi-modal ti-6al-6v-2sn alloy during continuous heating. 626:330–339, 2015. ISSN 0925-8388. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0925838814028576>.

- J. BARRY, G. BYRNE et D. LENNON : Observations on chip formation and acoustic emission in machining ti-6al-4v alloy. 41(7):1055–1070, 2001. ISSN 0890-6955. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0890695500000961>.
- B. BEAUSIR et J.-J. FUNDENBERGER : Analysis tools for electron and x-ray diffraction, ATEX, software -www.atex-software.eu, université de lorraine - metz.
- H. BEN BOUBAKER, C. MAREAU, Y. AYED, G. GERMAIN et A. TIDU : Impact of the initial microstructure and the loading conditions on the deformation behavior of the ti17 titanium alloy. 55(4):1765–1778, 2020. ISSN 1573-4803. URL <https://doi.org/10.1007/s10853-019-04014-5>.
- J. P C BERTOLDO, E. DECENCIÈRE, D. RYCKELYNCK et H. PROUDHON : A modular u-net for automated segmentation of x-ray tomography images in composite materials. 8:761229, 2021. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-03380106>. Publisher : Frontiers Media.
- Qian BINGNAN, F. SUN, Philippe VERMAUT et Frédéric PRIMA : Fine-tuning of stress-induced martensite in TRIP/TWIP ti alloys. 321:11038, 2020.
- Camille BONNET : Analyse multi-échelle du chargement thermomécanique induit au cours du perçage du ti-6al-4v, 2021.
- H. B. BOUBAKER : Développement d’une modélisation à l’échelle cristalline d’un alliage de titane pour la simulation de l’usinage, 2019. URL <https://tel.archives-ouvertes.fr/tel-03041556>.
- T. B. BOUCHNAK : Etude du comportement en sollicitations extrêmes et de l’usinabilité d’un nouvel alliage de titane aeronautique : le ti555-3, 2010. URL <https://pastel.archives-ouvertes.fr/pastel-00560093/document>.
- R. R. BOYER et R. D. BRIGGS : The use of β titanium alloys in the aerospace industry. 14(6): 681–685, 2005. ISSN 1544-1024. URL <https://doi.org/10.1361/105994905X75448>.
- S. BREUMIER, T. MARTINEZ OSTORMUJOF, B. FRINCU, N. GEY, A. COUTURIER, N. LOUKACHENKO, P. E. ABA-PEREA et L. GERMAIN : Leveraging EBSD data by deep learning for bainite, ferrite and martensite segmentation. 186:111805, 2022. ISSN 1044-5803. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1044580322000870>.
- T. B. BRITTON, H. LIANG, F. P. E. DUNNE et A. J. WILKINSON : The effect of crystal orientation on the indentation response of commercially pure titanium : experiments and simulations. 466(2115):695–719, 2010. ISSN 1364-5021, 1471-2946. URL <https://royalsocietypublishing.org/doi/10.1098/rspa.2009.0455>.
- C. BUIRETTE : Étude des mécanismes de propagation de fissure dans un alliage de titane TA6v soudé par faisceau d’électrons, 2011. URL <https://oatao.univ-toulouse.fr/17268/>.
- M. CALAMAZ : Approche expérimentale et numérique de l’usinage à sec de l’alliage aéronautique TA6v, 2008. URL <http://www.theses.fr/2008BOR13605>.
- M. CHEN : Caractérisation du comportement métallique de l’alliage ti5553, 2022.

- T. H. C. CHILDS : A new visio-plasticity technique and a study of curly chip formation. 13 (4):373–387, 1971. ISSN 0020-7403. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0020740371900610>.
- F. COGHE, W. TIRRY, L. RABET, D. SCHRYVERS et P. VAN HOUTTE : Importance of twinning in static and dynamic compression of a ti-6al-4v titanium alloy with an equiaxed microstructure. 537:1–10, 2012. ISSN 0921-5093. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509311014286>.
- Y. COMBRES : Métallurgie et recyclage du titane et de ses alliages. 1997. URL <http://www.techniques.ingenieur.fr/base-documentaire/tiame-archives-elaboration-et-recyclage-metaux/download/m2355/1/metallurgie-et-recyclage-du-titane-et-de-ses-alliages.html>.
- N. H. COOK : Chip formation in machining titanium. *In Proceedings of the Symposium on Machining and Grinding Titanium*. Watertown arsenal, 1953.
- M. CORDEIRO : Creating a very simple u-net model with PyTorch for semantic segmentation of satellite images, 2020. URL <https://medium.com/analytics-vidhya/creating-a-very-simple-u-net-model-with-pytorch-for-semantic-segmentation-of-satellite-images>.
- J. D. COTTON, R. D. BRIGGS, R. R. BOYER, S. TAMIRISAKANDALA, P. RUSSO, N. SHCHETNIKOV et J. C. FANNING : State of the art in beta titanium alloys for airframe applications. 67(6):1281–1303, 2015. ISSN 1543-1851. URL <https://doi.org/10.1007/s11837-015-1442-4>.
- C. COURBON : Vers une modélisation physique de la coupe des aciers spéciaux : intégration du comportement métallurgique et des phénomènes tribologiques et thermiques aux interfaces, 2019. URL <http://www.theses.fr/2011ECDL0046>.
- C. COURBON, T. MABROUKI, J. RECH, D. MAZUYER, F. PERRARD et E. D'ERAMO : Further insight into the chip formation of ferritic-pearlitic steels : Microstructural evolutions and associated thermo-mechanical loadings. 77:34–46, 2014. ISSN 0890-6955. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0890695513001776>.
- M. DEHMAS, R. KATEMI, B. APPOLAIRE, E. AEBY-GAUTIER, B. DENAND et S. AUDION : Dissolution kinetics of α phase in TA6v titanium alloy. volume 1, 2011.
- B. DENKENA et T. GROVE : The effect of microstructure on the machinability of ti-6al-4v. *In Proceedings of the 13th World Conference on Titanium*, pages 905–910. John Wiley & Sons, Ltd, 2016. ISBN 978-1-119-29612-6. URL <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/abs/10.1002/9781119296126.ch155>. Section : 155 _eprint : <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/pdf/10.1002/9781119296126.ch155>.
- A. DEVARAJ, S. NAG, R. SRINIVASAN, R. E. A. WILLIAMS, S. BANERJEE, R. BANERJEE et H. L. FRASER : Experimental evidence of concurrent compositional and structural instabilities leading to ω precipitation in titanium–molybdenum alloys. 60(2):596–609, 2012. ISSN 1359-6454. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645411007130>.
- P. DEWHURST et Rodney HILL : On the non-uniqueness of the machining process. 360 (1703):587–610, 1978. URL <https://royalsocietypublishing.org/doi/10.1098/rspa.1978.0087>. Publisher : Royal Society.

- S. DI IORIO, L. BRIOTTET, E. F. RAUCH et D. GUICHARD : Plastic deformation, damage and rupture of PM ti-6al-4v at 20k under monotonic loading. 55(1):105–118, 2007. ISSN 1359-6454. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645406005635>.
- Y B DONYO : Contribution à l'analyse des modes de formation du copeau en usinage grande vitesse du TA6v, 2002. URL <http://www.theses.fr/2002NANT2101>.
- F. DUCOBU, E. RIVIÈRE-LORPHÈVRE et E. FILIPPI : Numerical contribution to the comprehension of saw-toothed ti6al4v chip formation in orthogonal cutting. 81:77–87, 2014. ISSN 0020-7403. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0020740314000575>.
- T. EELBODE, J. BERTELS, M. BERMAN, D. VANDERMEULEN, F. MAES, R. BISSCHOPS et M. B. BLASCHKO : Optimization for medical image segmentation : Theory and practice when evaluating with dice score or jaccard index. 39(11):3679–3690, 2020. ISSN 1558-254X. Conference Name : IEEE Transactions on Medical Imaging.
- H. ERNST : Physics of metal cutting, machining of metals. 1938.
- E. O EZUGWU, J BONNEY et Y YAMANE : An overview of the machinability of aeroengine alloys. 134(2):233–253, 2003. ISSN 0924-0136. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013602010427>.
- E. O. EZUGWU et Z. M. WANG : Titanium alloys and their machinability—a review. 68(3):262–274, 1997. ISSN 0924-0136. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013696000301>.
- C. FIZANNE-MICHEL, M. CORNEN, P. CASTANY, I. PÉRON et T. GLORANT : Determination of hardness and elastic modulus inverse pole figures of a polycrystalline commercially pure titanium by coupling nanoindentation and EBSD techniques. 613:159–162, 2014. ISSN 0921-5093. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509314008260>.
- G. GERMAIN, P. DAL SANTO et J. L. LEBRUN : Comprehension of chip formation in laser assisted machining. 51(3):230–238, 2011. ISSN 0890-6955. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S089069551000204X>.
- H. GHADBEIGI, S. R. BRADBURY, C. PINNA et J. R. YATES : Determination of micro-scale plastic strain caused by orthogonal cutting. 48(2):228–235, 2008. ISSN 0890-6955. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0890695507001563>.
- C. A. GLASBEY : An analysis of histogram-based thresholding algorithms. 55(6):532–537, 1993. ISSN 1049-9652. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1049965283710400>.
- E. P. GNANAMANICKAM, S. LEE, J. P. SULLIVAN et S. CHANDRASEKAR : Direct measurement of large-strain deformation fields by particle tracking. 20(9):095710, 2009. ISSN 0957-0233. URL <https://doi.org/10.1088/0957-0233/20/9/095710>. Publisher : IOP Publishing.

- A. GRAVES, S. NORGRÉN, P. CRAWFORTH et M. JACKSON : A novel method for investigating drilling machinability of titanium alloys using velocity force maps. 2:100043, 2021. ISSN 2666-9129. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2666912921000131>.
- T. GROSDIDIER, C. ROUBAUD, M.-J. PHILIPPE et Y. COMBRES : The deformation mechanisms in the β -metastable β -cez titanium alloy. 36(1):21–28, 1997. ISSN 1359-6462. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359646296003417>.
- Y. GUO, W. D. COMPTON et S. CHANDRASEKAR : In situ analysis of flow dynamics and deformation fields in cutting and sliding of metals. 471(2178):20150194, 2015. URL <https://royalsocietypublishing.org/doi/10.1098/rspa.2015.0194>. Publisher : Royal Society.
- M. HABAK : Etude de l'influence de la microstructure et des paramètres de coupe sur le comportement en tournage dur de l'acier à roulement 100cr6, 2006. URL <https://pastel.archives-ouvertes.fr/pastel-00002142>.
- N. HANSEN : Hall–peetch relation and boundary strengthening. 51(8):801–806, 2004. ISSN 1359-6462. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359646204003434>.
- M. HARZALLAH : Caractérisation in-situ et modélisation des mécanismes et couplages thermomécaniques en usinage : application à l'alliage de titane ti-6al-4v, 2018. URL <http://www.theses.fr/2018EMAC0002>.
- M. HARZALLAH, T. POTTIER, R. GILBLAS, Y. LANDON, M. MOUSSEIGNE et J. SENATORE : A coupled in-situ measurement of temperature and kinematic fields in ti-6al-4v serrated chip formation at micro-scale. 130-131:20–35, 2018. ISSN 0890-6955. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0890695518300634>.
- M. HARZALLAH, T. POTTIER, J. SENATORE, M. MOUSSEIGNE, G. GERMAIN et Y. LANDON : Numerical and experimental investigations of ti-6al-4v chip generation and thermo-mechanical couplings in orthogonal cutting. 134:189–202, 2017. ISSN 0020-7403. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0020740317308913>.
- J. C. HEIGEL, E. P. WHITENTON, B. M. LANE, M. A. DONMEZ, W. MOSCOSO-KINGSLEY et V. MADHAVAN : Infrared measurement of the temperature at the tool-chip interface while machining ti-6al-4v. 243, 2016. URL <https://www.nist.gov/publications/infrared-measurement-temperature-tool-chip-interface-while-machining-ti-6al-4v>.
- A HIJAZI et V MADHAVAN : A novel ultra-high speed camera for digital image processing applications. 19(8):085503, 2008. ISSN 0957-0233, 1361-6501. URL <http://stacks.iop.org/0957-0233/19/i=8/a=085503?key=crossref.712bdf76b93bcfd9b24456de42a3dc3e>. Number : 8 tex.ids : hijaziNovelUltrahighSpeed2008a.
- B. JÄHNE : Motion in space-time images. In *Spatio-Temporal Image Processing : Theory and Scientific Applications*, Lecture Notes in Computer Science, pages 76–109. Springer, 1993. ISBN 978-3-540-48145-4. URL https://doi.org/10.1007/3-540-57418-2_16.

- S. JOSHI, P. PAWAR, A. TEWARI et S. S. JOSHI : Effect of β phase fraction in titanium alloys on chip segmentation in their orthogonal machining. 7(3):191–201, 2014. ISSN 1755-5817. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1755581714000078>.
- Y. KAYNAK et A. GHARIBI : The effects of cutting parameters on machining performance of titanium alloy ti-5553. 5, 2019.
- Y KAYNAK, A GHARIBI et M OZKUTUK : Experimental and numerical study of chip formation in orthogonal cutting of ti-5553 alloy : the influence of cryogenic, MQL, and high pressure coolant supply. 94(1):1411–1428, 2018. ISSN 1433-3015. URL <https://doi.org/10.1007/s00170-017-0904-y>.
- S. KIEREN-EHSES, L. BÖHME, L. MORALES-RIVAS, J. LÖSCH, B. KIRSCH, E. KERSCHER, M. KOPNARSKI et J. C. AURICH : The influence of the crystallographic orientation when micro machining commercially pure titanium : A size effect. 72:158–171, 2021. ISSN 0141-6359. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0141635921001136>.
- R KOMANDURI et Z.B. HOU : Thermal modeling of the metal cutting process : Part i — temperature rise distribution due to shear plane heat source. 42:1715–1752, 2000.
- R. KOMANDURI et B. F. von TURKOVICH : New observations on the mechanism of chip formation when machining titanium alloys. 69(2):179–188, 1981. ISSN 0043-1648. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0043164881902428>.
- A. la MONACA, D. AXINTE, Z. LIAO, R. M'SAOUBI et M. HARDY : Towards understanding the thermal history of microstructural surface deformation when cutting a next generation powder metallurgy nickel-base superalloy. page 103765, 2021.
- S. J. LAINÉ, K. M. KNOWLES et D. RUGG : Very high strain rate deformation twinning behaviour of ti-6al-4v. 12:100762, 2020. ISSN 2589-1529. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2589152920301794>.
- LAROUSSE : Usinabilité. *In Le Dictionnaire Larousse*.
- S. LEE, J. HWANG, M. R. SHANKAR, S. CHANDRASEKAR et W. DALE COMPTON : Large strain deformation field in machining. 37(5):1633–1643, 2006. ISSN 1543-1940. URL <https://doi.org/10.1007/s11661-006-0105-z>.
- C. H. LI et C. K. LEE : Minimum cross entropy thresholding. 26(4):617–625, 1993. ISSN 0031-3203. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/003132039390115D>.
- P-S LIAO, T-S CHEN et P-C CHUNG : A fast algorithm for multilevel thresholding. 17(5):713–727, 2001. ISSN 1016-2364. URL <https://www.airitilibrary.com/Publication/alDetailedMesh?DocID=10162364-200109-17-5-713-727-a>.
- R. LINDVALL, F. LENRICK, H. PERSSON, R. M'SAOUBI, J.-E. STÅHL et V. BUSHLYA : Performance and wear mechanisms of PCD and pcBN cutting tools during machining titanium alloy ti6al4v. 454-455:203329, 2020. ISSN 0043-1648. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0043164820301940>.

- G. LIST, G. SUTTER, X. F. BI, A. MOLINARI et A. BOUTHICHE : Strain, strain rate and velocity fields determination at very high cutting speed. 213(5):693–699, 2013. ISSN 0924-0136. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013612003469>.
- H. LIU, Y. AYED, H. BIREMBAUX, F. ROSSI et G. POULACHON : Impacts of flank wear and cooling strategies on evolutions of built-up edges, diffusion wear and cutting forces in ti6al4v machining. 171:107537, 2022. ISSN 0301-679X. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0301679X22001104>.
- S. LO CASTO, E. LO VALVO et F. MICARI : Measurement of temperature distribution within tool in metal cutting. experimental tests and numerical analysis. 20:35–46, 1989. ISSN 0378-3804. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0378380489900168>.
- G. LÜTJERING : Influence of processing on microstructure and mechanical properties of $(\alpha+\beta)$ titanium alloys. 243(1):32–45, 1998. ISSN 0921-5093. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509397007788>.
- S. MALINOV, Z. GUO, W. SHA et A. WILSON : Differential scanning calorimetry study and computer modeling of β to α phase transformation in a ti-6al-4v alloy. 32(4):879–887, 2001. ISSN 1543-1940. URL <https://doi.org/10.1007/s11661-001-0345-x>.
- T. MARTINEZ OSTORMUJOF, R. R. P. PURUSHOTTAM RAJ PUROHIT, S. BREUMIER, N. GEY, M. SALIB et L. GERMAIN : Deep learning for automated phase segmentation in EBSD maps. a case study in dual phase steel microstructures. 184:111638, 2022. ISSN 1044-5803. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1044580321007609>.
- J. J. MASON, A. J. ROSAKIS et G. RAVICHANDRAN : On the strain and strain rate dependence of the fraction of plastic work converted to heat : an experimental study using high speed infrared detectors and the kolsky bar. 17(2):135–145, 1994. ISSN 0167-6636. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/016766369490054X>.
- F. J. MASSEY : The kolmogorov-smirnov test for goodness of fit. 46(253):68–78, 1951. ISSN 0162-1459. URL <https://www.jstor.org/stable/2280095>. Publisher : [American Statistical Association, Taylor & Francis, Ltd.].
- M. E. MERCHANT : Mechanics of the metal cutting process. i. orthogonal cutting and a type 2 chip. 16(5):267–275, 1945. ISSN 0021-8979, 1089-7550. URL <http://aip.scitation.org/doi/10.1063/1.1707586>.
- P. MEROT : Effet des défauts de fabrication et de corrosion sur le comportement en fatigue d'un acier 316l obtenu par fabrication additive., 2021. URL <https://www.theses.fr/2021HESAE076>.
- M. MEURER, T. AUGSPURGER, B. TEKKAYA, D. SCHRAKNEPPER, A. LIMA et T. BERGS : Development of a methodology for strain field analysis during orthogonal cutting. 87:444–449, 2020.

- S.P. MO, D.A. AXINTE, T.H. HYDE et N.N.Z. GINDY : An example of selection of the cutting conditions in broaching of heat-resistant alloys based on cutting forces, surface roughness and tool wear. 160(3):382–389, 2005. ISSN 09240136. URL <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0924013604008763>.
- R. MOULART, L. FOUILLAND et M. EL MANSORI : Développement d’une méthode de mesure de champs cinématiques pour étudier la coupe à chaud, 2015. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-01178165/document>.
- R. M’SAOUBI : Aspects thermiques et microstructuraux de la coupe. application a la coupe orthogonale des aciers austénitiques, 1998. URL <http://www.theses.fr/1998ENAM0009>.
- F. NABHANI : Machining of aerospace titanium alloys. 17:99–106, 2001.
- H. P. NG, A. DEVARAJ, S. NAG, C. J. BETTLES, M. GIBSON, H. L. FRASER, B. C. MUDDLE et R. BANERJEE : Phase separation and formation of omega phase in the beta matrix of a ti-v-cu alloy. 59(8):2981–2991, 2011. ISSN 1359-6454. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645411000541>.
- M NOUARI, M CALAMAZ et F GIROT : Mécanismes d’usure des outils coupants en usinage à sec de l’alliage de titane aéronautique ti-6al-4v. 336(10):772–781, 2008. ISSN 1631-0721. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1631072108001319>.
- N. OTSU : A threshold selection method from gray-level histograms. 9(1):62–66, 1979. ISSN 2168-2909. Conference Name : IEEE Transactions on Systems, Man, and Cybernetics.
- J. C. OUTEIRO, A. M. DIAS et J. L. LEBRUN : Experimental assessment of temperature distribution in three-dimensional cutting process. 8(3):357–376, 2004. ISSN 1091-0344. URL <https://doi.org/10.1081/MST-200038984>. Publisher : Taylor & Francis
_eprint : <https://doi.org/10.1081/MST-200038984>.
- L. PALLOT : Traitements thermomecaniques de l’alliage de titane ti-17. etude expérimentale et modélisation de recristallisation de la phase beta., 2012. URL <https://tel.archives-ouvertes.fr/tel-00849211>.
- B. PAN, W. DAFANG et X. YONG : Incremental calculation for large deformation measurement using reliability-guided digital image correlation. 50(4):586–592, 2012. ISSN 0143-8166. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0143816611001527>.
- B. PAN, Z. LU et H. XIE : Mean intensity gradient : An effective global parameter for quality assessment of the speckle patterns used in digital image correlation. 48(4):469–477, 2010. ISSN 0143-8166. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0143816609002139>.
- S. PANDA, S. K. SAHOO, A. DASH, M. BAGWAN, G. KUMAR, S. C. MISHRA et S. SUWAS : Orientation dependent mechanical properties of commercially pure (cp) titanium. 98:93–101, 2014. ISSN 1044-5803. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1044580314003039>.

- S. PATIL, S. KEKADE, K. PHAPALE, S. JADHAV, A. POWAR, A. SUPARE et R. SINGH : Effect of α and β phase volume fraction on machining characteristics of titanium alloy ti6al4v. 6:63–70, 2016. ISSN 2351-9789. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2351978916301457>.
- R. PERERA, D. GUZZETTI et V. AGRAWAL : Optimized and autonomous machine learning framework for characterizing pores, particles, grains and grain boundaries in microstructural images. 196:110524, 2021. ISSN 0927-0256. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0927025621002512>.
- K. PHAPALE, S. PATIL, S. KEKADE, S. JADHAV, A. POWAR, A. SUPARE et R. K. P. SINGH : Tool wear investigation in dry and high pressure coolant assisted machining of titanium alloy ti6al4v with variable α and β volume fraction. 6:154–159, 2016. ISSN 2351-9789. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2351978916301561>.
- T. POTTIER, G. GERMAIN, M. CALAMAZ, A. MOREL et D. COUPARD : Sub-millimeter measurement of finite strains at cutting tool tip vicinity. 54(6):1031–1042, 2014. ISSN 1741-2765. URL <https://doi.org/10.1007/s11340-014-9868-0>.
- J. PUJANA, P. J. ARRAZOLA et J. A. VILLAR : In-process high-speed photography applied to orthogonal turning. 202(1):475–485, 2008. ISSN 0924-0136. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013607009004>.
- C. RAMIREZ : Critères d’optimisation des alliages de TITane pour améliorer leur USinabilité, 2017. URL <http://www.theses.fr/2017ENAM0006>.
- R. F. RECHT : Catastrophic thermoplastic shear. 31(2):189–193, 1964. ISSN 0021-8936. URL <https://asmedigitalcollection.asme.org/appliedmechanics/article/31/2/189/388785/Catastrophic-Thermoplastic-Shear>. Publisher : American Society of Mechanical Engineers Digital Collection.
- TW RIDLER et S CALVARD : Picture thresholding using an iterative selection method. 8 (8):630–632, 1978. ISSN 2168-2909. Conference Name : IEEE Transactions on Systems, Man, and Cybernetics.
- O. RONNEBERGER, P. FISCHER et T. BROX : U-net : Convolutional networks for biomedical image segmentation. 2015. URL <http://arxiv.org/abs/1505.04597>.
- S. SADEGHPOUR, S. ABBASI et M. MORAKABATI : Design of a new multi-element beta titanium alloy based on d-electron method. pages 377–386. 2018. ISBN 978-3-319-72525-3.
- M. Saez-de BURUAGA, D. SOLER, P. X. ARISTIMUÑO, J. A. ESNAOLA et P. J. ARRAZOLA : Determining tool/chip temperatures from thermography measurements in metal cutting. 145:305–314, 2018. ISSN 1359-4311. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359431118338547>.
- A. SELA, G. Ortiz-de ZARATE, D. SOLER, P. ARISTIMUÑO, D. SORIANO, G. GERMAIN, F. DUCOBU et P. J. ARRAZOLA : Surface drag analysis after ti-6al-4v orthogonal cutting using grid distortion. 87:372–377, 2020. ISSN 2212-8271. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2212827120301426>.

- A. SELA, G. ORTIZ-DE-ZARATE, D. SOLER, G. GERMAIN, P. ARISTIMUÑO et P. J. ARRAZOLA : Measurement of plastic strain and plastic strain rate during orthogonal cutting for ti-6al-4v. 198:106397, 2021. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-03244237>. Publisher : Elsevier.
- M. SEMBLANET : Traitement thermomécanique de l'alliage ti17 : Forgeage en alpha + bêta et maintien post-forgeage en bêta, 2014. URL <http://www.theses.fr/2014EMSE0748>.
- A. SETTEFRATI, E. AEBY-GAUTIER, M. DEHMAS, G. GEANDIER, B. APPOLAIRE, S. AUDION et J. DELFOSSE : Precipitation in a near beta titanium alloy on ageing : Influence of heating rate and chemical composition of the beta-metastable phase. 172-174:760–765, 2011. ISSN 1662-9779. URL <https://www.scientific.net/SSP.172-174.760>. Conference Name : Solid-Solid Phase Transformations in Inorganic Materials ISBN : 9783037851432 Publisher : Trans Tech Publications Ltd.
- S. SHARMA et A. MEENA : Microstructure attributes and tool wear mechanisms during high-speed machining of ti-6al-4v. 50:345–365, 2020. ISSN 15266125. URL <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1526612519304475>.
- M. C. SHAW, S. O. DIRKE, P. A. SMITH, N. H. COOK, E. G. LOEWEN et C. T. YANG : Machining titanium, 1954.
- M. C. SHAW et A. VYAS : The mechanism of chip formation with hard turning steel. 47 (1):77–82, 1998. ISSN 0007-8506. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0007850607627899>.
- H. SIEKMAN : How to machine titanium. pages 78–82, 1955.
- D. SOLER, P. X. ARISTIMUÑO, M. Saez-de BURUAGA, A. GARAY et P. J. ARRAZOLA : New calibration method to measure rake face temperature of the tool during dry orthogonal cutting using thermography. 137:74–82, 2018. ISSN 1359-4311. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359431117359896>.
- J STEIN : The frequency domain. *In Digital Signal Processing : A Computer Science Perspective*, pages 103–161. John Wiley & Sons, wiley édition, 2000.
- S. SUN, M. BRANDT et M. S. DARGUSCH : Characteristics of cutting forces and chip formation in machining of titanium alloys. 49(7):561–568, 2009. ISSN 0890-6955. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0890695509000558>.
- Y. SUN, B. HUANG, D. A. PULEO et I. S. JAWAHIR : Enhanced machinability of ti-5553 alloy from cryogenic machining : Comparison with MQL and flood-cooled machining and modeling. 31:477–482, 2015. ISSN 2212-8271. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2212827115004151>.
- D. SUÁREZ FERNÁNDEZ, B. P. WYNNE, P. CRAWFORTH et M. JACKSON : Titanium alloy microstructure fingerprint plots from in-process machining. 811:141074, 2021. ISSN 0921-5093. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509321003439>.
- G. SUTTER et G. LIST : Very high speed cutting of ti-6al-4v titanium alloy – change in morphology and mechanism of chip formation. 66:37–43, 2013. ISSN 0890-6955. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0890695512001940>.

- S. V. TELRANDHE, A. K. SAXENA et S. MISHRA : Effect of microstructure and cutting speed on machining behavior of ti6al4v alloy. 31(5):2177–2184, 2017. ISSN 1738-494X, 1976-3824. URL <http://link.springer.com/10.1007/s12206-017-0413-9>.
- B. THIMM, A. GLAVAS, M. REUBER et H.-J. CHRIST : Determination of chip speed and shear strain rate in primary shear zone using digital image correlation (DIC) in linear-orthogonal cutting experiments. 289:116957, 2021.
- B. THIMM, J. STEDEN, M. REUBER et H. J. CHRIST : Using digital image correlation measurements for the inverse identification of constitutive material parameters applied in metal cutting simulations. 82:95–100, 2019. ISSN 2212-8271. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S221282711930770X>.
- D. M. TURLEY, E. D. DOYLE et S. RAMALINGAM : Calculation of shear strains in chip formation in titanium. 55(1):45–48, 1982. ISSN 0025-5416. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0025541682900829>.
- S. TURRISI, E. ZAPPA et A. LAVATELLI : Image deconvolution techniques for motion blur compensation in DIC measurements. In *2018 IEEE International Instrumentation and Measurement Technology Conference (I2MTC)*, pages 1–6, 2018.
- A. UGARTE, R. M'SAOUBI, A. GARAY et P. J. ARRAZOLA : Machining behaviour of ti-6al-4v and ti-5553 alloys in interrupted cutting with PVD coated cemented carbide. 1:202–207, 2012. ISSN 2212-8271. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2212827112000364>.
- F. VALIORGUE, A. BROSSE, P. NAISSON, J. RECH, H. HAMDI et J. M. BERGHEAU : Emissivity calibration for temperatures measurement using thermography in the context of machining. 58(1):321–326, 2013. ISSN 1359-4311. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359431113002469>.
- C. VEIGA, J. DAVIM et A. LOUREIRO : Review on machinability of titanium alloys : The process perspective. 34:148–164, 2013.
- G. F. V. VOORT : *Metallography, Principles and Practice*. ASM international édition, 1999.
- A. VYAS et M. C. SHAW : *Mechanics of saw-tooth chip formation in metal cutting*. 1999.
- V. WAGNER, M. BAILI et G. DESSEIN : The relationship between the cutting speed, tool wear, and chip formation during ti-5553 dry cutting. 76(5):893–912, 2015. ISSN 1433-3015. URL <https://doi.org/10.1007/s00170-014-6326-1>.
- V. WAGNER, F. BARELLI, G. DESSEIN, R. LAHEURTE, P. DARNIS, O. CAHUC et M. MOUSSEIGNE : Comparison of the chip formations during turning of ti64 β and ti64 $\alpha+\beta$. 233(2):494–504, 2019. ISSN 0954-4054, 2041-2975. URL <http://journals.sagepub.com/doi/10.1177/0954405417728309>.
- J. WANG, C. Z. HUANG et W. G. SONG : The effect of tool flank wear on the orthogonal cutting process and its practical implications. 142(2):338–346, 2003. ISSN 0924-0136. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013603006046>.

- L WANG, W LU, J QIN, F ZHANG et D ZHANG : The characterization of shape memory effect for low elastic modulus biomedical β -type titanium alloy. 61(5):535–541, 2010. ISSN 1044-5803. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1044580310000409>.
- I. WEISS et S. L. SEMIATIN : Thermomechanical processing of beta titanium alloys—an overview. 243(1):46–65, 1998. ISSN 0921-5093. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509397007831>.
- E. P. WHITENTON : High-speed dual-spectrum imaging for the measurement of metal cutting temperatures. pages 1–61, 2010. URL <https://www.nist.gov/publications/high-speed-dual-spectrum-imaging-measurement-metal-cutting-temperatures>. Last Modified : 2018-11-10T10 :11-05 :00 Publisher : Eric P. Whintenton.
- D. YAN, T. HILDITCH, H. A. KISHAWY et G. LITTLEFAIR : On quantifying the strain rate during chip formation when machining aerospace alloy ti-5553. Vol. 8, 2013.
- D. P. YAN et X. JIN : Characterization of shear band formation and microstructure evolution during orthogonal cutting of ti-5553 : Part i—shear angle, strain and strain rate. 29(6):4063–4074, 2020. ISSN 1059-9495, 1544-1024. URL <https://link.springer.com/10.1007/s11665-020-04880-0>.
- Y. YANG, F. JIANG, B. M. ZHOU, X. M. LI, H. G. ZHENG et Q. M. ZHANG : Microstructural characterization and evolution mechanism of adiabatic shear band in a near beta-ti alloy. 528(6):2787–2794, 2011. ISSN 0921-5093. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509310014590>.
- J.-C. YEN, F.-J. CHANG et S. CHANG : A new criterion for automatic multilevel thresholding. 4(3):370–378, 1995. ISSN 1941-0042. Conference Name : IEEE Transactions on Image Processing.
- S.-H. YEO, W.-W. LUI et V. PHUNG : A quick-stop device for orthogonal machining. 29(1):41–46, 1992. ISSN 0924-0136. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/092401369290423P>.
- H. YEUNG, Y. GUO, J. MANN, W COMPTON et S. CHANDRASEKAR : Effect of low-frequency modulation on deformation and material flow in cutting of metals. 138:012201, 2016.
- G W ZACK, W E ROGERS et S A LATT : Automatic measurement of sister chromatid exchange frequency. 25(7):741–753, 1977. ISSN 0022-1554. URL <https://doi.org/10.1177/25.7.70454>. Publisher : Journal of Histochemistry & Cytochemistry.
- M. C. ZANG, H. Z. NIU, H. R. ZHANG, H. TAN et D. L. ZHANG : Cryogenic tensile properties and deformation behavior of a superhigh strength metastable beta titanium alloy ti-15mo-2al. 817:141344, 2021. ISSN 0921-5093. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509321006134>.
- E. ZAPPA, P. MAZZOLENI et A. MATINMANESH : Uncertainty assessment of digital image correlation method in dynamic applications. 56:140–151, 2014. ISSN 0143-8166. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0143816613003709>.

- A.R. ZAREENA et S.C. VELDHUIS : Tool wear mechanisms and tool life enhancement in ultra-precision machining of titanium. 212(3):560–570, 2012. ISSN 09240136. URL <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0924013611003037>.
- D. ZHANG, M. MEURER, X.-M. ZHANG, T. BERGS et H. DING : Understanding kinematics of the orthogonal cutting using digital image correlation—measurement and analysis. 144(3), 2021. ISSN 1087-1357. URL <https://doi.org/10.1115/1.4051917>.
- D. ZHANG, D. ZHANG, X. ZHANG et H. DING : A study on the orthogonal cutting mechanism based on experimental determined displacement and temperature fields. 2016. tex.mag_id : 2460987612 tex.pmcid : null.
- X.-M. ZHANG, K. ZHANG, D. ZHANG, J.C. OUTEIRO et H. DING : New in situ imaging-based methodology to identify the material constitutive model coefficients in metal cutting process. 141.

Annexes

Annexe A

Morphologies de copeau observées

Les images présentées dans cette annexe ont pour objectif d'illustrer la diversité géométrique des copeaux propres à chaque microstructure étudiée. Le besoin de quantifier cette diversité morphologique est au cœur des motivations derrière notre démarche expérimentale.

Pour chaque microstructure, deux galeries d'images sont présentées. La première, correspond à six images issues des coupes orthogonales à $100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$. La deuxième, à trois paires d'images pour les vitesses de coupe de 50, 200 et $400 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ respectivement. Ensemble, ces deux regroupements d'images témoignent de la présence de copeaux continus et festonnés pour toutes les microstructures et pour toutes les conditions de coupe.

La totalité des images contenues dans cette annexe a subi une égalisation d'histogramme afin de les rendre aptes à la lecture sur écran ou en format papier.

A.1 Morphologie de copeau pour la microstructure 100β

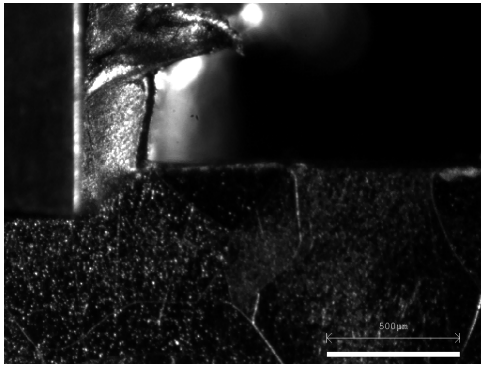


FIGURE A.1 – Copeau festonné puis continu ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 100β)

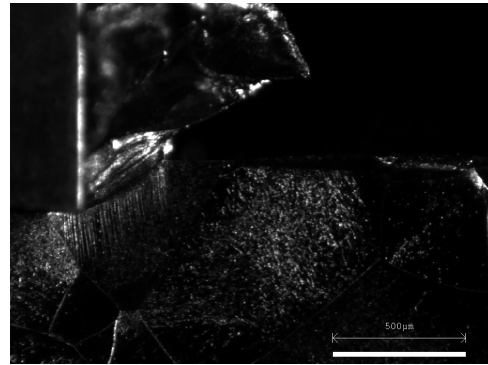


FIGURE A.2 – Variation dans la morphologie de copeau ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 100β)

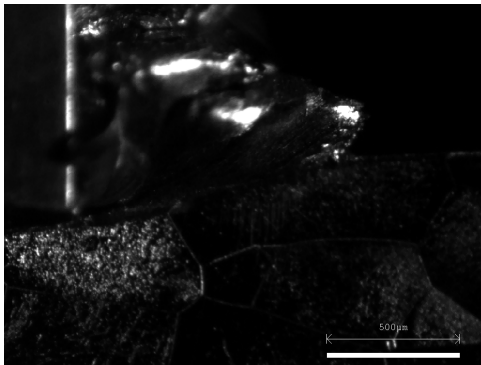


FIGURE A.3 – Feston en cours de formation ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 100β)

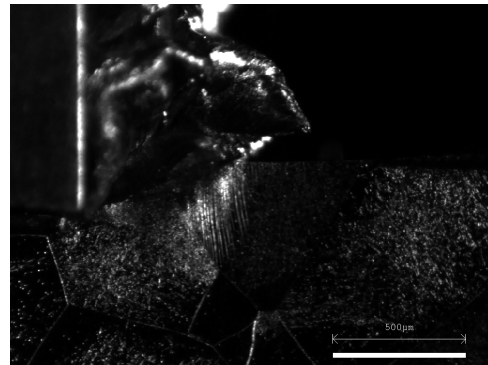


FIGURE A.4 – Feston en cours de formation ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 100β)

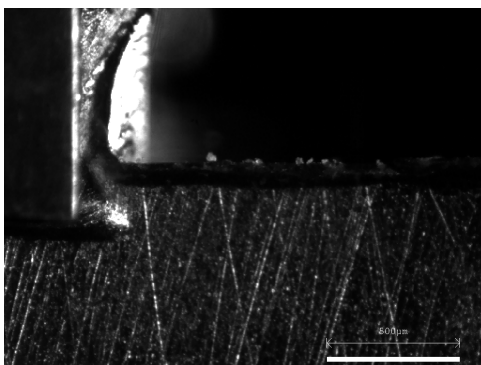


FIGURE A.5 – Copeau continu avec arête rapportée ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$)

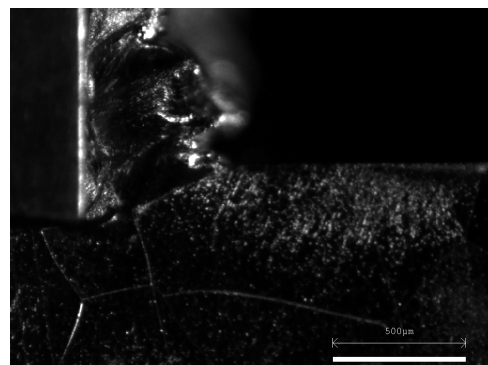


FIGURE A.6 – Copeau festonné avec arête rapportée ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$)

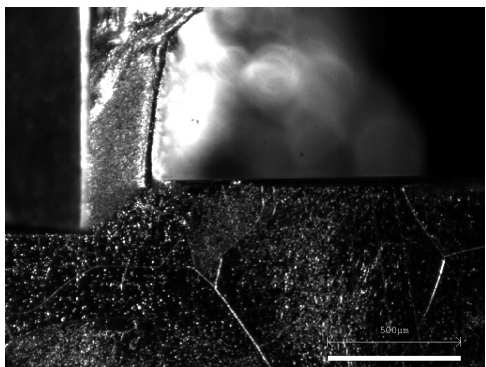


FIGURE A.7 - Copeau continu ($V_c = 50 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 100β)

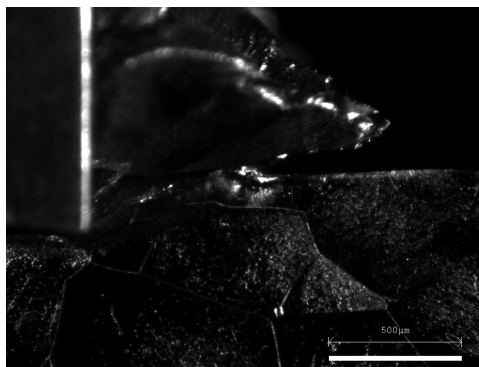


FIGURE A.8 - Copeau festonné ($V_c = 50 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 100β)

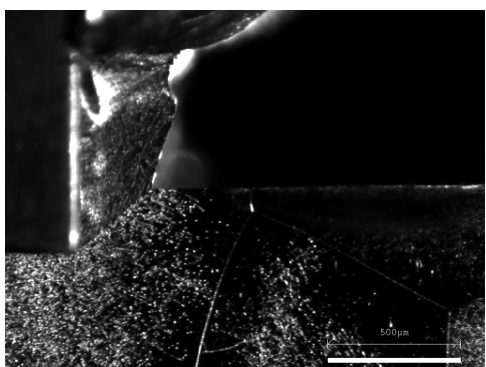


FIGURE A.9 - Copeau continu ($V_c = 200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 100β)

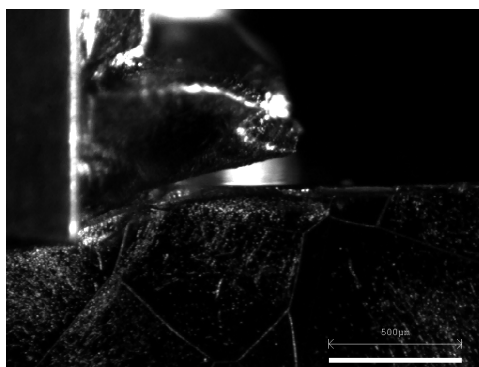


FIGURE A.10 - Copeau festonné ($V_c = 200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 100β)

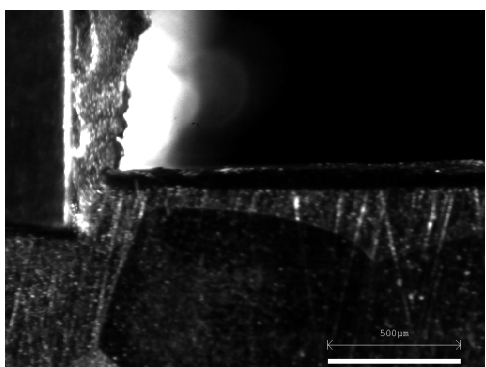


FIGURE A.11 - Copeau continu ($V_c = 400 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 100β)

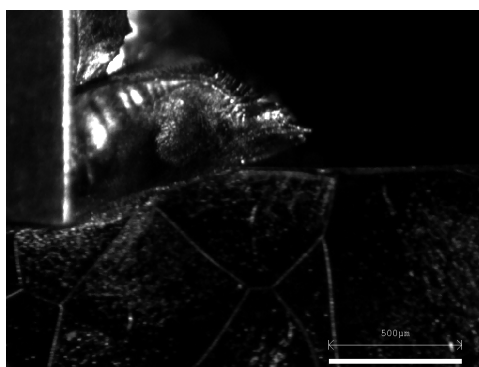


FIGURE A.12 - Copeau festonné ($V_c = 400 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 100β)

A.2 Morphologie de copeau pour la microstructure $30\ \alpha_{gb}$

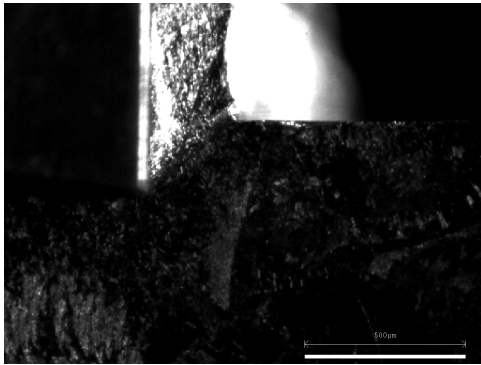


FIGURE A.13 – Copeau continu ($V_c = 100\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25\ \text{mm}$, $30\ \alpha_{gb}$)

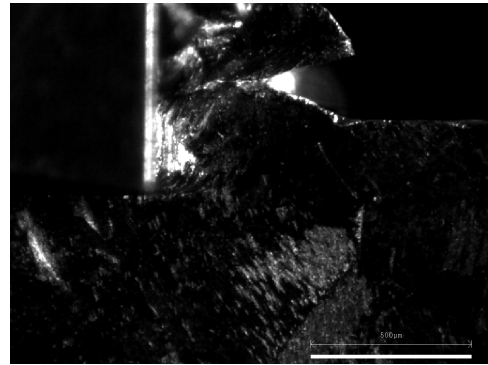


FIGURE A.14 – Copeau festonné ($V_c = 100\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25\ \text{mm}$, $30\ \alpha_{gb}$)

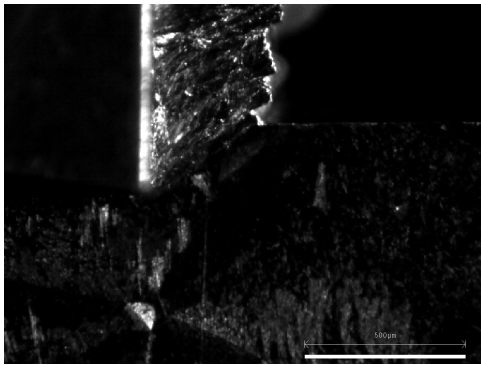


FIGURE A.15 – Copeau faiblement festonné ($V_c = 100\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25\ \text{mm}$, $30\ \alpha_{gb}$)

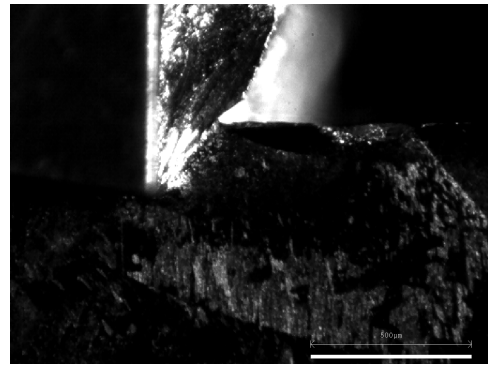


FIGURE A.16 – Cisaillement après copeau continu ($V_c = 100\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25\ \text{mm}$, $30\ \alpha_{gb}$)

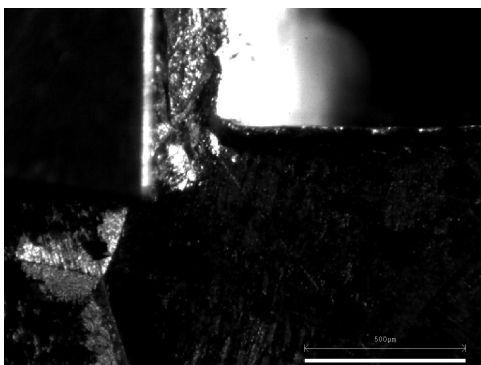


FIGURE A.17 – Copeau continu avec arête rapportée ($V_c = 100\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25\ \text{mm}$, $30\ \alpha_{gb}$)

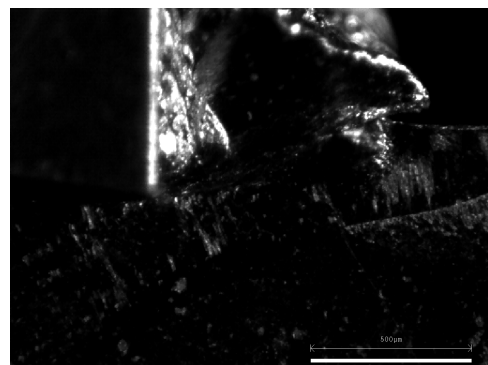


FIGURE A.18 – Copeau festonné avec arête rapportée ($V_c = 100\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25\ \text{mm}$, $30\ \alpha_{gb}$)

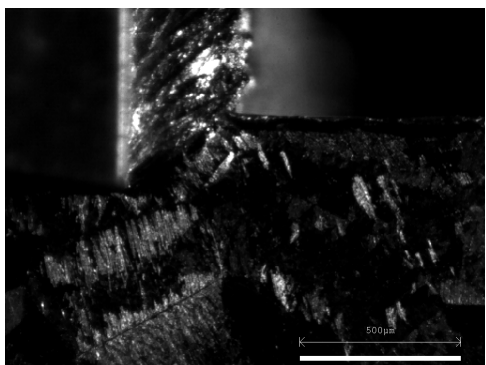


FIGURE A.19 – Copeau continu ($V_c = 50 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{gb}$)

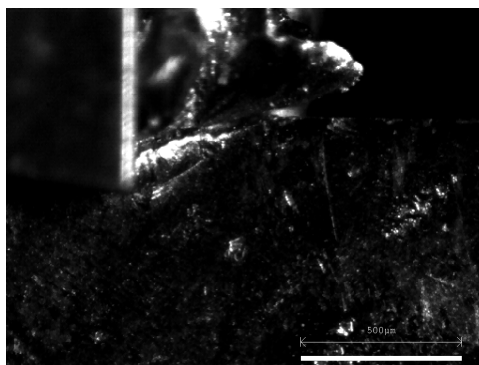


FIGURE A.20 – Copeau festonné ($V_c = 50 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{gb}$)

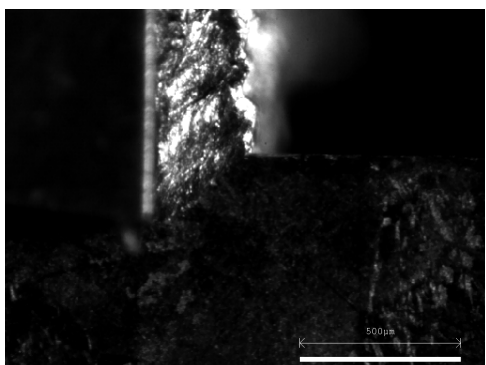


FIGURE A.21 – Copeau continu ($V_c = 200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{gb}$)

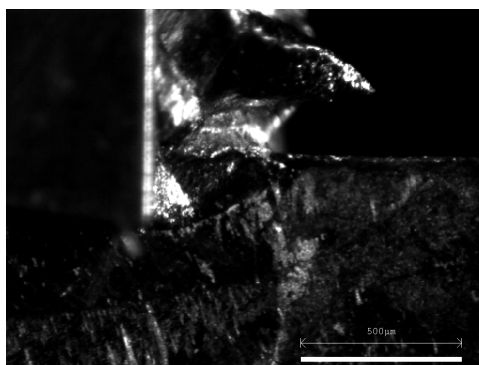


FIGURE A.22 – Copeau festonné ($V_c = 200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{gb}$)

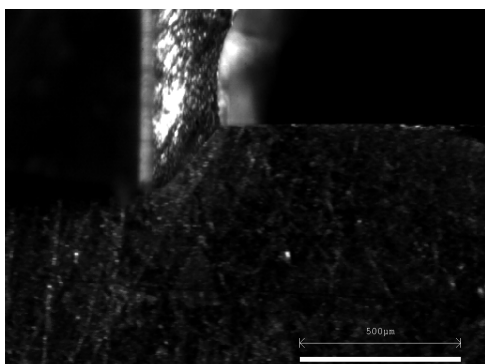


FIGURE A.23 – Copeau continu ($V_c = 400 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{gb}$)

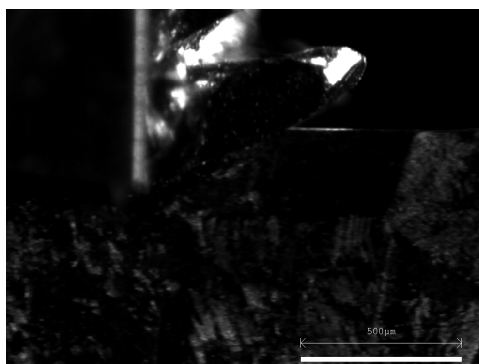


FIGURE A.24 – Copeau festonné ($V_c = 400 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{gb}$)

A.3 Morphologie de copeau pour la microstructure $30\ \alpha_{nod}$

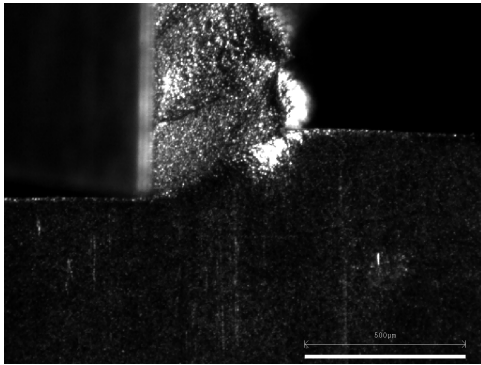


FIGURE A.25 – Copeau continu ($V_c = 100\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25\ \text{mm}$, $30\ \alpha_{nod}$)

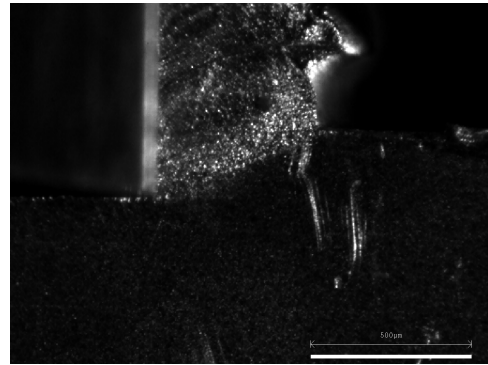


FIGURE A.26 – Copeau continu ($V_c = 100\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25\ \text{mm}$, $30\ \alpha_{nod}$)

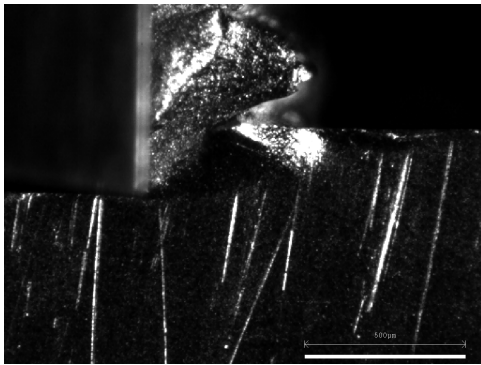


FIGURE A.27 – Copeau festonné ($V_c = 100\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25\ \text{mm}$, $30\ \alpha_{nod}$)

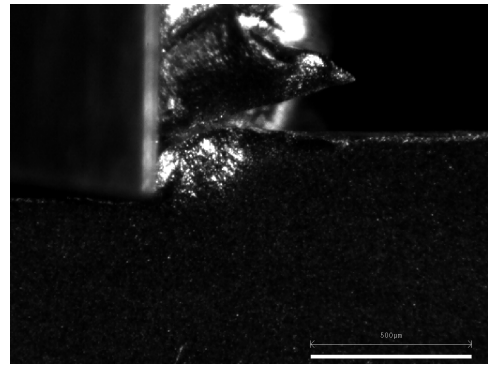


FIGURE A.28 – Copeau festonné ($V_c = 100\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25\ \text{mm}$, $30\ \alpha_{nod}$)

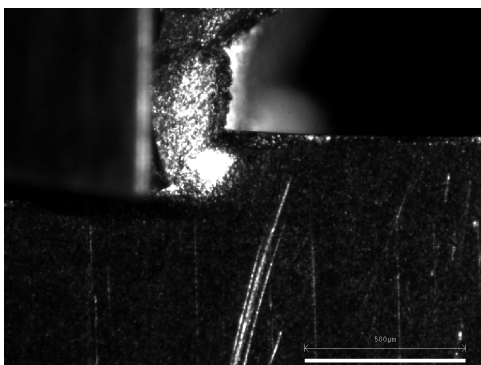


FIGURE A.29 – Copeau continu avec arête rapportée ($V_c = 100\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25\ \text{mm}$, $30\ \alpha_{nod}$)

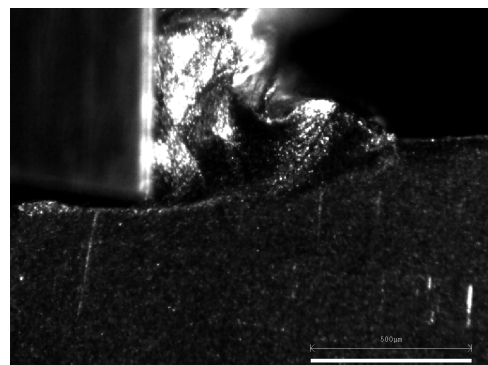


FIGURE A.30 – Copeau festonné avec arête rapportée ($V_c = 100\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25\ \text{mm}$, $30\ \alpha_{nod}$)

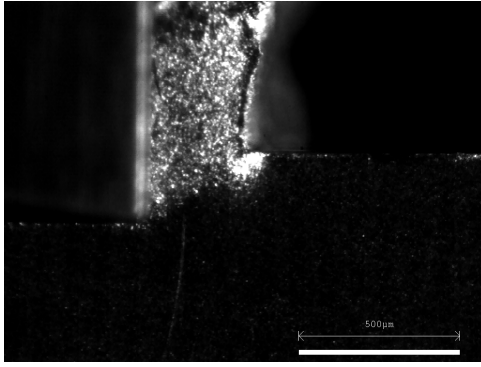


FIGURE A.31 - Copeau continu ($V_c = 50 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{nod}$)

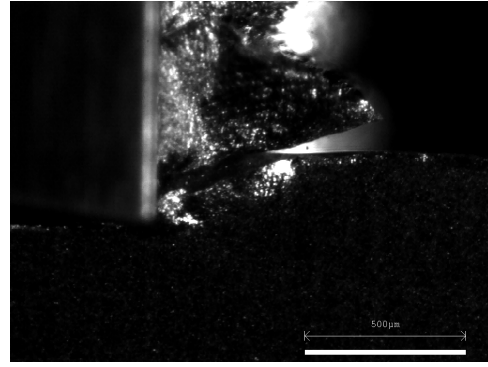


FIGURE A.32 - Copeau festonné ($V_c = 50 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{nod}$)

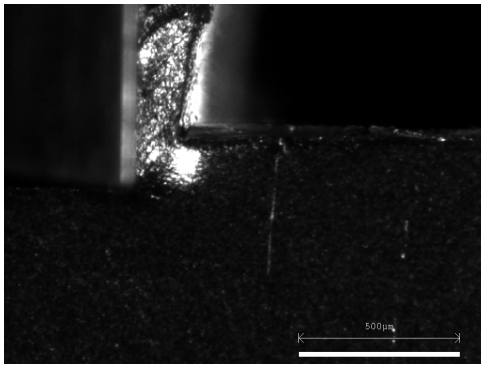


FIGURE A.33 - Copeau continu ($V_c = 200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{nod}$)

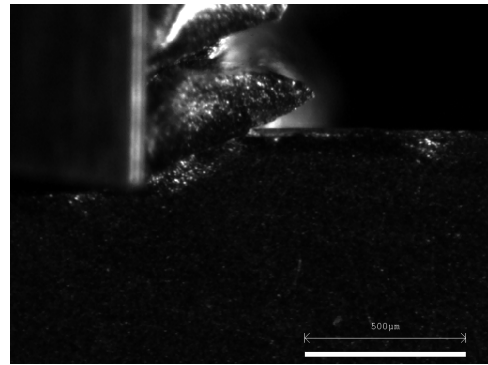


FIGURE A.34 - Copeau festonné ($V_c = 200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{nod}$)

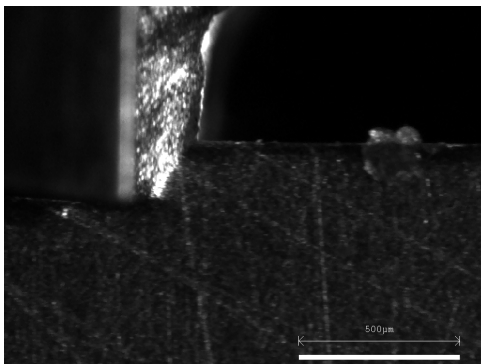


FIGURE A.35 - Copeau continu ($V_c = 400 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{nod}$)

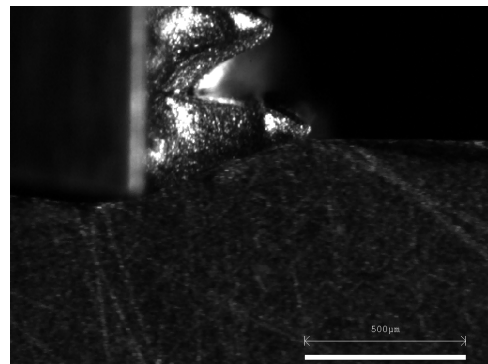


FIGURE A.36 - Copeau festonné ($V_c = 400 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{nod}$)

A.4 Morphologie de copeau pour la microstructure $30\ \alpha_{wi}$

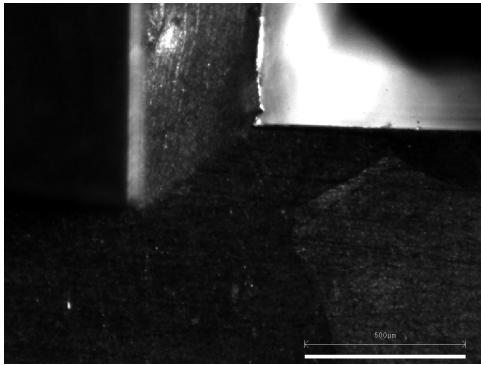


FIGURE A.37 – Copeau continu ($V_c = 100\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25\ \text{mm}$, $30\ \alpha_{wi}$)

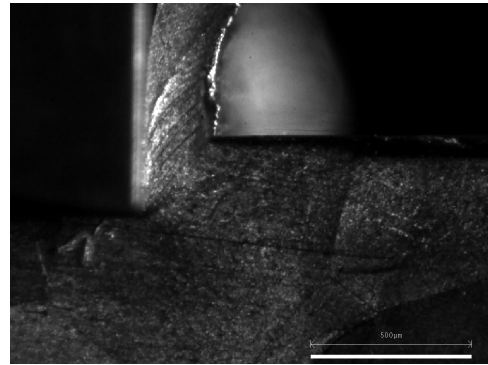


FIGURE A.38 – Copeau continu ($V_c = 100\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25\ \text{mm}$, $30\ \alpha_{wi}$)

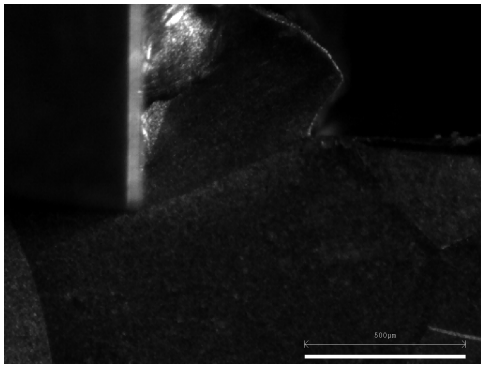


FIGURE A.39 – Variation de morphologie ($V_c = 100\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25\ \text{mm}$, $30\ \alpha_{wi}$)

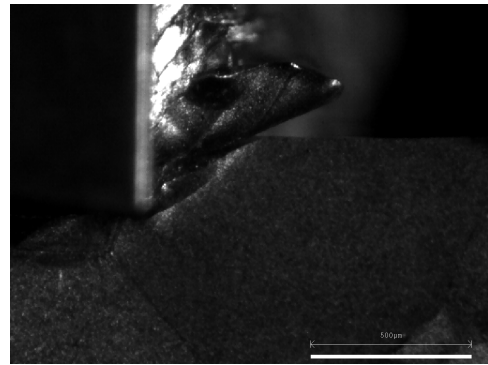


FIGURE A.40 – Copeau festonné ($V_c = 100\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25\ \text{mm}$, $30\ \alpha_{wi}$)

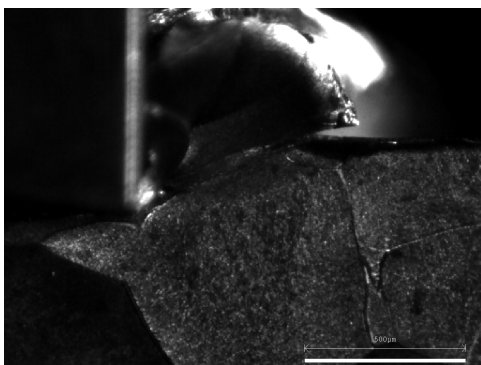


FIGURE A.41 – Copeau festonné ($V_c = 100\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25\ \text{mm}$, $30\ \alpha_{wi}$)

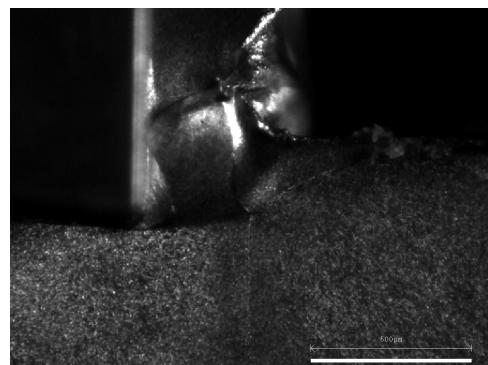


FIGURE A.42 – Copeau festonné avec arête rapportée ($V_c = 100\ \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25\ \text{mm}$, $30\ \alpha_{wi}$)

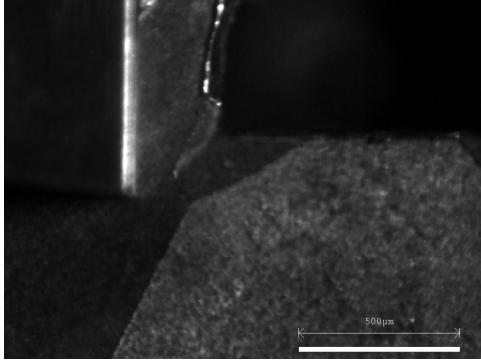


FIGURE A.43 – Copeau continu ($V_c = 50 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{wi}$)

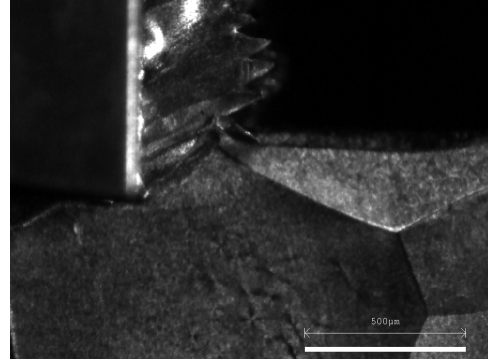


FIGURE A.44 – Copeau festonné ($V_c = 50 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{wi}$)

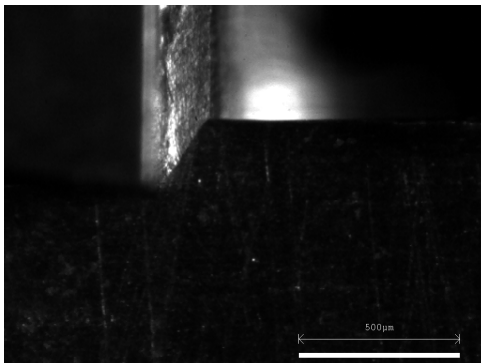


FIGURE A.45 – Copeau continu ($V_c = 200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{wi}$)

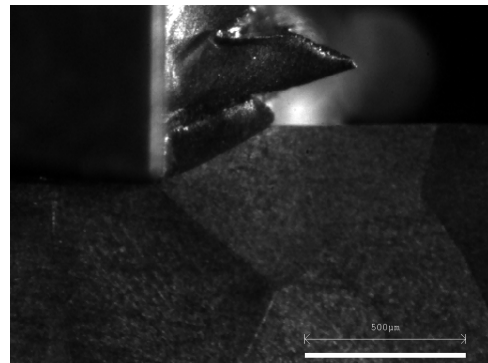


FIGURE A.46 – Copeau festonné ($V_c = 200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{wi}$)

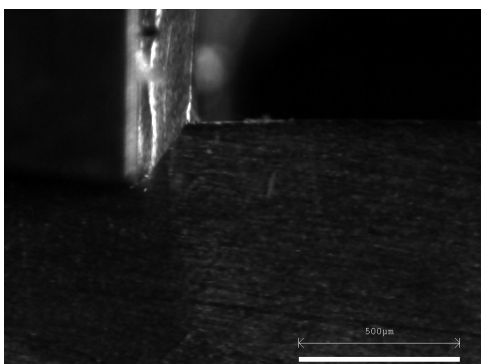


FIGURE A.47 – Copeau continu ($V_c = 400 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{wi}$)

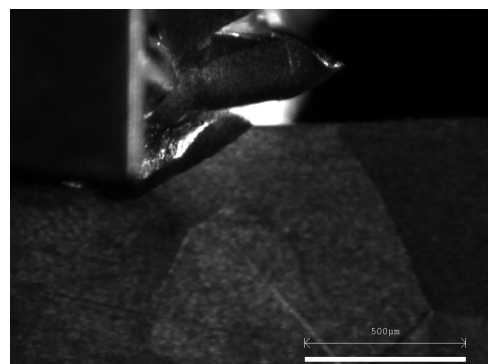


FIGURE A.48 – Copeau festonné ($V_c = 400 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $30 \alpha_{wi}$)

A.5 Morphologie de copeau pour la microstructure $55 \alpha_{wi}$

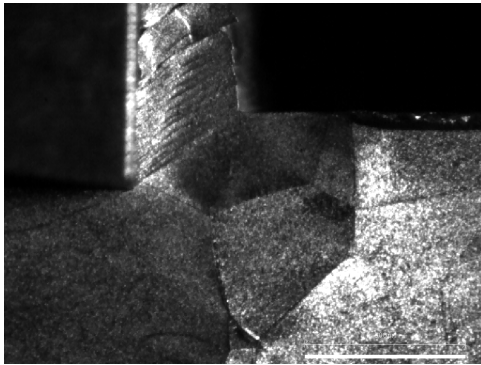


FIGURE A.49 – Copeau continu ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $55 \alpha_{wi}$)

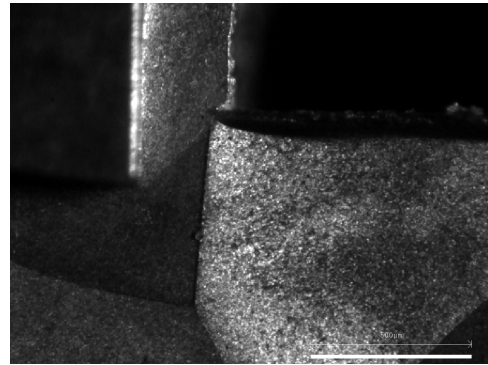


FIGURE A.50 – Copeau continu ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $55 \alpha_{wi}$)

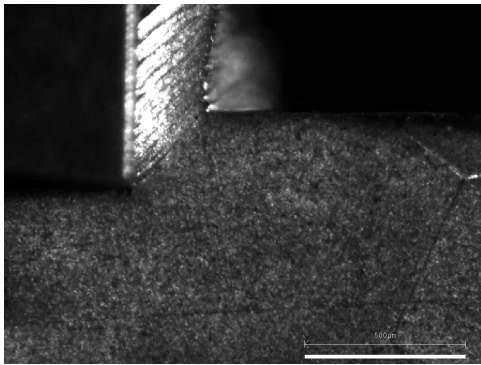


FIGURE A.51 – Copeau continu avec cisaillement rapproché ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $55 \alpha_{wi}$)

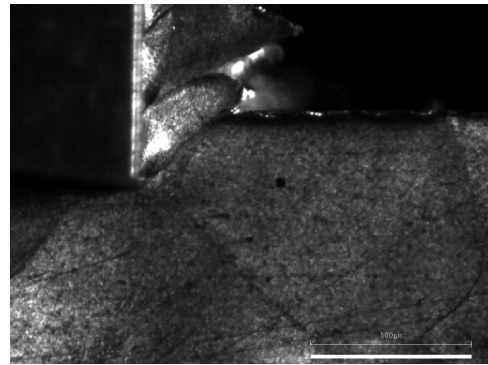


FIGURE A.52 – Copeau festonné ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $55 \alpha_{wi}$)

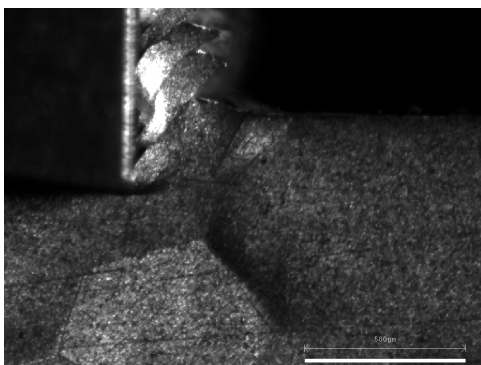


FIGURE A.53 – Copeau festonné ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $55 \alpha_{wi}$)

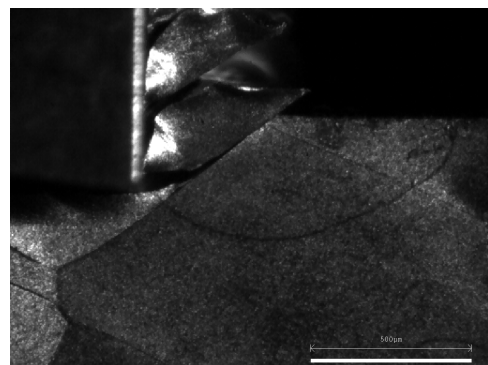


FIGURE A.54 – Copeau festonné ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $55 \alpha_{wi}$)

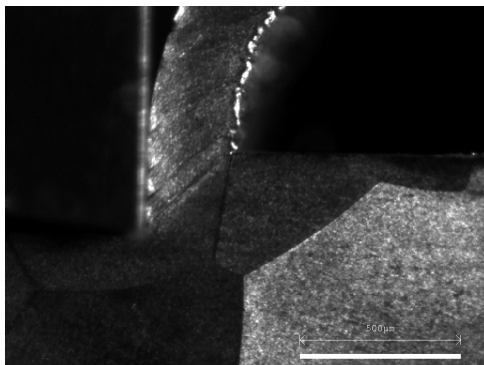


FIGURE A.55 – Copeau continu
($V_c = 50 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $55 \alpha_{wi}$)

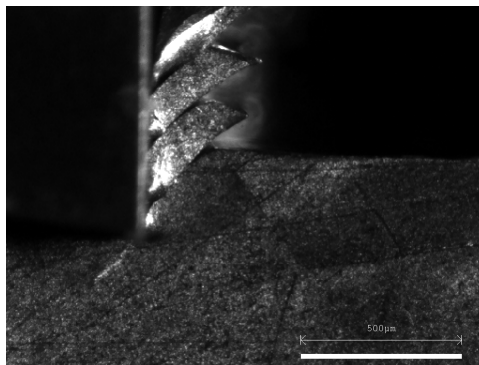


FIGURE A.56 – Copeau festonné
($V_c = 50 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $55 \alpha_{wi}$)

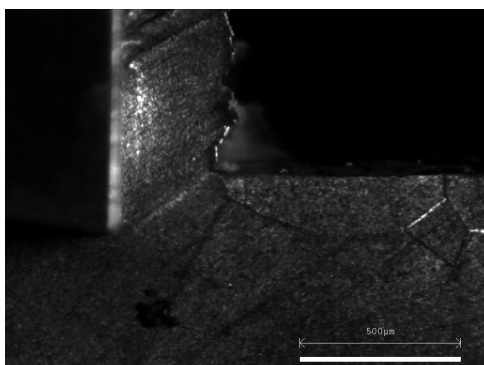


FIGURE A.57 – Copeau continu
($V_c = 200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $55 \alpha_{wi}$)

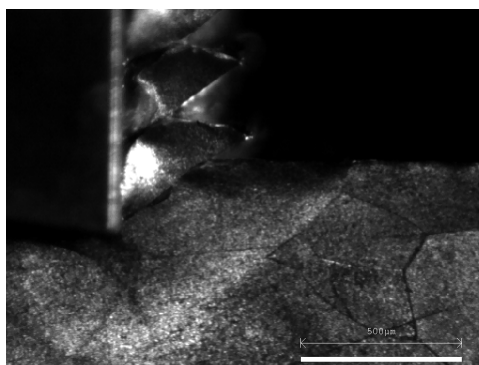


FIGURE A.58 – Copeau festonné
($V_c = 200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $55 \alpha_{wi}$)

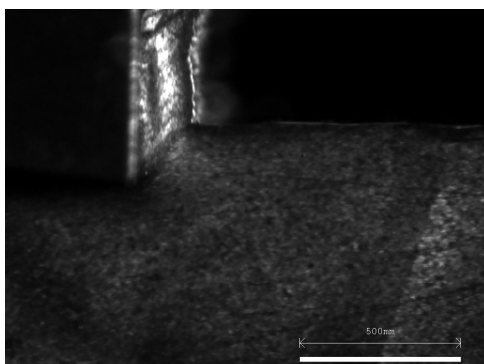


FIGURE A.59 – Copeau continu
($V_c = 400 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $55 \alpha_{wi}$)

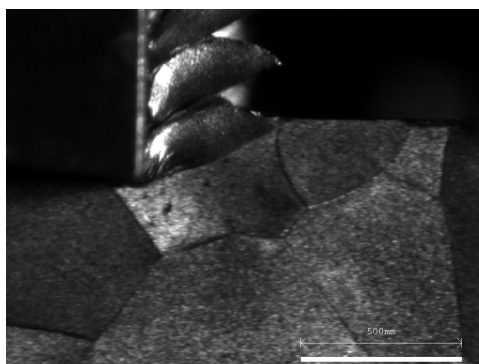


FIGURE A.60 – Copeau festonné
($V_c = 400 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $55 \alpha_{wi}$)

A.6 Morphologie de copeau pour la microstructure $55 \alpha_s$

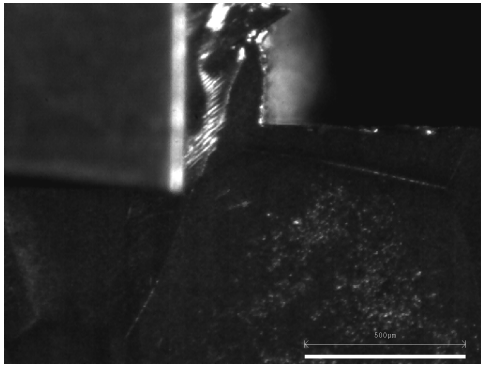


FIGURE A.61 – Copeau continu
($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $55 \alpha_s$)

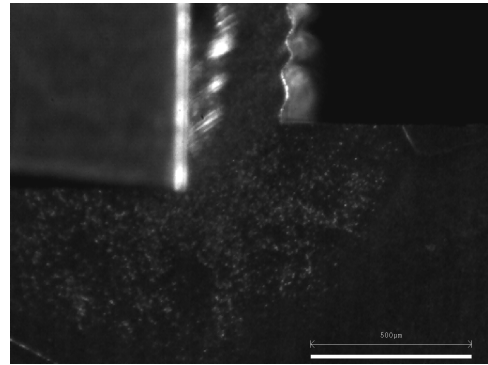


FIGURE A.62 – Copeau continu
($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $55 \alpha_s$)

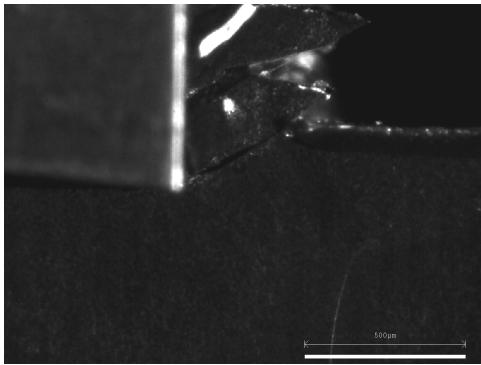


FIGURE A.63 – Copeau festonné
($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $55 \alpha_s$)

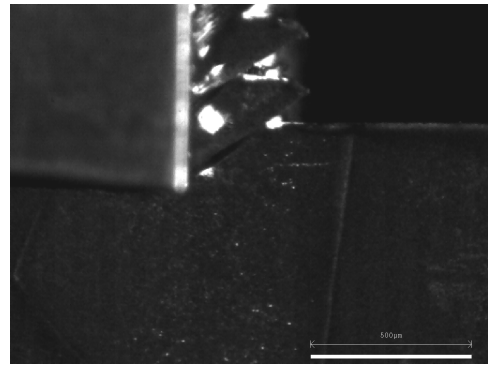


FIGURE A.64 – Copeau festonné
($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $55 \alpha_s$)

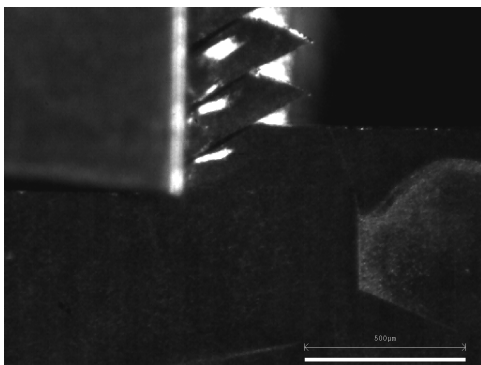


FIGURE A.65 – Copeau festonné
($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $55 \alpha_s$)

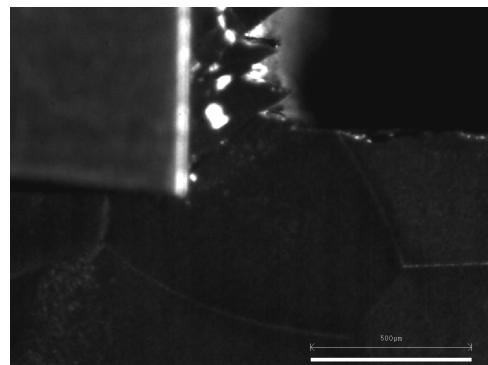


FIGURE A.66 – Copeau festonné
($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $55 \alpha_s$)

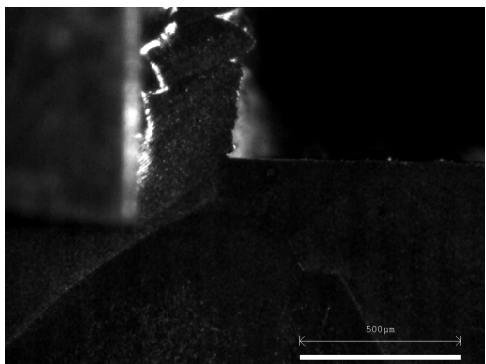


FIGURE A.67 – Copeau continu
($V_c = 50 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $55 \alpha_s$)

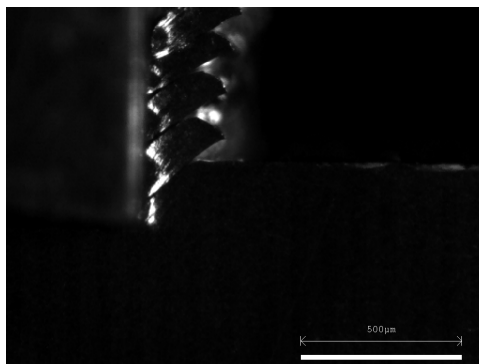


FIGURE A.68 – Copeau festonné
($V_c = 50 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $55 \alpha_s$)

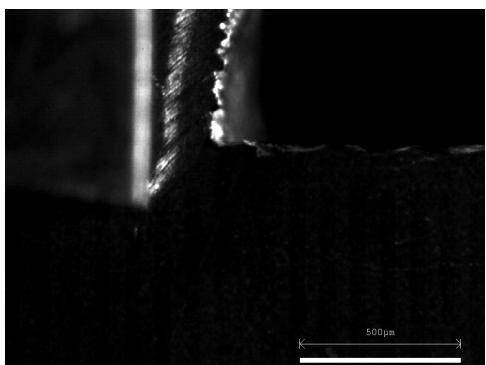


FIGURE A.69 – Copeau continu
($V_c = 200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $55 \alpha_s$)

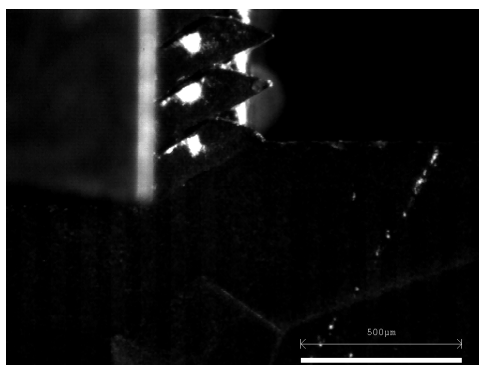


FIGURE A.70 – Copeau festonné
($V_c = 200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $55 \alpha_s$)

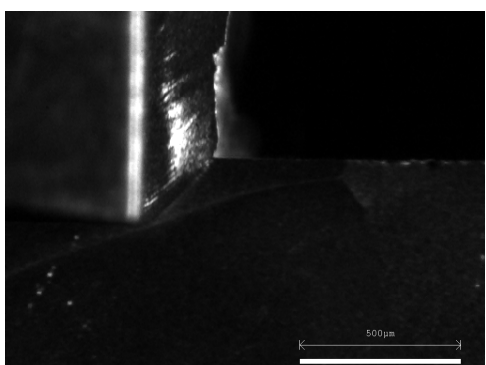


FIGURE A.71 – Copeau continu
($V_c = 400 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $55 \alpha_s$)

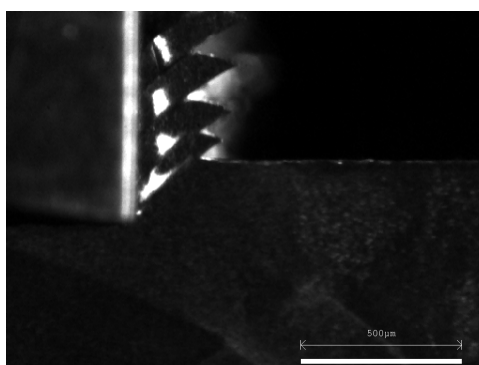


FIGURE A.72 – Copeau festonné
($V_c = 400 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, $55 \alpha_s$)

A.7 Morphologie de copeau pour la microstructure *55 bimodale*

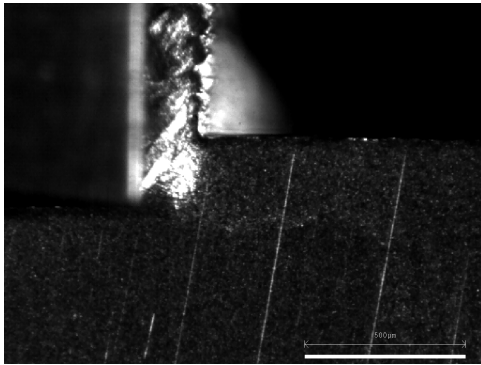


FIGURE A.73 – Copeau continu ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, *55 bimodale*)

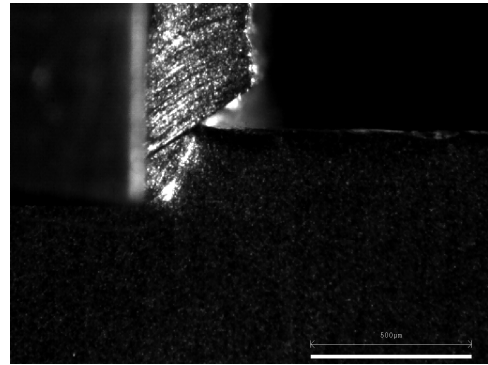


FIGURE A.74 – Copeau continu puis cisaillement ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, *55 bimodale*)

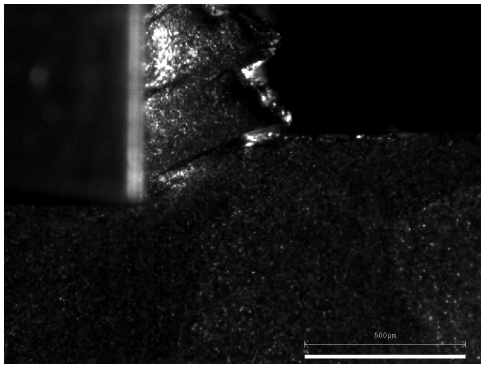


FIGURE A.75 – Copeau festonné ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, *55 bimodale*)

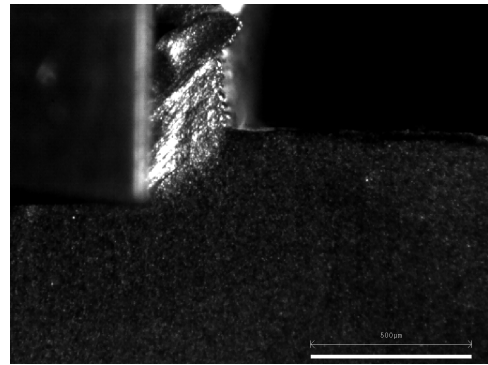


FIGURE A.76 – Copeau continu ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, *55 bimodale*)

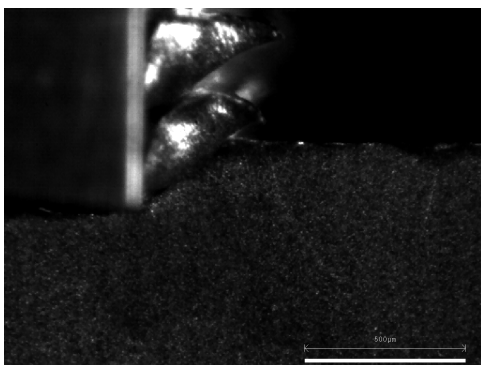


FIGURE A.77 – Copeau festonné ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, *55 bimodale*)

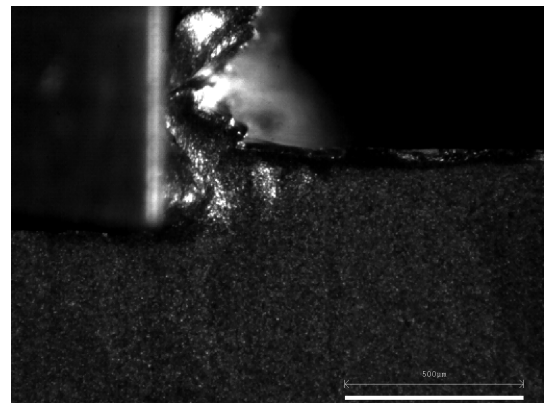


FIGURE A.78 – Copeau festonné avec arête rapportée ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, *55 bimodale*)

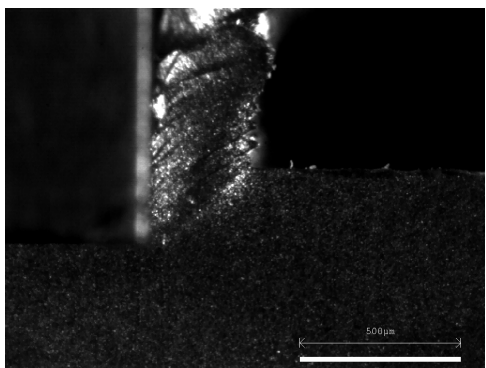


FIGURE A.79 – Copeau continu ($V_c = 50 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 55 bi-modale)

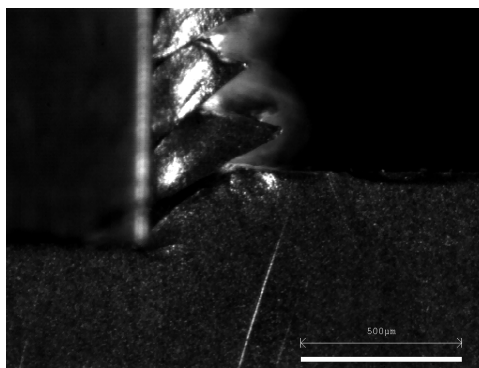


FIGURE A.80 – Copeau festonné ($V_c = 50 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 55 bi-modale)

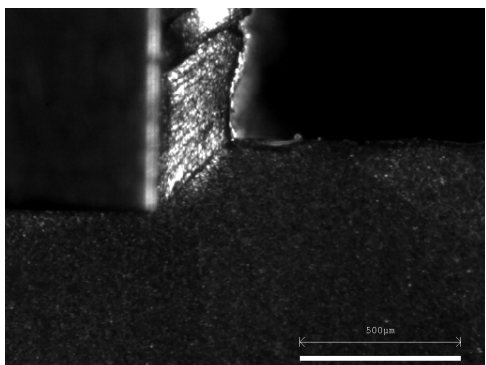


FIGURE A.81 – Copeau continu ($V_c = 200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 55 bi-modale)

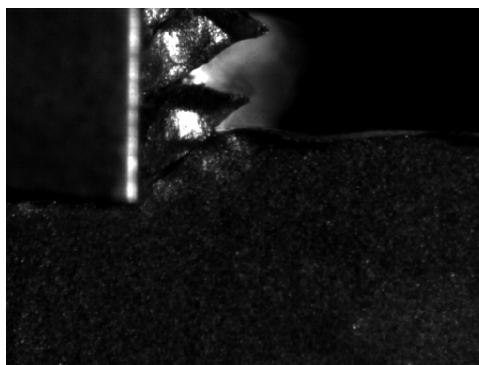


FIGURE A.82 – Copeau festonné ($V_c = 200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 55 bi-modale)

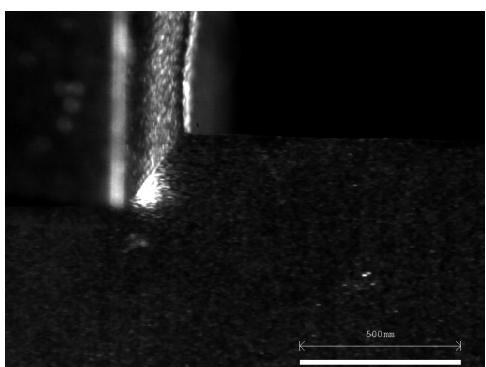


FIGURE A.83 – Copeau continu ($V_c = 400 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 55 bi-modale)

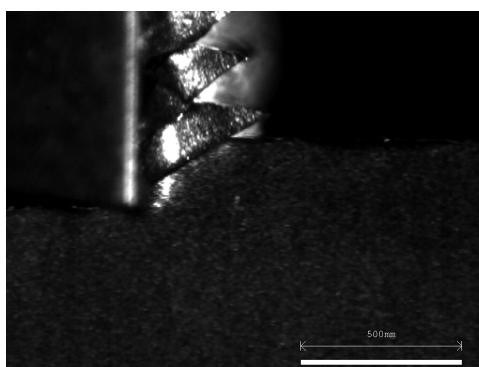


FIGURE A.84 – Copeau festonné ($V_c = 400 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, 55 bi-modale)

A.8 Morphologie de copeau pour la microstructure *brute de forgeage*

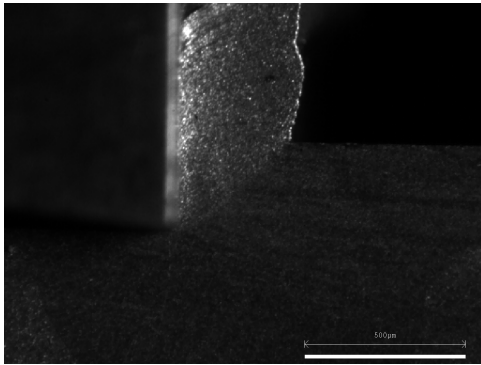


FIGURE A.85 – Copeau continu ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, *brute de forgeage*)

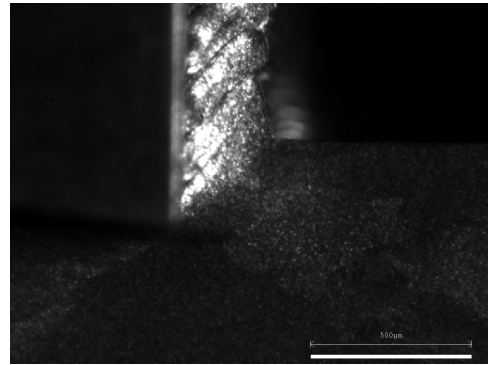


FIGURE A.86 – Copeau continu ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, *brute de forgeage*)

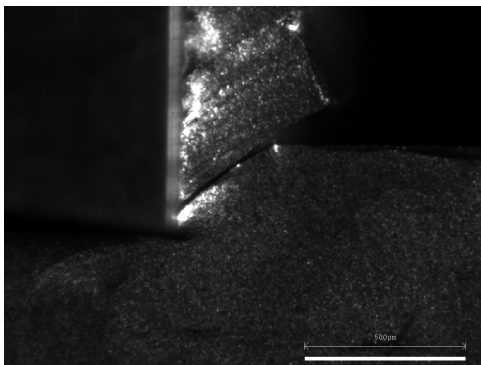


FIGURE A.87 – Copeau continu puis cisaillement ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, *brute de forgeage*)

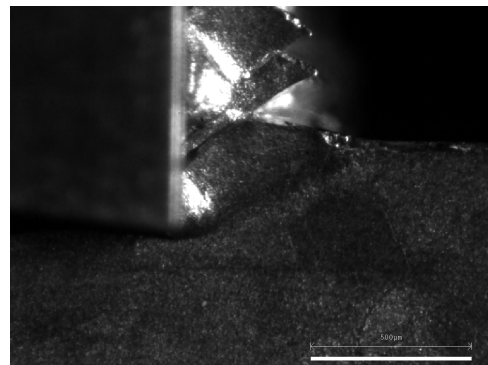


FIGURE A.88 – Copeau festonné ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, *brute de forgeage*)

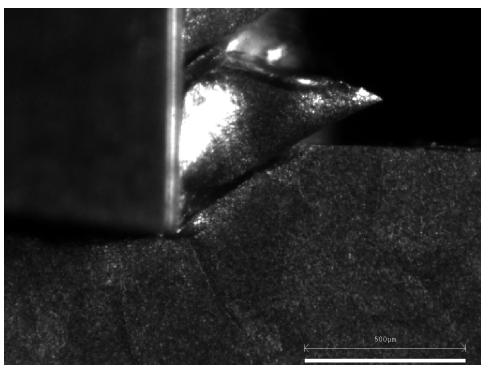


FIGURE A.89 – Copeau festonné ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, *brute de forgeage*)

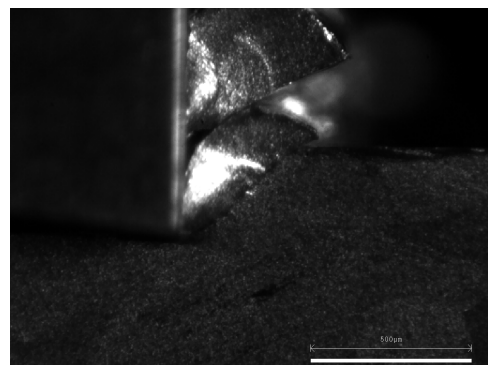


FIGURE A.90 – Copeau festonné ($V_c = 100 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, *brute de forgeage*)

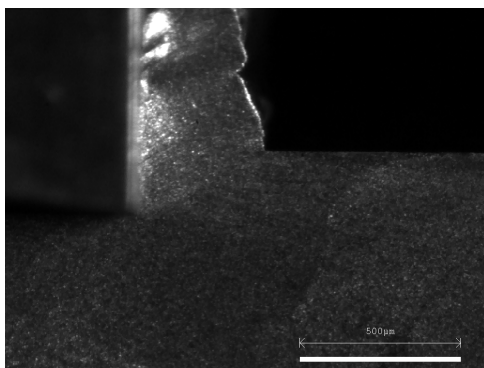


FIGURE A.91 – Copeau continu ($V_c = 50 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, *brute de forgeage*)

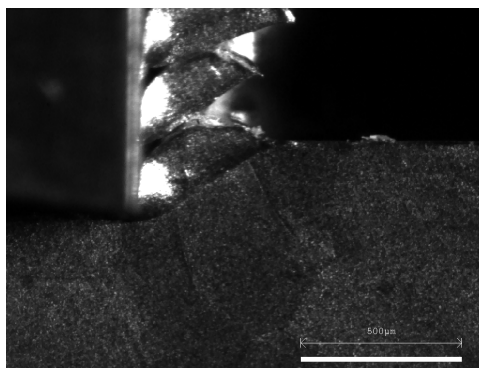


FIGURE A.92 – Copeau festonné ($V_c = 50 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, *brute de forgeage*)

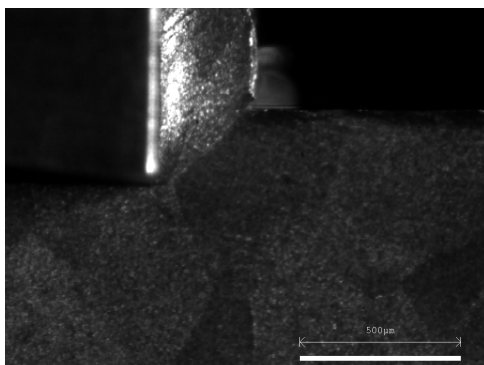


FIGURE A.93 – Copeau continu ($V_c = 200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, *brute de forgeage*)

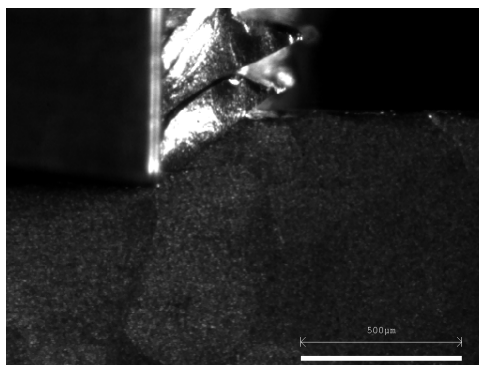


FIGURE A.94 – Copeau festonné ($V_c = 200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, *brute de forgeage*)

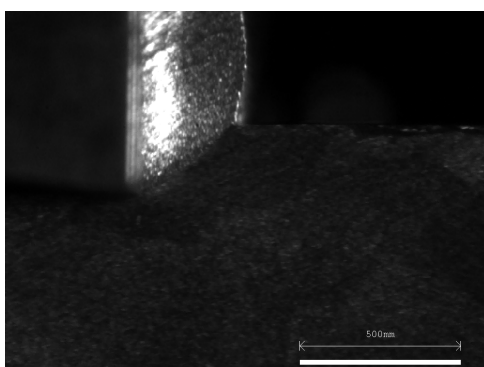


FIGURE A.95 – Copeau continu ($V_c = 400 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, *brute de forgeage*)

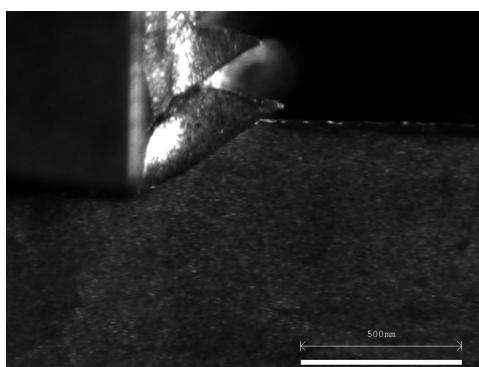


FIGURE A.96 – Copeau festonné ($V_c = 400 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $a_p = 0.25 \text{ mm}$, *brute de forgeage*)

Annexe B

Opérations utilisées par le réseau U-Net

La puissance des réseaux convolutionnels repose sur leur capacité à considérer l'information encodée dans une image dans son *contexte spatial*.

A ces fins, des opérations de convolution et de “déconvolution”¹ sont calculées. Ces opérations permettent d'isoler et de transcrire dans un espace dit “latent” les traits caractéristiques des images fournies au réseau. Cette extraction et identification des traits rend possible, contrairement aux approches par seuillage, la segmentation des images dans un cadre plus général.

Afin de comprendre la “mécanique” du fonctionnement du réseau U-Net, cette annexe fournit quelques explications et exemples des opérations individuelles nécessaires à la construction du réseau.

B.1 Convolution

Le produit de convolution entre deux matrices carrées M et K noté :

$$C = M \star K \tag{B.1}$$

où C correspond à la matrice résultante, M aux données d'entrée et K au noyau de convolution.

Les coefficients de la matrice résultante C sont obtenus grâce à la formule suivante :

$$C(i, j) = \sum_{l=s \cdot i}^{s \cdot i + k} \sum_{h=s \cdot j}^{s \cdot j + k} M(l, h) \cdot K(l - i, h - j) \tag{B.2}$$

avec k la taille de la matrice K , et s le pas de la résolution, h et l les indices associés à la zone à analyser.

La Figure [B.1](#) illustre l'opération de convolution entre deux matrices.

1. Cette appellation correspond à un abus de langage dans la communauté de l'apprentissage. L'opération menée correspond davantage à une convolution transposée.

Matrice M
taille m=4

2	8	4	6
3	5	7	5
4	1	4	7
0	2	1	4

Filtre de
convolution K
taille k=3

5	1	6
0	4	3
2	1	2

Matrice M

2 ₅	8 ₁	4 ₆	6
3 ₀	5 ₄	7 ₃	5
4 ₂	1 ₁	4 ₂	7
0	2	1	4

Matrice C

100	143
82	112

$$\begin{aligned}
 C(0,0) &= 2 \cdot 5 + 8 \cdot 1 + 4 \cdot 6 \\
 &\quad + 3 \cdot 0 + 5 \cdot 4 + 7 \cdot 3 \\
 &\quad + 4 \cdot 2 + 1 \cdot 1 + 4 \cdot 2 \\
 &= 100
 \end{aligned}$$

Matrice M

2	8 ₅	4 ₁	6 ₆
3	5 ₀	7 ₄	5 ₃
4	1 ₂	4 ₁	7 ₂
0	2	1	4

Matrice C

100	143
82	112

$$\begin{aligned}
 C(0,1) &= 8 \cdot 5 + 4 \cdot 1 + 6 \cdot 6 \\
 &\quad + 5 \cdot 0 + 7 \cdot 4 + 5 \cdot 3 \\
 &\quad + 1 \cdot 2 + 4 \cdot 1 + 7 \cdot 2 \\
 &= 143
 \end{aligned}$$

Matrice M

2	8	4	6
3 ₅	5 ₁	7 ₆	5
4 ₀	1 ₄	4 ₃	7
0 ₂	2 ₁	1 ₂	4

Matrice C

100	143
82	112

$$\begin{aligned}
 C(1,0) &= 3 \cdot 5 + 5 \cdot 1 + 7 \cdot 6 \\
 &\quad + 4 \cdot 0 + 1 \cdot 4 + 4 \cdot 3 \\
 &\quad + 0 \cdot 2 + 2 \cdot 1 + 1 \cdot 2 \\
 &= 82
 \end{aligned}$$

Matrice M

2	8	4	6
3	5 ₅	7 ₁	5 ₆
4	1 ₀	4 ₄	7 ₃
0	2 ₂	1 ₁	4 ₂

Matrice C

100	143
82	112

$$\begin{aligned}
 C(1,1) &= 5 \cdot 5 + 7 \cdot 1 + 5 \cdot 6 \\
 &\quad + 1 \cdot 0 + 4 \cdot 4 + 7 \cdot 3 \\
 &\quad + 2 \cdot 2 + 1 \cdot 1 + 4 \cdot 2 \\
 &= 112
 \end{aligned}$$

FIGURE B.1 – Opération de convolution entre une matrice M de taille $m = 4$ et un noyau K de dimension $k=3$ avec un pas de $s=1$

Pour un noyau de taille k , une matrice de dimension m et un pas s . La nouvelle matrice C obtenue est de dimension :

$$c = m - s \times \text{int} \left(\frac{k}{2} \right) \quad (\text{B.3})$$

Afin de contrer la réduction de dimension, il communément appliqué une opération dite de *padding* afin de conserver les dimensions de l'entrée. Il existe différentes techniques. Celle utilisée dans le cadre de cette étude est appelée zero-padding. Cela consiste à ajouter sur les bords de la matrice une ou plusieurs colonnes et lignes de zéro (dépendant de la taille du noyau). Pour un noyau de taille $k = 9$, il est alors nécessaire d'augmenter la dimension de 4 par conséquent sur chaque bord de la matrice deux colonnes/lignes de zéros sont ajoutées.

B.2 Normalisation par lot

Une opération de normalisation par lot est également présente au sein des réseaux de neurones convolutionnels. Cette opération permet de fixer la moyenne et l'écart-type des données respectivement à 0 et 1. Cette opération est définie par la formule suivante :

$$y = \frac{x - E(x)}{\sqrt{\text{Var}(x) + \epsilon}} \times \gamma + \beta \quad (\text{B.4})$$

où $E(x)$ représente la moyenne et $\text{Var}(x)$ l'écart-type des valeurs présentent dans le lot. ϵ est fixé à 1.10^{-5} afin d'assurer la faisabilité de l'opération. γ et β sont deux paramètres qui peuvent être optimisés et par défaut fixés respectivement à 1 et 0.

la Figure B.3 montre une opération de normalisation pour une seule matrice.

2	8	4	6
3	5	7	5
4	1	4	7
0	2	1	4

-0,85	1,78	0,03	0,91
-0,41	0,47	1,35	0,47
0,03	-1,29	0,03	1,35
-1,73	-0,85	-1,29	0,03

FIGURE B.2 – Opération de normalisation par lot avec $\epsilon=1.10^{-5}$, $\gamma=1$ et $\beta=0$

B.3 Fonction d'activation ReLu

La performance des réseaux de neurones est aussi dépendante de la fonction d'activation utilisée après l'opération de normalisation. Pour cette étude, la fonction d'activation ReLu

qui est communément utilisée, grâce à sa simplicité et son caractère linéaire, est donnée par :

$$f(x) = \begin{cases} x & x > 0 \\ 0 & \text{sinon} \end{cases} \quad (\text{B.5})$$

-0,85	1,78	0,03	0,91
-0,41	0,47	1,35	0,47
0,03	-1,29	0,03	1,35
-1,73	-0,85	-1,29	0,03

→

0	1,78	0,03	0,91
0	0,47	1,35	0,47
0,03	0	0,03	1,35
0	0	0	0,03

FIGURE B.3 – Application de la fonction d’activation ReLu sur une matrice de taille 4×4

B.4 Maxpooling

Afin de réduire la taille des tenseurs utilisés et ainsi condenser l’information, notamment pour réduire les coûts de calcul, une opération appelée de maxpooling est utilisée. Pour ce faire, un noyau d’une taille fixe k vient balayer la matrice originelle (ou augmentée par une opération de padding) selon un certain pas s . Pour chaque zone analysée par le noyau, la grandeur maximale est alors stockée dans un nouveau tenseur. Pour l’application présentée dans ce manuscrit, la taille de noyau est fixée à $k = 3$ et le pas à $s = 2$. Un zero-padding est effectué afin d’obtenir une matrice dont les dimensions sont divisées par deux par rapport à l’entrée. La Figure B.4 illustre l’opération réalisée. Chaque carré de couleur représente une zone analysée par le noyau et la valeur associée. Les valeurs en rose et en gras représentent le centre de chaque zone analysée. Les 0 en rouge correspondent à l’opération dite de zero-padding.

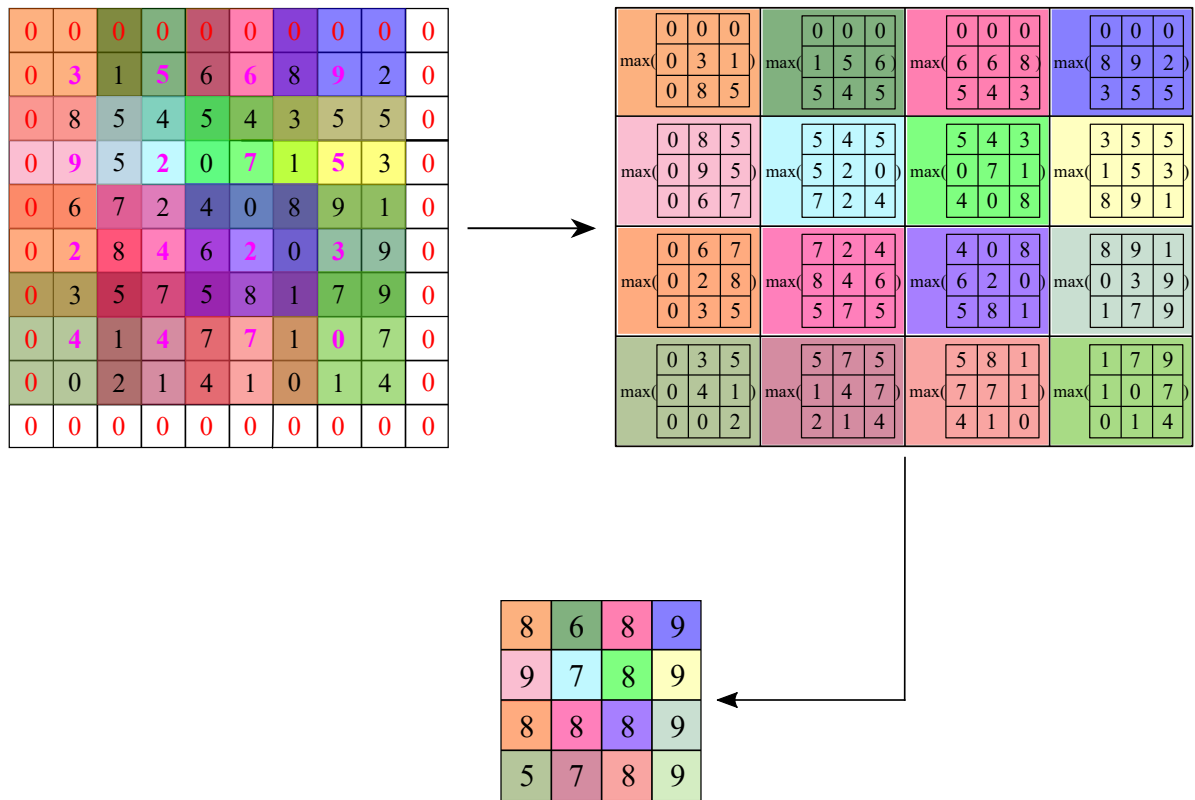


FIGURE B.4 – Opération de max-pooling pour un noyau de taille $k=3$, un pas $s=2$ et un zero-padding

B.5 Déconvolution (Convolution transposée)

Une opération dite de déconvolution ou convolution transposée est réalisée afin d'augmenter la taille des données. Cette étape est nécessaire afin de reconstruire l'image souhaitée. Elle est définie par différents paramètres d'entrée :

- La profondeur des données d'entrée conditionnant le nombre de noyaux par filtre.
- La profondeur des données en sortie déterminant alors le nombre de filtres utilisé.
- La taille des noyaux k
- Le pas s
- Le padding pad
- Le output padding pad_{out}
- Le biais

La Figure B.5 illustre cette opération pour des tenseurs d'entrée et de sortie de profondeur 1, une taille de noyau k de 3, un pas $p = 2$, un *padding* et un *output padding* égaux à 1 et un biais nul. Le *padding* s détermine le pas de la convolution. L'opération de *padding* permet de diminuer la taille de chaque dimension d'une quantité pad sur le tenseur de sortie. A l'inverse, le *output padding* permet lui d'augmenter la taille de chaque dimension d'une quantité pad_{out} d'un seul côté du tenseur de sortie.

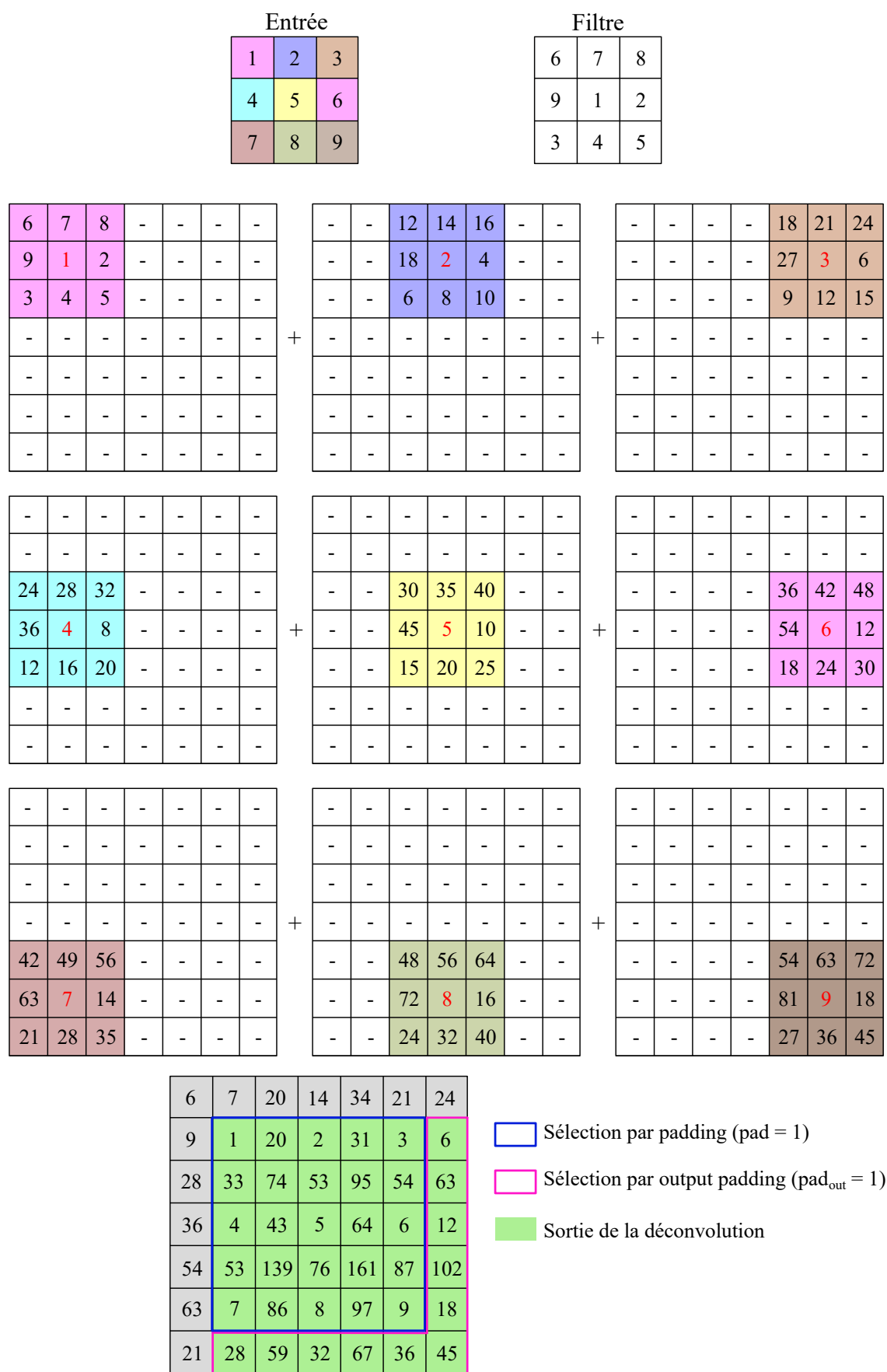


FIGURE B.5 – Opération de convolution transposée 2D pour un noyau de taille $k = 3$, un pas $s = 2$, un *padding* $pad = 1$ et un *output padding* $pad_{out} = 1$

Résumé : Les alliages de titane sont largement utilisés pour des applications aéronautiques, notamment grâce à leur importante résistance spécifique. Néanmoins, leur caractère réfractaire rend difficile la mise en forme par enlèvement de matière, engendrant une usure prématurée des outils de coupe et une intégrité de surface dégradée. Si l'optimisation de la microstructure constitue une voie d'amélioration de l'usinabilité, son rôle sur la coupe reste mal compris. Le présent travail, axé sur l'alliage de titane Ti5553, vise à mieux comprendre l'influence de la microstructure sur la formation du copeau en coupe orthogonale. Différentes microstructures, possédant des fractions, des morphologies et des tailles de particules de phase α différentes sont alors considérées. Pour chaque microstructure, des essais de coupe orthogonale sont réalisés pour plusieurs vitesses de coupe à l'aide d'un banc de rabotage instrumenté. Ce dispositif permet, à l'aide de deux caméras rapides, d'observer la formation du copeau de part et d'autre de l'échantillon et d'enregistrer les efforts en pointe d'outil. Une méthode originale d'analyse des images, basée sur une segmentation sémantique par apprentissage profond, est développée. Elle permet *in fine* d'obtenir des grandeurs représentatives de la morphologie des copeaux. L'analyse des résultats montre que leur épaisseur est d'autant plus faible que la dureté est importante. Ceci explique l'absence de relation évidente entre dureté et effort de coupe. Il est ainsi important à la fois pour une dureté élevée (limite d'écoulement importante) ou faible (épaisseur importante). Aussi, pour une microstructure, les fluctuations de l'effort de coupe sont liées à celles des caractéristiques morphologiques du copeau. Ces fluctuations sont très variables selon la microstructure considérée, la fraction de phase α étant le paramètre microstructural prépondérant.

Mots clés : alliages de titane, coupe orthogonale, microstructure, imagerie rapide, observations *in-situ*.

Abstract : Known for their high specific resistance, titanium alloys are widely used for aeronautical applications. However, they usually display poor machinability, resulting in both important tool wear and degraded surface integrity. Though microstructure optimization is one possible way of improving the machinability, its role on chip formation remains unclear. The present work, which focuses on the Ti5553, aims to improve the understanding of the influence of the microstructure on chip formation during orthogonal cutting. For this purpose, different microstructures, with varying fractions, morphologies and sizes of α phase particles, are considered. For each microstructure, orthogonal cutting tests are carried out for several cutting speeds. The experimental setup uses two high-speed cameras to observe chip formation on both sides of the sample, forces at the tool tip are also recorded. An original method, based on semantic segmentation through deep learning, is developed to analyze the images and determine indicators of the chip morphology. According to the results, the chip thickness decreases with an increasing hardness. As a result, there is no obvious relationship between cutting force and hardness. Specifically, the cutting force is high when the hardness is either high (important yield strength) or low (important chip thickness). Also, for a given microstructure, the fluctuations of the cutting force are correlated to those of the chip morphological features. These fluctuations, which depend on the considered microstructure, are mostly controlled by the α phase fraction.

Keywords : titanium alloys, orthogonal cutting, microstructure, high-speed imagery, *in-situ* observations.