



HAL
open science

Critères d'optimisation des alliages de TITane pour améliorer leur USinabilité

Christophe Ramirez

► **To cite this version:**

Christophe Ramirez. Critères d'optimisation des alliages de TITane pour améliorer leur USinabilité. Mécanique [physics.med-ph]. Ecole nationale supérieure d'arts et métiers - ENSAM, 2017. Français. NNT : 2017ENAM0006 . tel-01685501

HAL Id: tel-01685501

<https://pastel.hal.science/tel-01685501>

Submitted on 16 Jan 2018

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

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

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

Doctorat ParisTech

THÈSE

pour obtenir le grade de docteur délivré par

l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers

Spécialité " Mécanique "

présentée et soutenue publiquement par

Christophe RAMIREZ

le 14 Mars 2017

TITUS :

**Critères d'optimisation des alliages de TITane
pour améliorer leur USinabilité**

Directeur de thèse : **Gérard POULACHON**
Co-encadrement de la thèse : **Frédéric ROSSI**
Co-encadrement de la thèse : **Guénaël GERMAIN**

Jury

Mme. Elisabeth GAUTIER, Directeur de Recherche CNRS, IJL, Nancy
M. Gilles DESSEIN, Professeur des Universités, LGP, ENI de Tarbes
M. Pedro-José ARRAZOLA, Professeur des Universités, Université de Mondragon
M. Gérard POULACHON, Professeur des Universités, ENSAM, Cluny
M. Frédéric ROSSI, Maître de Conférences, ENSAM, Cluny
M. Guénaël GERMAIN, Maître de Conférences, ENSAM, Angers
M. Guillaume ABRIVARD, Docteur, Airbus Group Innovations, Bouguenais
M. Julien JOURDAN, Docteur, TIMET Savoie, Ugine
M. Rachid M'SAOUBI, Docteur, Seco Tools (U.K) Ltd, Alcester

Présidente
Rapporteur
Rapporteur
Examineur
Examineur
Examineur
Examineur
Invité
Invité

Remerciements

La thèse est, par définition, un travail personnel long de trois années, mais à y regarder de plus près, je n'aurais pas pu réaliser ce projet avec succès sans l'aide de toutes les personnes qui ont été présentes pour moi durant cette période. Ce mémoire est l'aboutissement de plus trois années de recherche intense, pour lesquelles, je souhaiterais aujourd'hui remercier tous ceux qui ont contribué à la réussite de ce projet et à ma réussite personnelle.

Je tiens à remercier tout d'abord les membres du jury :

Madame Elisabeth GAUTIER pour m'avoir fait l'honneur de présider le jury

Monsieur Pedro-José ARRAZOLA et monsieur Gilles DESSEIN pour avoir accepté de rapporter mes travaux de thèse. Merci pour vos remarques et suggestions ainsi que pour les échanges constructifs que nous avons pu avoir.

Monsieur Guillaume ABRIVARD, ingénieur-docteur chez Airbus Group Innovation pour avoir été à l'origine de ce projet.

Monsieur Julien JOURDAN et Rachid M'SABOUI pour avoir accepté de participer à cette soutenance.

Dans un second temps, je souhaite remercier toute les personnes qui ont contribué de près comme de loin à la réussite de ces travaux :

À mon directeur de thèse, Gérard POULACHON, ainsi que mes deux co-directeurs Guénaël GERMAIN et Frédéric ROSSI pour m'avoir permis de réaliser cette thèse.

À Bertrand MARCON. Même si nous nous sommes rencontrés qu'en milieu de parcours, je tenais à te remercier pour tout ce que tu as fait pour moi dans cette dernière ligne droite. Ta motivation, ton aide et tes conseils précieux m'auront permis d'aller au bout.

Un grand merci à l'ensemble du personnel de l'école qui a contribué à ce que la thèse se passe dans les meilleures conditions. Merci à tous pour votre générosité, votre bonne humeur, votre aide ainsi que pour tous les bons moments que nous avons pu passer ensemble. Merci notamment à l'ensemble du personnel technique, Pierre-Michel BARBIER, Romain BRENDLEN, Fabrice COTTIN, Gilles DELHOMME, Gilles DETROYAT, Pascal FILIPEK, Patrice HONORÉ, Mathieu LAFFAY, Romaric MASSET, Éric POLSINELLI, Christophe PRIOLET-LEFEBRE et Lucas PUTIGNY pour toute l'aide technique et le savoir que vous avez pu m'apporter. Je voulais également vous remercier pour tous les bons moments que l'on a pu partager ensemble. Je souhaite également remercier Cathy BAILLY, Yves BERNAUD, Brigitte DEMIZIEUX, Frédéric DELMAS, Évelyne DARGAUD, Christophe DELORME, Éric DUFOUR, Christophe LAPALUS, Loïc GUILLOT, Christian NECTOUX, Mickaël POTIL-

LON, Jérôme RAVAT, Thierry RIDET, Emmanuel TRUJILLO, ainsi que toutes les autres personnes que je n'aurais pas cité, pour votre support technique et pour votre disponibilité.

À l'équipe d'AMVALOR, Isabelle BORDONNET, Serge BORECKI, Benjamin BOURDAILLET, Richard CHATAIN, Bertrand COULON, Emma DE ABREU, Damien EGLI, Guillaume FALCO, Denis LAGADRILLIERE, Justine LECLERC, Pierre NAISSON et Rémy PORCHERAY pour toute l'aide que vous avez pu m'apporter.

À l'ensemble des doctorants et post-docs, anciens et présents, que j'ai pu côtoyer. J'ai une pensée particulière pour Sébastien CAMPOCASSO, Théo DORLIN, Pierre NAISSON. Merci pour vos conseils, votre aide et surtout votre soutien tout au long de ces trois années. Bonne chance à Tristan REGNIER et Johan MERZOUKI pour la fin de thèse, accrochez-vous la fin est proche.

Rachid M'SAOUBI pour m'avoir fait découvrir la recherche durant mon stage de deuxième année chez SecoTools en Suède. Si j'ai fait cette thèse, c'est en grande partie grâce à toi.

Moukrane DEHMAS, qui n'a pas pu être présent durant la soutenance, mais pour qui j'ai une pensée. Merci pour l'expertise que tu as pu m'apporter durant ce projet. Je tenais à te remercier ainsi qu'Elisabeth GAUTIER pour toutes les connaissances dans le domaine des matériaux que j'ai pu acquérir grâce à vous deux.

Yvon MILLET et Julien JOURDAN, pour la dynamique que vous avez apporté au projet. Vos suggestions et vos remarques ont fait avancer le projet et j'ai pris plaisir à travailler avec vous.

Jean-Noël LAURENT pour m'avoir fait découvrir la partie industrielle du projet à travers les essais que nous avons pu mener ensemble sur le site de Stelia Aerospace.

Enfin je souhaiterais remercier mes proches :

À ma compagne Marlène qui a su m'épauler et être à mes côtés que ce soit dans les bons comme dans les mauvais moments et pour cela je la remercie de tout mon cœur.

À mes parents Bernard et Françoise qui ont toujours su me motiver pour réussir. Si j'en suis là aujourd'hui, c'est grâce à eux et je leur en suis très reconnaissant. J'ai également une pensée pour mon frère Nicolas ainsi que tous mes proches qui ont été là pour moi.

Christophe

Table des matières

Table des matières	i
Notations	v
Introduction Générale.....	1
Contexte de l'étude.....	1
Intérêts de l'étude.....	2
I. Qualification expérimentale de l'usinabilité.....	7
1. Introduction à la métallurgie des alliages de titane et à la notion d'usinabilité.....	9
1.1. Etat de l'art : le titane et ses alliages.....	9
1.1.1. Historique du titane.....	9
1.1.2. Les différentes phases dans les alliages de titane	10
1.2. L'usinabilité.....	19
1.2.1. Définition.....	19
1.2.2. Usinabilité du titane	21
1.2.3. Formation du copeau.....	22
1.2.4. Compréhension de l'usinabilité à l'échelle microstructurale.....	25
1.2.5. Conclusion.....	30
1.3. Présentation et analyses des matériaux étudiés.....	31
1.3.1. Propriétés métallurgiques.....	31
1.3.2. Propriétés mécaniques.....	33
1.3.3. Propriétés thermiques	43
1.4. Conclusion	46
2. Étude en coupe orthogonale	49
2.1. État de l'art : la coupe des métaux	49
2.1.1. Définition	49
2.1.2. La géométrie d'outil.....	50
2.1.3. La coupe orthogonale : définition.....	50
2.2. Pré-étude de perçage	52

2.2.1.	Présentation du plan d'essai	52
2.2.2.	Analyse des résultats.....	53
2.2.3.	Conclusion.....	56
2.3.	Essais de rabotage	56
2.3.1.	Présentation des outils	56
2.3.2.	Dispositif de rabotage et conditions de coupe	58
2.3.3.	Analyse des résultats et discussion.....	60
2.4.	Conclusion	70
3.	Endommagement des outils de coupe.....	73
3.1.	État de l'art : outils de coupe et usure en usinage	73
3.1.1.	Les outils.....	73
3.1.2.	L'usure	77
3.2.	Essais d'usure en coupe continue.....	80
3.2.1.	Dispositif expérimental	80
3.2.2.	Analyse des résultats.....	83
3.2.3.	Conclusion.....	86
3.3.	Influence de la préparation d'arête sur l'usinabilité.....	87
3.3.1.	Qualification des outils de coupe orthogonale	88
3.3.2.	Conclusion.....	94
3.4.	Essais d'usure sur foret	95
3.4.1.	Présentation de l'expérimentation.....	95
3.4.2.	Analyse des essais de perçage.....	97
3.4.3.	Analyse des essais de coupe sur tube	99
3.4.4.	Conclusion.....	101
3.5.	Conclusion	102
II.	Compréhension de l'usinabilité.....	105
4.	Étude de l'usure par diffusion.....	107
4.1.	État de l'art : L'usure par diffusion des outils de coupe.....	107
4.2.	Essais de diffusion en statique	110
4.2.1.	Méthode expérimentale	110
4.2.2.	Analyse des résultats.....	112
4.3.	Comparaison avec un outil de tournage	121
4.3.1.	Analyse des résultats d'usinage.....	121

4.4.	Généralisation aux alliages Ti6Al4V $\alpha+\beta$ et au Ti6Al4V traité β	123
4.5.	Conclusion	124
5.	Développement d'un dispositif tournant de mesure de températures	127
5.1.	État de l'art : mesure des températures en usinage.....	127
5.2.	Mise en pratique de la mesure de températures en perçage.....	130
5.2.1.	Présentation du moyen de mesure	130
5.2.2.	Analyse modale du système	134
5.2.3.	Protocole expérimental	136
5.2.4.	Résultats et analyse	137
5.3.	Conclusion	145
6.	Lois de comportement et modélisation.....	147
6.1.	Introduction.....	147
6.2.	Loi de plasticité.....	149
6.2.1.	Procédure expérimentale.....	149
6.2.2.	Détermination de la loi de plasticité.....	151
6.2.3.	Conclusion.....	161
6.3.	Loi d'endommagement	161
6.3.1.	Détermination de la loi d'endommagement.....	162
6.3.2.	Conclusion.....	172
6.4.	Modélisation de l'usinage.....	173
6.4.1.	Présentation du modèle.....	173
6.4.2.	Validation du modèle.....	176
6.4.3.	Analyse des différentes configurations	177
6.5.	Conclusion	179
	Conclusions et Perspectives	181
	Conclusions.....	181
	Perspectives	184
	Références bibliographiques	187
	Annexes	I
	Table des Figures	XXIII
	Liste des Tables	XXXI

Notations

Grandeurs mécaniques, métallurgiques et thermiques des alliages de titane		
A	%	Allongement à la rupture
E	GPa	Module de Young
G	GPa	Module de cisaillement
ν	-	Coefficient de Poisson
R_m	MPa	Résistance mécanique
$R_{p0,2}$	MPa	Limite d'élasticité à 0,2%
ρ	g.cm^{-3}	Densité
Z	%	Coefficient de striction
$Al_{\text{éq}}$	%	Proportion massique en éléments alphas ou teneur en Al équivalent
$Mo_{\text{éq}}$	%	Proportion massique en éléments bêtas ou teneur en Mo équivalent
α_I	-	Phase alpha primaire
α_{II}	-	Phase alpha secondaire
α'	-	Phase martensitique de structure hexagonale
α_2	-	Phase α_2 fragile (α_2 - Ti_3Al)
β_m	-	Phase β métastable
f_β	%	Proportion de phase β
α	$\text{m}^{-1}.\text{°C}^{-1}$	Coefficient de dilatation linéique
C_p	$\text{J.kg}^{-1}.\text{K}^{-1}$	Chaleur spécifique
λ	$\text{W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$	Conductivité thermique
T_β	°C	Température de transus bêta
T_{fus}	°C	Température de fusion (liquidus)
Géométrie d'outil		
P_r	-	Plan de référence
P_s	-	Plan d'arête principale
P_s'	-	Plan d'arête secondaire
P_f	-	Plan de travail conventionnel
P_o	-	Plan orthogonal
P_n	-	Plan normal à l'arête
α_i	Degré	Angle de dépouille dans le plan P_i avec $i = o, f$ ou n
β_i	Degré	Angle de taillant dans le plan P_i avec $i = o, f$ ou n
γ_i	Degré	Angle de coupe dans le plan P_i avec $i = o, f$ ou n
r_β	μm	Rayon d'arête
r_ϵ	mm	Rayon de bec
ϵ_r	Degré	Angle de pointe dans le plan P_r
λ_s	Degré	Angle d'inclinaison d'arête dans le plan P_s
κ_r	Degré	Angle de direction d'arête dans le plan P_r
κ_r'	Degré	Angle de direction d'arête secondaire dans le plan P_r

Paramètres de coupe		
f	mm.tr^{-1}	Avance
f_z	$\text{mm.tr}^{-1}.\text{dent}^{-1}$	Avance par dent
V_c	m.min^{-1}	Vitesse de coupe
V_{cop}	m.min^{-1}	Vitesse du copeau
b	mm	Largeur de coupe (cas d'une arête rectiligne)
Φ	Degré	Angle de cisaillement
h	mm	Épaisseur de copeau non déformé
h_c	mm	Épaisseur effective du copeau
ZCP	-	Zone de cisaillement primaire
ZCS	-	Zone de cisaillement secondaire
ZCT	-	Zone de cisaillement tertiaire
F_c	N	Effort lié à la vitesse de coupe
F_f	N	Effort lié à la vitesse d'avance

Paramètres de diffusion		
d_i	m	Front de diffusion
D_i	$\text{m}^2.\text{s}^{-1}$	Coefficient de diffusion de l'espèce i
D_0	$\text{m}^2.\text{s}^{-1}$	Facteur de fréquence (appelé également facteur pré-exponentiel)
j_i	$\text{s}^{-1}.\text{m}^{-2}$	Vecteur de densité de courant de particules i
P_{four}	mbars	Pression dans la chambre du four
Q	J.mol^{-1}	Énergie d'activation thermique
R	$\text{J.mol}^{-1}.\text{K}^{-1}$	Constante des gaz parfaits ($8,3144621 \text{ j.mol}^{-1}.\text{K}^{-1}$)
T_{maint}	°C	Température de maintien
t_{maint}	h	Temps de maintien
V_{chauffe}	°C.s ⁻¹	Vitesse de montée en température du four
$V_{\text{refroi.}}$	°C.s ⁻¹	Vitesse de refroidissement du four

Introduction Générale

Contexte de l'étude

L'usinage est une technique de mise en forme très ancienne, utilisée depuis des centaines d'années. L'intérêt pour l'usinage par enlèvement de copeaux a pris de l'ampleur au XIX^e et XX^e siècle avec la révolution industrielle. L'arrivée de nouvelles sources d'énergies (hydraulique, vapeur) a permis de créer des machines-outils plus performantes qui nécessitent le développement de nouveaux outils capables de résister aux efforts et aux températures de coupe générés par l'usinage. La découverte des outils en ARS par Robert Mushet en 1860 et les travaux de Taylor en 1907 [Taylor 07] marquent le début de la révolution dans l'usinage. L'arrivée de nouveaux outils de coupe (ARS, Carbure, Céramique, cBN, PCD, etc.) ainsi que l'Usinage Grande Vitesse (UGV) ont permis des avancées considérables en termes de temps et de coût de production.

Aujourd'hui les problématiques de la coupe sont totalement différentes de celles d'hier. Les exigences environnementales et économiques impliquent d'utiliser de nouveaux matériaux. Dans le cas de l'industrie aéronautique, la fabrication des moteurs et des structures aéronautiques nécessite l'élaboration de matériaux ayant des résistances mécanique et thermique élevées. Ces nouveaux matériaux engendrent cependant de nouveaux problèmes d'usinage. L'utilisation notamment de matériaux réfractaires comme les alliages à base de titane, nickel, cobalt ou des matériaux composites entraînent des coûts de fabrication conséquents.

La problématique d'usinage de ces matériaux est d'autant plus importante que ces matériaux sont généralement utilisés en « sandwich ». Les conditions de coupe d'un matériau à un autre varient fortement. Si on prend l'exemple du cas d'un empilage CFRP/Ti6Al4V, les vitesses de coupe préconisées en perçage sont de l'ordre de 100 et 10 m.min⁻¹ respectivement pour le CFRP et le Ti6Al4V et pour 0.05 et 0.15 mm.tr⁻¹ d'avance [Bonnet 10]. Ces écarts de vitesse induisent différentes problématiques propres à chaque couple outil-matière comme le montre la Figure 0.1. L'enjeu actuel des entreprises est donc de trouver un compromis entre les divers paramètres (géométrie et matériau des outils, conditions de coupe, composition du matériau usiné, etc.) afin d'améliorer l'usinabilité de ces assemblages et de réduire les coûts. Pour ce faire, il est important de comprendre les phénomènes qui régissent l'usinage de chacun de ces matériaux indépendamment l'un de l'autre. C'est dans ce cadre que s'inscrit ce projet.

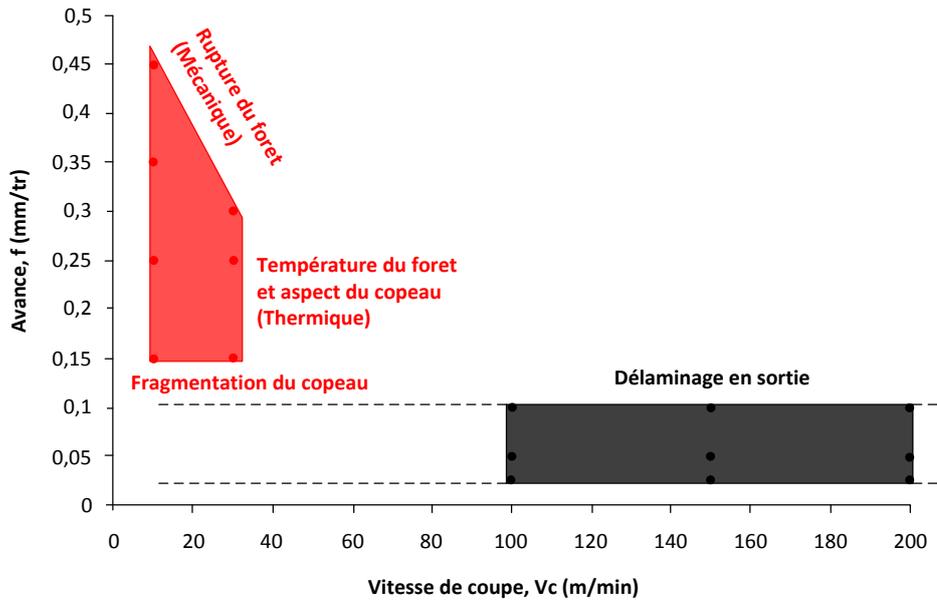


Figure 0.1 - Comparaison des domaines de coupe et des problématiques rencontrées entre le Ti6Al4V et le CFRP [Bonnet 10].

Intérêts de l'étude

Le projet TITUS (Critères d'optimisation des alliages de **TIT**ane pour améliorer leur **US**inabilité) a été mis en place afin de répondre à cette démarche globale de maîtrise des coûts d'usinage tout en respectant les spécifications sur la qualité de la pièce imposées par AIRBUS. Le projet, financé par l'ANR, regroupe différents partenaires industriels et académiques figurant sur la Figure 0.2 : Airbus Group Innovations entreprise ayant exprimé le besoin, Stelia Aerospace, filiale d'Airbus, étant en appui du projet pour la réalisation d'essais en conditions industrielles, TIMET Savoie pour l'approvisionnement en matière première, SecoTools pour la fourniture des outils, l'Institut Jean Lamour pour la caractérisation métallurgique des matériaux étudiés et enfin l'ENSAM (les laboratoires LaBoMaP à Cluny et LAMPA à Angers) pour effectuer respectivement les essais d'usinage et la mise en place d'un modèle numérique. Pour coordonner les différentes parties, le projet a été divisé en 5 tâches (Figure 0.3) bien distinctes dans lesquelles les différents partenaires sont intervenus. La tâche 0, qui correspond au pilotage et à la coordination du projet, a été confiée à Airbus Group Innovations. La tâche 1 correspond à la caractérisation thermo-mécano-métallurgique des trois alliages étudiés. En parallèle de cette tâche, la tâche 2 a été mise en place afin de quantifier et identifier les sollicitations thermomécaniques issues d'essais de coupe orthogonale. Les deux premières tâches permettant ainsi d'alimenter la tâche 3 qui s'attache à la détermination des lois de comportement ainsi que la tâche 4 qui s'attardera à la mise en place d'un modèle numérique et à la réalisation d'essais de perçage pour valider les résultats obtenus lors des tâches précédentes. La tâche 5 est l'étude technico-économique qui sera réalisée par Stelia. Dans le cadre du projet, la thèse s'intéressera aux actions menées dans les tâches 1, 2, 3 et 4.

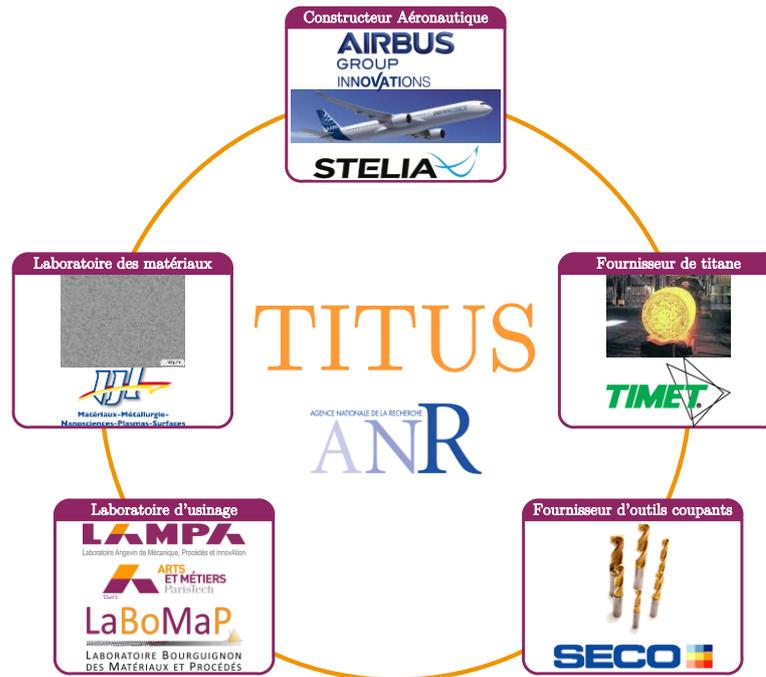


Figure 0.2 - Partenaires du projet TITUS.

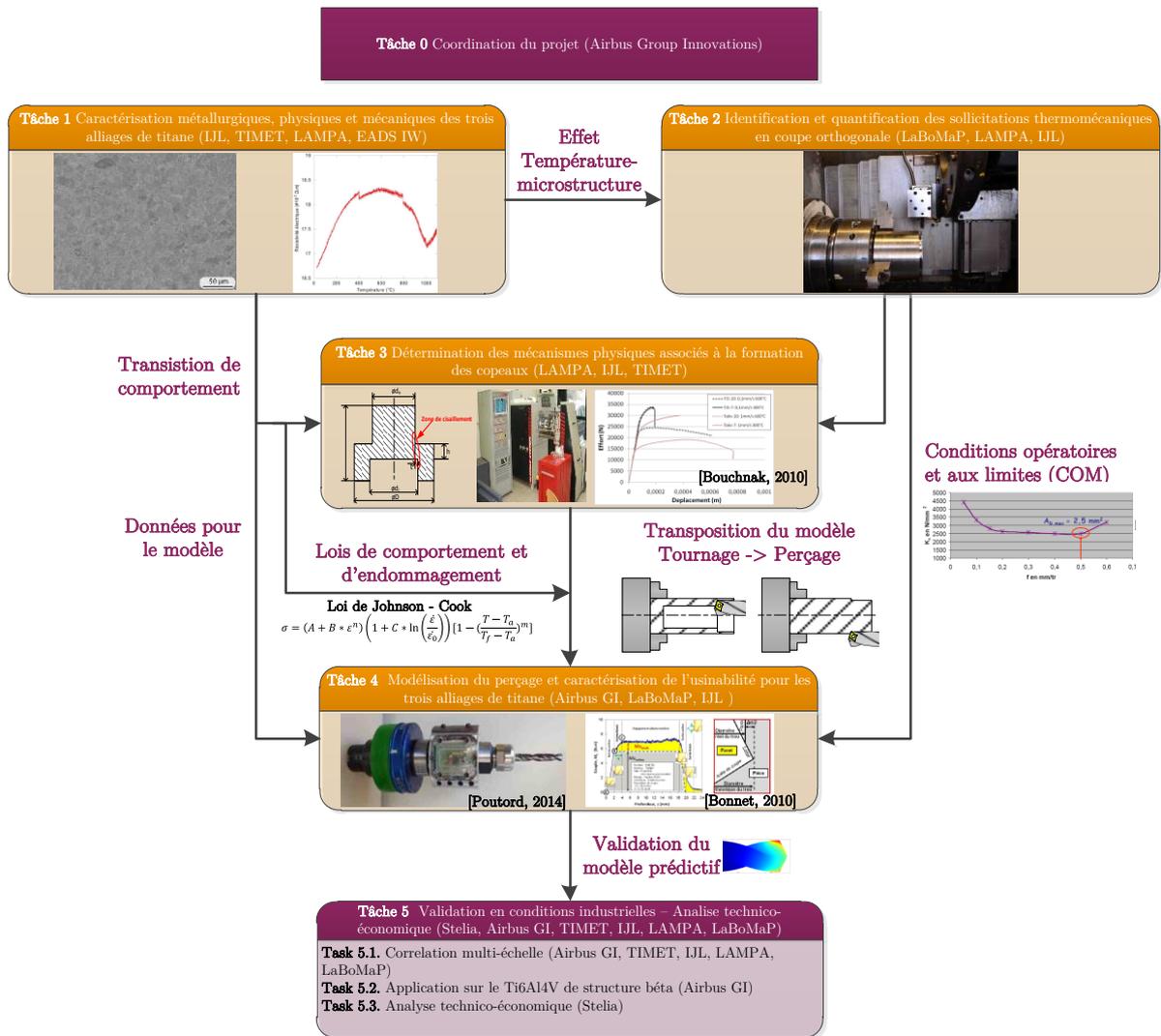


Figure 0.3 - Répartition des tâches du projet TITUS.

L'objectif de ces travaux de thèse est donc de pouvoir comprendre les phénomènes physiques qui régissent l'usinabilité des différents alliages de titane afin de pouvoir créer un modèle numérique capable de prédire cette usinabilité. Des travaux sur l'usinabilité ont déjà été réalisés auparavant et ils ont montré que la composition chimique et les traitements thermomécaniques influencent énormément les capacités d'un titane à être usiné. Il faut notamment citer les travaux de Bouchnak sur l'étude de l'usinabilité du Ti6Al4V et du Ti555-3 [Bouchnak 10] ainsi que les travaux d'Armendia [Armendia et al. 10] et Khanna [Khanna et al. 13, 12] qui ont porté sur les mêmes matériaux que ceux étudiés dans cette thèse (Ti6Al4V $\alpha+\beta$, Ti6Al4V traité β et Ti54M).

Ce mémoire est composé de deux parties, toutes deux constituées de trois chapitres. La première partie est consacrée à la qualification expérimentale de l'usinabilité de trois alliages de titane tandis que la seconde partie apportera une compréhension de l'usinabilité par rapport aux données de la première partie.

Le premier chapitre fait tout d'abord un état de l'art de la métallurgie des alliages de titane afin de montrer toute la complexité de mise en œuvre et de mise en forme de ces matériaux. La seconde partie de l'état de l'art présentera les résultats des études qui ont pu traiter de l'usinabilité. Cette partie montrera que des lacunes existent toujours quant à l'étude de l'usinabilité des matériaux et notamment sur l'effet de la microstructure des matériaux. Enfin le chapitre s'attardera à présenter les matériaux avec notamment leurs caractéristiques mécaniques, thermiques et métallurgiques qui auront été étudiées dans le cadre de la tâche 1.

Le second chapitre débute par une pré-étude de perçage qui permet de quantifier l'usinabilité des trois matériaux les uns vis-à-vis des autres en termes d'effort de coupe. Pour aller plus loin dans l'étude et arriver à quantifier les phénomènes de façon simple, une étude de rabotage est présentée afin d'étudier plus finement d'autres paramètres d'usinabilité tels que les températures de coupe, mais aussi la formation du copeau, étudiée post-mortem et in-situ durant l'essai à l'aide d'une caméra rapide.

L'étude faite en rabotage dans le chapitre 2 ne permet pas de répondre de manière précise à la problématique puisque ce n'est pas une opération d'usinage, dites de coupe continue, comme peuvent l'être le tournage ou le perçage, qui est l'opération finale visée dans ce projet. C'est pourquoi un troisième chapitre s'est intéressé à l'usure des outils carbure durant l'usinage de titane en coupe continue. Une première partie a été réalisée avec les outils de coupe orthogonale conçus pour cette étude. Enfin une seconde partie s'est intéressée à l'usure des forets en perçage avec l'étude de l'évolution de la formation du copeau qui a été étudiée de manière originale à l'aide de la caméra rapide précédemment utilisée dans le chapitre 2.

Le chapitre 4, premier chapitre de la seconde partie qui concerne la compréhension de l'usinabilité, traite de l'usure par diffusion des outils en carbure durant l'usinage du titane. Une méthode innovante a été utilisée pour étudier l'usure par diffusion de l'outil avec du Ti54M. L'analyse des échantillons a été réalisée à l'aide de moyens usuels comme l'analyse EDS (Energy Dispersive Spectroscopy) du MEB (Microscope Électronique à Balayage) mais également à l'aide d'une microsonde de Castaing, technique très rarement utilisée (voire jamais) dans le domaine de l'usinage pour étudier l'usure par diffusion des éléments. Cette technique permet de quantifier la diffusion qui s'est produite à l'interface outil carbure WC-Co/titane. Une généralisation a ensuite été faite aux deux autres alliages de titane.

Le chapitre 5 met en pratique l'étude thermique du perçage à l'aide d'un capteur embarqué sur la broche, développé pendant ces travaux de thèse. Celui-ci permet de mesurer les températures de coupe durant le perçage à l'aide de thermocouples embarqués, placés derrière l'arête du foret. L'étude s'intéresse à l'influence des paramètres de coupe (V_c , f) sur les températures.

Le sixième et dernier chapitre de ce mémoire traite des actions menées dans les tâches 3 et 4. La première partie de ce chapitre s'intéresse à l'étude de la loi de comportement avec une étude de la loi de plasticité puis une étude sur la loi d'endommagement des matériaux. Ces deux lois sont nécessaires pour mettre en place le modèle numérique qui est présenté dans la deuxième partie de ce chapitre. L'étude de ces lois permet de mettre en évidence des différences entre les matériaux. Enfin la modélisation réalisée grâce à ces lois permet de montrer la complexité de modéliser le comportement et l'usinage de l'alliage Ti6Al4V traité β en raison de son hétérogénéité et de la taille des grains. Une modélisation du type matériau isotrope homogène n'est alors pas adaptée à ce matériau. La modélisation permet également de montrer que la géométrie d'outil ainsi que la vitesse de coupe sont les principaux paramètres de pilotage des différentes variables étudiées (formation du copeau, efforts et températures de coupe, localisation de la déformation, etc.)

Partie 1

Qualification expérimentale de l'usinabilité

Chapitre 1

Introduction à la métallurgie des alliages de titane et à la notion d'usinabilité

Sommaire

1.1.	Etat de l'art : le titane et ses alliages	9
1.1.1.	Historique du titane.....	9
1.1.2.	Les différentes phases dans les alliages de titane	10
1.2.	L'usinabilité	19
1.2.1.	Définition.....	19
1.2.2.	Usinabilité du titane	21
1.2.3.	Formation du copeau.....	22
1.2.4.	Compréhension de l'usinabilité à l'échelle microstructurale.....	25
1.2.5.	Conclusion	30
1.3.	Présentation et analyses des matériaux étudiés.....	31
1.3.1.	Propriétés métallurgiques	31
1.3.2.	Propriétés mécaniques	33
1.3.3.	Propriétés thermiques	43
1.4.	Conclusion	46

1.1. Etat de l'art : le titane et ses alliages

1.1.1. Historique du titane

Le titane est un élément métallique, de symbole Ti et de numéro atomique 22, découvert en 1791 par le révérend William Gregor. Ce métal ne fut identifié que quatre ans plus tard par Martin Heinrich Klaproth professeur de chimie analytique à l'Université de Berlin. Il lui donna son nom actuel de « Titane », tiré de la mythologie grecque.

Bien que l'Américain Matthew Albert Hunter fut le premier à produire du titane pur à 99% en 1810, il faut attendre 1939 pour que le procédé de fabrication industrielle de titane soit mis en œuvre par Wilhelm Justin Kroll grâce à une réduction du $TiCl_4$ avec du magnésium.

De nos jours, le titane est un matériau en pleine expansion. En effet, ses hautes caractéristiques mécaniques et sa bonne résistance à la corrosion lui permettent d'être utilisé dans de nombreux domaines tels que les secteurs sous-marin, automobile, aéronautique, spatial et médical (bio compatibilité).

1.1.2. Les différentes phases dans les alliages de titane

1.1.2.1. Le titane pur

La Figure 1.1 présente les deux formes cristallographiques sous lesquelles le titane pur peut exister. À température ambiante, le titane pur se trouve sous une forme cristallographique hexagonale pseudo-compacte appelée phase α . À partir de 882°C, qui correspond à la température de transus β (T_β), la structure hexagonale pseudo-compacte (hcp) se transforme en structure cristallographique cubique (bcc) centrée, dénommée phase β . La transformation permettant de passer d'une structure à une autre est une transformation allotropique de type martensitique. Les paramètres de mailles des deux structures sont donnés dans la Table 1.A.

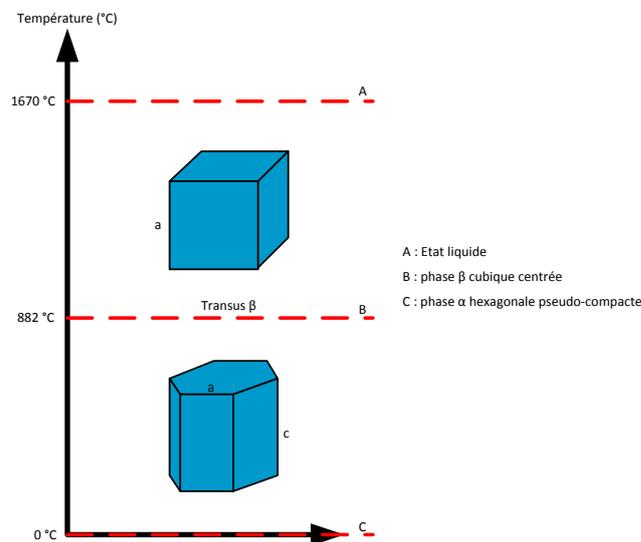


Figure 1.1 - Cristallographie du titane d'après [Combres 13].

Matériau	a	c	c/a
Structure hexagonale pseudo-compacte	0.285 nm	0.468 nm	1.63
Structure cubique centrée	0.33 nm	-	-

Table 1.A - Paramètres cristallins [Combres 13].

1.1.2.2. Les alliages de titane

Ce n'est qu'à partir de 1939, grâce au procédé mis au point par Kroll, que la production industrielle de titane démarra. En effet, ce procédé a permis de produire du titane de façon sûre et économique. Le besoin en titane a augmenté très rapidement, notamment grâce à l'arrivée des alliages au début des années 50, qui ont permis d'obtenir des matériaux avec de bonnes caractéristiques physiques et mécaniques, ainsi qu'une densité plus faible que l'acier (60% de la densité de l'acier). Les caractéristiques varient selon la teneur en éléments

d'addition. Les premiers alliages à avoir été utilisés sont le Ti6Al4V et le Ti-5Al-2.5Sn qui sont encore aujourd'hui les alliages les plus produits. Récemment, la consommation mondiale de titane a été évaluée à 120 000 tonnes/an pour l'année 2016.

Les éléments d'alliages

Le titane pur n'est que très rarement employé dans les applications. Il est utilisé sous forme d'alliages de titane. Les éléments additionnels peuvent être classés en deux catégories [Combres 10, 97] :

- Les éléments alphas : l'aluminium (Al), l'oxygène (O), le carbone (C) et l'azote (N) ;
- Les éléments bêtas qui sont de deux types :
 - ⇒ Les éléments β -isomorphes : l'hydrogène (H), le molybdène (Mo), le vanadium (V) et le niobium (Nb) ;
 - ⇒ Les éléments β -eutectoïdes : le manganèse (Mn), le fer (Fe), le chrome (Cr), le silicium (Si), le nickel (Ni) et le cuivre (Cu).

Les éléments alphas tendent à stabiliser la phase α tandis que les éléments bêtas stabilisent la phase β . Pour savoir si un alliage est alpha ou beta, il faut exprimer la composition de l'alliage en éléments alphas ou calculer sa teneur en Aluminium équivalent (Al_{eq}) et en éléments bêtas ou calculer sa teneur en Molybdène équivalent (Mo_{eq}). Le calcul en Aluminium équivalent (Al_{eq}) et en Molybdène équivalent (Mo_{eq}) est défini suivant des variantes. Armendia [Armendia et al. 10] définit les formules suivantes avec les équations (Eq. 1-1) et (Eq. 1-2) :

$$Al_{eq} = Al + \frac{Sn}{3} + \frac{Zr}{6} + 10(O^2 + N^2) \quad (\text{Eq. 1-1})$$

$$Mo_{eq} = Mo + \frac{2V}{3} + \frac{Nb}{3} + (Fe + Cr) \quad (\text{Eq. 1-2})$$

Combres [Combres 97], quant à lui, définit ces deux teneurs par les équations (Eq. 1-3) et (Eq. 1-4) qui varient légèrement de celles d'Armendia :

$$Al_{eq} = Al + \frac{Sn}{3} + \frac{Zr}{6} + 10O_2 \quad (\text{Eq. 1-3})$$

$$Mo_{eq} = Mo + \frac{2V}{3} + \frac{Cr}{0.6} + \frac{Fe}{0.35} \quad (\text{Eq. 1-4})$$

Le classement des alliages se fait ensuite grâce aux relations donnant les frontières entre les différentes classes d'alliages. Ces relations sont données par les équations (Eq. 1-5 à Eq. 1-9).

Alliages α et quasi α	$Mo_{eq} < 1 + 0.125 Al_{eq}$	(Eq. 1-5)
Alliages $\alpha+\beta$	$Mo_{eq} > 1 + 0.125 Al_{eq}$	(Eq. 1-6)
Alliages β riches	$Mo_{eq} > 6 + 0.5 Al_{eq}$	(Eq. 1-7)
Alliages β métastables	$Mo_{eq} > 10 + Al_{eq}$	(Eq. 1-8)
Alliages β	$Mo_{eq} > 27 + Al_{eq}$	(Eq. 1-9)

La Figure 1.2 récapitule les éléments alphagènes et bêtagènes qu'il est possible d'utiliser dans les alliages, ainsi que leurs effets sur les diagrammes d'équilibre obtenus pour chaque type d'alliage.

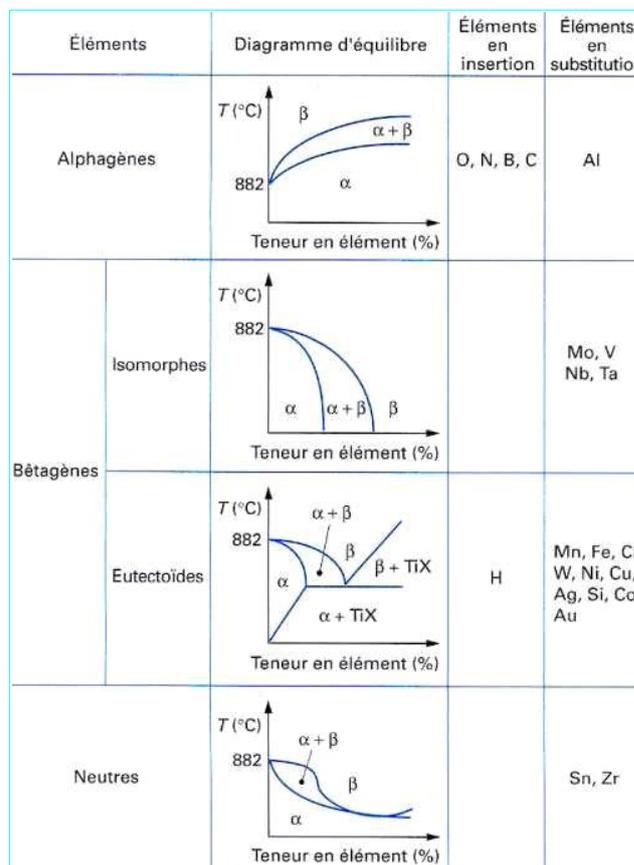


Figure 1.2 – Classification et effet des éléments d'additions [Combres 97].

Chaque élément d'addition joue un rôle dans l'obtention des différentes caractéristiques du matériau. C'est pourquoi le dosage de chacun de ces éléments en fonction des autres est important pour obtenir les propriétés souhaitées. Les éléments sont de deux types [Combres 10] :

- Éléments en insertion : l'oxygène (O), l'azote (N) et le carbone (C) sont tous les trois des éléments alphagènes qui durcissent la phase α , et entraînent ainsi une diminution de la ductilité. Néanmoins le carbone est un élément important lorsqu'il y

a un compromis entre la corrosion et la tenue à haute température. Dans les éléments alphagènes en insertion, il y a également le Bore (B) qui améliore le module d'élasticité et l'hydrogène (H) qui n'a aucune influence sur les propriétés mécaniques. Il se trouve seulement sous forme d'hydrures. Pour éviter la précipitation d'hydrures, un faible pourcentage de phase β est nécessaire afin de piéger l'hydrogène. En revanche, il n'y a pas d'éléments bêtagènes en insertion.

➤ Éléments en substitution :

- ⇒ L'aluminium est le seul alphagène présent en substitution. Il durcit la phase α permettant une amélioration de la tenue en fluage et de la résistance. En revanche, il faut noter une perte de ductilité. La teneur en aluminium est limitée à 7 % afin d'éviter les précipitations de phase α_2 fragilisante ;
- ⇒ Les éléments bêtagènes ne se trouvent qu'en substitution. Le molybdène (Mo) améliore la résistance, la ductilité et le fluage à moyenne température. Il augmente également la tenue à l'oxydation. Le vanadium (V) quant à lui, améliore la ductilité mais d'un autre côté, il baisse la tenue à l'oxydation. Le chrome (Cr) joue un rôle similaire à celui du molybdène en améliorant la résistance mais en baissant la ductilité. Le fer (Fe) et le silicium (Si) sont souvent présents mais en plus faible quantité. D'une part, le fer permet d'améliorer le compromis résistance-ductilité-fluage à moyenne température (il baisse la température de transus permettant de travailler à des températures plus basses) tandis que le silicium (Si) améliore la tenue au fluage grâce à une précipitation. Il faut néanmoins se limiter à 1 % en teneur pour éviter une perte trop importante de la ductilité ;
- ⇒ Il existe également deux éléments neutres, l'étain (Sn) qui durcit la phase α et améliore ainsi le fluage et le compromis résistance-ductilité pour des températures cryogéniques et le zirconium (Zr) qui durcit les deux phases α et β permettant une amélioration du compromis résistance-ductilité de tous les alliages $\alpha+\beta$.

De plus, tous ces éléments ont une influence directe sur la température de transus β (T_β). Celle-ci varie en fonction de la teneur en éléments bêtagènes et alphagènes. Les éléments bêtagènes diminuent le transus tandis que les éléments alphagènes l'augmentent comme le montre la Figure 1.3 dans le cas d'une étude réalisée sur la comparaison de l'usinabilité du Ti6Al4V et du TIMETAL®54M (Ti54M) [Armendia et al. 10].

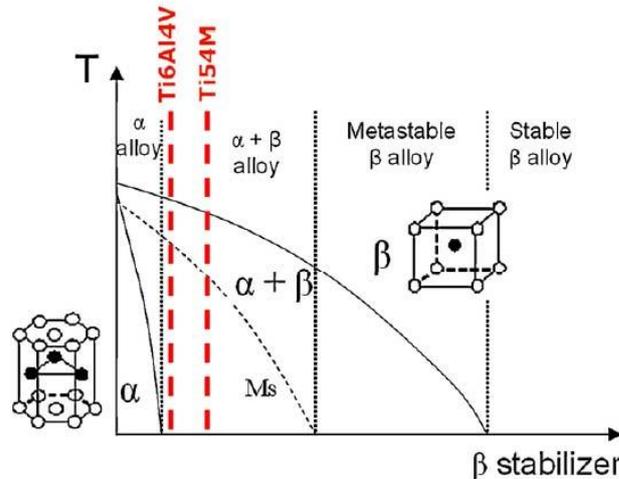


Figure 1.3 - Comparaison de la teneur en éléments bêtagènes du Ti6Al4V et du Ti54M [Armendia et al. 10].

Ainsi les éléments d'addition permettent d'obtenir différentes classes d'alliages, présentant des caractéristiques différentes. Il est donc important de bien tenir compte de la teneur en éléments afin d'obtenir le matériau souhaité au niveau du cahier des charges. Les caractéristiques de chaque classe d'alliages sont détaillées ci-dessous.

Les alliages α sont des alliages monophasés contenant 100 % de phase α . Les éléments alphas, qui sont présents en importante quantité, contribuent à la stabilisation de cette phase en augmentant la température de transus. Ils ont une résistance au fluage supérieure à celle des alliages β , une bonne dureté et une bonne soudabilité [Destefani 90 ; Matthew et al. 88] qui leur permettent d'être utilisés dans une plage de température allant des températures cryogéniques jusqu'à des températures d'environ 500-550 °C. Néanmoins les traitements thermiques n'ont pas beaucoup d'effet puisque la phase β n'est pas présente à température ambiante. Ainsi ils ne permettent pas d'augmenter les propriétés mécaniques de ces alliages. C'est pourquoi ces alliages sont couramment utilisés à l'état recuit, ou après recristallisation pour supprimer les contraintes résiduelles dues au processus de fabrication.

Les alliages β sont composés de phase β à 100 %. Ils contiennent principalement des éléments bêtagènes qui diminuent la température de transus et stabilisent thermodynamiquement la phase à température ambiante. Contrairement aux alliages de type α , les alliages β de structure cubique centrée possèdent une bonne formabilité même à froid, une excellente dureté et surtout ils réagissent aux traitements thermiques. Usuellement, une mise en solution suivie d'un vieillissement est appliquée afin d'obtenir une microstructure avec de fines particules α dispersées dans la phase β . Toutefois leurs résistances mécaniques diminuent lorsque la température est supérieure à 350 °C.

Les alliages $\alpha+\beta$ sont les intermédiaires entre les alliages α et les alliages β . Néanmoins suivant la teneur des différents éléments d'addition, les proportions de phases α et β ne sont pas les mêmes, il est possible de trouver une grande variété d'alliage $\alpha+\beta$ comme le montre le diagramme pseudo-binaire de la Figure 1.4. Cette classe d'alliages peut être divisée en trois sous-classes [Combres 97] :

- Les quasi α sont proches des alliages α , ils ont une très faible proportion de phase β stable à température ambiante ($f_{\beta} < 5\%$) ;
- Les $\alpha + \beta$ dont la proportion de phase β est comprise entre $5\% < f_{\beta} < 20\%$;
- Les quasi β quant à eux possèdent peu de phase α et sont proches des alliages β ($f_{\beta} > 20\%$). Ils se déclinent en deux types, les « β riches » qui sont susceptibles de retenir une phase métastable à température ambiante (α' ou β_m) par refroidissement très rapide et les « métastables » aptes à retenir une phase métastable à température ambiante par refroidissement moyennement rapide.

La Figure 1.5 récapitule les différentes classes d'alliages qui existent avec les microstructures et les propriétés mécaniques qui leur sont associées.

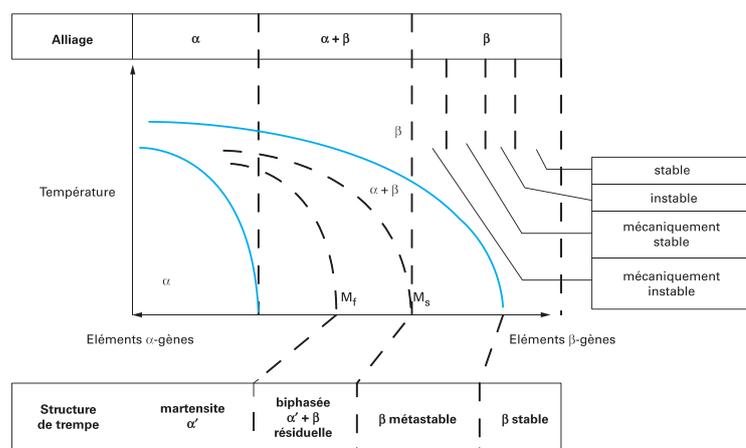


Figure 1.4 - Diagramme pseudo-binaire des alliages de titane [Combres 13].

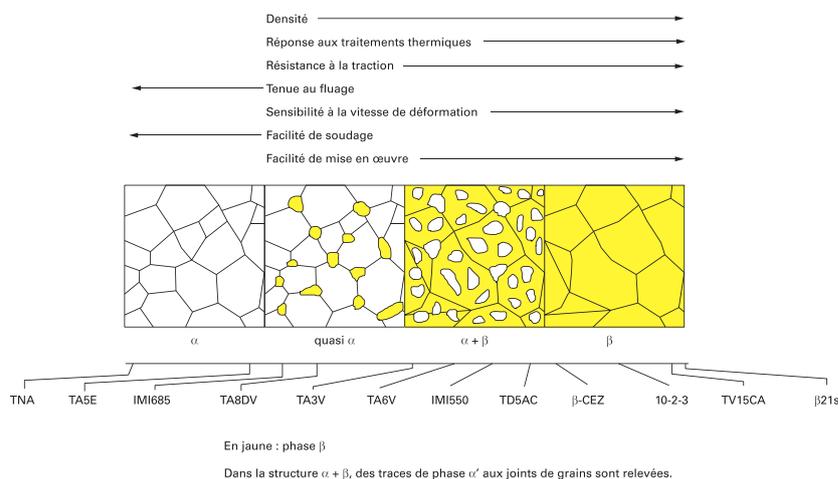


Figure 1.5 - Résumé des différentes microstructures et propriétés mécaniques de chaque classe d'alliages [Combres 13].

Les différentes microstructures

La microstructure des alliages est directement affectée par la vitesse de refroidissement lors de la transformation $\beta \rightarrow \alpha$ qui n'est pas sans diffusion contrairement à la transformation du

titane pur [Combres 99]. Lorsque la vitesse de refroidissement est rapide, dans le cas des alliages α et $\alpha+\beta$, une structure aiguillée apparaît dites aussi « structure α' ». Plus la vitesse de refroidissement diminue plus les aiguilles grossissent, jusqu'à former une structure dites de morphologie lamellaire ou aciculaire suivant la taille des lamelles.

Les traitements thermomécaniques tels que la recristallisation permettent d'obtenir une structure « équiaxe » composée de nodules sphériques α . Cette structure est précédée d'une structure intermédiaire dite « duplex » ou « bimodale » [Lütjering 98] composée de phase alpha primaire α_I et de phase α_{II} aciculaire contenu dans une matrice transformée β . La Figure 1.6 présente le cycle d'obtention de ce type de structure qui est obtenu grâce à un traitement thermomécanique exécuté en 4 étapes. Une étape d'homogénéisation, une étape de déformation, une étape de recristallisation et enfin une étape de vieillissement.

Les différentes microstructures sont illustrées sur la Figure 1.7. La finesse des grains (ou des lamelles) joue un rôle important sur les propriétés mécaniques [Nouari et al. 13]. Plus les grains seront fins et meilleures seront les propriétés mécaniques du fait d'un nombre de joints de grain plus important, qui empêchent le mouvement des dislocations (Loi de Hall-Petch).

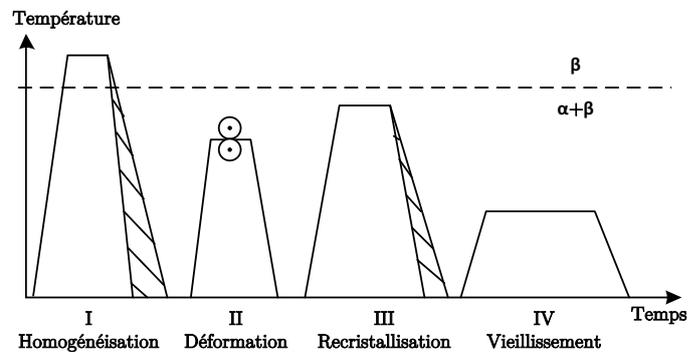


Figure 1.6 - Cycle d'obtention de la structure duplex [Lütjering 98].

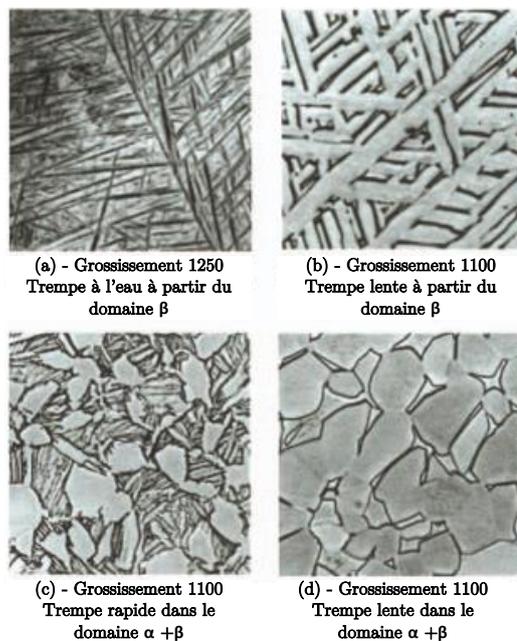


Figure 1.7 - Exemple de microstructure dans le cas du Ti6Al4V ; (a) - Structure α' ; (b) - Structure lamellaire ; (c) - Structure duplex ; (d) Structure équiaxe [Combres 13].

Cas du Ti6Al4V

L'alliage de titane Ti6Al4V dénommé aussi TA6V est l'un des alliages les plus anciens et le plus répandu dans l'industrie. C'est un alliage généralement utilisé dans le domaine $\alpha+\beta$ cependant dans ce projet, le Ti6Al4V sera étudié sous forme $\alpha+\beta$ et également sous forme traité β . La composition chimique est donnée dans la Table 1.B. Il contient une teneur en aluminium (élément alphasène) et en vanadium (élément bêtagène) importante et assez proche, ce qui contribue à obtenir un alliage de type $\alpha+\beta$. Les autres éléments, bien qu'en quantités faibles, contribuent également à obtenir les propriétés mécaniques voulues [Combes 10].

Composition chimique limite du Ti6Al4V en % (en masse)							
Al	V	Fe	O	C	N	H	Ti
5.5 à 6.75	3.5 à 4.5	0.3 max	0.2 max	0.08 max	0.05	0.015 max	Le reste

Table 1.B - Composition chimique d'après la norme NF EN ISO 5832-3 [AFNOR 12].

Propriétés	Symbole	Température (°C)	Valeur (SI)
Densité	ρ	20°C	4 430 kg.m ⁻³
Transus β	T_β	-	982°C-1010°C
Point de fusion (liquidus)	T_{fus}	-	1655°C
Module de Young	E	20°C	114.5 GPa
		230°C	103.0 GPa
Module de cisaillement	G	20°C	43 GPa
Coefficient de Poisson	ν	20°C	0.31
Limite d'élasticité à 0,2%	$R_{p0.2}$	20°C	877 MPa à l'état recuit
		20°C	1103 MPa mise en solution et vieillissement
Résistance mécanique	R_m	20°C	947 MPa à l'état recuit
		20°C	1172 MPa après mise en solution et vieillissement
Allongement	A	20°C	14 % à l'état recuit
		20°C	10 % après mise en solution et vieillissement
Coefficient de striction	Z	20°C	30 % à l'état recuit
		20°C	25 % après mise en solution et vieillissement
Conductivité thermique	λ	20°C	6.6 W.m ⁻¹ .K ⁻¹
		315°C	10.6 W.m ⁻¹ .K ⁻¹
		650°C	17.5 W.m ⁻¹ .K ⁻¹
Capacité thermique massique	φ	20°C	580 J.kg ⁻¹ .K ⁻¹
		425°C	670 J.kg ⁻¹ .K ⁻¹
		870°C	930 J.kg ⁻¹ .K ⁻¹
Coefficient de dilatation linéique	α	20°C	8.6.10 ⁻⁶ m.m ⁻¹ .°C ⁻¹
		425°C	9.4.10 ⁻⁶ m.m ⁻¹ .°C ⁻¹
		650°C	9.7.10 ⁻⁶ m.m ⁻¹ .°C ⁻¹

Table 1.C - Propriétés physiques et mécaniques du Ti6Al4V d'après Lampman [Lampman 90] et TIMET.

Cet alliage de titane est apprécié dans de nombreux domaines pour ses propriétés mécaniques. En effet, comme décrit dans la Table 1.C, sa densité représente 60 % de la densité de l'acier et il possède une bonne limite d'élasticité qui peut atteindre jusqu'à 1100 MPa environ en fonction du traitement thermique qu'il subit. Le Ti6Al4V garde de bonnes caractéristiques jusqu'à des températures de 600°C et elles sont excellentes dans le domaine des températures cryogéniques. Son module de Young, dont la valeur est de 114.5 GPa à température ambiante, équivaut à la moitié du module de l'acier, ce qui lui permet d'être compatible avec de nombreux matériaux comme les matériaux composites et osseux dont le module est très proche. Il

est également apprécié pour sa bonne tenue à la corrosion grâce à une couche protectrice de TiO_2 formée par oxydation.

Cependant il faut remarquer que le titane est un très mauvais conducteur thermique puisque la conductivité thermique n'est que de $6.6 \text{ W.m}^{-1}\text{.K}^{-1}$ alors que celui d'un acier est d'environ $46 \text{ W.m}^{-1}\text{.K}^{-1}$ et celui d'un aluminium se situe entre 75 et $235 \text{ W.m}^{-1}\text{.K}^{-1}$ selon les alliages.

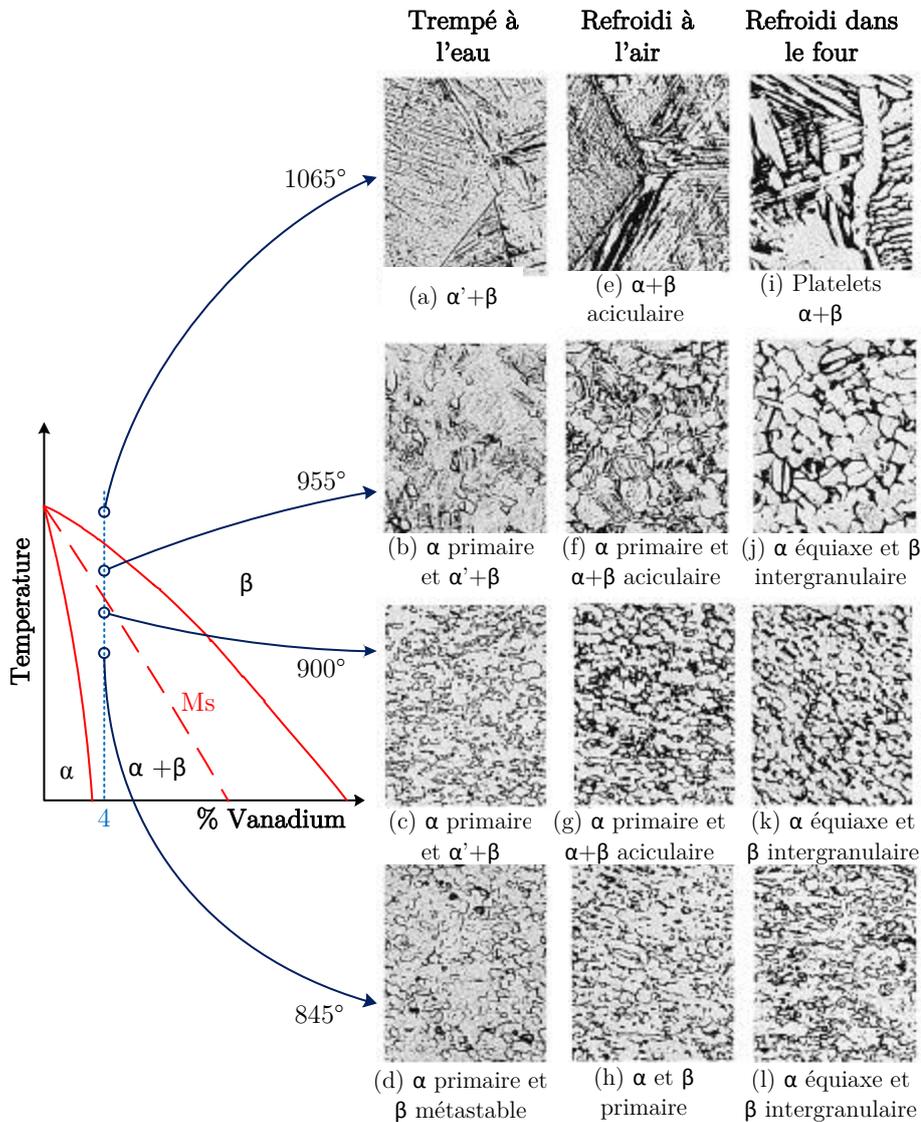


Figure 1.8 - Les différentes microstructures possibles dans le TA6V en fonction des différents types de refroidissement [Matthew et al. 88].

Un alliage doit subir des traitements thermiques et mécaniques afin de modifier sa microstructure et donc ses propriétés mécaniques. Dans le cadre du Ti6Al4V , il est possible d'obtenir plus d'une douzaine de microstructures différentes comme le montre la Figure 1.8. Le type de refroidissement (à l'eau, à l'air ou au four) ainsi que la température et la vitesse de refroidissement modifient considérablement la structure des phases. La phase α peut se retrouver sous forme de nodules sphériques lorsque la structure est équiaxe mais elle peut aussi se trouver sous forme aciculaire ou lamellaire. Les nodules sphériques ainsi que les lamelles ont des tailles plus ou moins fines, ce qui modifie considérablement les propriétés de l'alliage de titane. La

Table 1.D montre la valeur de la résistance mécanique, la limite d'élasticité, l'allongement ainsi que le coefficient de striction pour chaque traitement. La variation de valeur est importante selon les traitements. S'il subit une trempe à l'eau à partir de 845°C, température située en-dessous du transus β , ou si une trempe à l'eau à 955°C a été réalisée suivie d'un vieillissement, la limite d'élasticité pourra varier de 772 MPa à 1069 MPa.

Traitement	Résistance mécanique R_m (MPa)	Limite d'élasticité R_e (MPa)	Allongement (%)	Coefficient de striction (%)
1065°C	1108	954	7.7	19.2
Trempé à l'eau				
Après vieillissement	1170	1057	8.5	19.2
955°C	1120	954	17.0	60.2
Trempé à l'eau				
Après vieillissement	1183	1069	16.5	56.4
900°C	1117	924	15.2	53.9
Trempé à l'eau				
Après vieillissement	1117	1014	15.3	47.5
845°C	1009	772	20.0	54.7
Trempé à l'eau				
Après vieillissement	1178	977	16.5	48.8
1065°C	1060	944	7.0	10.3
Refroidi à l'air				
Après vieillissement	1060	940	9.8	16.0
955°C	955	846	17.8	54.1
Refroidi à l'air				
Après vieillissement	1020	898	16.1	45.7
900°C	1002	869	17.5	54.7
Refroidi à l'air				
Après vieillissement	1029	938	17.3	50.2
845°C	1020	878	17.8	47.7
Refroidi à l'air				
Après vieillissement	1036	931	16.8	46.9
1065°C	1041	938	10.5	15.6
Refroidi dans le four				
Après vieillissement	1011	939	9.5	15.4
955°C	940	836	18.8	46.0
Refroidi dans le four				
Après vieillissement	967	883	18.2	49.1
900°C	963	855	16.5	43.3
Refroidi dans le four				
Après vieillissement	963	876	16.8	48.3
845°C	997	924	17.3	48.9
Refroidi dans le four				
Après vieillissement	1060	954	17.0	49.6

Table 1.D - Effet des différents traitements thermiques sur les propriétés mécaniques du Ti6Al4V [Lampman 90].

1.2. L'usinabilité

1.2.1. Définition

D'après le dictionnaire Larousse l'usinabilité est « l'aptitude d'un matériau solide à se laisser usiner ». Mais cette définition peut différer selon le point de vue qui est choisi [Poulachon et al. 10]. En effet, la définition d'après l'industriel est la capacité à obtenir une pièce de bonne qualité, économique et avec un bon cadencement, tandis qu'un chercheur de laboratoire dira que l'usinabilité est « l'aptitude d'un matériau, compte tenu de toutes ses propriétés, à être

mis en forme par outil-coupant ». Cette deuxième définition rejoint celle donnée par le dictionnaire Larousse et elle sera utilisée dans ce projet de recherche. Néanmoins la définition donnée par l'industriel n'étant pas fausse et la finalité de tous projets étant l'obtention d'un produit fini, il ne faudra pas oublier cet objectif et en tenir compte.

D'un point de vue plus scientifique, l'usinabilité est une notion très vaste et applicable à plusieurs échelles. En effet, comme le montre la Figure 1.9, l'usinabilité est régie par des paramètres d'entrée. Ces paramètres peuvent être macroscopiques tels que les paramètres de la machine-outil ou bien vu à une échelle plus meso/microscopique tels que les paramètres thermo-mécano-métallurgique des matériaux usinant et usiné. Ces paramètres d'entrée ont des conséquences sur les mécanismes, les efforts et les températures de coupe qui vont eux même agir sur la santé matière de l'outil, de la pièce ainsi que sur la formation du copeau. Il est possible d'évaluer quantitativement l'influence des paramètres d'entrée grâce aux critères d'évaluation cités ci-dessus. L'évaluation peut se faire au niveau de l'outil durant l'usinage avec la mesure des efforts et des températures de coupe mais aussi indirectement avec la mesure de l'usure de l'outil. Elle peut se faire également avec la surveillance de l'intégrité de la pièce, c'est-à-dire l'état de surface (rugosité), intégrité de surface (couches blanches, contraintes résiduelles, microdureté), la topologie et la géométrie de la pièce finale et également avec la morphologie du copeau (continu ou fractionné).

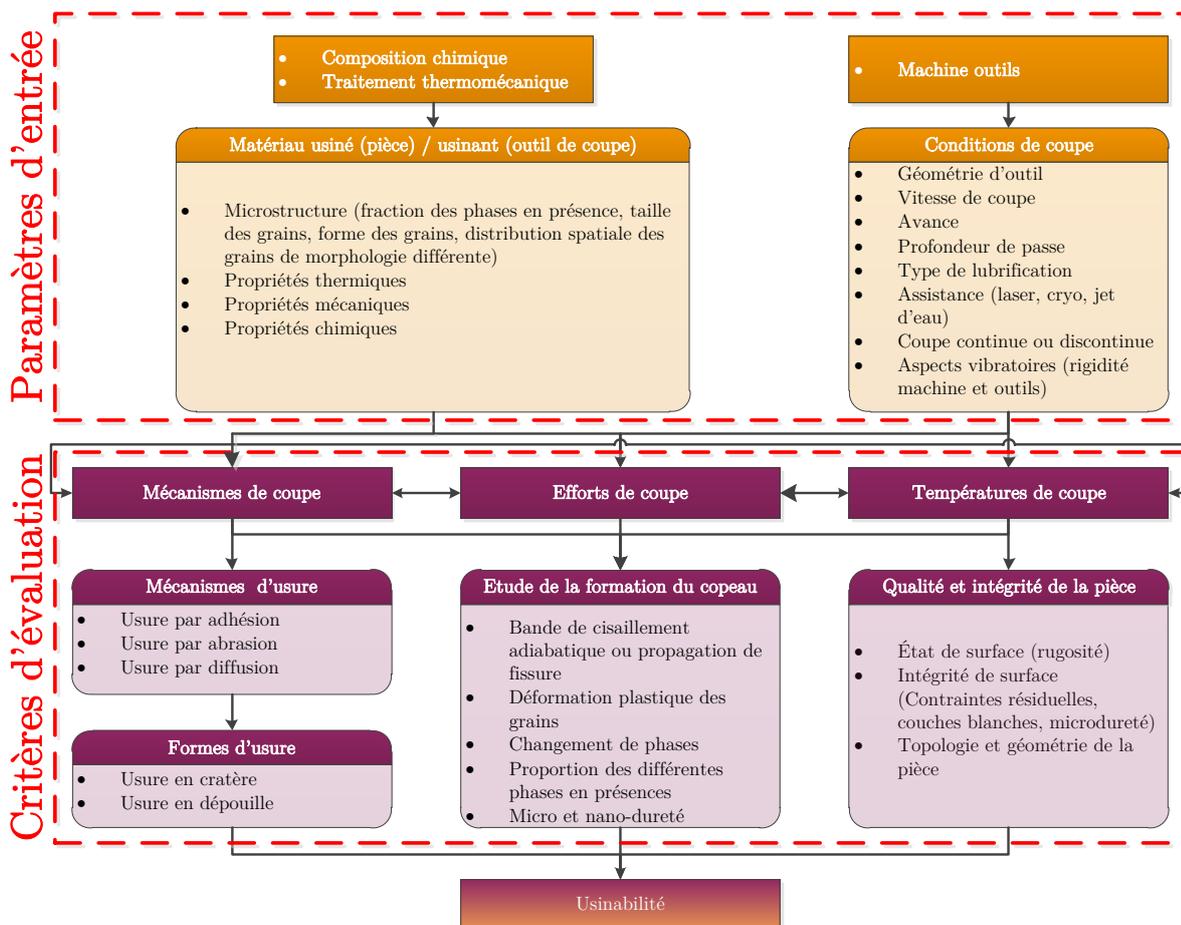


Figure 1.9 - Récapitulatif des paramètres d'entrée et des critères d'évaluation de l'usinabilité.

1.2.2. Usinabilité du titane

Bien que le titane ait de remarquables propriétés mécaniques et une bonne résistance à la corrosion qui en font un matériau très intéressant pour la construction aéronautique, sa mauvaise usinabilité engendre de nouvelles problématiques liées à sa mise en forme par procédé d'usinage. La principale cause de la faible usinabilité du titane est liée à ses mauvaises propriétés thermiques [Li et al. 04]. La Figure 1.10 montre que la répartition de chaleur produite durant l'usinage dépend du matériau usiné et usinant. Les alliages de titane sont des matériaux réfractaires à cause de leur faible conductivité thermique qui est environ six fois inférieures à celle d'un acier standard [Machado et al. 90] ($7.5 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$ pour du Ti6Al4V recuit contre $50.7 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$ pour un acier au carbone type AISI 1045). Ils absorbent donc peu la chaleur, qui va être évacuée à 80 % par l'outil alors que durant l'usinage d'un acier, l'outil n'absorbe que 50 % au maximum de la chaleur totale, l'autre partie étant évacuée par la pièce et le copeau [König 79]. L'importante chaleur générée durant l'usinage du titane couplée aux fortes pressions va engendrer une usure plus importante et plus rapide des outils de coupe. De plus, d'après [Dearnley et al. 86], la longueur de contact à l'interface outil/copeau est plus petite lors de l'usinage de titane que d'acier, ainsi la zone affectée thermiquement sera plus petite et plus localisée vers l'arête de coupe. Les hautes températures au niveau de l'arête de coupe vont déclencher un mécanisme de diffusion d'atomes entre le copeau et/ou la pièce avec l'outil à cause de la bonne affinité chimique du titane avec les différents matériaux de coupe. Ce mécanisme de diffusion va être la principale cause d'usure en cratère sur la face de coupe.

La mauvaise usinabilité du titane va engendrer ainsi une augmentation du temps de production et donc du coût de production. En effet, les importants champs thermiques et mécaniques dû à sa réfractarité imposent d'avoir des conditions de coupe bien plus faibles que pour l'usinage d'alliages d'aluminium ou d'aciers afin d'éviter une usure prématurée de l'outil. Ces conditions extrêmes d'usinage vont également avoir une influence sur l'état de surface de la pièce ainsi que sur son intégrité matière et sa géométrie.

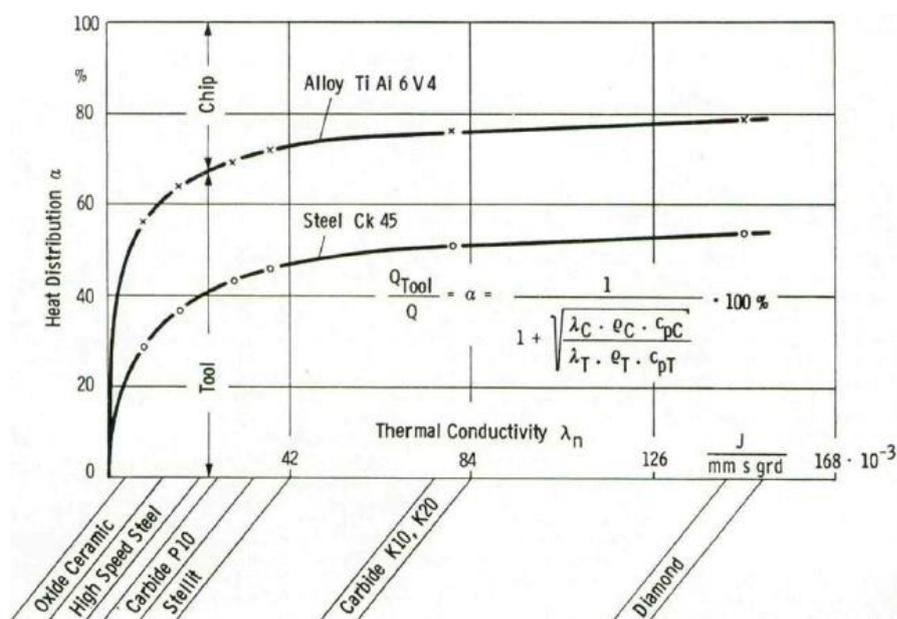
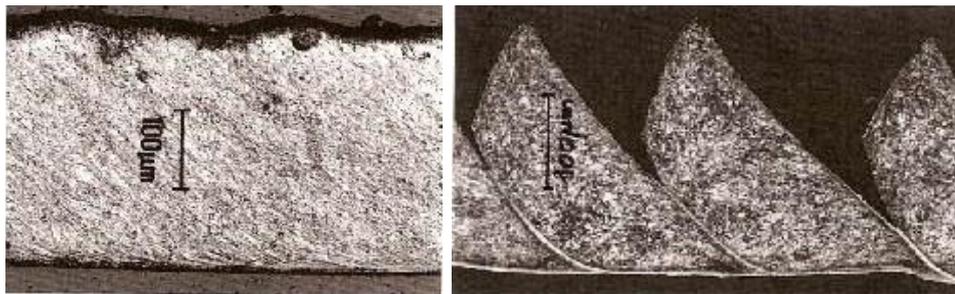


Figure 1.10 - Distribution de la chaleur dans un acier C45 et un alliage de titane [König 79].

1.2.3. Formation du copeau

1.2.3.1. Les différentes formes de copeaux

Bien que le copeau soit le « déchet de production » d'une pièce, celui-ci est un élément essentiel dans la compréhension post-usinage de l'usinabilité d'un matériau. En effet, la formation du copeau a un impact direct sur le processus de coupe (efforts de coupe, températures de coupe et état de surface). Il existe deux morphologies de copeaux : les copeaux continus et les copeaux discontinus dits également copeaux festonnés ou copeaux en dents de scie comme le montre la Figure 1.11.



(a) $V_c = 100 \text{ m.min}^{-1}$, $f = 0.2 \text{ mm.tr}^{-1}$ (b) $V_c = 1000 \text{ m.min}^{-1}$, $f = 0.2 \text{ mm.tr}^{-1}$

Figure 1.11 - Copeaux de 33CrMoV12-9 de types (a) continu et (b) discontinu [Le Calvez 95].

Lors de l'obtention de copeaux continus, la déformation plastique est stable dans le temps, les champs de pression et de température sont alors quasi-constant. C'est une coupe dite stable. Au contraire, l'obtention de copeaux segmentés est due à une coupe instable où l'état de déformation varie au cours du temps. Ce genre de morphologie de copeau est typique des aciers durs et des alliages de titane.

Le copeau festonné peut être défini par quatre paramètres qui sont illustrés sur la Figure 1.12 : la hauteur des vallées « T_{2min} », la hauteur des crêtes « T_{2max} », l'angle de segmentation « ϕ_{seg} » et l'épaisseur du segment « D_{ch} ».

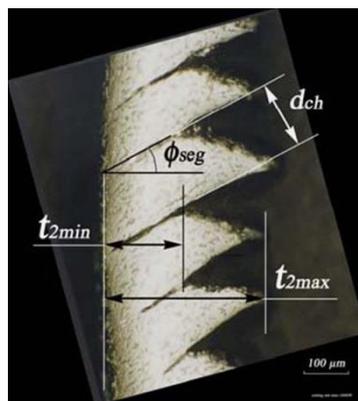


Figure 1.12 - Paramètres permettant de caractériser un copeau festonné [Sutter et al. 13].

Il existe une troisième forme de copeau qui est le copeau avec arête rapportée. Ce type de copeaux apparaît pour de faibles conditions de coupe et entraîne souvent de l'usure par adhésion. Ce phénomène sera expliqué plus tard dans le paragraphe traitant des mécanismes d'usure.

1.2.3.2. Les différentes théories de formation du copeau festonné

Les avis divergent sur la cause de la formation des copeaux festonnés. Deux théories existent sur les mécanismes de formation du copeau : la première est la formation par cisaillement adiabatique catastrophique et la deuxième est la formation par l'initiation et la propagation de fissures dans la zone de cisaillement primaire.

Dans la première théorie, la formation du copeau par cisaillement adiabatique est due à l'instabilité du processus de coupe résultant d'une compétition entre l'adoucissement thermique et l'érouissage qui a été exprimée par Recht [Recht 64] dans la relation suivante :

$$0 \leq \frac{\frac{\partial \tau}{\partial \epsilon}}{-\frac{\partial \tau}{\partial \theta} \frac{\partial \theta}{\partial \epsilon}} \leq 1.0 \quad (\text{Eq. 1-10})$$

Où $\frac{\partial \tau}{\partial \epsilon}$ représente l'érouissage, $\frac{\partial \tau}{\partial \theta}$ l'adoucissement thermique et $\frac{\partial \theta}{\partial \epsilon}$ la variation de température en fonction de la contrainte de cisaillement.

Si le ratio de l'équation (Eq. 1-10) est égale à un, alors le cisaillement catastrophique est imminent. Si la valeur est comprise entre zéro et un, c'est à dire lorsque le taux d'adoucissement thermique dépasse le taux d'érouissage, le cisaillement catastrophique va se produire. En revanche si la valeur est positive et supérieure à un, cela indique une prédominance de l'érouissage, ce qui va entraîner une distribution du cisaillement par déformation à travers le matériau. Cela se traduit par un copeau long et continu. Enfin si la valeur devient négative, cela indique une augmentation de la résistance du matériau avec l'augmentation de la température.

Pour étudier les différents types de formation des festons, les auteurs utilisent divers procédés : impact balistique [Sun et al. 14], essais de torsion et de compression sur des éprouvettes cylindriques ou chapeaux [Bouchnak 10 ; Joshi et al. 14]. D'après ces études, il existe deux types de bandes : les bandes déformées (Figure 1.13) et les bandes transformées (Figure 1.14). Les bandes déformées ont pour caractéristique de garder la même microstructure. Une déformation progressive de la microstructure est observée dans cette bande, avec une déformation maximale au centre de la bande. Au contraire les bandes transformées ont deux parties bien distinctes : une première au centre où la couleur a changé (généralement une bande blanche) et s'explique par un changement de phase (généralement de type martensitique dans le cas des aciers et des alliages de titane [Timothy 87]) durant le cisaillement dû à une température très élevée et supérieure à celle présente dans une bande déformée. Une deuxième partie se situe autour de cette bande, constituée du matériau avec la microstructure d'origine et n'ayant quasiment pas subi de déformation.

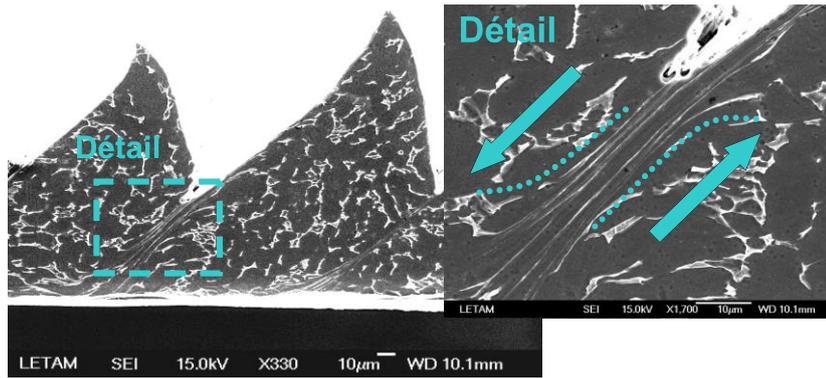


Figure 1.13 - Bande de cisaillement déformée durant l'usinage du Ti6Al4V obtenue avec une vitesse de coupe $V_c = 360 \text{ m.min}^{-1}$ d'après [Velasquez 07].

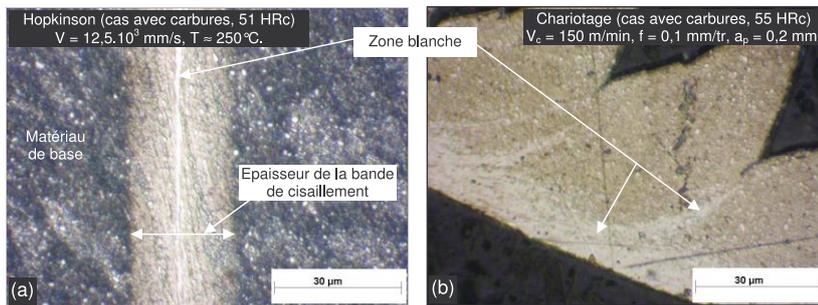


Figure 1.14 - Bande de cisaillement transformée - (a) obtenue par cisaillement pur (barre de Hopkinson) - (b) formée en usinage dans le cas du 100Cr6 [Habak 06].

La deuxième théorie sur la formation du copeau diffère de la première. Selon certains chercheurs, le copeau se forme par propagation de fissure de la surface libre du copeau jusqu'à l'arête de coupe en se propageant à travers la zone de cisaillement primaire [Hua et al. 04 ; Vyas et al. 99]. D'après Poulachon et Moisan [Poulachon et al. 98], la formation du copeau s'effectue en 4 étapes (Figure 1.15).

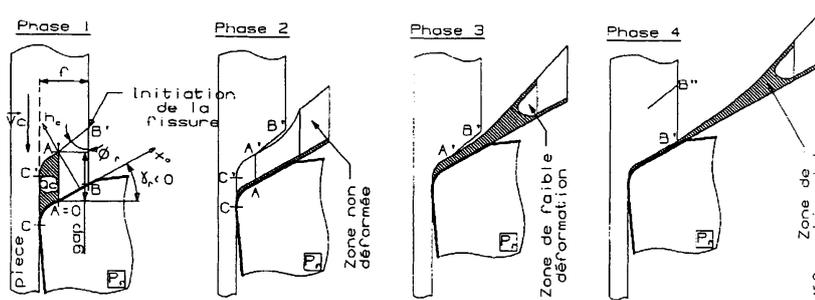


Figure 1.15 - Les différentes phases de formation du copeau festonné [Poulachon et al. 98].

L'un des challenges actuels est d'arriver à modéliser parfaitement la formation du copeau dit en « dent de scie » afin de retrouver le même motif qu'expérimentalement. La loi de Johnson Cook utilisée usuellement n'est pas adaptée pour la modélisation de l'usinage de titane à cause de la formation de copeaux festonnés. Calamaz [Calamaz et al. 08], Sima [Sima et al. 10] et Ducobu [Ducobu et al. 14] utilisent la loi TANH basée sur le modèle de la loi de Johnson Cook modifiée afin de tenir compte de la contrainte du matériau, du taux d'écroutissage et également de l'adoucissement thermique. Ils montrent ainsi qu'il est important de tenir compte de ces paramètres. Ayed [Ayed 13] a quant à lui développé un modèle multi-échelle en modélisant le

matériau par une structure polycristalline (modélisation des grains). Cette modélisation lui permet de tenir compte des lois de la plasticité cristalline et ainsi de prendre en compte les orientations cristallines des grains et les changements de phase durant l'usinage. Selon lui, le nombre de grains et l'orientation des grains n'a pas d'impact sur les efforts de coupe. Enfin Zhang [Zhang et al. 14] utilise un modèle basé sur la méthode cohérente (self consistent method) de la loi de Johnson Cook qui lui permet de tenir compte de l'état biphasé des alliages de titane et des transformations de phase induites dans le copeau afin de prédire les mécanismes de formation du copeau. Ce modèle est valable sur une large plage de vitesses de coupe (de 5 à 180 m.min⁻¹) et pour des épaisseurs de copeau non déformé comprises entre 35 et 100 μm .

1.2.4. Compréhension de l'usinabilité à l'échelle microstructurale

Il existe deux échelles d'étude de l'usinabilité : l'échelle macroscopique et l'échelle méso/microscopique. Les paramètres qui servent à évaluer l'usinabilité diffèrent suivant l'échelle qui est prise.

À l'échelle macroscopique, les paramètres étudiés sont ceux qui ont été présentés dans le paragraphe 1.2.1. La quasi-totalité des études sur l'usinabilité se situent à cette échelle. Que ce soit pour les nouveaux matériaux tels que les alliages de titane [Armendia et al. 10 ; Arrazola et al. 09] et les inconels [García Navas et al. 13] ou les plus courants tels que les aciers [Nomani et al. 13] et les alliages d'aluminium [König et al. 83], l'usinabilité est toujours évaluée en termes d'efforts de coupe, de rugosité de la pièce et d'usure de l'outil. L'observation de la morphologie des copeaux est également très employée et plus particulièrement dans le cas des alliages de titane pour lesquels la morphologie du copeau est discontinue. La maîtrise de la mesure des efforts de coupe et de l'usure nécessite d'aller encore plus loin dans l'évaluation de l'usinabilité en allant expertiser d'autres paramètres qui sont encore mal observés tels que les températures de coupe. En effet, il existe différents moyens pour mesurer les températures (caméra thermique, thermocouple dans l'outil et/ou la pièce, pyromètre, fibre optique, etc.). Toutefois, les méthodes et les moyens de mesure ne sont pas encore bien maîtrisés, notamment dans le cas des opérations dites confinées tel que le perçage.

Bien que la maîtrise de la mesure de température soit aujourd'hui un objectif (qui sera étudiée dans ce projet) pour déterminer l'usinabilité d'un matériau, ce critère reste néanmoins macroscopique comme le sont également les autres. De plus, ces critères ne sont qu'une conséquence des phénomènes physiques qui se produisent durant l'usinage. L'origine de leurs valeurs n'est pas toujours maîtrisée. En effet, ces critères fournissent une indication quantitative de l'usinabilité mais pas qualitative. Afin d'expliquer l'origine des valeurs de ces différents critères, il faut essayer de comprendre ce qu'il se passe au sein du matériau à l'échelle microscopique et également au niveau de ses paramètres intrinsèques. À l'échelle microscopique ou mésoscopique, les critères pouvant servir à quantifier l'usinabilité sont :

- Les caractéristiques thermomécaniques ;
- La composition chimique du matériau ;
- L'étude de la microstructure avant et après usinage (dans le copeau et dans la pièce) :
 - ⇒ La taille, la forme et l'orientation des grains ;
 - ⇒ La déformation plastique des grains ;
 - ⇒ La proportion des différentes phases en présence ;
 - ⇒ L'influence des différents éléments d'alliage en présence ;
 - ⇒ Les changements de phase ;
 - ⇒ Les couches blanches ;
 - ⇒ Les micro-fissures.
- La dureté (macro, micro et nano) ;
- Les contraintes résiduelles.

1.2.4.1. Influence de la composition

Il existe de nombreuses études étudiant la relation entre la composition chimique et l'usinabilité pour les aciers. Il a été clairement établi que la présence de soufre augmente leur usinabilité. Les sulfures (type MnS) favorisent la fragmentation du copeau et jouent le rôle d'un lubrifiant solide dans la zone de contact avec l'outil [Bittès 93 ; Changeux 01].

En ce qui concerne les alliages de titane, peu de données existent. Une relation a été établie entre la faible usinabilité du Ti555-3 et sa forte teneur en éléments bêtagènes [Arrazola et al. 09]. Cependant, si l'alliage Ti54M $\alpha+\beta$ présente une meilleure usinabilité que l'alliage Ti6Al4V $\alpha+\beta$ [Armendia et al. 10], sa teneur en éléments bêtagènes est supérieure à celle du Ti6Al4V (Figure 1.3). Ces résultats laissent présager d'une combinaison entre les différents paramètres envisagés et que chacun d'entre eux, pris séparément, ne suffisent pas pour expliquer l'usinabilité.

Plus récemment Sacristan [Sacristan et al. 16] montre qu'un taux élevé d'oxygène diminue l'usinabilité d'un Ti6Al4V contrairement à un même alliage ayant un taux beaucoup plus faible. Selon elle, l'augmentation de la teneur en oxygène accroît la dureté de la phase α primaire à cause de son rôle de stabilisateur de phase α et augmente la limite élastique du matériau qui couplée à une légère augmentation de l'épaisseur du copeau génère un accroissement des efforts de coupe, de la pression de contact et des effets de frottement sur les deux faces de l'outil.

1.2.4.2. Influence de la microstructure

Tout comme pour l'influence de la composition, des travaux approfondis sur l'influence de la microstructure ont été recensés dans la littérature mais principalement sur des aciers [Habak 06 ; Poulachon 99]. En revanche, les travaux concernant les alliages de titane sont peu nombreux et épars. Il apparaît tout de même de façon unanime que la microstructure a un fort impact sur l'usinabilité [Armendia et al. 10 ; Bouchnak 10 ; Calamaz 08] mais même à ce jour il n'a pas été possible d'établir et de quantifier le rôle des facteurs métallurgiques (fraction des phases en présence, taille des grains, forme des grains, distribution spatiale des grains de morphologie différente).

Les récents travaux de Barelli [Barelli 16] ont mis en évidence l'influence de l'orientation des colonies lamellaires sur la formation du copeau dans le cadre du fraisage de Ti6Al4V traité β . En effet, celui-ci a montré que quatre configurations de formation du copeau étaient possibles :

1. Les bandes de cisaillement apparaissent de manière privilégiée lorsque la colonie est transverse à la direction de la bande de cisaillement. Cette orientation privilégiée est due à la moindre déformation nécessaire pour cisailier les lamelles que les interfaces α/β ;
2. Les fissures aux extrémités des bandes de cisaillement sont dues à l'accumulation de contraintes à l'interface de deux colonies fortement désorientées ;
3. Les colonies colinéaires à la direction de cisaillement principal peuvent être cisailées transversalement à cause des mouvements imposés par les colonies encadrantes ;
4. Des cisaillements adiabatiques apparaissent sur les bords libres des copeaux, ils suivent le mouvement imposé par ce bord libre et l'interface de la colonie la plus proche.

Une relation a été établie entre la faible usinabilité du Ti555-3 et sa microstructure de Widmanstätten (alpha-beta) contenant 20% de phase alpha globulaire résiduelle [Arrazola et al. 09].

Joshi [Joshi et al. 14] a étudié l'influence de la fraction de phase β sur la formation du copeau. Pour cela il a comparé les différents paramètres (la longueur du plan de cisaillement AD, le segment de déformation ε et l'angle inclus η) qui permettent de définir le copeau segmenté (Figure 1.16) dans trois alliages de titane différents : un alliage α (Ti5.36Al3.02Sn) et un alliage $\alpha+\beta$ (Ti6Al4V) composé de gros grains sous forme de microstructure équiaxe et un alliage quasi β (Ti4.16Al3.26V3.89Mo1.31Si) composé de grains fins sous forme de microstructure lamellaire.

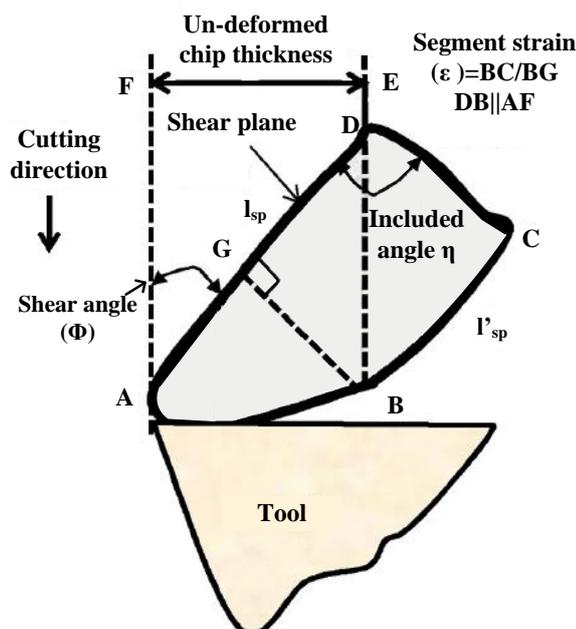


Figure 1.16 - Définition des paramètres de déformation du feston [Joshi et al. 14].

D'après ses résultats, la formation du copeau dépend de la fraction de phase β . La phase β va influencer la forme du copeau mais également son mode de formation. Il montre ainsi que le copeau de l'alliage de titane α (Ti5.36Al3.02Sn) se forme par cisaillement adiabatique catastrophique tandis que la formation du copeau du Ti6Al4V a tendance à se former par propagation de fissure. En ce qui concerne l'alliage quasi β , celui-ci à un copeau qui a tendance à se former par cisaillement adiabatique. Néanmoins il est difficile de pouvoir le comparer aux deux autres alliages car sa microstructure est différente.

Yang [Yang et al. 11] montre quant à lui que la microstructure a un impact sur la formation des bandes de cisaillement adiabatiques. Il a effectué des tests de cisaillement avec une barre de Hopkinson sur deux sortes d'éprouvettes chapeaux : des éprouvettes d'alliage Ti-1300 $\alpha+\beta$ de microstructure lamellaire et des éprouvettes d'alliage Ti-1300 ayant une microstructure de phase β . Les résultats montrent que l'alliage $\alpha+\beta$ a une valeur de déformation critique permettant d'initier les bandes de cisaillement plus faible que l'alliage β . Cela se traduit par une bande de cisaillement adiabatique blanche et d'épaisseur plus faible (Figure 1.17(c)). De plus la chute brutale de la contrainte de cisaillement pour l'alliage $\alpha+\beta$ indique que celui-ci est plus sensible à une localisation de la déformation du cisaillement adiabatique que l'alliage β .

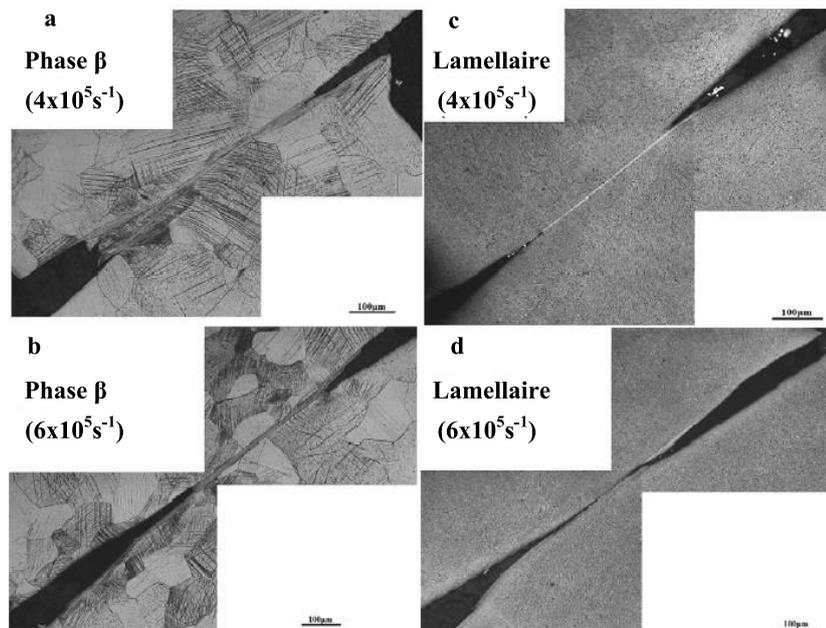


Figure 1.17 - Bandes de cisaillement adiabatique - (a) Alliage β , vitesse de déformation 4.10^5 s^{-1} - (b) Alliage β , vitesse de déformation 6.10^5 s^{-1} - (c) Alliage $\alpha+\beta$, vitesse de déformation 4.10^5 s^{-1} - (d) Alliage $\alpha+\beta$, vitesse de déformation 6.10^5 s^{-1} , [Yang et al. 11].

Lapovok [Lapovok et al. 12] montre que dans le cas d'un titane commercialement pur (CP-Ti grade 2), la taille de grain à un impact non négligeable sur ses propriétés thermiques (notamment la conductivité thermique) et également sur l'usinage de celui-ci. Il compare un titane pur à grains grossiers (CG : coarse-grained) ayant une taille de grain de l'ordre de $27 \mu\text{m} \pm 15 \mu\text{m}$ et un titane pur à grains ultra fins (UFG : ultra fine grained) obtenu par procédé ECAP (la taille de grain obtenue est de 200 nm). Selon lui, les grains ultra fins permettent d'avoir un espacement entre les bandes de cisaillement deux fois moins important et une longueur de copeau plus faible que pour le titane CG. Ceci est attribué à l'augmentation de la résistance et à la diminution de la ductilité du titane UFG qui résulte en une réduction de

l'énergie nécessaire pour l'initiation et la propagation des fissures. Ainsi grâce à la réduction de cette énergie, une réduction de l'usure de l'outil est attendue. De plus, il montre que la taille de grain a une influence sur la conductivité thermique. Plus le grain sera fin, plus la conductivité thermique sera faible. Ainsi une conductivité thermique plus faible favorise la localisation de la déformation dans des bandes de cisaillement plus étroites et plus rapprochées. Ce phénomène permet d'avoir des copeaux moins long afin de limiter l'usure de l'outil. Néanmoins la conductivité thermique atteint une valeur maximale pour une certaine taille de grain (480 nm pour le matériau de cette étude).

Dans ses travaux de thèse qui ont porté sur l'usinage d'un acier 100Cr6, avec deux microstructures différentes (matrice martensitique avec la présence de gros carbures et matrice bainitique sans présence de carbure), Habak [Habak 06] a montré que malgré la dureté similaire (55 HRC), l'usinabilité (coefficient de frottement, efforts de coupe, état de surface, contraintes résiduelles en surface et températures de coupe) et la loi de comportement (charge maximale de cisaillement, bande de cisaillement) du matériau étaient très différentes suivant le type de microstructure étudiée. Même si ces résultats ne sont pas directement exploitables pour l'étude actuelle, la méthodologie mise en place durant ses travaux semble quant à elle intéressante à explorer.

1.2.4.3. Influence des propriétés mécaniques

Settineri [Settineri et al. 14] corrèle l'usinabilité d'aluminures de titane gamma à travers l'usure de l'outil, la rugosité de la surface usinée et l'observation de l'état de surface au MEB par rapport aux différentes propriétés mécaniques et thermiques de ces matériaux (coefficient de frottement, module de Young, résistance à la traction, résistance à la rupture, conductivité thermique à 100 °C et 800 °C et la dureté). L'évaluation des paramètres mécaniques n'est toutefois pas pertinente puisque ceux-ci ont été déterminés à température ambiante et en condition statique. Or durant l'usinage, les trois zones de cisaillement (primaire, secondaire et tertiaire) sont le siège de chargements thermomécaniques extrêmes. C'est pourquoi dans le projet TITUS, une partie sera consacrée à la détermination des propriétés mécaniques à hautes températures.

1.2.4.4. Influence de la dureté

Des études sont aussi menées sur la corrélation entre la dureté et l'usinabilité. De nombreuses études s'intéressent à la dureté de la surface usinée des pièces pour caractériser l'intégrité de surface mais peu l'utilisent pour caractériser l'usinabilité des matériaux. Ezugwu & Tang [Ezugwu et al. 95] montrent ainsi que la dureté de la surface usinée augmente avec l'usure de l'outil lors de l'usinage d'un inconel 718. Ils mettent en cause une déformation plastique importante qui se traduit par une orientation privilégiée des grains (grains allongés suivant la direction d'usinage). Dans le cadre d'essais de coupe orthogonale ou de perçage, il sera intéressant alors de prendre en compte les résultats mis en évidence ci-dessus. En effet l'outil usine la surface qu'il a affecté au tour d'avant, il est donc possible de supposer que l'augmentation de la dureté à cause de l'usure de l'outil va user alors encore plus l'outil au tour d'après. Sacristan [Sacristan et al. 16] montre également dans ses travaux que l'augmentation de l'oxygène a tendance à augmenter la dureté de la phase α (5% dans son

cas) à cause de son rôle de stabilisateur de phase α . L'augmentation de la dureté et de la résistance élastique entraînent une augmentation de l'énergie spécifique de coupe rendant ainsi le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ avec un fort taux d'oxygène moins usinable que celui avec un faible taux. Attanasio [Attanasio et al. 13] étudie le micro fraisage de Ti6Al4V avec quatre microstructures différentes. Il tente de corréler la microdureté (Table 1.E) et la nanodureté (Table 1.F) avec les efforts de coupe, l'usure des outils et la morphologie de la microstructure. Il observe ainsi que la dureté (micro et nano) dépend du type de microstructure. La microdureté d'une structure bimodale est de l'ordre de 411 HV tandis que celle d'une structure lamellaire est de 356 HV. Cela est impacté par la dureté de chaque grain. Selon Attanasio, l'effet de partitionnement des éléments implique que les grains lamellaires sont moins durs que les grains équiaxes. C'est également pour la même raison que les grains α équiaxes ont une dureté maximale dans la structure bimodale alors que c'est là que la fraction volumique de grains α équiaxes est la moins importante. Au final, il observe ainsi que les efforts de coupe et l'usure sont moindres lors de l'usinage d'une structure lamellaire qui a une dureté plus faible que les autres microstructures.

Microdureté HV	Sans recuit de recristallisation	Bimodale	Equiaxe	Lamellaire
Moyenne	386	411	397	356
Écart-type	18	15	24	45

Table 1.E - Valeur moyenne et dispersion de la microdureté pour les quatre microstructures étudiées [Attanasio et al. 13].

Type de grain	Sans recuit de recristallisation		Bimodale		Equiaxe	
	%	Dureté	%	Dureté	%	Dureté
Grain α équiaxe	43	499±61	37	543±46	87	481±61
Grain $\alpha+\beta$ lamellaire	57	397±51	63	413±30	13	417±48

Table 1.F - Fraction volumique et nanodureté des grains lamellaires et équiaxes des microstructures étudiées [Attanasio et al. 13].

Néanmoins le critère de dureté n'est pas pertinent et ne suffit pas à prédire l'usinabilité. En effet les travaux menés par Bouchnak [Bouchnak 10] montrent que le Ti6Al4V à une meilleure usinabilité que le Ti555-3 alors que ces deux matériaux ont des duretés similaires (349 HV pour le Ti6Al4V et 353 HV pour le Ti555-3). Les mêmes résultats sont observés dans les travaux d'Armendia [Armendia et al. 10] sur la comparaison de l'usinabilité entre le Ti54M qui a une dureté de 237 HB et le Ti6Al4V qui a une dureté de 241 HB. La mesure de la dureté est donc nécessaire dans la compréhension des phénomènes de coupe mais elle ne conditionne pas l'usinabilité des matériaux.

1.2.5. Conclusion

Comme l'a montré cet état de l'art, la métallurgie des alliages de titane est assez complexe et nécessite une certaine maîtrise. Cette maîtrise est d'autant plus importante que l'usinabilité est un domaine d'étude très vaste dans lequel il est nécessaire de contrôler le plus grand nombre de paramètres possibles (dont les paramètres métallurgiques des alliages) afin de pouvoir découpler chacun de ces paramètres et déterminer le plus influent d'entre eux. Cette démarche a déjà été adoptée à l'échelle macroscopique avec l'étude des différents paramètres de

coupe et leur influence sur les grandeurs physiques (thermique et mécanique) néanmoins cela est moins vrai lorsque l'usinabilité est étudiée à une échelle plus petite dans laquelle peu d'études ont été menées. L'étude présentée ici tend dans cette direction puisque les paramètres thermo-mécano-métallurgiques des alliages utilisés seront étudiés dans un premier temps.

1.3. Présentation et analyses des matériaux étudiés

Trois matériaux ont été retenus dans le cadre du projet : Le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ standard, le Ti6Al4V traité β et le Ti54M $\alpha+\beta$. Les deux premiers matériaux ont été choisis car ils sont tous deux utilisés dans l'industrie aéronautique pour la fabrication de pièces de structure. Le troisième a quant à lui été choisi pour son usinabilité améliorée. En effet, selon le fournisseur TIMET, le Ti54M présente une meilleure usinabilité que le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ en termes d'usure d'outil, tout en ayant des caractéristiques mécaniques similaires. Ce chapitre présente ces trois matériaux dont les propriétés ont été caractérisées par l'Institut Jean Lamour (IJL), TIMET Savoie et l'ENSAM (Angers et Cluny).

1.3.1. Propriétés métallurgiques

1.3.1.1. Composition chimique et élaboration des trois alliages

Le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ et le Ti54M sont issus respectivement des coulées 900600C et 307553C. Ce sont des métaux deux fusions, forgés selon une gamme « classique » et usinés à diamètre 120 mm par TIMET Savoie. Des analyses chimiques ont été réalisées (Table 1.G) en tête et en pied de barre (i.e. aux deux extrémités) afin de contrôler si la composition chimique est conforme aux normes. Le Ti54M se démarque du Ti6Al4V notamment par la présence de molybdène (Mo) qui le rend plus bêtagène et qui diminue ainsi son point transus beta (T_β). La température de transus est alors de 953 °C pour le Ti54M alors que celui du Ti6Al4V est de l'ordre de 1000-1001 °C.

		Composition chimique limite en %m.						
		Al	V	Mo	Fe	O	N	C
Ti6Al4V Coulée 900600C	Spéc. Mini	5.5	3.5	-	-	-	-	-
	Spéc. Maxi	6.75	4.5	-	0.3	0.2	0.03	0.08
	Tête	6.54	4.18	-	0.13	0.185	0.0033	0.011
	Pied	6.57	4.27	-	0.12	0.186	0.0052	0.010
Ti54M Coulée 307553C	Spéc. Mini	4.5	3.0	0.6	0.3	0.15	-	-
	Spéc. Maxi	5.5	5.0	1.0	0.7	0.20	0.03	-
	Tête	5.18	3.99	0.78	0.45	0.16	0.0030	0.006
	Pied	5.04	3.86	0.75	0.48	0.18	0.0057	0.007

Table 1.G - Analyse de la composition chimique du Ti6Al4V et du Ti54M.

Le Ti6Al4V traité β a, quant à lui, été élaboré à partir d'un traitement thermique réalisé sur une partie de la coulée 900600C de Ti6Al4V $\alpha+\beta$. Le traitement thermique est le suivant :

- Chargement des 2 billettes dans four à 1030 °C ;
- Temps en four 1h45 min, soit un temps de maintien de 30 min à 1030 °C ;

- Refroidissement à l'air ;
- Recuit à 730°C - 3 h en four, soit un maintien de 1h30 min ;

Afin de ne pas faire grossir les grains ex-bêta lors du traitement il a été décidé de minimiser le temps de maintien ainsi que la température de 1030 °C qui correspond à une température légèrement supérieure à la température du transus bêta.

1.3.1.2. Microstructure

La microstructure du Ti6Al4V $\alpha+\beta$ présentée sur la Figure 1.18(a) est une structure bimodale composée principalement de grains α primaires (α_I) (h.p.c.) dans une matrice transformée β (c.c.) contenant quelques petits grains d'alpha secondaires (α_{II}).

Une structure similaire est observée dans le cadre du Ti54M (Figure 1.18(b)) tandis qu'une microstructure de type lamellaire composée d'une matrice de grain ex-bêta avec des lamelles de phase alpha dites alpha secondaires (α_{II}) est observée dans le cas du Ti6Al4V traité β (Figure 1.18(c)).

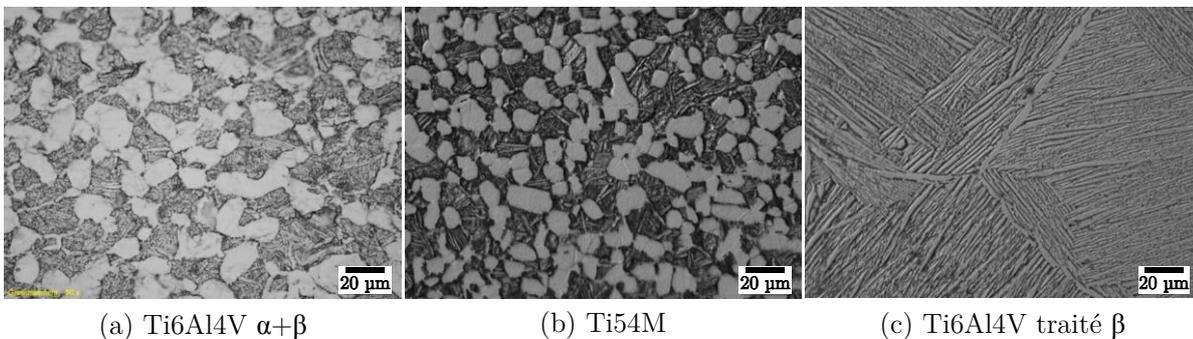


Figure 1.18 - Microstructure des alliages de titane étudiés - (a) Ti6Al4V $\alpha+\beta$ - (b) Ti54M - (c) Ti6Al4V traité β .

Bien que les structures soient similaires dans le cas des deux premiers matériaux, le taux surfacique des différentes phases ainsi que la taille des grains sont différents comme le montre l'analyse d'images réalisée par l'institut Jean Lamour (IJL) à l'aide du logiciel Aphelion dont les valeurs récapitulatives sont fournies dans la Table 1.H. En effet, la taille des nodules (d.e.m. : diamètre équivalent moyen) d'alpha primaire est plus petite pour le Ti54M que pour le Ti6Al4V $\alpha+\beta$. Cela est également vrai pour l'épaisseur des lamelles d'alpha secondaires qui sont deux fois plus épaisses dans le Ti6Al4V $\alpha+\beta$. Dans le cas du Ti6Al4V traité β les nodules alpha ont complètement disparus et se sont entièrement transformés en lamelles d'alpha secondaire. Les lamelles d'alpha sont encore plus épaisses que pour les deux autres matériaux et leurs longueurs peuvent atteindre 500 μm .

En ce qui concerne le taux surfacique de phase, là encore le taux de phase est différent pour les deux matériaux (Ti6Al4V $\alpha+\beta$ et Ti54M). En effet la phase β n'est présente qu'à 9 % dans le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ contre 20 % pour le Ti54M. Un écart pour le taux de nodule α ainsi que pour les lamelles α est également à noter. Le Ti6Al4V traité β a, quant à lui, un taux de phase β identique au Ti6Al4V $\alpha+\beta$ tandis qu'il est composé de 90 % de phase lamellaire et n'a plus de nodule comme cela a été mentionné dans le paragraphe ci-dessus.

Alliages	Fraction surfacique (%)			Épaisseur lamelle α (α_{π})	d.e.m nodule α (α_{π})
	Nodule α (α_I)	Lamelle α (α_{π})	Phase β		
Ti54M	46	34	20	1-2	7-12
Ti6Al4V $\alpha+\beta$	60	31	9	2-4	10-15
Ti6Al4V β	-	90	10	3-5	-

Table 1.H - Grandeurs microstructurales obtenues par analyses d'images.

1.3.2. Propriétés mécaniques

La bonne tenue en service des structures aéronautiques impose d'avoir des propriétés mécaniques bien spécifiques. Ces propriétés mécaniques jouent un rôle important dans l'usinage des matériaux et elles sont également essentielles pour la mise en place de modèles numériques qui puissent reproduire au plus proche ce qu'il se passe expérimentalement. Très souvent celles-ci sont étudiées à froid, or durant l'usinage les températures peuvent atteindre des valeurs très importantes, ainsi les propriétés mécaniques sont modifiées et ne reflètent plus la réalité. C'est pourquoi une partie des propriétés mécaniques a été étudiée à chaud.

1.3.2.1. Propriétés mécaniques à froid

Les propriétés mécaniques à froid ont été choisies conformément aux exigences voulues par le constructeur aéronautique. Le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ et le Ti54M ont été fournis selon des spécificités demandées tandis que les propriétés mécaniques du Ti6Al4V traité β suivent la norme AIMS 03-20-001. Pour vérifier la conformité des matériaux, des essais de traction ont été réalisés par le fournisseur TIMET sur des éprouvettes prélevées aux deux extrémités des barres (TBT1 et TBT2) provenant des différentes coulées. Les résultats sont présentés dans la Table 1.I. Le traité β peut être considéré comme un matériau « hétérogène » de par la taille importante de ses grains, il a donc été important de vérifier que les propriétés mécaniques étaient similaires quel que soit le sens de prélèvement des éprouvettes. C'est pourquoi les essais de traction statique ont été réalisés sur des éprouvettes qui ont été prélevées dans différentes directions (longitudinale, radiale et circonférentielle).

Comme il est possible de le constater, le Ti54M et le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ ont des caractéristiques mécaniques très similaires malgré que le premier matériau soit plus bêtagène. Le traité β présente quant à lui une limite élastique et une résistance à la rupture identique aux deux premiers matériaux en revanche, son taux d'allongement à la rupture A est 30 % plus faible et son coefficient de striction Z deux fois plus faible.

		$R_{p0,2}$ (MPa)	R_m (MPa)	A (%)	Z (%)
Ti6Al4V $\alpha+\beta$	Spéc. Mini.	830	900	10.0	25.0
	Spéc. Maxi.	-	1130	-	-
	TBT1	867	951	15.8	41.9
	TBT2	867	947	15.4	43.9
Ti54M	Spéc. Mini.	830	900	10.0	25.0
	Spéc. Maxi.	-	1130	-	-
	TBT1	880	941	14.1	39.7
	TBT2	876	937	14.1	41.5
Ti6Al4V traité β	AIMS 03-20-001 min	830	900	6.0	10.0
	Sens long. \varnothing 10 mm à	862	932	10.8	26.3

mi rayon				
Sens Travers Ø10 mm, radial	842	906	10.4	21.1
Sens Travers Ø5 mm, circonférentiel	855	940	10.2	21.9

Table 1.I - Récapitulatif des propriétés mécaniques à température ambiante du Ti6Al4V $\alpha+\beta$, du Ti6Al4V traité β et du Ti54M d'après le fournisseur TIMET.

Dans le cadre des essais de détermination de la loi d'endommagement qui sera présentée dans le chapitre 6, des essais de traction quasi-statique ($\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$) sur éprouvettes lisses normalisées ont été réalisés à partir d'éprouvettes prélevées dans un morceau de la barre à une position aléatoire. Ces essais ont permis de valider les données fournisseur vis-à-vis de la limite d'élasticité, de la résistance à la rupture et de l'allongement. Le coefficient de striction n'a pas pu être déterminé durant l'expérimentation car l'extensomètre radial de la machine ne permettait pas de réaliser des mesures pour ce diamètre d'éprouvette ($d = 6 \text{ mm}$). Pour le traité β , les éprouvettes ont été prélevées dans le sens longitudinal. Les résultats sont donnés dans la Table 1.J et la Figure 1.19. Les résultats des essais sont identiques à ceux trouvés par le fournisseur (Table 1.I), il est donc possible de confirmer la bonne homogénéité matière en terme de propriétés mécaniques sur l'ensemble de la coulée pour les trois matériaux.

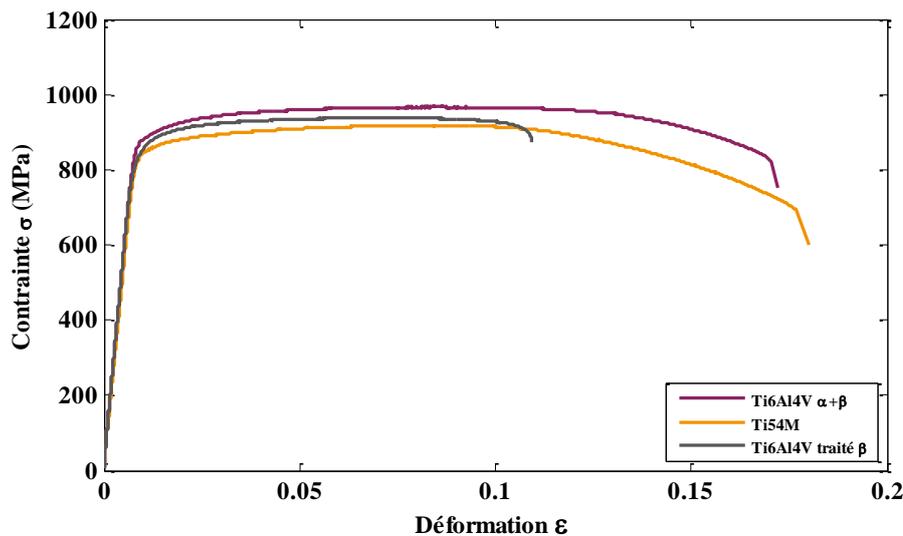


Figure 1.19 - Essais de traction sur éprouvette lisse normalisée réalisés sur les trois matériaux dans le cadre de l'étude dans le cadre des essais du chapitre 6 ($\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $T = 20 \text{ °C}$).

	$R_{p0,2}$ (MPa)	R_m (MPa)	A (%)
Ti6Al4V $\alpha+\beta$	874	967	17.0
Ti54M	839	919	17.6
Ti6Al4V traité β	847	938	10.9

Table 1.J - Valeurs des essais de traction complémentaires réalisés sur les trois matériaux dans le cadre des essais du chapitre 6 ($\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $T = 20 \text{ °C}$).

1.3.2.2. Étude du module de Young à chaud

Le module de Young est une caractéristique importante des matériaux. En effet, lors de l'usinage, un retour élastique de la matière est observé et joue un rôle dans l'usure en dépouille de ces outils. Dans le cas des alliages de titane, la valeur du module de Young est faible et a pour conséquence un retour important de la matière. Le module de Young est également utilisé dans la détermination des lois de comportement ainsi que dans la mise en place des modèles numériques c'est pourquoi pour obtenir des modèles et des lois précis il est nécessaire d'avoir la valeur de cette caractéristique en fonction de la température.

Pour obtenir ces résultats, des essais ont été réalisés à l'aide du moyen expérimental développé par le laboratoire Aurock comme le montre la Figure 1.20. Le module de Young en fonction de la température est déterminé par résonance acoustique dont la méthode est définie par la norme ASTM E1876 / NF EN ISO 12680-1 [AFNOR 07]. Le principe, basé sur la théorie des ondes mécaniques dans les solides, consiste à venir frapper brièvement avec un marteau un échantillon une seule fois. À l'aide d'un microphone il est alors possible d'acquérir la réponse sonore consécutive à ce choc. L'échantillon vibre alors à sa fréquence de résonance qui est caractéristique des points d'appuis mécaniques de l'éprouvette (configuration en flexion ou en torsion), de la géométrie d'éprouvette ainsi que de ses propriétés mécaniques et plus particulièrement de ses propriétés élastiques [Roebben et al. 97]. Le principe de base de cette mesure ainsi que le dispositif expérimental sont exposés sur les Figures 1.20 et 1.21. L'éprouvette peut être de géométrie rectangulaire ou cylindrique. Dans le cas de cette étude des éprouvettes rectangulaires ont été choisies. Leurs dimensions sont de longueur $L = 60$ mm, de largeur $l = 20$ mm et d'épaisseur $e = 5$ mm.



Figure 1.20 - Montage pour la mesure du module Young du laboratoire Aurock d'Albi.

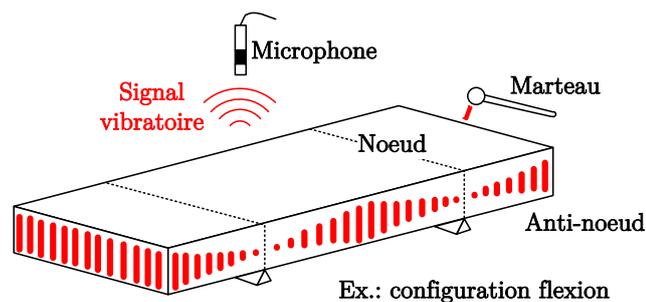


Figure 1.21 – Schéma de principe de détermination du module de Young par résonance acoustique [Roebben et al. 97].

À l'aide de la fréquence de résonance du 1^{er} mode propre ainsi que de la géométrie et la masse de l'échantillon, il est alors possible de calculer le module de Young résultant grâce à l'équation (Eq. 1-11) donnée ci-dessous :

$$E = 0.9465 \left(\frac{mf_1^2}{l} \right) \left(\frac{L}{e} \right)^3 T_1 \quad (\text{Eq. 1-11})$$

Où

- m est la masse de l'échantillon (g)
- l est la largeur de l'échantillon (mm)
- L est la longueur de l'échantillon (mm)
- e est l'épaisseur de l'échantillon (mm)
- f₁ est la fréquence de résonance fondamentale de l'échantillon en flexion (Hz)
- T₁ est le facteur de correction du mode fondamental en flexion pour tenir compte de l'épaisseur finie de la barre, du coefficient de Poisson, etc.

Dans le cas où la grandeur L/e est inférieur à 20 et si le coefficient de Poisson est connu, T₁ s'exprime à l'aide de l'équation (Eq. 1-12).

$$T_1 = 1 + 6.585(1 + 0.0752\nu + 0.8109\nu^2) \left(\frac{e}{L} \right)^2 - 0.868 \left(\frac{e}{L} \right)^4 - J \quad (\text{Eq. 1-12})$$

Où

$$J = \frac{\left[8.340(1 + 0.2023\nu + 2.173\nu^2) \left(\frac{e}{L} \right)^4 \right]}{\left[1 + 6.338(1 + 0.1408\nu + 1.536\nu^2) \left(\frac{e}{L} \right)^2 \right]} \quad (\text{Eq. 1-13})$$

Et ν est le coefficient de Poisson.

Dans le cas où L/e est supérieur ou égale à 20 il est possible de simplifier l'expression de T₁ qui devient alors :

$$T_1 = 1 + 6.585 \left(\frac{e}{L} \right)^2 \quad (\text{Eq. 1-14})$$

Cette deuxième équation permet de calculer E directement sans nécessairement connaître la valeur du coefficient de Poisson.

Expérimentalement le protocole de mesure est divisé en 3 étapes distinctes.

1. La première étape consiste à faire un essai hors four en flexion afin de déterminer la fréquence propre du premier mode de flexion. Pour cet essai un coefficient de Poisson a été choisi arbitrairement (typiquement 0.275) ;
2. La seconde étape consiste à réaliser des essais en configuration torsion afin de mesurer le module de Young et le coefficient de Poisson à température ambiante. Dans le cas de la configuration en torsion, la fréquence propre du premier mode de

flexion est retrouvée. Une deuxième fréquence qui lui est supérieure correspond au premier mode de torsion ;

- Enfin la réalisation des essais à différentes températures est effectuée dans le four avec une configuration en flexion afin de mesurer le module de Young. Dans notre cas le facteur de correction T_1 dépend du coefficient de Poisson car la grandeur L/t est inférieure à 20. Le coefficient de Poisson alors retenu est celui déterminé dans l'étape précédente à température ambiante.

Dans le cas de cette étude le module de Young a été étudié de la température ambiante jusqu'à 1100°C avec une vitesse de chauffe de 1.5 °C.min⁻¹. Les résultats obtenus à partir des essais expérimentaux sont donnés sur la Figure 1.22 et en Annexe A. Les modules d'élasticité du Ti6Al4V $\alpha+\beta$ et du Ti6Al4V traité β sont identiques avec des valeurs respectives de 117.17 GPa et 118.16 GPa à température ambiante. Le Ti54M quant à lui suit une courbe parallèle au deux autres mais avec une valeur de module d'élasticité légèrement plus faible de 113.91 GPa. Le module de Young du Ti54M n'a pas pu être tracé jusqu'à 1100°C car un disfonctionnement est survenu durant l'essai (décrochement du fil qui maintenait l'échantillon). Les mesures au-delà de 850 °C ont donc été faussées. Cependant au vue de l'aspect de la courbe et sa tendance par rapport aux deux autres il est possible d'interpoler les résultats afin de déterminer la valeur du module au-delà de 850°C. Les données fournies par la base de données de l'ASTM permettent de valider les résultats de l'étude menée ici. En effet les résultats obtenus sont très proches des résultats du Ti6Al4V $\alpha+\beta$ fournis par l'ASTM (courbe bleue).

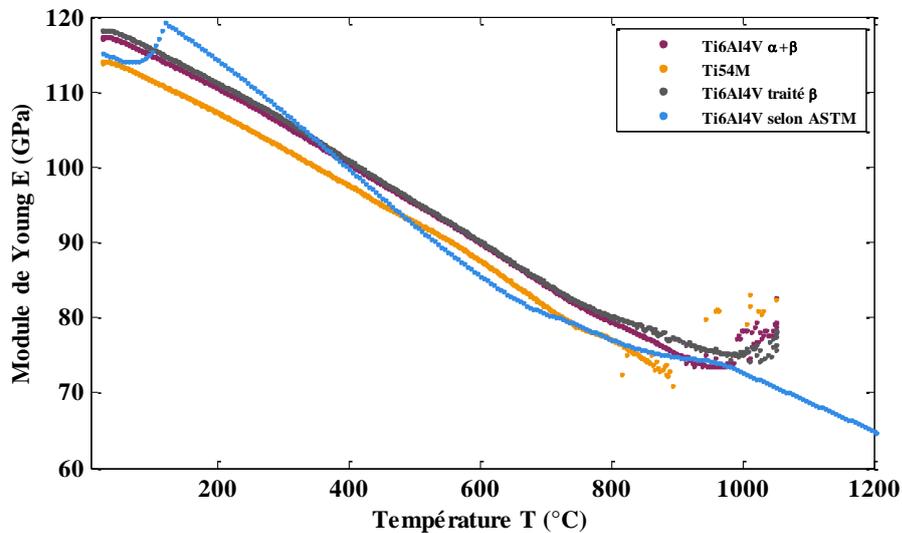


Figure 1.22 - Module de Young en fonction de la température.

L'aspect linéaire des courbes permet de pouvoir définir une loi sous forme de fonction affine pour chaque matériau ((Eq. 1-15), (Eq. 1-16) et (Eq. 1-17)).

$$E_{Ti6Al4V \alpha+\beta} = -0.0462T + 118.68 \quad (\text{Eq. 1-15})$$

$$E_{Ti6Al4V \text{ traité } \beta} = -0.0454T + 119.3 \quad (\text{Eq. 1-16})$$

$$E_{Ti54M} = -0.0489T + 115.94 \quad (\text{Eq. 1-17})$$

Par ailleurs, l'observation de l'amortissement du signal acoustique, présenté sur la Figure 1.23, met en évidence une augmentation significative de sa valeur aux environs de 800/850 °C. Cet accroissement suggère une viscoélasticité des matériaux à partir de ce palier de température.

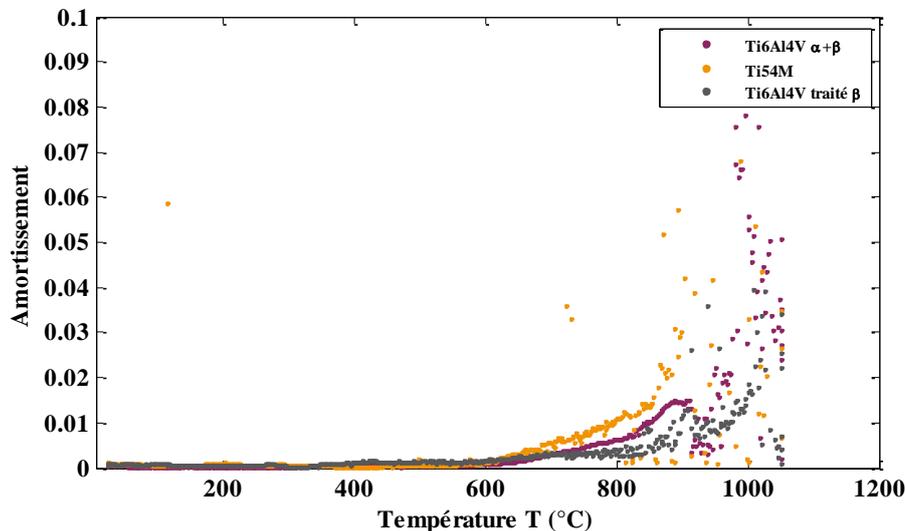


Figure 1.23 - Amortissement du signal acoustique en fonction de la température.

1.3.2.3. Dureté

Comme cela a été montré dans le paragraphe 1.2.4.4, la connaissance de la dureté est nécessaire pour la compréhension des phénomènes d'usinabilité malgré que celle-ci ne soit pas un indicateur suffisant d'une meilleure usinabilité ou non d'un matériau par rapport à un autre.

Dans l'étude menée ici, la dureté Brinell définie par la norme NF EN ISO 6506-1 [AFNOR 14], a été choisie comme moyen de mesure pour comparer les trois matériaux. Les mesures de dureté Brinell ont été réalisées à l'aide d'une machine de dureté Instron Wolpert Digi Testor 930. Les essais ont été réalisés le long du diamètre d'une galette de diamètre Ø120 mm prélevée dans les barres avec un pas de 10 mm entre chaque mesure comme le montre la Figure 1.24. La mesure le long du diamètre permet de s'assurer de l'homogénéité de la dureté dans tout le lopin. Un diamètre de bille D de 2,5 mm et une force appliquée F de 1839 N ont été choisis d'après la norme NF EN ISO 6506-1 (HB 2.5/187.5).

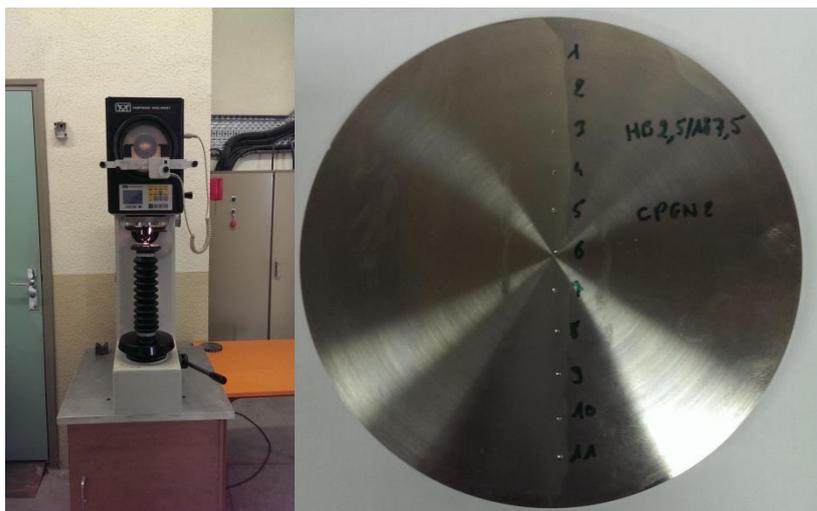


Figure 1.24 - Mesure de dureté Brinell (HBW) sur le diamètre.

La Figure 1.25 et la Table 1.K présentent les résultats des essais. La dureté moyenne pour les trois matériaux est identique. La dureté le long du diamètre est très homogène dans le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ et le Ti54M comme le montre les écarts-types qui sont respectivement de 5 HB et 3 HB. En revanche, la dureté du Ti6Al4V traité β varie bien plus que pour les deux autres avec un écart-type de 18 HB. L'ensemble des valeurs sont fournies en Annexe B. Pour comprendre cette « hétérogénéité » de la dureté de ce troisième matériau, il faut s'intéresser à l'empreinte réalisée dans celui-ci.

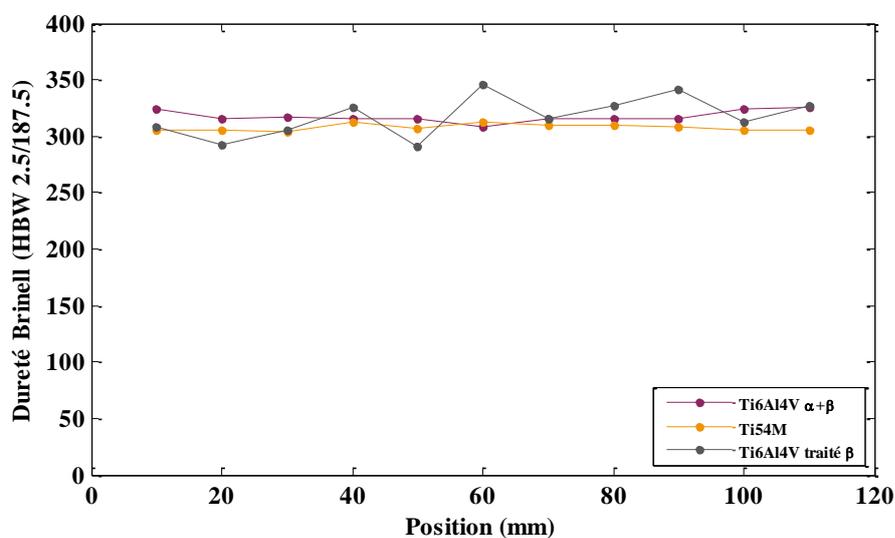


Figure 1.25 - Résultats de dureté Brinell (HBW 2.5/187.5) en fonction de la position.

	Ti6Al4V $\alpha+\beta$	Ti54M	Ti6Al4V traité β
Dureté Moyenne	317	308	317
Ecart-type	5	3	18
Dureté maxi.	325	313	346
Dureté mini.	308	304	291

Table 1.K - Récapitulatif des mesures de dureté Brinell.

La Figure 1.26 présente les empreintes laissées par la bille dans les trois matériaux. Pour les deux premiers matériaux, l'empreinte est bien cylindrique conformément aux exigences données par la norme. Il est donc possible de définir le diamètre moyen à partir des diamètres

d_1 et d_2 pris sur l'empreinte et ainsi de déterminer la dureté. En revanche dans le cas du Ti6Al4V traité β , l'empreinte apparaît plus comme une sorte de « patate » que sous une forme circulaire parfaite. Ceci est vrai pour l'ensemble des essais réalisés dans ce matériau. Les paramètres d_1 et d_2 sont alors très différents d'où une dureté qui peut varier énormément en fonction de l'empreinte puisque cette forme géométrique varie en fonction de l'endroit où a été fait l'essai de dureté. Cette forme variable est due à la taille de grain dans le cas de ce matériau et donc plus précisément à l'hétérogénéité. En effet le diamètre moyen de l'empreinte est de 850 μm soit 1.7 fois la taille d'un grain β (pour rappel la taille des grains β est de l'ordre de 500 μm). L'essai de dureté est alors réalisé très certainement au joint de grain de 2 grains, or les grains sont composés de paquets de lamelles de α_{II} orientés arbitrairement dans l'espace. Ceci explique l'obtention de telles empreintes qui ne permettent pas de mesures précises de la dureté pour ce matériau.

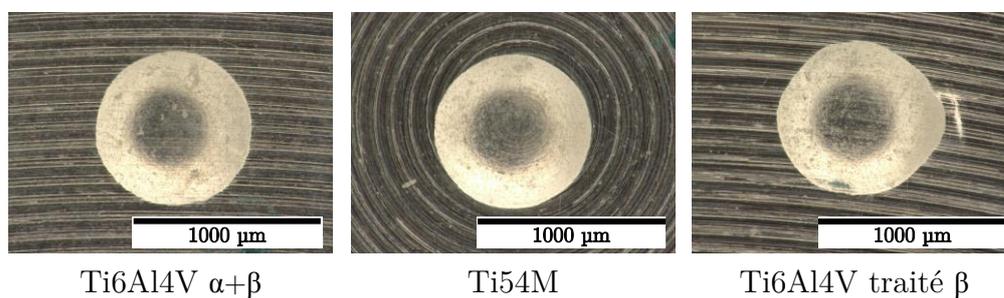


Figure 1.26 - Empreinte laissée par la bille après essai de dureté Brinell.

Comme cela a été constaté dans cette première partie sur l'étude de la dureté, la dureté pour les trois matériaux est très similaire et ne permet pas de classer les matériaux. En revanche, dans le cas du Ti6Al4V traité β , en raison d'une taille de grain très importante, les mesures de dureté ne permettent pas d'obtenir des résultats précis et pertinents. Il n'est donc pas possible de conclure de façon sûre sur la dureté de ce matériau. Afin d'affiner les résultats sur l'analyse de la dureté, il est nécessaire de réduire l'échelle et de faire une analyse de la dureté à l'échelle microscopique notamment à l'aide d'une analyse de microdureté.

Rappel de l'essai de microdureté

Les essais de microdureté sont similaires aux essais de dureté conventionnels à l'exception près que ces essais sont réalisés sous une faible charge (de 10 à 100 g). Ces essais permettent d'avoir des mesures très localisées (à l'intérieur d'un grain ou au plan de joint, etc.). La taille d'empreinte est généralement d'environ 100 à 200 μm^2 .

Conditions d'essais

Les essais de microdureté Vickers ont été réalisés sur un microduromètre Wilson Tukon 1202. Des éprouvettes cylindriques $\varnothing 12$ mm ont été prélevées par détournage dans les tranches de chaque nuance de $\varnothing 120$ mm et d'épaisseur $e = 20$ mm. Les conditions d'essai sont fournies dans la Table 1.L . Une charge de 50 gf a été choisie pour faire ces essais. La charge a été choisie de sorte à ce qu'elle ne soit pas trop faible pour ne pas avoir de variations dans les résultats et pas trop élevée pour rester à l'échelle des grains. Le choix de cette valeur a été

validée par la bibliographie qui a été réalisée et notamment par les essais de micro et nanodureté réalisés par Attanasio [Attanasio et al. 13] sur du Ti6Al4V ayant subi différents traitements thermomécaniques.

Type d'essai	Microdureté Vickers
Unité	HV
Charge appliquée	50 gf
Distance entre mesure	0.1 mm

Table 1.L - Conditions d'essai de microdureté.

Trois filiations de 33 mesures ont été faites pour ces essais sur chaque nuance comme le montre la Figure 1.27. Les résultats d'Attanasio montrent que la dureté du Ti6Al4V est comprise entre 356 et 411 HV selon la nature de la microstructure. En faisant l'hypothèse que les diagonales d_1 et d_2 sont identiques et en utilisant la relation entre la dureté et la valeur des diagonales (Cf. (Eq. 1-18)), il est possible de déduire que la taille des diagonales des empreintes faites par Attanasio est de l'ordre de 30 μm . C'est pourquoi pour éviter l'effet d'écroûissage d'une mesure sur une autre, une distance de 0.1 mm (soit 3 fois la taille de l'empreinte) a été choisie entre chaque mesure.

$$HV = \frac{2F \cdot \sin\left(\frac{136^\circ}{2}\right)}{g \cdot d^2} \text{ avec } d = \frac{d_1 \times d_2}{2} \quad (\text{Eq. 1-18})$$

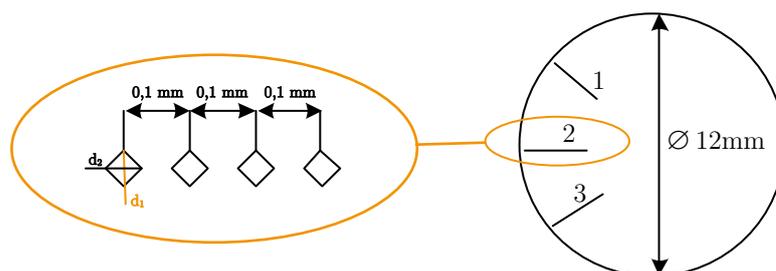


Figure 1.27 - Schéma de représentation des filiations.

Résultats des essais

La Figure 1.28 montre le type d'empreinte obtenu avec la microdureté Vickers. En ce qui concerne les résultats, il faut noter que la dureté varie peu entre les trois matériaux. La dureté du Ti54M est légèrement plus faible que celle des deux autres. En revanche la dureté du Ti6Al4V $\alpha+\beta$ est similaire à la dureté du traité β comme le montre la Figure 1.29.

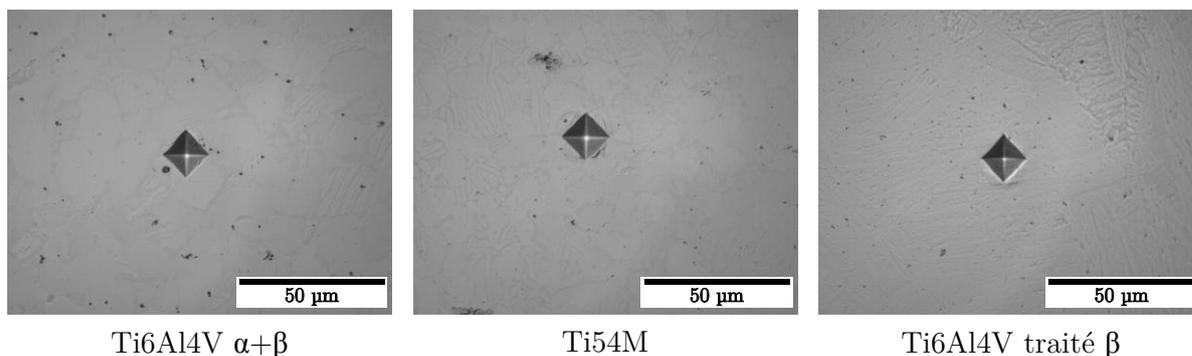


Figure 1.28 - Morphologie d'empreinte réalisée par microdureté Vickers (HV 0.05).

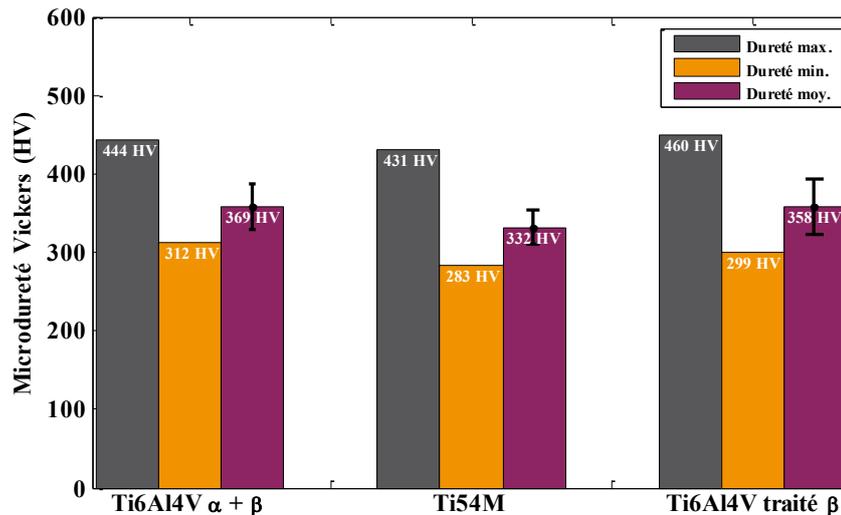


Figure 1.29 - Valeurs de microdureté maximale, minimale et moyenne pour les trois matériaux.

Par rapport à la valeur de l'écart-type, celle-ci est supérieure dans le cadre du traité β avec une valeur de 35 HB contre 29 et 21 HB respectivement pour le Ti6Al4V $\alpha + \beta$ et le Ti54M. La dispersion plus importante des mesures dans ce matériau est due à des mesures plus incertaines à cause d'empreintes moins bien formées qui entraînent une mesure plus arbitraire comme le montre la Figure 1.30. L'empreinte ne forme pas un losange, un phénomène d'érouissage anisotrope s'est produit comme le montre les plis autour de l'empreinte. Le phénomène est causé par l'importance des tailles de grains ainsi que par son comportement orthotrope au niveau des lamelles d'alpha secondaire. En effet, tandis que la taille de grains pour les deux premiers matériaux est de l'ordre d'une vingtaine de microns, elle est de l'ordre de 500 μm environ pour le dernier matériau. Un phénomène d'échelle se produit donc par rapport à la taille de l'indenteur tout comme cela est vrai lors de l'usinage avec l'arête de l'outil. La taille des empreintes est d'une vingtaine de microns, les empreintes sont donc tout le temps à l'intérieur des grains. Or les grains sont composés de paquets de lamelles orientées aléatoirement. L'orientation aléatoire des paquets de lamelles dans l'espace en 3D rend le matériau orthotrope et cause donc le phénomène d'érouissage. Les deux premiers matériaux peuvent donc être considérés comme homogènes tandis que le dernier peut être considéré comme hétérogène à cause de sa taille de grain et de son comportement orthotropique comme cela a déjà été dit précédemment. Néanmoins, il est important de noter que la variation de dispersion entre les trois matériaux est moins importante qu'avec les essais de dureté Brinell réalisés ci-dessus. L'écart de dispersion était de 72 % pour la dureté Brinell entre le Ti6Al4V $\alpha + \beta$ et le Ti6Al4V traité β contre 17 % dans le cas des mesures de microdureté. L'ensemble des mesures est résumé dans la Table 1.M.

	Ti6Al4V $\alpha + \beta$	Ti54M	Ti6Al4V traité β
Dureté max. (HV)	444	431	450
Dureté min. (HV)	312	283	299
Dureté moyenne (HV)	359	332	358
Écart-type (HV)	29	21	35

Table 1.M - Récapitulatif des mesures de microdureté (HV 0.05) pour les trois matériaux.

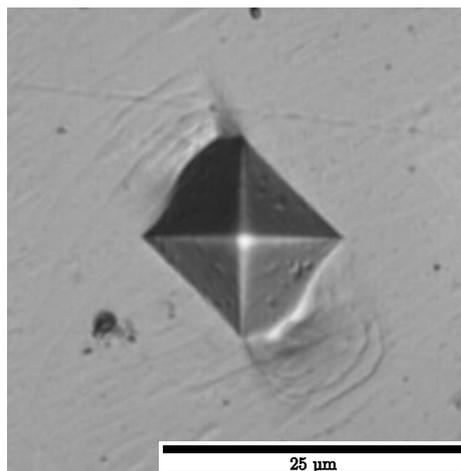


Figure 1.30 - Empreinte réalisée dans le Ti6Al4V traité β .

Les mesures de microdureté ont permis de valider et de vérifier les mesures de dureté dans le cas du Ti6Al4V traité β . En effet, ces mesures ont permis de mettre en évidence une dureté similaire à l'échelle microscopique tout en ayant une dispersion des résultats bien moindre qu'avec les essais de dureté. Il faut cependant noter que la taille de grain a une énorme influence sur les mesures et que cette donnée est à prendre en compte pour la suite de l'étude. La dureté (macro et micro) ne permet toutefois pas de classer les trois matériaux puisque celle-ci est similaire.

1.3.3. Propriétés thermiques

Les propriétés mécaniques sont essentielles dans la mise en forme des matériaux, les propriétés thermiques le sont tout autant et surtout dans la mise en forme par enlèvement de matière pendant laquelle des contraintes thermomécaniques localisées apparaissent au niveau de l'arête de coupe. Durant l'usinage d'un matériau, il est possible d'atteindre des vitesses de chauffe au niveau de l'arête de l'outil extrêmement importantes et violentes ainsi que des températures de coupe pouvant atteindre des valeurs comprises entre 800°C et 1100°C selon les conditions de coupe appliquées [Kikuchi 09 ; Minton et al. 13 ; Müller-Hummel et al. 95 ; Nouari et al. 13]. À des températures si extrêmes, les propriétés thermiques ne sont plus les mêmes qu'à température ambiante et il est important de les connaître dans les domaines d'utilisation des matériaux. De plus la connaissance des propriétés thermiques et mécaniques en fonction de la température est essentielle pour la mise en place de modèles numériques performants.

Les paragraphes suivants vont présenter deux caractéristiques thermiques en fonction de la température qui sont grandement utilisées dans de nombreux domaines et notamment dans la simulation de mise en forme par grande déformation. L'obtention de ces paramètres a été permise grâce au travail réalisé par l'Institut Jean Lamour de Nancy dans le cadre du projet TITUS.

1.3.3.1. Chaleur spécifique

La chaleur spécifique nommée C_p (également appelée capacité thermique massique) correspond à la quantité d'énergie nécessaire pour augmenter d'un degré kelvin un kilogramme de matière.

Dans le cas de cette étude la valeur de la chaleur spécifique a été relevée de 50 °C à 1050 °C avec un pas de 25 °C. Les résultats obtenus par IJI sont représentés sur la Figure 1.31. Les résultats peuvent être scindés en plusieurs parties. Tout d'abord il est intéressant de noter que la valeur de la chaleur spécifique C_p augmente de façon linéaire avec un changement de pente à 700 °C quel que soit le matériau. Ceci peut s'expliquer très certainement par la dissolution de la phase α durant le chauffage. De plus la valeur de C_p est identique pour les trois matériaux de 25 à 700 °C. À partir de 725 °C il est possible de noter un décrochement de la valeur de C_p entre le Ti54M et les deux autres matériaux puis à 825 °C un léger écart apparaît également entre le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ et le Ti6Al4V traité β . Enfin à partir de 975 °C, un effondrement de la valeur de la chaleur massique est visible avec des écarts importants entre les trois matériaux. Cet effondrement survient vers le point de transus β et il pourrait alors être possible que lors de l'usinage ces écarts de capacité thermique soit une des réponses à la différence d'usinabilité entre les trois matériaux.

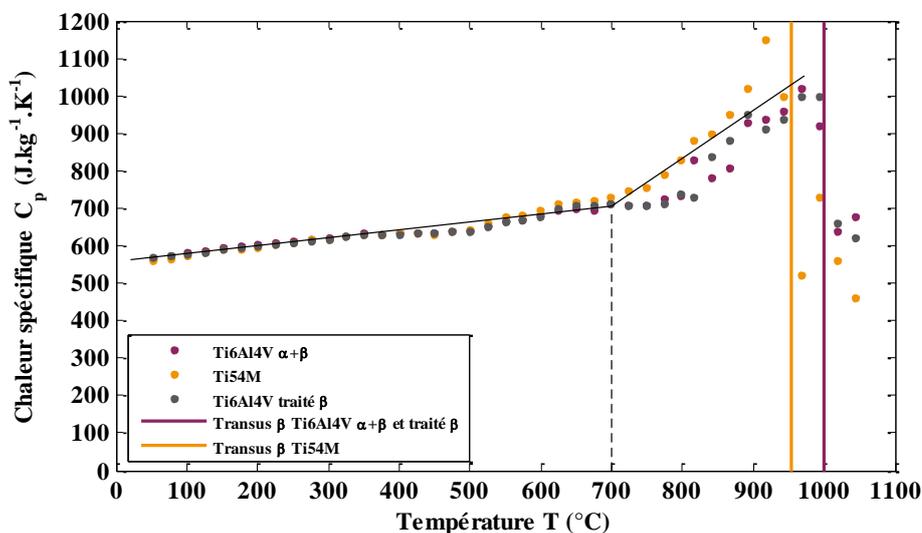


Figure 1.31 - Chaleur spécifique C_p en fonction de la température.

Néanmoins les travaux menés par Elmer [Elmer et al. 05] et Idhil Ismail [Idhil Ismail et al. 16] concernant l'influence de la vitesse de chauffe sur la dissolution de la phase α viennent contredire cette hypothèse. En effet Elmer et Ismail ont évalué la fraction massique de phase β dans le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ au cours d'un chauffage avec différentes vitesses de chauffe à l'aide de mesure par diffraction des rayons X en synchrotron. Elmer évalue la fraction avec trois vitesses de chauffage (2, 10 et 30 °C.s⁻¹) et Ismail avec cinq vitesses (0.25, 10, 50, 100 et 200 °C.s⁻¹). Les deux papiers présentent des résultats similaires qui montrent que l'augmentation de la vitesse de chauffage retarde le début de la dissolution de la phase α et diminue son domaine de température de dissolution. Par exemple dans le cas d'Ismail la dissolution de phase α débute à 600 °C pour une vitesse de chauffage à 0.25 °C.s⁻¹ tandis que pour une vitesse de 200 °C.s⁻¹ la température de dissolution est de 978 °C. Il est donc très clair que dans le cas de l'usinage où les vitesses de chauffage sont très supérieures à 200 °C.s⁻¹ aucun changement de phase n'est attendu. Or dans le cas de cette campagne, les valeurs de C_p ont été déterminées à faible vitesse de chauffage, les valeurs au-delà de 800 °C sont donc dues à une dissolution de la phase α . Ainsi, pour la compréhension des phénomènes qui régissent l'usinage et pour la simulation de ce procédé, il ne faudra pas tenir compte des valeurs mesurées au-delà de 800 °C. En étu-

diant seulement les valeurs de C_p jusqu'à une température de 800 °C, il n'est alors pas possible de conclure à une différence d'usinabilité puisque les valeurs de C_p sont identiques jusqu'à cette température.

1.3.3.2. Diffusivité thermique

La diffusivité thermique est également un critère important puisque cette grandeur caractérise la vitesse à laquelle la chaleur se déplace dans un corps. La diffusivité thermique notée « a » et exprimée en $\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ est alors le quotient de la conductivité thermique λ ($\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$) sur le produit de la masse volumique ρ ($\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$) et de la capacité thermique C_p ($\text{J} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$) comme l'exprime l'équation (Eq. 1-19). La diffusivité thermique dépend de la conductivité thermique qui a un impact non négligeable sur la distribution de chaleur dans la pièce, le copeau ainsi que l'outil comme cela a été montré dans le paragraphe 1.2.2. C'est pourquoi ce paramètre est également important à étudier.

$$a = \frac{\lambda}{\rho C_p} \quad (\text{Eq. 1-19})$$

La mesure de la diffusivité thermique a également été réalisée par IJL sur un domaine de température compris entre 25 et 1000 °C. Encore une fois les résultats présentés sur la Figure 1.32 montrent des valeurs similaires pour les trois matériaux quelle que soit la température. La diffusivité augmente de façon linéaire. Il est donc possible d'en déduire une loi linéaire pour chacun des matériaux exprimée, respectivement par les équations (Eq. 1-20), (Eq. 1-21) et (Eq. 1-22). Les lois identifiées sont reportées sur la Figure 1.32

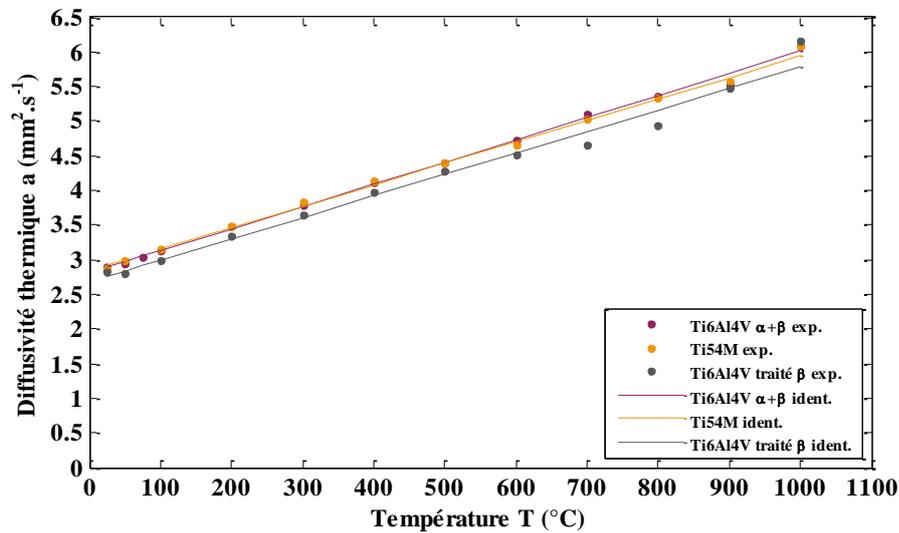


Figure 1.32 - Diffusivité thermique « a » en fonction de la température.

$$a_{Ti6Al4V \alpha+\beta} = 0.0032T + 2.81 \quad (\text{Eq. 1-20})$$

$$a_{Ti54M} = 0.0031T + 2.84 \quad (\text{Eq. 1-21})$$

$$a_{traité \beta} = 0.0031T + 2.68 \quad (\text{Eq. 1-22})$$

L'ensemble des valeurs de la chaleur spécifique C_p et de la diffusivité thermique a en fonction de la température sont fournies en Annexe C.

1.4. Conclusion

Une première partie bibliographique sur la métallurgie des alliages de titane a permis de mettre en évidence toute la complexité d'obtention des alliages et la multitude d'alliages de titane qui existent. Les vitesses de chauffage, de refroidissement et les températures de maintien ont une importance capitale sur les changements de phases et les changements de propriétés mécaniques que peuvent subir les matériaux. Enfin la deuxième partie de l'état de l'art fait le bilan sur la coupe et l'usinabilité du titane. Actuellement, il y a clairement un manque de connaissance sur l'usinabilité à l'échelle méso/microscopique. L'un des objectifs de ce projet sera donc de trouver un moyen de quantifier l'usinabilité en fonction de la microstructure et d'arriver à comprendre pourquoi il y a des différences d'usinabilité entre les trois alliages de titane qui seront étudiés.

La seconde partie de ce chapitre a permis de commencer à répondre à la problématique posée ci-dessus en prenant tout d'abord connaissance des matériaux étudiés et d'avoir une première approche sur leurs caractéristiques thermomécaniques à température ambiante et avec variation de température. Bien que l'aspect microstructural des trois matériaux est différent (taille de grains, type de microstructure, proportion de phases) leurs caractéristiques mécaniques macroscopiques (et microscopique pour la dureté) ainsi que les caractéristiques thermiques sont similaires. Ces caractéristiques ne peuvent donc pas être des facteurs prépondérants pertinents permettant de quantifier l'usinabilité des trois matériaux. Néanmoins ces facteurs seront très utiles dans la mise en place des modèles numériques qui seront présentés plus loin dans ce mémoire.

Chapitre 2

Étude en coupe orthogonale

Sommaire

2.1.	État de l'art : la coupe des métaux.....	49
2.1.1.	Définition.....	49
2.1.2.	La géométrie d'outil.....	50
2.1.3.	La coupe orthogonale : définition	50
2.2.	Pré-étude de perçage.....	52
2.2.1.	Présentation du plan d'essai	52
2.2.2.	Analyse des résultats	53
2.2.3.	Conclusion	56
2.3.	Essais de rabotage.....	56
2.3.1.	Présentation des outils.....	56
2.3.2.	Dispositif de rabotage et conditions de coupe.....	58
2.3.3.	Analyse des résultats et discussion	60
2.4.	Conclusion	70

2.1. État de l'art : la coupe des métaux

2.1.1. Définition

La coupe ou l'usinage est un procédé de fabrication par enlèvement de matière avec un outil coupant. Il comprend différentes techniques telles que le brochage, le rabotage, le tournage, le fraisage ou le perçage. Dans ce projet, seules les techniques de rabotage, de tournage et de perçage seront utilisées. L'usinage est défini par un matériau usiné (ici le Ti6Al4V $\alpha+\beta$, le Ti54M et le Ti6Al4V traité β) et un matériau usinant (l'outil), qui à eux deux, forment un couple outil-matière (COM). D'après la norme NF E 66-520-2 [AFNOR 97], le couple outil-matière est un concept permettant de définir un domaine de fonctionnement pour un outil donné avec un matériau donné. L'outil est défini par son substrat, les revêtements qu'il peut avoir et par sa géométrie. Dès lors que l'un de ces paramètres changent, alors le COM n'est plus le même.

2.1.2. La géométrie d'outil

La géométrie des outils de coupe est définie par la norme NF ISO 3002-1 E66-502 [AFNOR 93a]. Un outil est défini par plusieurs angles eux-mêmes définis dans différents plans.

La géométrie des forets est extrêmement complexe avec très souvent des arêtes curvilignes dont les angles varient le long de celle-ci. La définition des plans et des angles est alors rendue plus complexe que pour une plaquette d'usinage. La Figure 2.1 récapitule les plans et les angles qu'il est possible de définir sur un foret

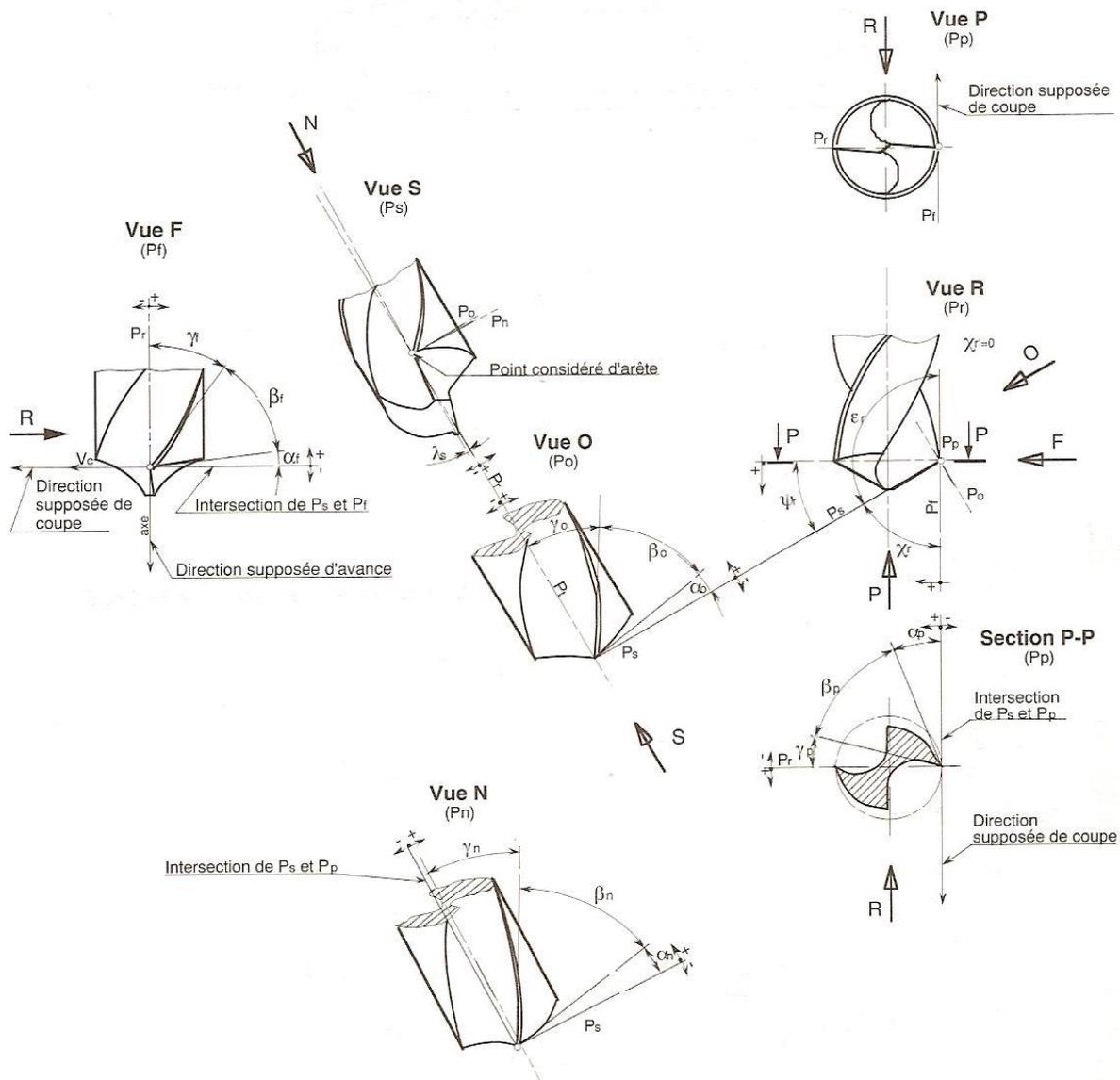


Figure 2.1 - Paramétrage géométrique du foret selon la norme NF ISO 3002-1 E66-502.

2.1.3. La coupe orthogonale : définition

La coupe orthogonale a été étudiée par Merchant [Merchant 45a, 45b] en 1945. Elle permet de se ramener à un problème bidimensionnel simple (problème plan) afin de pouvoir comprendre et appréhender les phénomènes physiques (thermique, mécanique et métallurgique) présents durant les opérations d'usinage complexes tel que le perçage (usinage tridimensionnel dans un espace confiné). Dans le cas de l'usinage en coupe orthogonale, l'angle de direction

d'arête κ_r est égal à 90° tandis que l'angle d'inclinaison d'arête λ_s est supposé nul par conséquent les plans P_n et P_o sont confondus. En coupe orthogonale, γ_n , α_n et r_β suffisent à décrire la géométrie de l'outil. La coupe orthogonale peut être réalisée sur disque ou sur tube comme le montre la Figure 2.2 et également avec des essais de rabotage.

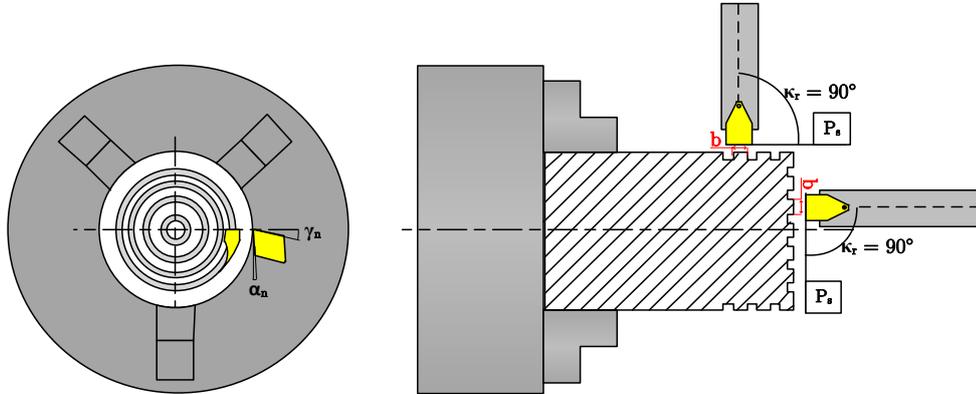


Figure 2.2 – Coupe orthogonale sur tube ou sur disque.

Quatre zones peuvent être identifiées sur la Figure 2.3 :

- **La zone de cisaillement primaire** : elle s'étend de l'arête de coupe jusqu'à la surface libre du copeau et elle est aussi appelée zone immédiate de formation du copeau. Les grains constituant le copeau sont orientés dans la même direction que le plan de cisaillement qui forme un angle avec la surface usinée. Cet angle appelé angle de cisaillement dépend de l'épaisseur effective du copeau h_c , de l'épaisseur de copeau non déformé h , de l'angle de coupe γ et des propriétés du matériau usiné et de celui de l'outil. Cette zone est le siège de grandes déformations (>1) à très grandes vitesses [Changeux 01] ;
- **La zone de cisaillement secondaire** : c'est une zone de frottement et de glissement qui se situe à l'interface outil/copeau. Elle est responsable notamment de l'usure en cratère sur la face de coupe de l'outil ;
- **La zone de cisaillement tertiaire** : Elle se situe entre la face de dépouille et la surface usinée. C'est une zone de frottement et de glissement qui donne naissance à l'usure en dépouille suite au retour élastique de la matière après le passage de la pointe de l'outil ;
- **La zone de compression de la pièce** : Elle correspond à la séparation entre le copeau et la pièce. À cet endroit, l'outil exerce sur la matière un effort de compression intense.

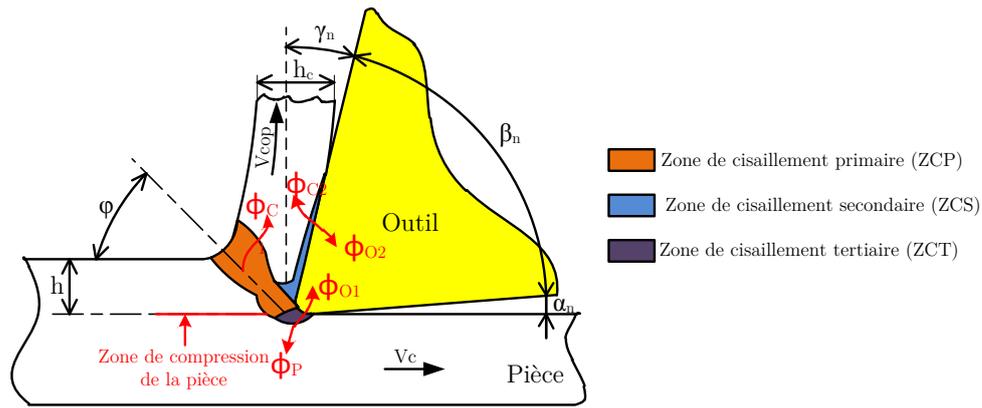


Figure 2.3 – Configuration de la coupe orthogonale.

2.2. Pré-étude de perçage

2.2.1. Présentation du plan d'essai

Cette pré-étude de perçage a été mise en place comme première approche vis-à-vis des trois matériaux afin de détecter les différences notables qu'il pourrait y avoir entre eux. Une campagne de perçage à sec instrumentée en mesure d'effort a donc été réalisée sur les trois matériaux. Les perçages ont été effectués à l'aide de forets SECO SD203A-11.9-36-12R1-T montés sur un dynamomètre rotatif KISTLER 9123C permettant de mesurer les trois composantes d'efforts F_x , F_y et F_z ainsi que le couple M_c comme l'illustre la Figure 2.4.

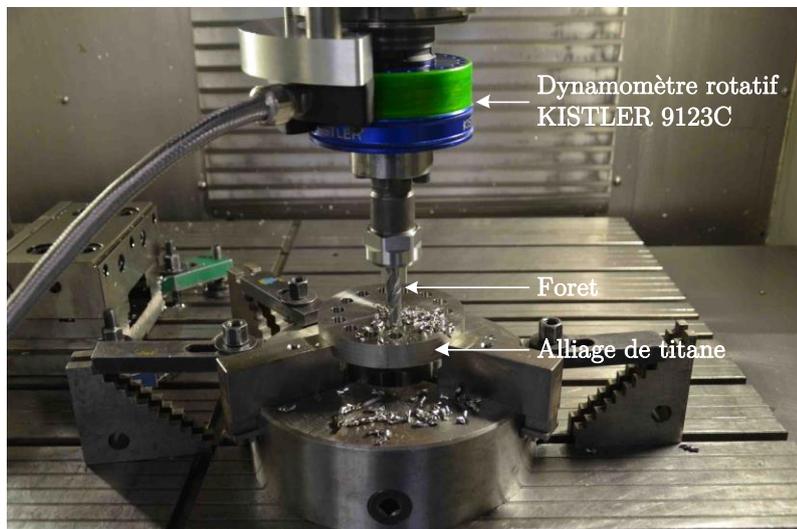


Figure 2.4 - Dispositif expérimental.

Les essais ont été accomplis en deux étapes. La première campagne s'est concentrée sur la réalisation d'essais à vitesse de coupe constante ($V_c = 10 \text{ m.min}^{-1}$) et à avance variable ($f = 0.05$ à 0.4 mm.tr^{-1} par pas de 0.05 mm.tr^{-1}). Enfin, une seconde campagne s'est attachée cette fois-ci à l'effet de la vitesse de coupe. Une avance constante de 0.2 mm.tr^{-1} a été choisie et des vitesses de coupe 3 m.min^{-1} puis de 5 à 50 m.min^{-1} ont été utilisées par pas de 5 m.min^{-1} . Le choix de commencer par une variation d'avance a été fait pour étudier le maximum de paramètres de coupe avec un foret en limitant l'usure notamment due aux effets thermiques. Or, la vitesse de coupe est le paramètre prépondérant sur les aspects thermiques, c'est pour-

quoi ce paramètre a été étudié dans un second temps. Pour chaque étape, le premier essai a été répété une seconde fois à la fin de la série d'essais afin de vérifier que l'usure était insignifiante et n'interférait pas dans les résultats. L'ensemble des essais est récapitulé sur la Figure 2.5.

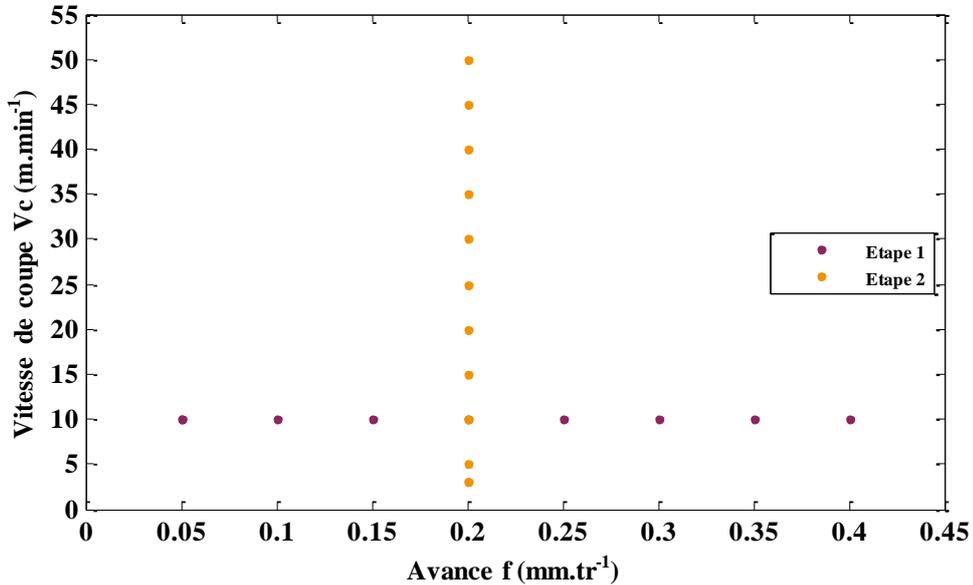


Figure 2.5 - Plan d'essais de la pré-étude de perçage.

2.2.2. Analyse des résultats

L'analyse des mesures peut se faire directement avec l'analyse de l'effort d'avance F_f et du couple de coupe M_c . Cependant il est plus courant d'analyser les résultats à partir des énergies spécifiques de coupe liées à l'avance ($K_{c,f}$) et au couple ($K_{c,c}$) définies usuellement comme le rapport de l'effort sur la section coupée théorique et qui sont exprimées en $N.mm^{-2}$. Les expressions dans le cas de l'opération de perçage sont données par les équations (Eq. 4.2) et (Eq. 2-2).

$$K_{c,f} = 2 \cdot \frac{F_f}{d \cdot f} \quad (\text{Eq. 2-1})$$

$$K_{c,c} = 8000 \cdot \frac{M_c}{d^2 \cdot f} \quad (\text{Eq. 2-2})$$

Où :

- F_f : effort d'avance (N)
- d : diamètre nominal du foret (mm)
- f : avance par tour du foret ($mm.tr^{-1}$)
- M_c : couple de coupe (N.m)

La Figure 2.6 présente les résultats des essais obtenus dans le cas des trois matériaux. Les Figures 2.6(a) et 2.6(b) représentent respectivement l'énergie spécifique de coupe due à l'effort d'avance F_f et l'énergie spécifique de coupe due au couple de coupe M_c en fonction de l'avance f , tandis que les Figures 2.6(c) et 2.6(d) représentent les mêmes paramètres mais cette fois-ci en fonction de la vitesse de coupe. L'aspect général des 4 courbes ne permet pas de mettre en

évidence une quelconque différence notable entre les trois matériaux.

Les courbes en fonction de l'avance (Figures 2.6(a) et 2.6(b)) présentent une forme parabolique typique de ce qu'il est possible de trouver généralement dans les études COM. En ce qui concerne l'énergie spécifique due à l'effort d'avance ($K_{c,f}$) en fonction de la variation d'avance (Figure 2.6(a)), une légère différence est notable pour la plus faible des avances (17 % d'écart entre le Ti54M et le Ti6Al4V traité β à 0.05 mm.tr^{-1}), puis cet écart devient négligeable ($< 7 \%$) et les énergies des trois matériaux sont similaires. L'écart entre les matériaux se traduit sur une plus grande plage d'avance lorsque cela concerne l'énergie spécifique $K_{c,c}$ (Figure 2.6(b)) en fonction de l'avance. En effet, un écart de 15 % est constaté pour une avance de 0.05 mm.tr^{-1} et elle est encore de 10 % à 0.1 mm.tr^{-1} , puis cet écart diminue pour devenir négligeable également et ne dépasse pas les 4 % à partir de 0.15 mm.tr^{-1} . Cet écart est dû au fait que pour des faibles avances telles que 0.05 et 0.1 mm.tr^{-1} l'avance à la dent est proche de la taille du copeau mini, un phénomène de labourage apparaît alors. En effet, l'acuité moyenne est de l'ordre de $25 \mu\text{m}$. Celle-ci a été mesurée sur les forets à l'aide d'un microscope à lumière blanche type Alicona InfiniteFocus SL.

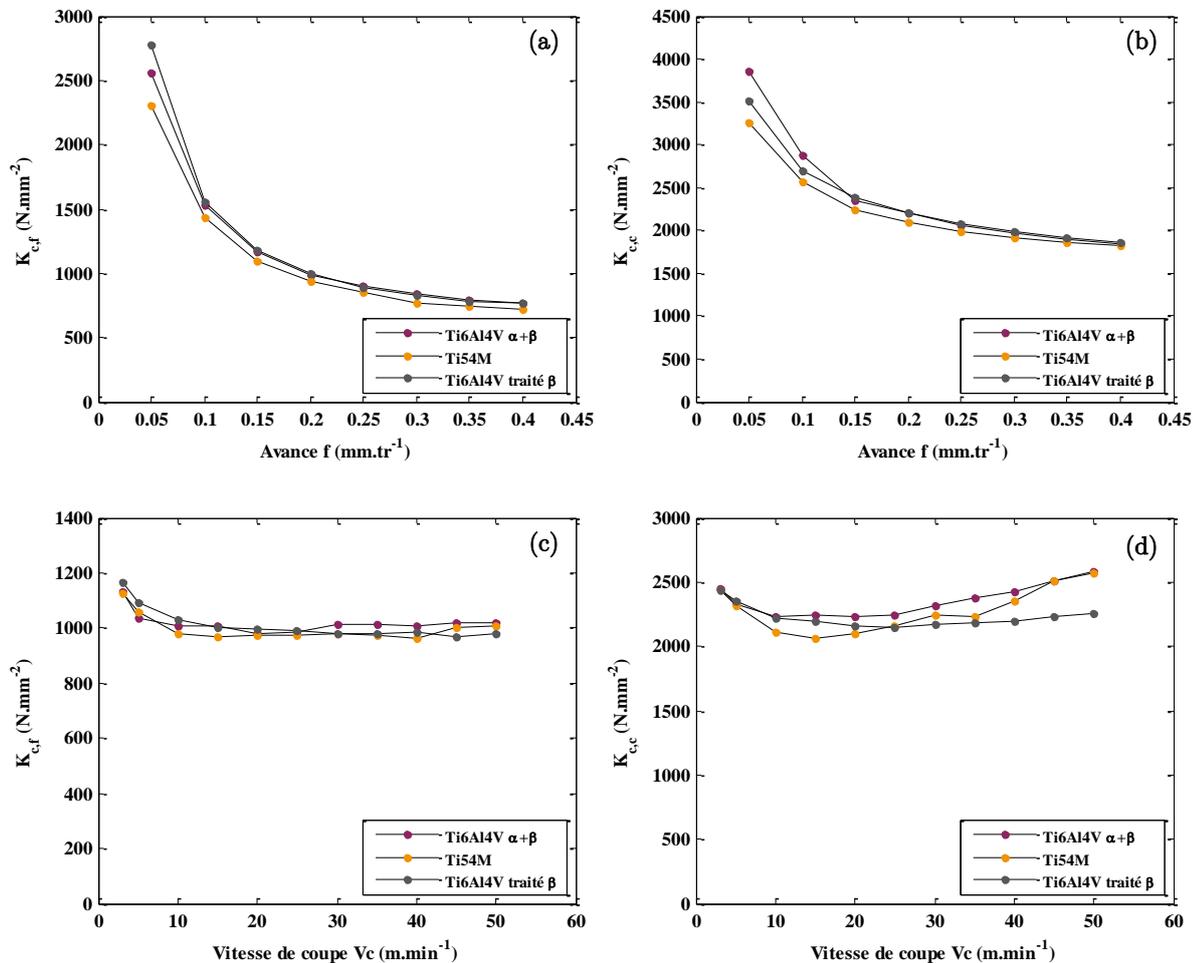


Figure 2.6 - Énergie spécifique de coupe en fonction des paramètres de coupe

(a) $K_{c,f}=f(V_c)$ - (b) $K_{c,c}=f(V_c)$ - (c) $K_{c,f}=f(f)$ - (d) $K_{c,c}=f(f)$.

La vitesse de coupe est quant à elle moins influente que l'avance vis-à-vis des efforts au vue des courbes présentées sur les Figures 2.6(c) et 2.6(d). En effet l'augmentation de la vitesse de coupe n'entraîne pas une diminution des énergies spécifiques de coupe. Celle-ci reste

plutôt constante quelle que soit la vitesse de coupe. Une légère pente est visible pour des vitesses de 3 et 5 m.min⁻¹ pour $K_{c,f}$ (Figure 2.6(c)) puis une constance est notée pour toutes les autres vitesses. Par rapport au trois matériaux, aucune différence n'est constatée quelle que soit la vitesse (écart inférieur à 4 %). En ce qui concerne la dernière courbe traitant de l'énergie spécifique de coupe due au couple ($K_{c,c}$) exposée sur la Figure 2.6(d), là encore peu de différence marquante entre les trois matériaux est à noter. Une légère diminution puis par la suite une légère augmentation est visible pour le Ti54M et le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ mais les variations restent tout de même faibles tandis que l'énergie spécifique de coupe du Ti6Al4V traité β subit une légère diminution pour les faibles vitesses de coupe puis se stabilise pour devenir constante.

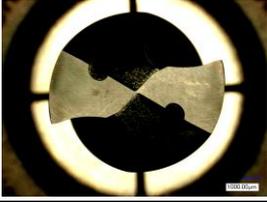
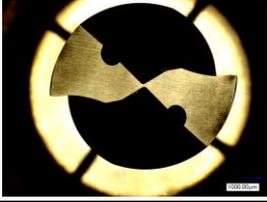
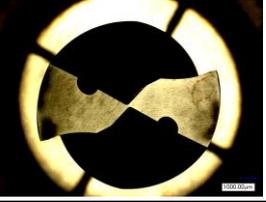
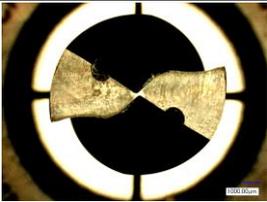
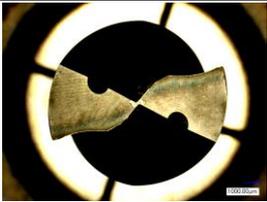
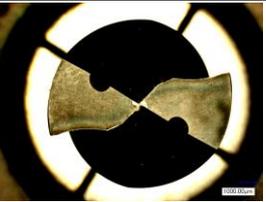
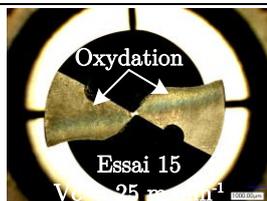
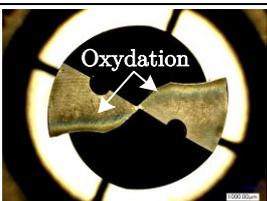
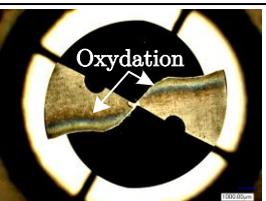
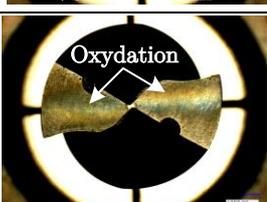
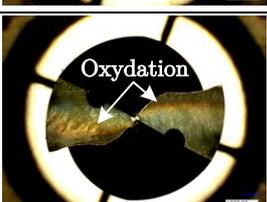
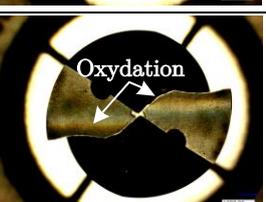
	Ti54M	Ti6Al4V $\alpha+\beta$	Ti6Al4V traité β
Foret neuf			
Essai 8 : $f = 0.4 \text{ mm.tr}^{-1}$ $V_c = 10 \text{ m.min}^{-1}$			
Essai 13 : $f = 0.2 \text{ mm.tr}^{-1}$ $V_c = 15 \text{ m.min}^{-1}$			
Essai 20 : $f = 0.2 \text{ mm.tr}^{-1}$ $V_c = 50 \text{ m.min}^{-1}$			

Table 2.A – Évolution de l'usure du foret.

L'étude des efforts de coupe subi par le foret durant l'opération de perçage n'est pas le seul moyen de qualifier les essais, il est possible de s'intéresser à l'intégrité de l'outil après perçage. Plusieurs photos ont été prises après les essais afin de vérifier l'usure de l'outil. Un récapitulatif est donné dans la Table 2.A. La première ligne présente le foret neuf avant les essais. La deuxième ligne expose le foret à la fin des essais à avance variable. Aucune usure n'apparaît dans le cas des trois matériaux. En revanche, une oxydation en surface apparaît sur la face de dépouille de l'outil lors des essais à vitesse de coupe variable. Le Ti54M est le premier matériau à avoir été testé. Dans son cas, l'apparition d'oxydes ne s'effectue qu'à partir du 15^{ème} essai correspondant à une vitesse de coupe de 25 m.min⁻¹, tandis que pour les deux autres matériaux l'apparition d'oxydes se fait de façon plus précoce en apparaissant dès le 13^{ème} essai pour une vitesse de coupe de 15 m.min⁻¹. À la suite du dernier essai, l'apparence des

trois forets montre une homogénéisation des oxydes. Mis à part l'apparition d'oxyde, aucune autre forme d'usure n'est apparue durant ces essais.

2.2.3. Conclusion

Cette pré-étude de perçage a permis, comme pour l'étude des matériaux présentée dans le chapitre 1, de montrer qu'à l'échelle macroscopique peu de différences sont notables entre les trois matériaux. Les efforts de coupe sont similaires tout comme l'usure des outils qui ne présente pas de différence flagrante. Il faut tout de même noter que l'apparition des oxydes ne se fait pas aux mêmes vitesses de coupe pour les trois matériaux. L'influence des températures de coupe est donc une hypothèse qu'il est nécessaire d'étudier plus précisément car celle-ci peut avoir un impact sur l'usure qu'elle peut engendrer à l'outil notamment par diffusion. Les chapitres 3 et 4 s'intéresseront à l'usure de l'outil tandis que le chapitre 5 étudiera plus précisément l'aspect thermique durant le perçage des alliages de titane.

Comme la pré-étude ci-dessus l'a montré, l'étude à l'échelle macroscopique n'est pas suffisante pour permettre de différencier les trois matériaux. Il est donc nécessaire d'aller étudier la coupe de ces alliages à une échelle microscopique pour comprendre les phénomènes mis en jeu durant l'usinage. Néanmoins l'opération de perçage est une opération très complexe notamment à cause de la géométrie d'outil et du fait que ce soit une opération confinée. Il est donc très compliqué de pouvoir étudier les phénomènes directement à partir de cette opération. C'est pourquoi il a été décidé d'étudier la coupe à partir d'opérations d'usinage simples telles que le rabotage et le tournage en configuration de coupe orthogonale.

2.3. Essais de rabotage

2.3.1. Présentation des outils

Les essais de rabotage en coupe orthogonale sont un excellent moyen d'appréhender les phénomènes thermomécaniques durant la coupe. La compréhension de ces phénomènes doit pouvoir, à la fin, être transposée à l'opération finale qui est le perçage. C'est pourquoi, il est important de se rapprocher au mieux des conditions réelles de perçage. Ainsi, la géométrie des outils de coupe a été réalisée en fonction de la géométrie du foret. Or comme cela a été mentionné dans le paragraphe 2.1.2 la géométrie du foret, notamment les angles, varie tout le long de l'arête du foret. L'étude de la variation des différents angles a donc été menée à partir de la CAO fournie par le fournisseur d'outil coupant exposée sur la Figure 2.7.

L'étude de l'angle de coupe γ a été menée dans le plan normal P_n car c'est le plan le plus représentatif en coupe orthogonal pour étudier cet angle. En revanche l'angle de dépouille α a été étudié dans le plan orthogonal P_o car c'est dans ce plan que l'on peut vérifier le talonnage de l'outil. La mesure a été réalisée à l'aide d'une macro, développée au sein du laboratoire, qui permet de découper l'arête en plusieurs segments et de mesurer à chaque segment les angles correspondants. Dans ce cas-là, 21 mesures ont été effectuées le long de l'arête, soit une mesure tous les 0.3 mm. Le rayon 0 sur la Figure 2.7 correspond à la pointe du foret tandis que le rayon 6 mm correspond au bec.

L'angle γ_n évolue de manière significative le long de l'arête passant d'une valeur nulle, voire négative très proche de la pointe à une valeur très importante au niveau du bec, de l'ordre de

30°. Une chute de la valeur de l'angle est relevée à 3.16 mm de rayon, due à une mesure au niveau du changement de face de coupe de l'outil. Ce changement de face altère la mesure à ce niveau et ne permet pas d'avoir une mesure correcte. Ce n'est pas le cas pour la mesure de l'angle de dépouille car la dépouille ne présente qu'une face le long de l'arête. L'angle de dépouille α_o quant à lui diminue de la pointe jusqu'au bec. Sa valeur est très importante avec une valeur de 23° environ et atteint au niveau du bec une valeur de 14°. L'évolution de l'angle de dépouille est néanmoins moins importante que la variation de l'angle de coupe.

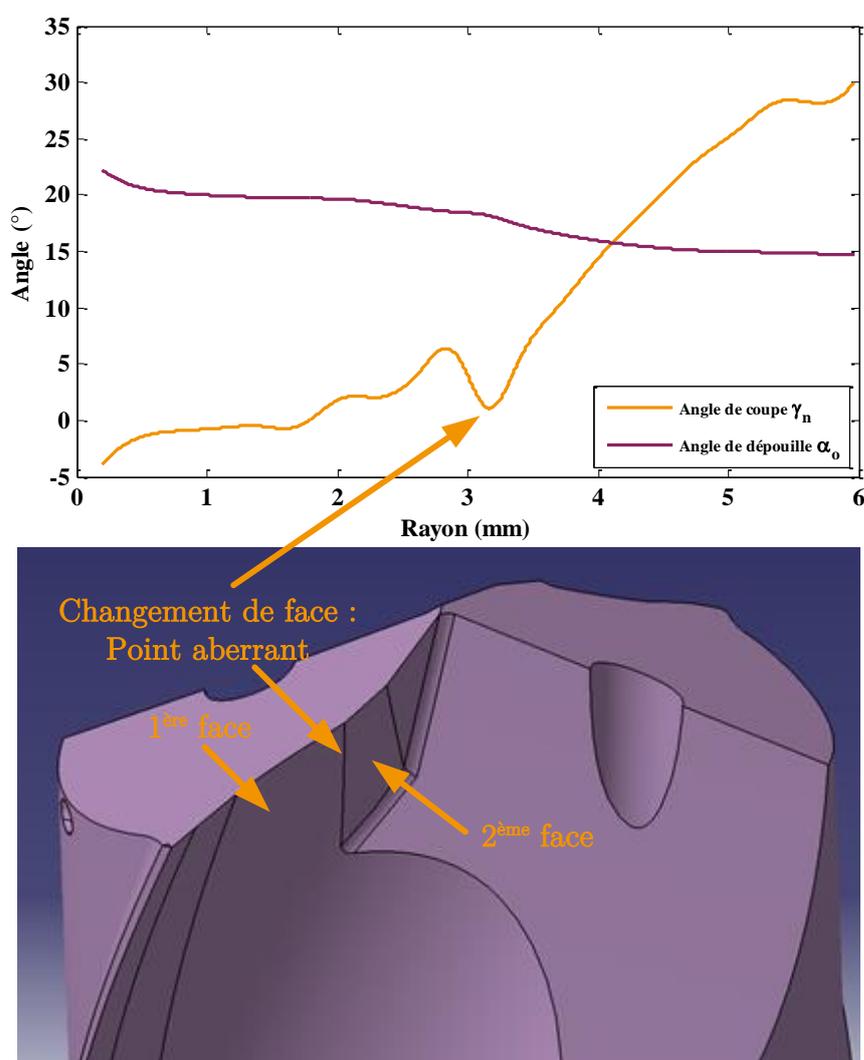


Figure 2.7 – Évolution le long de l'arête du foret de l'angle de coupe dans le plan normal P_n et de l'angle de dépouille dans le plan orthogonal P_o .

À partir des mesures réalisées ici, des outils ont été conçus directement à partir des barreaux de carbure qui permettent de fabriquer les forets comme le montre la Figure 2.8. L'intérêt étant de garder exactement le même process de fabrication du brut et le même carbure que pour les forets. Le plan des outils est fourni en Annexe D. Pour les essais réalisés dans cette étude, un angle de coupe γ_n égal à 30° et un angle de dépouille α_o de 15° ont été choisis. Ces angles correspondent aux angles qui se retrouvent au niveau du bec du foret. Afin de pouvoir réaliser des mesures de températures de coupe, des trous obtenus par électroérosion ont été percés afin de pouvoir insérer des thermocouples localisés à 2 mm (± 0.01 mm) derrière l'arête du foret comme le montre la Figure 2.8(b). Lors de cette étude, aucune calibra-

tion n'a été réalisée pour connaître le flux entrant sur l'arête de l'outil. Seule une comparaison relative des mesures de températures entre les trois matériaux a été réalisée. C'est pourquoi un IT très faible de ± 0.01 mm a été demandé afin d'être sûr de positionner le thermocouple toujours à la même position quel que soit l'outil.

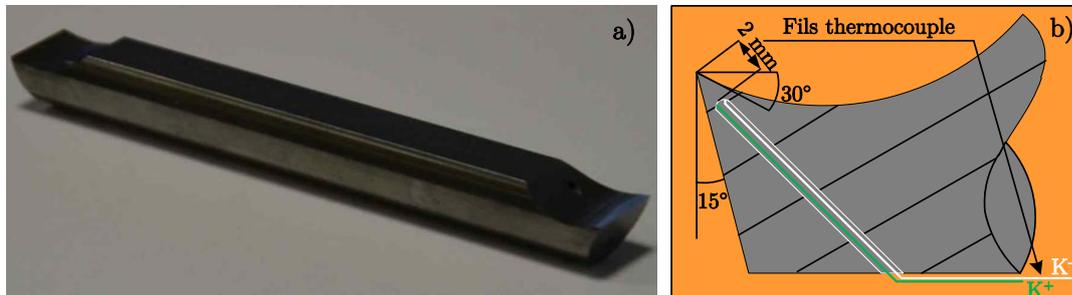


Figure 2.8 – (a) Outils SECO utilisés dans l'étude - (b) Instrumentation thermocouple des outils.

2.3.2. Dispositif de rabotage et conditions de coupe

Pour réaliser ces essais de rabotage, un dispositif développé dans le cadre de la thèse de Thomas Baizeau [Baizeau et al. 16] a été utilisé. Le principe est décrit sur la Figure 2.9 et le montage présenté sur la Figure 2.10. Le rabotage est réalisé suivant l'axe X sur un centre d'usinage DMG DMC 85V possédant des moteurs linéaires permettant d'atteindre une vitesse maximale de $120 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ suivant cet axe. Une caméra rapide Photron SA-Z équipée d'une lentille Mitutoyo ML 10X est utilisée pour filmer le passage de l'outil durant l'essai. La fréquence d'acquisition ainsi que le temps d'exposition et la résolution ont été choisis en fonction de la vitesse de coupe de l'essai. La Table 2.B récapitule les données d'acquisition des essais. En parallèle de la caméra, un dynamomètre piézoélectrique KISTLER 9119AA2 permet de mesurer les efforts de coupe F_c et d'avance F_f tandis que les températures de coupe sont mesurées à l'aide de thermocouples placés derrière l'arête de l'outil comme cela a été explicité précédemment. Les différentes mesures (caméra, efforts et températures) sont synchronisées avec le déplacement de l'outil à l'aide du codeur de l'axe X qui permet de connaître la position de l'outil avec une résolution de $2 \mu\text{m}$. Lorsque l'outil arrive à la position souhaitée, un trigger déclenche l'acquisition des différents signaux qui sont branchés sur des cartes d'acquisition (9215, 9401 et 9205) réunies sur un chassis NI-cDAQ 9188.

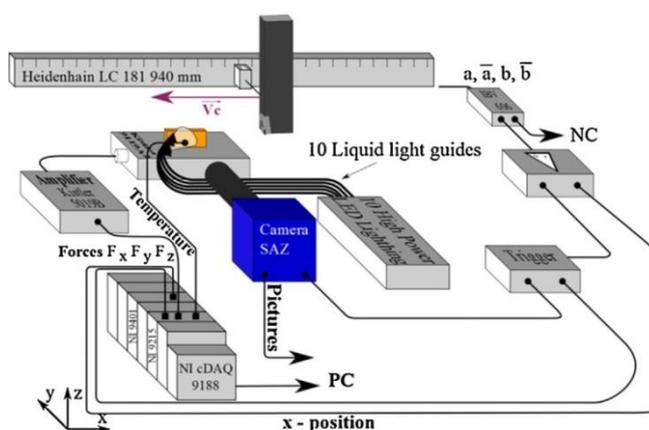


Figure 2.9 Principe du dispositif de rabotage [Baizeau et al. 16].

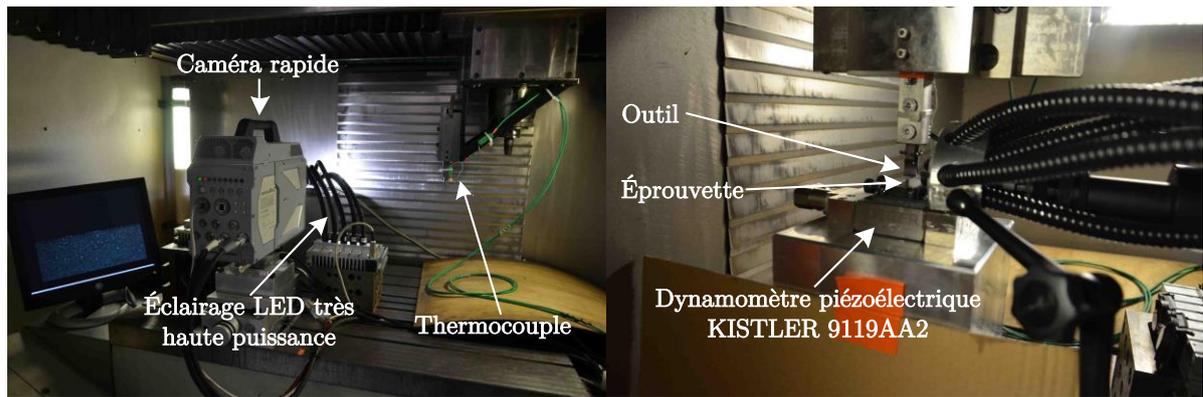


Figure 2.10 - Dispositif expérimental de rabotage.

L'éprouvette de rabotage est une éprouvette rectangulaire de longueur $L = 40$ mm et d'épaisseur $b = 3$ mm. Les éprouvettes ont été polies puis attaquées au réactif de Kroll sur la face filmée par la caméra afin de révéler leur microstructure. Cette préparation permettra de comprendre quelle est l'influence de la microstructure sur la coupe. Une photo, prise par la caméra, des trois matériaux après attaque est donnée sur la Figure 2.11. Une différence très importante de microstructure est visible entre le Ti6Al4V traité β et les deux autres matériaux.

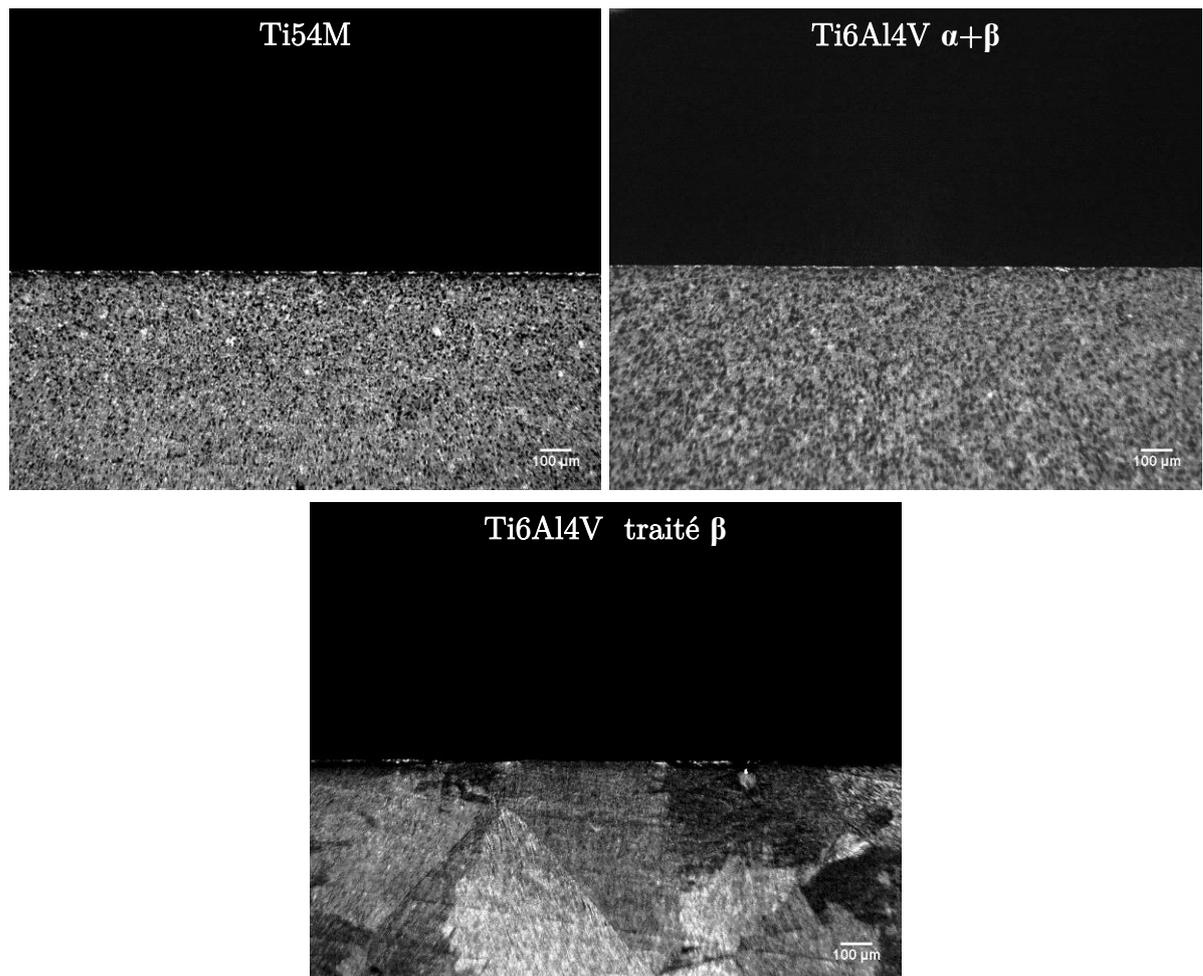


Figure 2.11 - Microstructure des éprouvettes de rabotage observées avec la caméra rapide.

Sur un foret en rotation la vitesse de coupe varie le long de l'arête, c'est pourquoi un plan d'essai étudiant la variation de la vitesse de coupe a été établi. Une épaisseur de copeau non déformé h de 0.1 mm fixe a été choisie car elle est représentative de l'avance en perçage pour une arête de foret (généralement une avance $f = 0.2 \text{ mm.tr}^{-1}$ est préconisée pour le perçage des alliages de titane, soit une avance à la dent de 0.1 mm.tr^{-1}). Cinq vitesses de coupe couvrant une large fenêtre ont été prises : 5, 10, 30, 60 et 90 m.min^{-1} . Ce plan d'essai sera appelé plan d'essai n°1. Les essais avec la première et la dernière vitesse de coupe choisies ont été réalisés deux fois : au début et à la fin de la campagne afin de vérifier la répétabilité des essais et écarter une quelconque influence de l'usure des outils.

Vitesse de coupe V_c (m.min^{-1})	Fréquence d'acquisition (images.s ⁻¹)	Temps d'exposition (s)	Résolution
5	25 000	1/25642	1024x840
10	25 000	1/25642	1024x840
20	25 000	1/25642	1024x840
30	25 000	1/25642	1024x840
40	50 400	1/53081	896x448
60	50 400	1/53081	896x448
90	50 400	1/53081	896x448

Table 2.B - Configuration des paramètres de la caméra en fonction de la vitesse de coupe.

2.3.3. Analyse des résultats et discussion

2.3.3.1. Énergie spécifique et température de coupe

Le plan d'essai n°1 a été réalisé tout d'abord sur le Ti6Al4V traité β . L'ensemble des essais a été effectué, néanmoins lors du dernier essai de la campagne ($V_c = 90 \text{ m.min}^{-1}$) une casse de l'outil est survenue comme le montre la Figure 2.12. Le faible angle de taillant ne permet donc pas d'utiliser ces outils à grandes vitesses de coupe. C'est pourquoi un plan d'essai n°2 a été mis en place pour les deux autres matériaux. Dans ce plan d'essai, cinq vitesses de coupe ont également été sélectionnées mais sur une fenêtre moins large et avec un pas moins important. Les vitesses choisies sont donc 5, 10, 20, 30 et 40 m.min^{-1} .

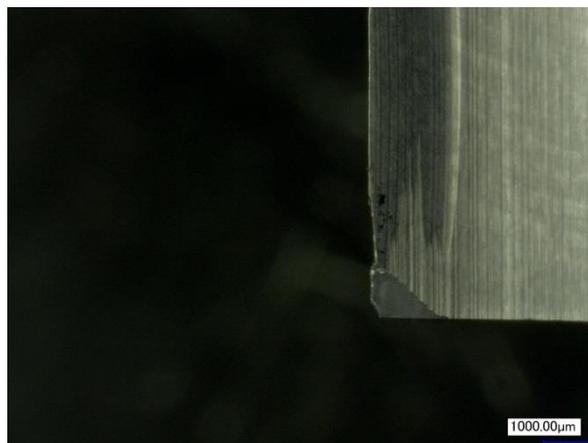


Figure 2.12 - Casse de l'outil (Ti6Al4V traité β , $V_c = 90 \text{ m.min}^{-1}$, $h = 0.1 \text{ mm}$)
- Vue de dessus de l'arête de coupe (face de coupe).

La Figure 2.13 présente les résultats de l'acquisition des efforts de coupe durant les essais de rabotage qui sont traduits par l'analyse de l'énergie spécifique de coupe en fonction de la

vitesse de coupe. L'analyse des résultats pour le Ti6Al4V traité β correspond au plan d'essai n°1 tandis que pour les deux autres matériaux, les résultats sont le fruit du plan d'essai n°2. Les valeurs pour les trois matériaux sont très similaires. Un écart significatif est cependant remarquable pour les faibles vitesses de coupe entre le Ti6Al4V traité β et les deux autres matériaux. En effet, un écart de 7 et de 10 % respectivement pour des vitesses de coupe de 5 et 10 m.min⁻¹ est observé. Cette écart peut s'expliquer par le fait que l'adoucissement thermique pour ces vitesses de coupe est faible or la microstructure du Ti6Al4V traité β est différente des deux autres avec une taille de grain plus imposante, ainsi qu'une morphologie lamellaire qui peut influencer cette faible hausse d'effort. Néanmoins cette augmentation n'est pas suffisamment conséquente pour conclure à des différences d'usinabilité entre les trois matériaux.

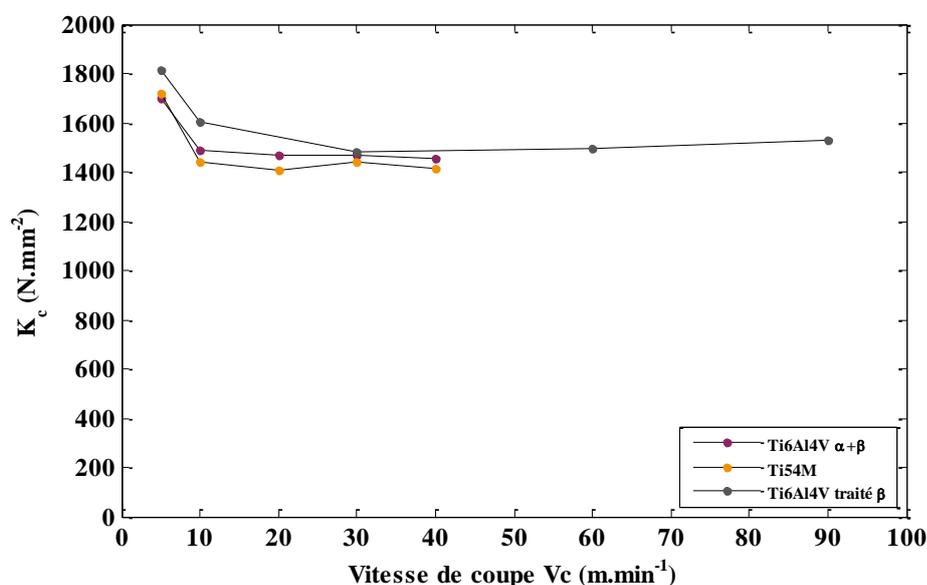


Figure 2.13 - Énergie spécifique de coupe en fonction de la vitesse de coupe.

Les températures maximales de coupe atteintes durant l'usinage sont données sur la Figure 2.14. Théoriquement les températures augmentent lorsque la vitesse de coupe croît. Dans le cas présent une décroissance de la température est observée lorsque la vitesse de coupe augmente. Ceci est dû au fait que l'essai est réalisé sur une éprouvette de longueur 40 mm, ce qui reste une longueur extrêmement faible vis-à-vis d'une opération d'usinage en coupe continue type tournage ou perçage, durant lesquelles la longueur usinée se compte en plusieurs dizaines de mètres. La pente de décroissance est identique pour les trois matériaux.

Le Ti6Al4V traité β est l'alliage présentant des températures de coupe les plus élevées jusqu'à 20 et 50 % de plus que le Ti54M et Ti6Al4V $\alpha+\beta$. En revanche bien que le Ti54M et le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ aient des microstructures très proches, un écart significatif compris entre 30 et 35 % selon les vitesses de coupe est trouvé. L'écart peut être dû à plusieurs raisons notamment à cause de la géométrie d'outil. En effet, les essais pour chaque matériau ont été réalisés avec un outil différent de même géométrie afin de négliger l'usure de l'outil. La géométrie globale comme les angles d'outil sont identiques en revanche la géométrie locale des outils telle que l'acuité d'arête peut varier. Dans ce cas, une caractérisation des outils a été réalisée avant essai sur un microscope à lumière blanche Alicona InfiniteFocusSL avec un objectif 10xSX. L'acuité d'arête a été mesurée le long des 3 mm d'arête utilisée pour l'essai, avec 20 profils,

soit une mesure tous les 0.15 mm. Cette acuité est sensiblement la même pour les trois outils avec des valeurs respectives de 19.64 μm , 22.45 μm et 20.85 μm pour les outils usinant le Ti6Al4V $\alpha+\beta$, le Ti54M et le Ti6Al4V traité β . Elle ne permet donc pas d'expliquer les écarts de température mesurés entre les trois matériaux. La localisation du thermocouple peut être également une explication de l'écart de mesure. En effet, la profondeur du trou a été respectée et est identique pour les trois outils, en revanche il est difficile d'insérer le thermocouple en étant certain que celui-ci soit mis correctement au fond du trou de la même manière pour les trois outils et donc peut influencer sur l'erreur de mesure. La solution pour s'affranchir de ce problème est de calibrer l'outil pour connaître le flux sur l'arête de l'outil, ce qui permet donc de mesurer sans se soucier de la position exacte du thermocouple [Kusiak et al. 05]. La principale difficulté réside dans le fait qu'il faut choisir la bonne résistance et la bonne zone d'application du flux pour pouvoir comparer des résultats entre les différents outils.

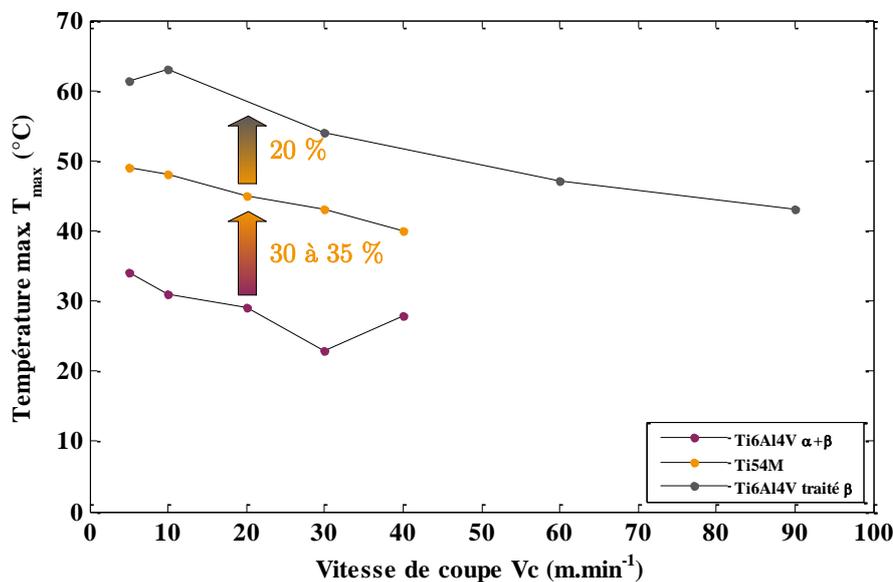


Figure 2.14 - Température de coupe maximale atteinte en fonction de la vitesse de coupe.

2.3.3.2. Formation du copeau

L'étude de la coupe passe également par l'observation de la formation du copeau. En effet les efforts et les températures de coupe sont intimement liés à la nature du copeau formé (copeau festonné, copeau continu ou arête rapportée) [Trent et al. 00]. L'observation de la formation du copeau a été réalisée in-situ à l'aide d'une caméra rapide ainsi qu'à l'aide d'une étude post-mortem des différents copeaux.

En fonction de la nature du copeau, différents paramètres peuvent être utilisés pour évaluer le copeau. Un copeau continu peut être mesuré par l'épaisseur de copeau h_c ou alors par le rapport de compression correspondant au ratio de l'épaisseur de copeau h_c sur l'épaisseur de copeau non déformé h définie par l'équation (Eq. 4-2). Dans le cas d'un copeau festonné, comme cela a été explicité dans le paragraphe 1.2.3.1 et sur la Figure 1.12, il peut être défini par quatre paramètres : la hauteur des vallées « T_{2min} », la hauteur des crêtes « T_{2max} », l'angle de segmentation « ϕ_{seg} » et l'épaisseur du segment « D_{ch} ».

$$r_c = \frac{h}{h_c} \quad (\text{Eq. 2-3})$$

Dans le cas présent, le copeau diffère selon le matériau. Un copeau continu est observé dans le cas du Ti54M comme le montre les Figures 2.15 et 2.16 ainsi que les photos récapitulantes les copeaux pour chaque vitesse de coupe présentées en Annexe E. Le copeau pour le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ est quant à lui très légèrement festonné contrairement au copeau du Ti6Al4V traité β qui est totalement festonné et de façon très aléatoire comme cela sera présenté plus bas dans ce chapitre. Ces morphologies de copeaux restent vraies quel que soit le jeu de conditions de coupe utilisé. Un ensemble de photos présent pour les différentes vitesses de coupe sont données en Annexe E.

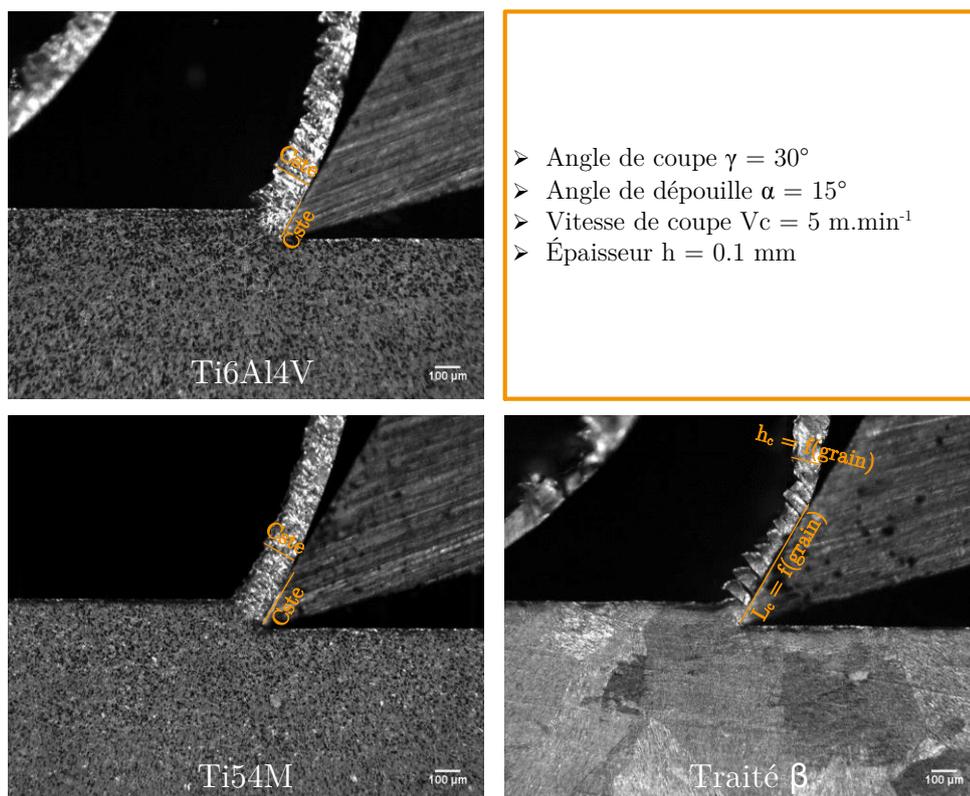


Figure 2.15 – Image de la formation du copeau observée à la caméra rapide.



Figure 2.16 – Analyse post-mortem de la morphologie globale des copeaux lors des essais de rabotage ($V_c = 10 \text{ m.min}^{-1}$).

À partir de l'analyse post-mortem de ces copeaux et des vidéos réalisées durant les essais, l'épaisseur du copeau h_c a été mesurée pour les différentes vitesses de coupe. Les résultats concernant les deux premiers matériaux sont présentés sur la Figure 2.17. La valeur de cette

épaisseur de copeau est identique pour les deux matériaux pour une vitesse de coupe de 5 m.min^{-1} puis celle-ci tend à diminuer avec l'augmentation de la vitesse. Cette valeur tend à diminuer plus rapidement dans le cas du Ti6Al4V $\alpha+\beta$ que pour le Ti54M. L'écart entre les deux matériaux est de 13 à 15 % pour des vitesses de coupe de 10, 20 et 30 m.min^{-1} puis cet écart diminue pour n'être plus que de 7 % à 40 m.min^{-1} .

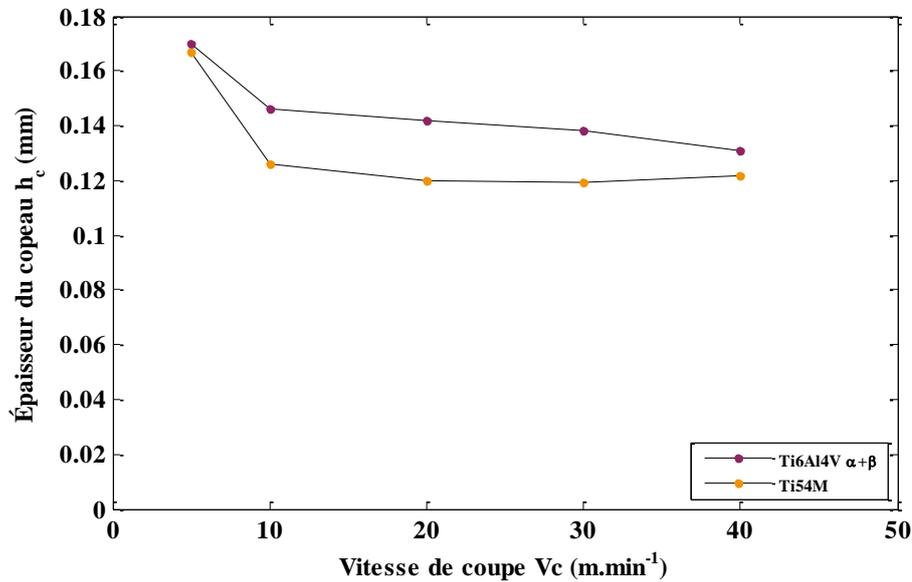


Figure 2.17 Évolution de l'épaisseur du copeau h_c en fonction de la vitesse de coupe V_c .

Cette mesure n'a été possible que pour le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ et le Ti54M. En effet comme cela a été dit précédemment, l'évolution aléatoire des paramètres de formation du copeau du Ti6Al4V traité β ne permet pas de mesurer l'épaisseur de copeau. Ceci est illustré sur la Figure 2.18, où il est possible de voir les copeaux réalisés lors d'essai à 10 et 90 m.min^{-1} . L'épaisseur du copeau peut varier du simple au double tout comme la fréquence du festonnage qui est très irrégulière. La hauteur ainsi que la largeur des festons dépendent de l'orientation des grains comme cela est très visible sur la Figure 2.18(a).

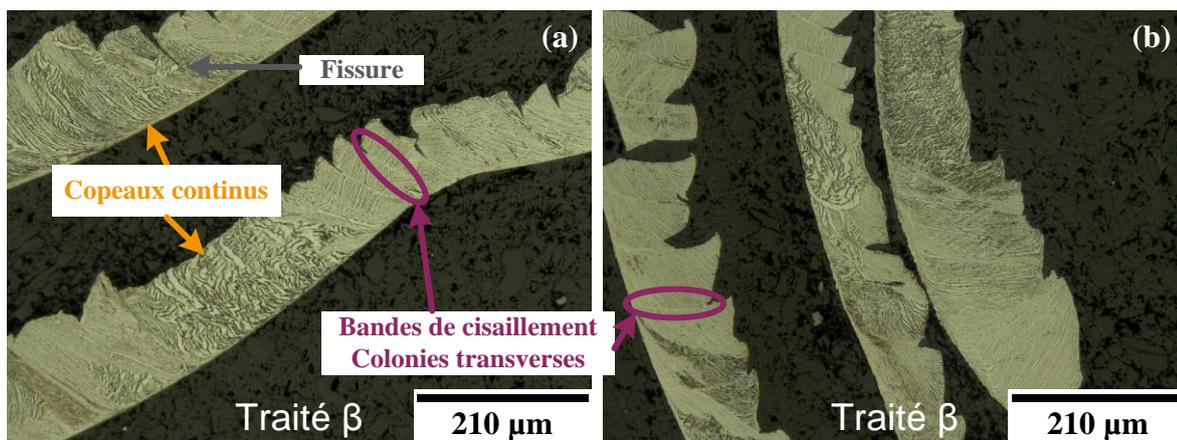


Figure 2.18 – Festonnage aléatoire dans le cas Ti6Al4V traité β - (a) $V_c = 10 \text{ m.min}^{-1}$ - (b) $V_c = 90 \text{ m.min}^{-1}$.

Le festonnage très aléatoire se forme tantôt par cisaillement adiabatique tantôt par propagation de fissure. Les différentes configurations de formation du copeau, décrites par Barelli [Barelli 16] et résumées dans le paragraphe 1.2.4.2, sont vérifiées à partir de ces copeaux. En

effet, des bandes de cisaillement adiabatique apparaissent bien lorsque les colonies lamellaires sont transverses. Le copeau est continu lorsque les colonies sont colinéaires à l'angle de cisaillement et des fissures sont observées lorsque deux colonies sont fortement désorientées.

L'étude plus approfondie du copeau par analyse post-mortem montre bien des différences entre le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ et le Ti54M. En effet sur la Figure 2.19, la part plus importante de phase nodulaire α ainsi que la taille plus grossière des grains du Ti6Al4V $\alpha+\beta$ sont clairement notable. Le taux plus important de phase β lamellaire dans le Ti54M peut expliquer que l'épaisseur du copeau soit moins importante. En effet la structure lamellaire qui permet de limiter la propagation de fissure peut jouer un rôle en limitant la déformation des grains. En revanche il y a un compromis avec sa taille plus faible qui lui permet ainsi d'avoir une déformation plus homogène et ainsi un copeau plus continu et régulier que pour le Ti6Al4V $\alpha+\beta$. La taille de la microstructure est donc un paramètre primordial sur la compréhension de la formation du copeau. Celle-ci peut permettre de limiter ainsi les contraintes mécaniques locales importantes liées au festonnage puisque celui-ci n'est pas présent contrairement aux deux autres matériaux.

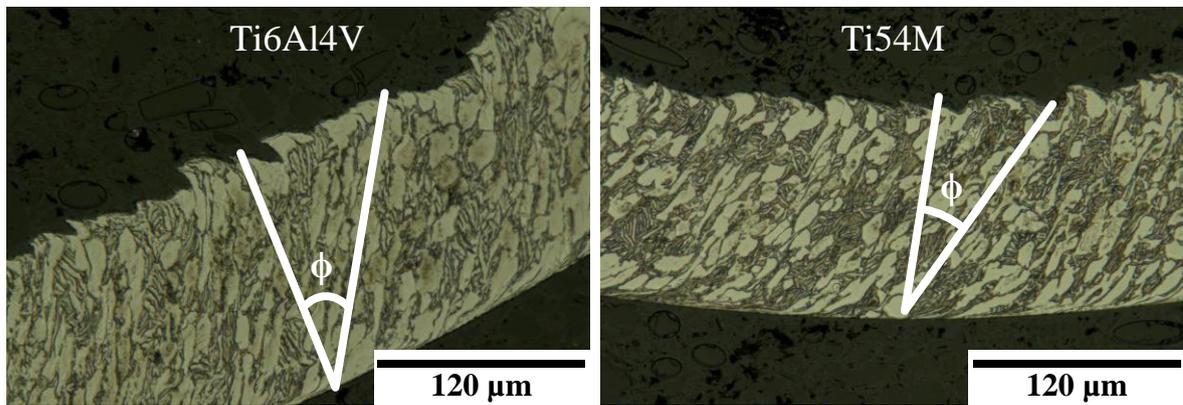


Figure 2.19 - Analyse post-mortem des copeaux pour une vitesse de 10 m.min⁻¹.

À partir de la connaissance de l'épaisseur du copeau et de la géométrie de l'outil il est possible d'identifier l'angle de cisaillement ϕ obtenu durant l'usinage à l'aide de l'équation de Merchant [Merchant 45a] définie ci-dessous :

$$\tan(\phi) = \frac{r_c \cdot \cos(\gamma)}{1 - r_c \cdot \sin(\gamma)} \quad (\text{Eq. 2-4})$$

Où γ correspond à l'angle de coupe de l'outil (30° dans ce cas) et r_c est le rapport de compression entre l'épaisseur de copeau non déformée h et l'épaisseur réelle du copeau h_c .

La valeur de l'angle de cisaillement ϕ calculée à partir de l'équation (Eq. 4-2) est présentée sur la Figure 2.20 pour les différentes valeurs de vitesse de coupe. Comme la valeur de l'angle est fonction de l'épaisseur du copeau h_c , la forme de la courbe est de même type que celle présentée pour l'épaisseur du copeau sur la Figure 2.17. L'écart est le même pour chaque vitesse. Contrairement à l'épaisseur du copeau pour laquelle la valeur était plus importante dans le cas du Ti6Al4V $\alpha+\beta$, l'angle de cisaillement lors de l'usinage du Ti6Al4V $\alpha+\beta$ est plus faible que celui obtenu pour le Ti54M. Cet angle est donc à l'origine de l'épaisseur du copeau plus importante.

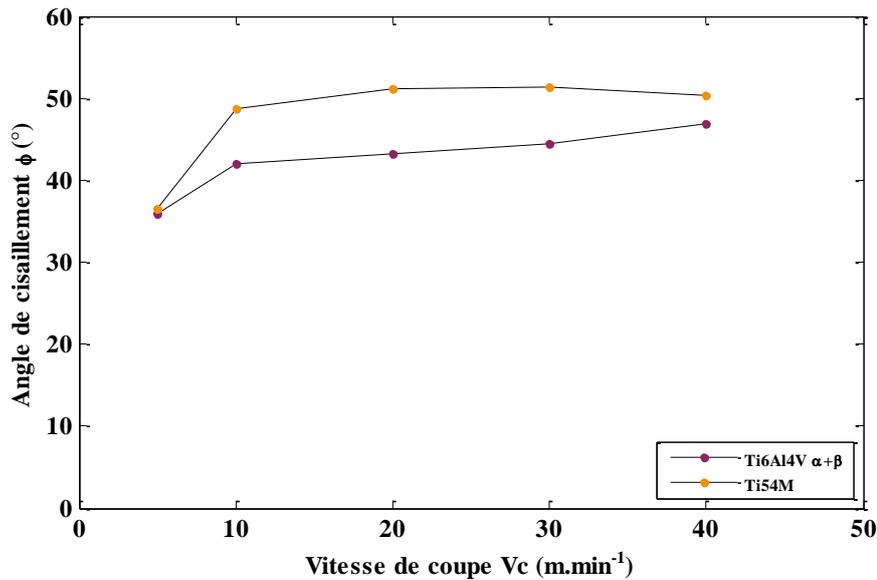


Figure 2.20 - Angle de cisaillement calculé en fonction de la vitesse de coupe Vc.

La mesure des efforts permet également de déterminer l'angle de frottement τ et le coefficient de frottement μ [Merchant 45a] définis par l'équation (Eq. 2-5). Les résultats donnés sur la Figure 2.21 montrent que le comportement des trois matériaux est différent vis-à-vis du frottement avec l'outil. Le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ et le Ti54M présentent un comportement similaire avec un coefficient de frottement qui est plus faible pour une vitesse de coupe de 5 m.min⁻¹ puis une augmentation très significative apparaît à partir de 10 m.min⁻¹. À partir de 10 m.min⁻¹, le coefficient de frottement du Ti6Al4V $\alpha+\beta$ diminue très faiblement (4%) tandis que celui du Ti54M augmente également avec une faible pente pour atteindre une hausse de 12% entre 10 et 40 m.min⁻¹. Le comportement au frottement de ces deux matériaux peut être dû au fait que les deux matériaux sont de même type ($\alpha+\beta$) avec des microstructures similaires et notamment dans la taille des grains. En revanche, le comportement du coefficient de frottement du Ti6Al4V traité β est totalement différent puisque celui-ci reste constant même pour des faibles vitesses de coupe telle que 5 m.min⁻¹. Le coefficient de frottement du Ti6Al4V $\alpha+\beta$ et du Ti6Al4V traité β sont similaires en terme de valeurs numériques en revanche le Ti54M est plus élevé. Cela indique que ce matériau aura tendance à coller plus facilement sur l'arête et la face de coupe de l'outil. La présence du molybdène contenu dans ce dernier peut être la cause de ce coefficient plus élevé. En effet le molybdène est un élément augmentant la ductilité et le fluage du matériau ce qui conduit à une augmentation du frottement qu'il est possible de rencontrer à l'interface outil-copeau.

$$\mu = \tan(\tau) = \frac{F_f + F_c \cdot \tan \gamma}{F_c - F_f \cdot \tan \gamma} \quad (\text{Eq. 2-5})$$

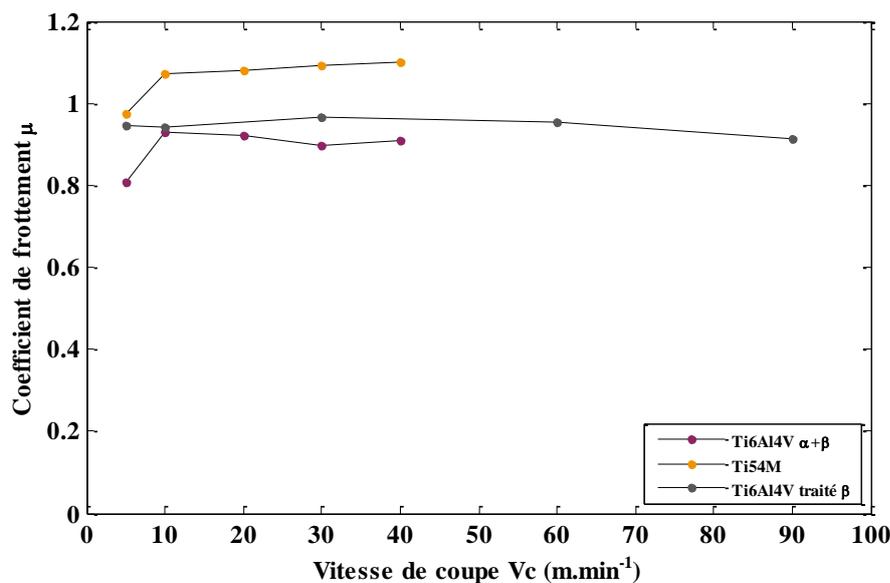


Figure 2.21 - Coefficient de frottement en fonction de la vitesse de coupe V_c .

Néanmoins, il faut faire remarquer que les valeurs pour les trois matériaux sont très élevées ce qui indique un état de surface de l'outil très rugueux (S_a de 95.37 nm pour la face de coupe) comme le montre la Figure 2.25. L'influence de la préparation d'arête et des surfaces de l'outil sera présentée de façon plus précise dans le paragraphe 3.3 du chapitre 3 traitant de l'influence de la préparation d'arête sur l'usinabilité.

La longueur de contact est également un paramètre intéressant à étudier puisque celle-ci varie avec les conditions de coupe et notamment la vitesse de coupe. Ainsi les contraintes thermomécaniques présentes en pointe d'outil vont être appliquées sur une surface différente selon la valeur de la longueur de contact. Dans un premier temps l'observation réalisée grâce à la caméra rapide ainsi que l'analyse post-mortem des copeaux, présentée sur les Figures 2.15 et 2.16, permet de constater que la longueur de contact reste constante durant l'essai pour le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ et le Ti54M, en revanche la longueur de contact évolue tout le long de l'essai pour le Ti6Al4V traité β comme l'atteste la Figure 2.22.

En effet, la longueur de contact dépend de l'orientation des grains. Celle-ci augmente lorsque l'outil avance dans un grain. Par exemple sur la Figure 2.22, la longueur de contact est de 215 μm (étape ①), elle tend à diminuer lorsque l'outil rentre dans un nouveau grain ②. Celle-ci augmente ensuite au fur et à mesure que l'outil avance dans le grain ③. Puis à l'étape ④, l'outil arrive à un joint de grain, un décollement du copeau est observé ce qui engendre une nouvelle longueur de contact plus petite que précédemment (246 μm). Enfin celle longueur recommence à augmenter (étape ⑤) au fur et à mesure que l'outil avance dans le grain comme cela a déjà été le cas à l'étape ③.

La longueur de contact varie en fonction du grain dans lequel se trouve l'outil, quelles que soient les conditions de coupe utilisées. Ceci peut être préjudiciable à la vie de l'outil car la localisation et la valeur des contraintes thermomécaniques subies en pointe d'outil vont varier dans le temps en fonction de la longueur de contact. Au contraire les deux autres matériaux ont une longueur constante qui permet d'avoir une déformation plastique stable dans le temps, les champs de pression et de température sont alors quasi-constants.

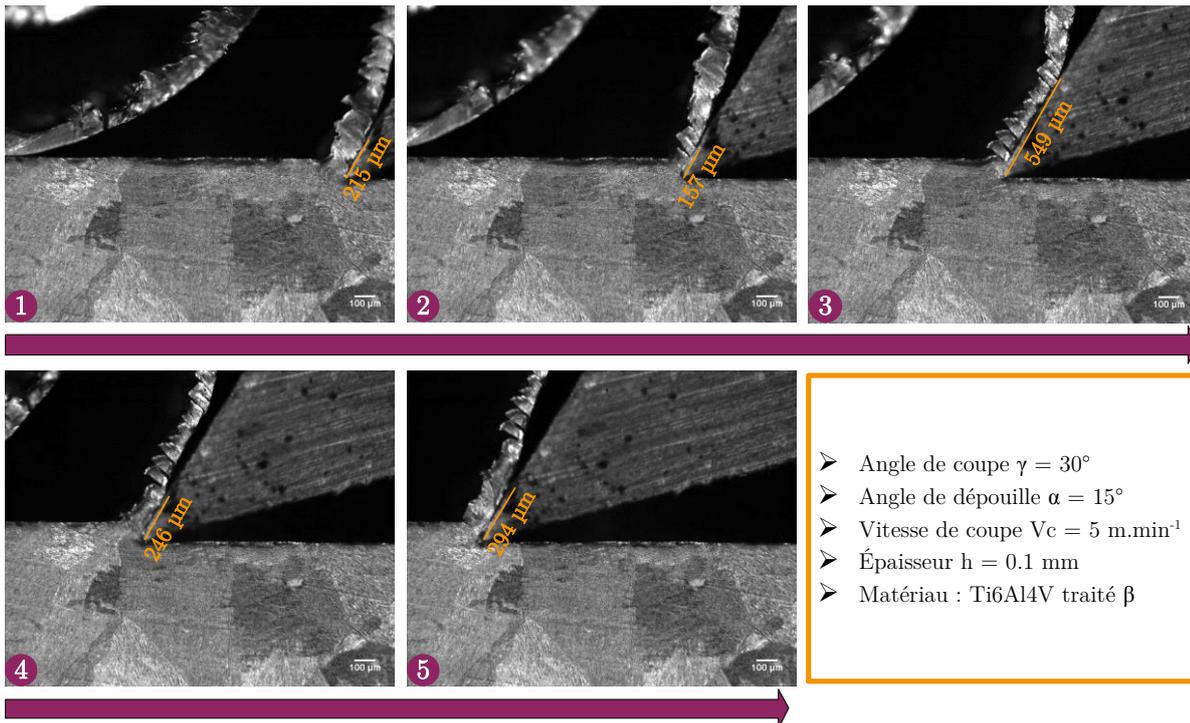


Figure 2.22 - Evolution de la longueur de contact outil-copeau dans le cas du rabotage du Ti6Al4V traité β .

Les longueurs de contact pour le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ et le Ti54M ont été mesurées sur les images de la caméra et sont présentées sur la Figure 2.23. La longueur de contact est sensiblement la même pour les deux matériaux. Une décroissance de celle-ci est observée avec l'augmentation de la vitesse de coupe en passant de 216 μm à $5\text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ à 140 μm pour une vitesse de 40 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$. Il est intéressant de noter que lorsque la vitesse de coupe augmente les phénomènes thermiques générés sont plus importants tandis que la longueur de contact diminue, ce qui a pour conséquence une localisation plus restreinte des contraintes thermomécaniques qui vont engendrer une usure plus prématurée de l'outil.

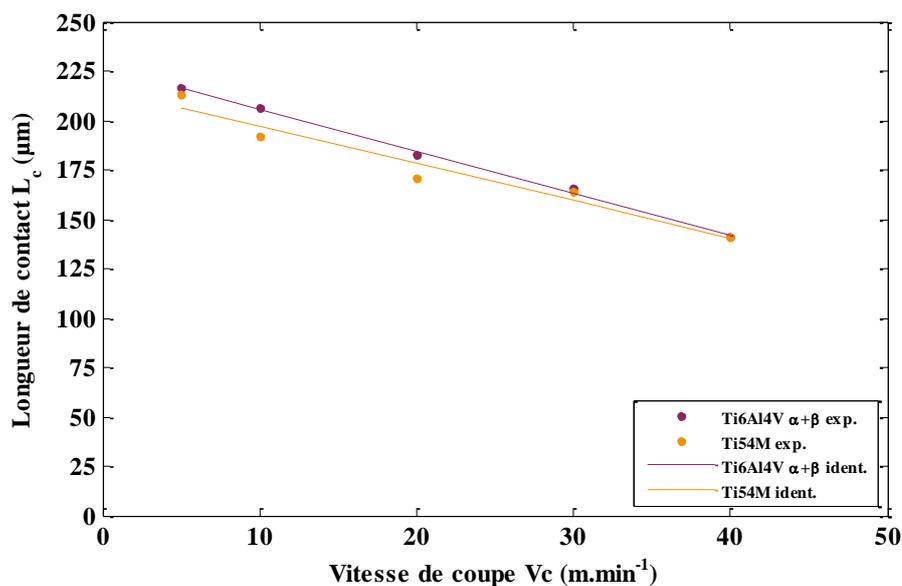


Figure 2.23 - Longueur de contact L_c à l'interface outil/copeau pour les différentes vitesses de coupe.

À partir du graphe ci-dessus, il est possible d'établir une loi permettant de connaître la longueur de contact en fonction de la vitesse de coupe. Ces lois sont données respectivement par les équations (Eq. 2-6) et (Eq. 2-7) pour le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ et le Ti54M.

$$L_{c_{Ti6Al4V \alpha+\beta}} = -2.139. V_c + 227.32 \quad (\text{Eq. 2-6})$$

$$L_{c_{Ti54M}} = -1.875. V_c + 215.58 \quad (\text{Eq. 2-7})$$

Les deux matériaux ayant sensiblement le même comportement, l'étude suivante n'a retenu qu'un matériau (Ti54M) afin de le comparer aux modèles présentés dans la littérature. Plusieurs modèles mathématiques permettent de modéliser la longueur de contact en fonction des paramètres d'entrée comme la vitesse de coupe V_c et l'avance f (ou l'épaisseur h) ainsi que l'angle de coupe γ mais également grâce aux paramètres de sortie comme l'épaisseur du copeau h_c (ou le rapport de compression r_c), l'angle de cisaillement ϕ ou encore l'angle de frottement τ . En général, les modèles fournis par la littérature ont été mis en place pour l'étude sur des copeaux continus comme les aciers, l'aluminium ou encore le cuivre. Bien qu'étant ici dans le cas d'alliages de titane, les copeaux obtenus sont continus, il est donc possible d'utiliser ces modèles pour établir une comparaison. Un récapitulatif des modèles est fourni dans la Table 2.C.

Auteurs	Modèle		Matériaux étudiés
[Lee et al. 51]	$L_c = \frac{h\sqrt{2}}{\sin\phi \cdot \sin(45^\circ + \phi - \gamma)}$	(Eq. 2-8)	Aciers standard
[Abuladze 62]	$L_c = 2h[r_c(1 - \tan\gamma) + \sec\gamma]$	(Eq. 2-9)	Aciers standard
[Poletika 69]	$L_c = h(2,05. r_c - 0,55)$	(Eq. 2-10)	Acier, Cuivre, Bronze
[Kato et al. 72]	$L_c = 2h_c$	(Eq. 2-11)	Aluminium, Cuivre, Zinc
[Stephenson et al. 97]	$L_c = 0,485 + 0,0028. V_c$	(Eq. 2-12)	AISI 1018
[Marinov 01]	$L_c = h(1,61r_c - 0,28)$	(Eq. 2-13)	AISI 1018
[Sutter 05]	$L_c = 1,92h_c - 0,09h$	(Eq. 2-14)	XC 18
[Altintas 12]	$L_c = \frac{h \cdot \sin(\phi + \tau - \gamma)}{\sin\phi \cdot \cos\tau}$	(Eq. 2-15)	Ti6Al4V $\alpha+\beta$

Table 2.C – Modèles mathématiques de calcul de la longueur de contact outil-copeau.

Ces modèles ont été utilisés avec les paramètres d'entrées utilisés et les données de sorties acquises dans ce plan d'essai afin de comparer les différents modèles avec la valeur de la longueur de contact mesurée sur les images de la caméra rapide. Les résultats présentés sur le graphe de la Figure 2.24 montre que le modèle se rapprochant le plus est celui d'Altintas. Contrairement aux autres modèles, celui-ci tient compte du frottement en incluant l'angle de frottement τ dans le calcul, or le frottement est un paramètre important et influant vis-à-vis de la longueur de contact. En revanche les mesures divergent aux deux extrémités de la plage de vitesses de coupe utilisées (5 et 40 m.min⁻¹) par rapport à ce modèle. Comme cela a été constaté précédemment, le frottement calculé à partir des efforts atteint une valeur importante et constante quelle que soit la vitesse. Cette valeur anormale est due principalement à un mauvais état de surface de la face de coupe de l'outil comme l'atteste la Figure 2.25. Les

stries d'affûtage qui sont visibles sur cette figure sont perpendiculaires à l'écoulement du copeau, ce qui a pour conséquence l'obtention d'un coefficient de frottement très important. Comme cela a déjà été mentionné, une étude de l'influence de l'état de surface de l'outil sera au chapitre 3.

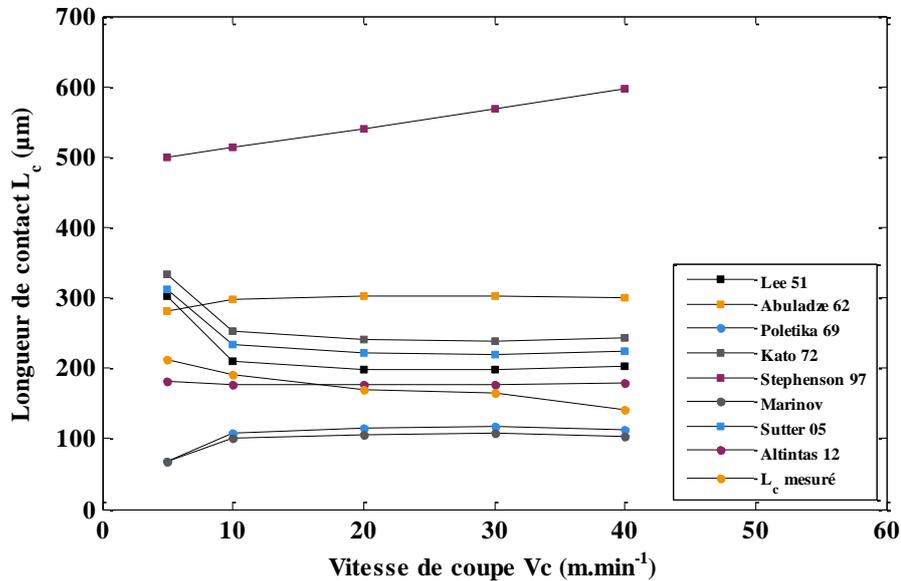


Figure 2.24 - Comparaison des différents modèles de longueur de contact avec la mesure expérimentale.

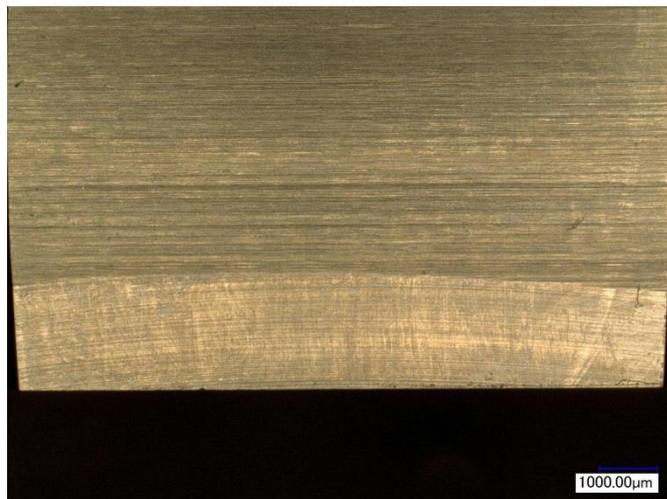


Figure 2.25 - Face de coupe des outils de rabotage.

2.4. Conclusion

Le premier chapitre avait permis de montrer que les propriétés thermomécaniques des matériaux ne permettaient pas de les différencier. Ce second chapitre qui présente une première étude sur la coupe des alliages de titane a permis de valider les résultats du premier chapitre en mettant en évidence que les efforts de coupe macroscopiques sont identiques quel que soit l'alliage. Ils ne permettent donc pas de classer ces 3 matériaux du point de vue usinabilité.

En revanche une première différenciation a été mise en avant concernant le coefficient de frottement. Celui-ci est plus grand dans le cas du Ti54M, ce qui suggère que ce matériau a une

tendance à se coller plus facilement sur l'outil. Ce collage peut être préjudiciable à la vie de l'outil, notamment due à l'usure par diffusion qui peut apparaître.

Enfin, il est intéressant de noter que des différences notoires sont visibles concernant la formation du copeau pour les trois matériaux. En effet, la microstructure (type et taille de grains) a un effet non négligeable sur la formation du copeau. Une combinaison de taille de grains et également de proportion de phases amènent le Ti54M à former un copeau continu tandis que celui du Ti6Al4V $\alpha+\beta$ est légèrement festonné. Il serait intéressant dans le futur d'étudier un seul matériau avec différentes tailles de grain ou de proportions de phase afin de discriminer l'influence de ces deux paramètres. L'observation la plus franche de l'influence de la microstructure sur la formation du copeau revient au Ti6Al4V traité β . En effet, la formation du copeau dépend totalement de l'orientation des grains et notamment des lamelles α . L'orientation des grains va produire des copeaux avec des variations d'épaisseurs du copeau et des fréquences de festonnage. Sa taille grossière de grain vis-à-vis de la taille de l'arête de coupe de l'outil amène à conclure que ce matériau pourrait être considéré comme hétérogène. Ce problème d'hétérogénéité sera mis en valeur dans le chapitre 6 traitant de la modélisation.

Bien que ces premiers résultats amènent une première réponse, ceux-ci ne sont pas satisfaisant car l'essai de rabotage est un essai de courte durée ne représentant pas la coupe continue présente durant un essai de tournage ou de perçage. Cela a notamment été observé au niveau des températures de coupe qui sont relativement faibles (régime transitoire) et qui ne permettent pas de comparer les trois matériaux de façon objective. Il est donc intéressant d'étudier l'usinage de ces trois matériaux lors d'essais de coupe continue et notamment lors d'essais d'usure, ce qui est proposé dans le chapitre suivant.

Chapitre 3

Endommagement des outils de coupe

Sommaire

3.1.	État de l'art : outils de coupe et usure en usinage.....	73
3.1.1.	Les outils	73
3.1.2.	L'usure.....	77
3.2.	Essais d'usure en coupe continue.....	80
3.2.1.	Dispositif expérimental	80
3.2.2.	Analyse des résultats	83
3.2.3.	Conclusion	86
3.3.	Influence de la préparation d'arête sur l'usinabilité.....	87
3.3.1.	Qualification des outils de coupe orthogonale.....	88
3.3.2.	Conclusion	94
3.4.	Essais d'usure sur foret	95
3.4.1.	Présentation de l'expérimentation	95
3.4.2.	Analyse des essais de perçage	97
3.4.3.	Analyse des essais de coupe sur tube.....	99
3.4.4.	Conclusion	101
3.5.	Conclusion	102

3.1. État de l'art : outils de coupe et usure en usinage

3.1.1. Les outils

3.1.1.1. Les outils en carbure

De nos jours, les outils en carbure sont les plus utilisés dans le domaine de l'usinage, leurs utilisations représentent plus de la moitié de la consommation mondiale des outils de coupe comme l'illustre la Figure 3.1 [Huston et al. 98]. Leur succès est dû à leur faible coût et à leurs bonnes propriétés mécaniques. Ils sont un bon compromis entre ténacité et dureté comme l'atteste la Figure 3.2.

Ces outils sont principalement fabriqués par frittage de poudre de carbure de tungstène (WC) mais également à partir de carbure de titane (TiC), de carbure de tantale (TaC) ou de carbure de niobium (NbC). Le frittage de la poudre est réalisable grâce à l'addition d'un liant qui est généralement du cobalt (Co). Le volume de particules dures de carbure contenue dans l'outil varie de 55% à 92% environ, en fonction de la taille, du type et de la concentration des particules [Grzesik 08 ; Trent et al. 00], tandis que la quantité de cobalt contenue dans l'outil doit être comprise entre 3% à 12% avec une taille de grain se situant entre 0,5 et 10 μm [Shaw 05 ; Trent et al. 00]. Généralement un outil carbure non revêtu à une teneur en cobalt de 6%.

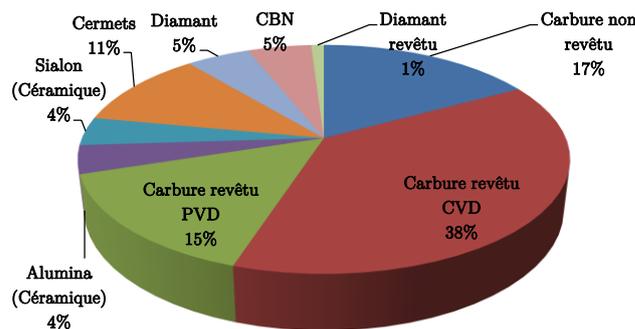


Figure 3.1 - Tendence de marché des outils en 2005 d'après Kennametal [Huston et al. 98].

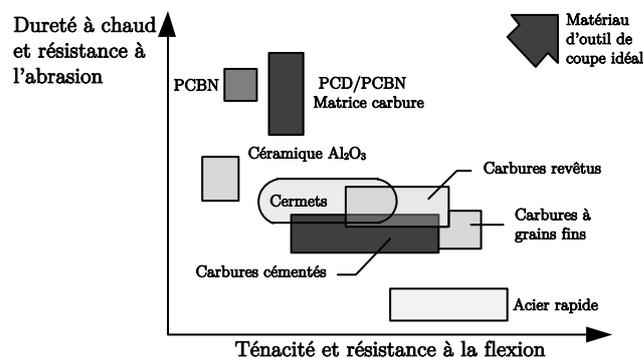


Figure 3.2 - Relation entre ténacité et dureté pour différents matériaux d'outils [Heath 01]

Les revêtements :

Il existe des dizaines de revêtements différents ainsi que plusieurs méthodes de dépôt de ceux-ci sur les outils. D'après la Figure 3.1, les outils en carbure revêtus en usinage sont principalement utilisés avec des revêtements CVD (Chemical Vapor Deposition) ou PVD (Physical Vapor Deposition) avec respectivement 38% et 15% des parts du marché en 2005 (contre 17% pour les outils non revêtus). Parmi tous les revêtements existants, les binaires et les ternaires tels que le nitrure de titane (TiN), le carbure de titane (TiC), le nitro-carbure de titane (Ti(C, N)), le nitrure de titane aluminium (TiAlN), l'oxyde d'aluminium (Al_2O_3), et le nitrure de chrome (CrN) sont les plus couramment utilisés dans l'industrie des outils coupants.

Les revêtements n'ont pas pour but d'être une barrière thermique mais plutôt de jouer le rôle d'un lubrifiant solide qui permet de réduire le frottement outil/pièce afin d'augmenter la durée de vie de l'outil [Cselle et al. 95], notamment dans le cas des aciers. Dans le cas de

l'usinage du titane, l'utilisation de revêtement est sujette à discussion de la part des auteurs. En effet selon certains auteurs, l'utilisation de revêtement n'améliore pas la durée de vie des outils et la qualité de l'usinage, au contraire, celle-ci est détériorée. C'est le cas notamment d'études réalisées en tournage et en fraisage [Abdel-Aal et al. 09 ; A. Ghani et al. 13 ; Nouari et al. 06]. L'application de revêtements sur les outils en carbure implique une préparation d'arête et des surfaces bien spécifiques. Les outils revêtus ont généralement une acuité d'arête grossière, ainsi qu'une surface rugueuse pour obtenir une bonne adhésion et une bonne tenue du revêtement sur le substrat. Cependant, dès que le revêtement se décolle, l'outil se dégrade plus rapidement qu'un outil non revêtu. C'est le cas, lors de l'usinage de titane, où le principal motif d'usure des outils revêtus est le décollement du revêtement.

Le délaminage est supposé de nature mécanique, or les efforts mesurés durant l'usinage du titane sont similaires à ceux retrouvés dans la coupe d'un acier standard [Williams et al. 70]. Il est donc possible de faire l'hypothèse que le délaminage du revêtement et donc la dégradation précaire de l'outil n'est pas seulement dû aux efforts de coupe mais également aux contraintes thermiques et à la longueur de contact outil/copeau qui est plus petite. En effet, la longueur de contact outil/copeau est 2 à 3 fois inférieure durant l'usinage du titane par rapport à l'acier, comme cela a été mentionné dans le paragraphe 1.2.2. De plus, cette longueur de contact est d'autant plus petite lorsque la vitesse de coupe augmente ce qui engendre des contraintes mécaniques et un flux de chaleur plus importants et plus localisés. Les travaux de recherche de Sharif [Sharif et al. 07] et de Wang [Wang et al. 14] valident cette hypothèse. En effet les deux auteurs se sont intéressés au perçage de titane et ils ont montré que les outils en carbure revêtus sont nettement plus performants et endurants que les outils en carbure nus. Sharif [Sharif et al. 07] montre que les outils avec un revêtement TiAlN ont une durée de vie maximale de 7.8 min pour une vitesse de coupe de 25 m.min^{-1} et une avance de 0.06 mm.tr^{-1} durant les opérations de perçage, alors que les outils en carbure non revêtus ont une durée de vie maximale de 0.664 min seulement dans les meilleures conditions ($V_c = 35 \text{ m.min}^{-1}$, $f = 0.06 \text{ mm.tr}^{-1}$), ce qui représente un écart de 91 %. Wang [Wang et al. 14] affirme également que les forets revêtus AlTiN et nanocomposite résistent bien plus longtemps avant d'être victime d'écaillage au niveau de l'arête par rapport aux forets non revêtus (46 et 40 trous respectivement pour le AlTiN et le nanocomposite contre 5 trous pour le non revêtu) avec une vitesse de coupe de 15 m.min^{-1} et une avance de 0.05 mm.tr^{-1} . Ces résultats s'opposent aux résultats donnés dans le cas du tournage ou du fraisage pour lesquels les outils non revêtus sont bien meilleurs. En revanche si l'hypothèse ci-dessus est prise en compte, il est facile de comprendre la différence dans les résultats entre les différentes opérations. En effet, dans le cas du perçage des alliages de titane, les vitesses de coupe utilisées sont de l'ordre de 10 m.min^{-1} à 35 m.min^{-1} . Ces vitesses sont bien inférieures à celles utilisées en tournage et en fraisage, la longueur de contact outil/copeau est donc plus importante et les contraintes thermiques sont ainsi moins localisées, ce qui réduit le délaminage du revêtement et freine l'usure précaire des outils.

3.1.1.2. Autres types d'outils

D'autres outils tels que les outils PCD et BcBN (Binderless cBN) sont utilisés pour l'usinage des alliages de titane.

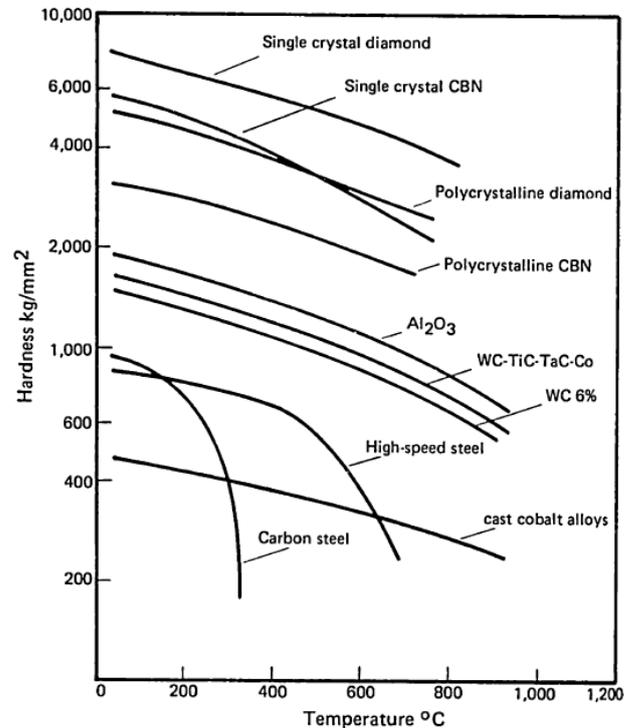


Figure 3.3 - Dureté à chaud des matériaux d'outil [Almond 81].

Les outils PCD (PolyCrystalline Diamond) sont les outils gardant la plus grande dureté à chaud après les outils MCD (MonoCrystalline Diamond) et les outils cBN monocristallin comme le montre la Figure 3.3. Hongua Su [Su et al. 12] montre dans une étude sur le fraisage grande vitesse que les outils PCD ont une bien meilleure durée de vie que les outils PcBN (Polycrystalline cBN) que ce soit à $250 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ (85 min pour le PCD et 6 min pour le PcBN) ou $350 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ (59 min pour le PCD et 3 min pour le PcBN). L'étude de Park [Park et al. 11] sur la performance des forets en carbure et PCD durant le perçage des empilages Ti6Al4V/CFRP montre que les outils PCD ont de meilleures performances car l'adhésion de titane sur les faces de l'outil sont moindres. En effet, la grande conductivité thermique et le faible coefficient de frottement du PCD permet d'avoir des températures de coupe moins importantes qu'avec du carbure de tungstène. Cependant, l'usinage à grande vitesse avec des outils PCD peut entraîner un phénomène de diffusion dès lors qu'une température de coupe de 700°C est atteinte ou dépassée. Il adviendra donc que les températures de coupe jouent un rôle important dans la formation de l'usure. Pour conclure le développement de ces outils est d'autant plus important que les alliages de titane sont utilisés sous forme d'empilage titane/composite dans la fabrication des structures aéronautiques. Or les composites de type CFRP (Carbon Fibers Reinforced Plastic) sont des matériaux abrasifs à cause de leurs fibres de carbone. Il va donc de soi que les meilleurs outils pour les usiner ne sont autres que les outils de coupe en diamant.

Les outils cBN à faible et haute teneur ne sont pas adaptés à l'usinage du titane. Les températures de coupe élevées au niveau de l'arête de coupe couplées à la bonne affinité chimique avec le titane déclenchent un phénomène de diffusion entre le liant de l'outil et le matériau usiné entraînant ainsi une usure prématurée des outils [Klocke et al. 96]. Au contraire, les outils BcBN (Binderless cBN) ont une très bonne résistance à l'usure. Les outils BcBN sont élaborés directement à partir de hBN à haute température et à des pressions extrêmes. Ils sont donc quasiment entièrement composés de cBN (vol.% > 99,9) et ils n'ont donc pas de liant, d'agent de frittage ou de catalyseur. Ce mode de fabrication leur procure une résistance à la rupture transverse et une conductivité thermique trois fois supérieure à celle d'un outil standard cBN à 1000 °C [Wang et al. 05]. L'outil n'ayant plus de liant et ayant une meilleure conductivité thermique, l'usure chimique (diffusion du liant dans le copeau notamment) due aux phénomènes thermiques va être moindre. L'usure mécanique qui est elle aussi impactée par les contraintes thermiques va être réduite également. Il conserve également une dureté deux fois plus importante à haute température. Wang confirme ceci en montrant que la durée de vie de l'outil BcBN est de 20 min durant le fraisage du Ti6Al4V avec une vitesse de coupe de 350 m.min⁻¹, une avance de 0,05 mm.tr⁻¹.dent⁻¹ et une profondeur de passe de 0,075 mm tandis qu'aux mêmes conditions de coupe la durée de vie d'un outil cBN est de 1 min. Zareena [Rahmath Z. et al. 05] compare des outils PCD, cBN et BcBN. Il trouve des résultats similaires qui confirment que les outils BcBN sont les plus résistants à l'usure et ils permettent d'obtenir un meilleur état de surface avec des efforts de coupe moins importants aux grandes vitesses de coupe. Neo [Neo et al. 03] révèle également que les outils BcBN ont une meilleure résistance à l'usure en dépouille que les outils cBN durant l'usinage un d'acier inoxydable. L'usure en dépouille n'étant que de 0.06 mm pour l'outil BcBN contre 0.07 mm pour l'outil cBN pour une vitesse de coupe de 47 m.min⁻¹.

Malheureusement tout comme les outils PCD, le coût élevé des outils cBN et BcBN ne permet pas leur utilisation à grande échelle dans l'industrie. De plus, il n'est pas possible de fabriquer des outils à géométrie complexe comme des forets.

3.1.1.3. Conclusion

En résumé, les outils carbures donnent des résultats satisfaisant durant l'usinage du titane pour un coût assez faible par rapport au coût d'un outil PCD ou BcBN. Néanmoins, il est clair que le futur de l'usinage des alliages de titane passe par le développement des outils BcBN et PCD qui montrent des résultats bien meilleurs que les outils en carbure. Cependant leur coût reste encore trop élevé pour une utilisation industrielle. Les outils céramiques n'ont pas été mentionnés dans ce mémoire car leur importante affinité chimique avec le titane se traduit pas une usure excessive qui ne leur assure pas de bonnes performances [Klocke et al. 96]. Ces outils ne sont donc pas recommandés pour l'usinage du titane. Dans le cadre de ce projet, seuls des forets en carbure non revêtu seront utilisés. Le choix de prendre des outils non revêtu permet de réduire le nombre de paramètre à prendre en compte dans la compréhension de l'usinabilité.

3.1.2. L'usure

L'usure est un enjeu important dans l'étude de l'usinabilité des matériaux. Les industriels cherchent à avoir une meilleure productivité afin de réduire leurs coûts. Cela passe par la diminution du temps d'usinage grâce à des machines plus puissantes, des matériaux plus facilement usinables mais cela passe aussi par le coût des outils. C'est pourquoi il est intéressant de s'intéresser à cette partie surtout dans le cadre de l'usinage du titane qui présente une bonne compatibilité chimique avec les autres matériaux et qui ainsi favorise la diffusion et l'usure prématurée des outils.

3.1.2.1. Les motifs d'usure

La Figure 3.4 résume les principaux motifs d'usure qu'il est possible de retrouver sur un outil de coupe. L'usure en cratère ④ notée K_T et l'usure en dépouille ① notée V_B sont les plus courantes (Figure 3.4(a)). Ce sont les deux critères usuels qui permettent de quantifier la durée de vie d'un outil. D'après la norme NF ISO 3685. [AFNOR 93b], un outil est dit usé lorsqu'il atteint l'un des critères suivants :

- Largeur maximale de l'usure en dépouille $V_{Bmax} = 0.6$ mm, si l'usure en dépouille est irrégulière ;
- Largeur moyenne de l'usure en dépouille $V_B = 0.3$ mm, si l'usure en dépouille est considérée comme régulière ;
- Profondeur du cratère K_T donnée par la formule suivante : $K_T = 0.06 + 0.3f$. Avec f l'avance en mm.tour^{-1} et K_T en mm.

D'autres formes d'usure peuvent être également rencontrées, comme l'usure en entaille du bec de l'outil ②, l'usure en entaille en dehors de la zone de coupe ③ et la déformation plastique (Figure 3.4(b)). La déformation plastique de l'arête de coupe apparaît généralement lors de l'usinage d'ébauche ou à grandes vitesses de coupe. En effet, les efforts et les températures de coupe élevés permettent d'obtenir un fluage. Dès lors que la résistance au fluage du matériau de coupe est dépassée, l'arête s'effondre [Ayed 13].

L'apparition de fissurations par fatigue thermique ou mécanique peut également se produire dans le cas d'opérations d'usinage discontinues. Lorsqu'un certain seuil d'usure est dépassé, l'usure devient catastrophique et conduit très souvent à une rupture brutale de l'arête de coupe.

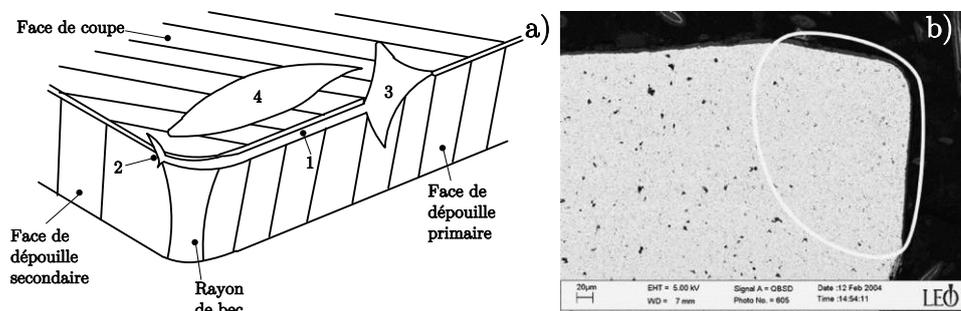


Figure 3.4 – Les différentes formes d'usure

- (a) Les formes d'usure typiques durant l'usinage des matériaux difficiles [Dearnley et al. 86]
 (b) Image MEB de la déformation plastique d'un outil WC-TaC-Co [Östberg et al. 06].

3.1.2.2. Les mécanismes d'usure

Ces formes d'usure sont la conséquence de mécanismes d'usure qui ont été déclenchés en partie par les contraintes thermomécaniques subites par l'outil au niveau de l'arête de coupe. Il existe quatre types de mécanismes d'usure qui dépendent des températures et des efforts de coupe comme le résume la Figure 3.5

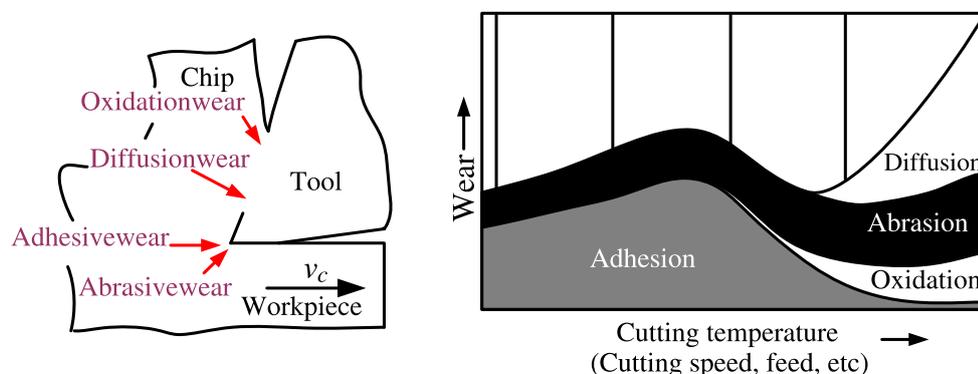


Figure 3.5 - Les principaux mécanismes d'usure [Li 12].

L'**abrasion** est un mécanisme d'usure de type mécanique. Elle survient généralement sur la face de dépouille de l'outil comme le montre les Figures 3.5 et 3.6. L'abrasion d'une surface est due à des particules dures provenant du matériau usiné qui viennent jouer le rôle d'un troisième corps entre la pièce et l'outil. Ces particules sont généralement des inclusions ou des précipités tels que des oxydes durs de type alumine dans le cas des aciers [Changeux 01], mais elles peuvent être également le matériau lui-même comme c'est le cas durant le perçage des CFRP qui contiennent des fibres de carbone de nature abrasive [Ramirez et al. 14].

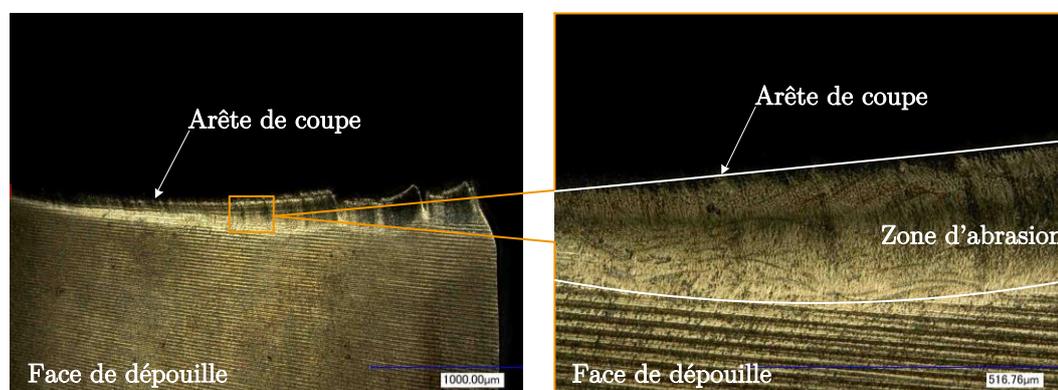


Figure 3.6 - Abrasion de la face de dépouille d'un foret en carbure durant le perçage de CFRP T800M21 ($V_c = 100 \text{ m.min}^{-1}$, $f = 0.05 \text{ mm.tr}^{-1}$) [Ramirez 13].

L'**usure par adhésion** apparaît lorsque l'usinage se fait à de faibles avances et vitesses de coupe (i.e. à de basses températures de coupe). Une partie du copeau vient se souder par pression sur la face de coupe de l'outil. L'accumulation de cette adhésion permet de former une arête rapportée comme le montre la Figure 3.7. L'adhésion se produit essentiellement sur la pointe et la face de coupe de l'outil ce qui lui permet d'être protégé face à l'usure abrasive et diffusive et ainsi d'avoir une durée de vie supérieure. Néanmoins l'arête rapportée modifie considérablement la géométrie de l'outil menant à une dégradation de la géométrie et de l'état de surface de la pièce. De plus l'effet le plus néfaste de cette arête rapportée est qu'à force d'accumuler de la matière, elle devient instable jusqu'à se détacher et arracher avec elle des

morceaux du matériau d'outil. Ce phénomène est appelé l'attrition. Le phénomène d'attrition est aggravé par le fait que le titane diffuse très bien avec beaucoup d'éléments chimiques dès 400°C comme le souligne Arvieu [Arvieu et al. 04] qui montre qu'à partir de cette température, la diffusion entre le titane et le carbone est possible. Ainsi, si un phénomène de diffusion apparaît après adhésion, un affaiblissement en liant est à prévoir et donc l'arrachage de particules de l'outil en surface se fera plus facilement et de manière plus importante. Sharif [Sharif et al. 07] note que ce phénomène d'attrition est le principal mécanisme d'usure quelles que soient les vitesses de coupe (V_c allant de 25 à 55 $m.min^{-1}$) dans le cas de l'opération de perçage avec des outils en carbure revêtus ou non.

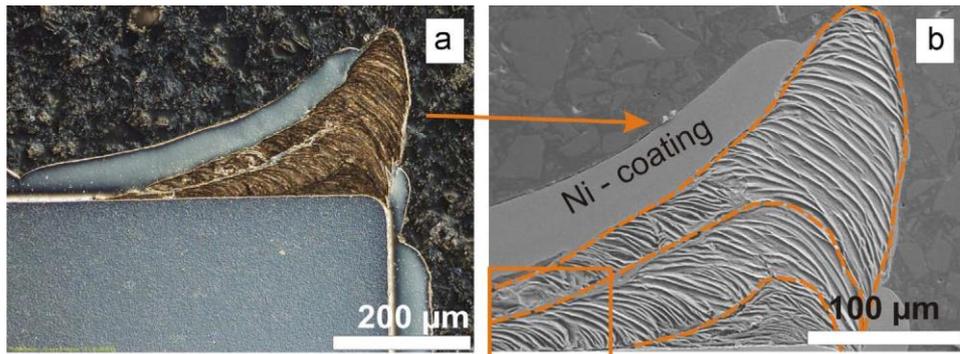


Figure 3.7 - Observation d'une arête rapportée lors de l'usinage d'un acier non allié SAE 1045 avec un outil carbure non revêtu ($V_c = 50 m.min^{-1}$).

L'usure par diffusion est le mécanisme d'usure qui est retrouvé quasiment dans toutes les publications faites sur l'usinage du titane que ce soit avec des outils en carbure [Amin et al. 07 ; Armendia et al. 10 ; Hartung et al. 82], céramiques, PCD ou cBN. Comme cela a été mentionné dans le paragraphe 1.2.2, le titane a une mauvaise conductivité thermique qui va entraîner l'apparition de températures qui peuvent dépasser les 1000 °C au niveau de l'arête de coupe. De plus le titane a une bonne affinité chimique avec beaucoup de matériaux dont le cobalt contenu dans les outils carbure, le carbone ainsi qu'avec le liant des outils cBN et la céramique. Le couplage de ces deux propriétés va engendrer de la diffusion principalement à l'interface outil/copeau. Du titane va diffuser dans l'outil tandis que des éléments de l'outil (notamment le liant) vont diffuser dans le copeau. Dès lors qu'il y a diffusion de liant dans le copeau, l'outil va être victime d'un appauvrissement en liant à la surface entraînant un motif d'usure en cratère dû à de l'attrition à cause de l'arête rapportée ou de l'abrasion comme cela a été expliqué dans les paragraphes juste ci-dessus. Ce mécanisme d'usure qui est prépondérant durant l'usinage des alliages de titane sera étudié de façon plus approfondie dans le chapitre 4.

3.2. Essais d'usure en coupe continue

3.2.1. Dispositif expérimental

Les essais de rabotage s'apparentent plus à de la coupe discontinue type fraisage de par le fait que la coupe est réalisée sur un échantillon de seulement 40 mm de longueur. Or lors d'essais de coupe continue comme le perçage ou le tournage, la longueur usinée s'exprime en mètres. Ainsi les essais de rabotage ne permettent pas une analyse des effets présents pour des

essais de longue durée et notamment au niveau des aspects thermiques. Pour résoudre ce problème des essais d'usure sur tube ont été réalisés.

L'objectif de cette étude est de pouvoir étudier l'usure de l'outil et d'observer son influence sur la formation du copeau. Pour permettre de réaliser cet objectif, un protocole a été mis en place et est schématisé sur la Figure 3.8. Il consiste à réaliser un premier essai court sur un tube d'épaisseur $e = 3$ mm afin d'observer la formation du copeau à l'aide d'une caméra rapide (étape 1). L'essai court consiste à réaliser un essai d'une dizaine de tours seulement afin de limiter la longueur du copeau qui peut venir se mettre entre le lopin et la caméra et ainsi empêcher l'acquisition de la vidéo de la formation du copeau. Puis dans un second temps des essais d'usure sont réalisés sur un second lopin en configuration chariotage (étape 2). Afin d'étudier l'évolution de la formation du copeau avec l'évolution de l'usure de l'outil, l'étape 1 est répétée de manière épisodique, lorsque une augmentation significative de l'effort de coupe ou une usure (en dépouille ou de l'arête) est observée durant les essais de l'étape 2.

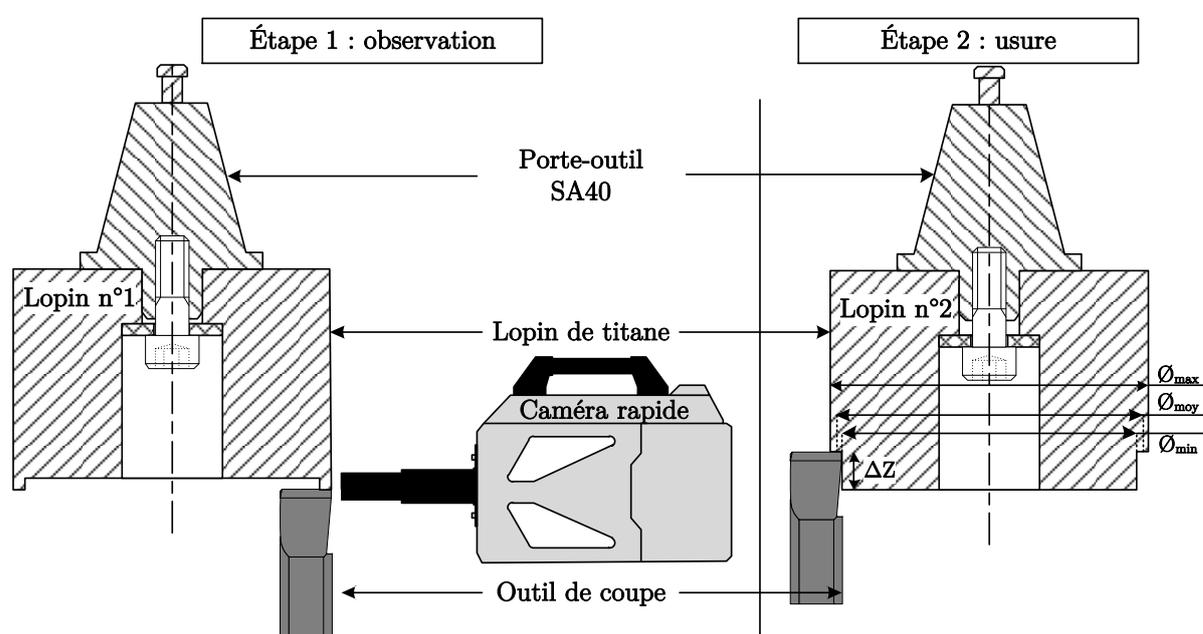


Figure 3.8 - Protocole des essais d'usure.

Pour être au plus proche de l'opération de perçage, il a été décidé de réaliser des essais à l'étape 2 dont la longueur usinée se rapproche de la longueur usinée lors du perçage d'un trou avec un foret. Le calcul de la longueur usinée lors d'une opération d'usinage sur tube ou de perçage est défini par l'équation (Eq. 3-1) et la Figure 3.9. La longueur usinée dépend de la distance linéaire ΔZ parcourue par l'outil dans la matière, ainsi que du diamètre du tube \varnothing (ou du diamètre de l'outil dans le cadre du perçage) et de l'avance f . Dans le cadre de l'étude, le diamètre \varnothing du foret est de 12 mm tandis que l'avance choisie est de $0.1 \text{ mm.tr}^{-1}.\text{dent}^{-1}$ et la profondeur percée ΔZ est de 20 mm. Avec ces paramètres, la longueur usinée par une dent de foret est de 7.47 m. Grâce à ce calcul la distance linéaire ΔZ nécessaire pour représenter le perçage d'un trou lors des essais d'usure sur lopin de l'étape 2 a été déterminée en fonction du diamètre d'usinage moyen \varnothing_{moy} .

$$L_{usi} = \Delta Z \sqrt{1 + \left(\frac{\pi D}{f}\right)^2} \quad (\text{Eq. 3-1})$$

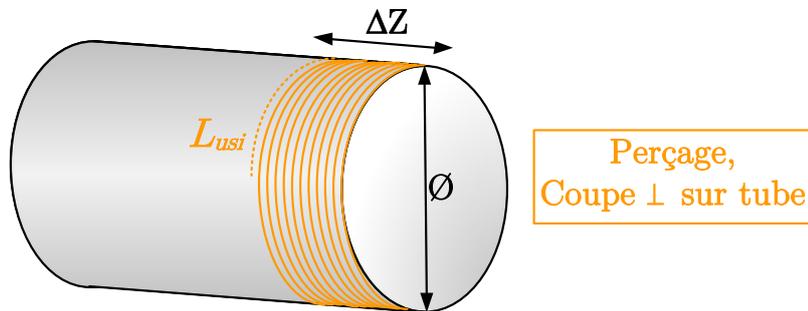


Figure 3.9 - Méthode de calcul de la longueur usinée d'après Dorlin [Dorlin 16].

La profondeur de champ de la caméra étant de $10 \mu\text{m}$, il a été impératif de limiter le faux rond que pourrait avoir le lopin n°1 servant à l'observation de la formation du copeau afin de garantir une image nette. C'est pourquoi, le lopin a été mis au diamètre souhaité directement sur la machine servant à l'expérimentation comme le montre la Figure 3.10. Puis la surface entière a été polie manuellement en faisant tourner le lopin en broche. Enfin sa surface a été attaquée au réactif de Kroll afin de pouvoir observer la microstructure comme cela a été réalisé durant les essais de rabotage présentés dans le chapitre 2.



Figure 3.10 - Mise au diamètre du lopin pour polissage et attaque de sa surface.

La Figure 3.11 présente la mise en place de l'expérimentation. Les essais ont été réalisés sur un centre d'usinage 5 axes Gambin 120CR. Afin d'étudier l'usure, l'outil a été monté sur une platine dynamométrique de fraisage Kistler 9257A permettant de mesurer les trois composantes d'efforts de coupe tandis que la thermique a été mesurée à l'aide d'un thermocouple placé 2 mm derrière l'arête de coupe comme pour les essais de rabotage précédents. L'observation de l'usure de l'outil a pu être réalisée in-situ à l'aide d'un microscope optique Keyence (Figure 3.11(b)) monté sur la tête de broche de l'outil. L'inclinaison de l'axe B de la broche permet d'observer perpendiculairement l'usure de la face de dépouille et d'ausculter également l'usure de l'arête de coupe.

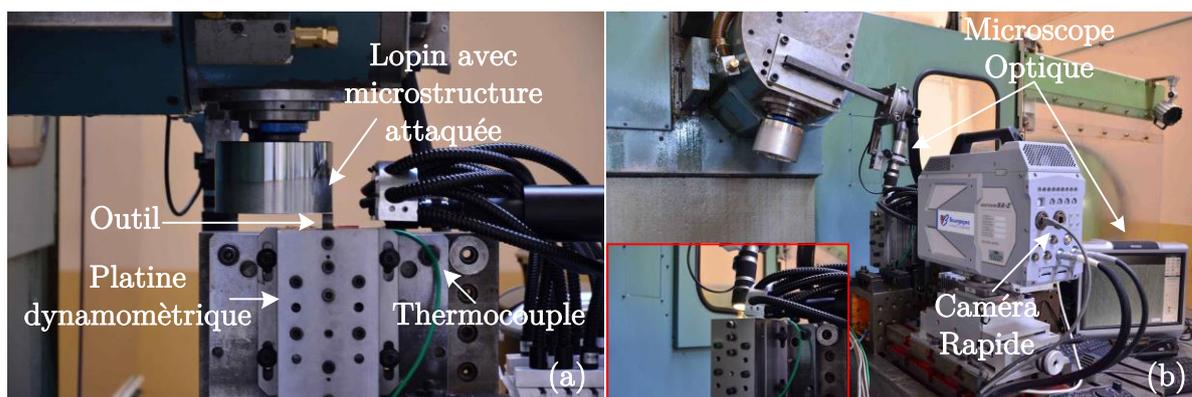


Figure 3.11 - Dispositif expérimental - (a) Dispositif de tournage avec observation à la caméra rapide
(b) Contrôle de l'usure de l'outil in-situ à l'aide d'un microscope optique Keyence.

Concernant les outils ceux-ci sont les mêmes que ceux utilisés pour les essais de rabotage, c'est-à-dire des outils en carbure non revêtu ayant un angle de coupe de 30° et un angle de dépouille de 15° . Une vitesse de coupe de 30 m.min^{-1} et une avance de 0.1 mm.tr^{-1} ont été utilisées. L'observation à la caméra a, quant à elle, été réalisée avec une fréquence d'acquisition de $40\,000 \text{ images.s}^{-1}$ et un temps d'exposition de $1/200\,000 \text{ s}$. Les conditions de coupe sont récapitulées dans la Table 3.A.

Outil	Carbure non revêtu
Angle de coupe γ	30°
Angle de dépouille α	15°
Type d'usinage	À sec
Vitesse de coupe V_c	30 m.min^{-1}
Avance f	0.1 mm.tr^{-1}
Fréquence d'acquisition caméra rapide	$40\,000 \text{ images.s}^{-1}$
Temps d'exposition (shutter)	$1/200\,000 \text{ s}$

Table 3.A - Récapitulatif des conditions de coupe.

3.2.2. Analyse des résultats

Les essais ont dans un premier temps été réalisés avec le Ti54M. La Figure 3.12 présente les observations obtenues par la caméra rapide lors de l'étape 1. La morphologie continue du copeau est similaire aux observations réalisées dans le cadre des essais de rabotage. L'épaisseur du copeau h_c est égale à $117 \mu\text{m}$ ($119 \mu\text{m}$ pour l'essai de rabotage) tandis que la longueur de contact est de $187 \mu\text{m}$ ($176,5 \mu\text{m}$ pour l'essai de rabotage). Ces remarques confortent donc les résultats d'essai de rabotage.

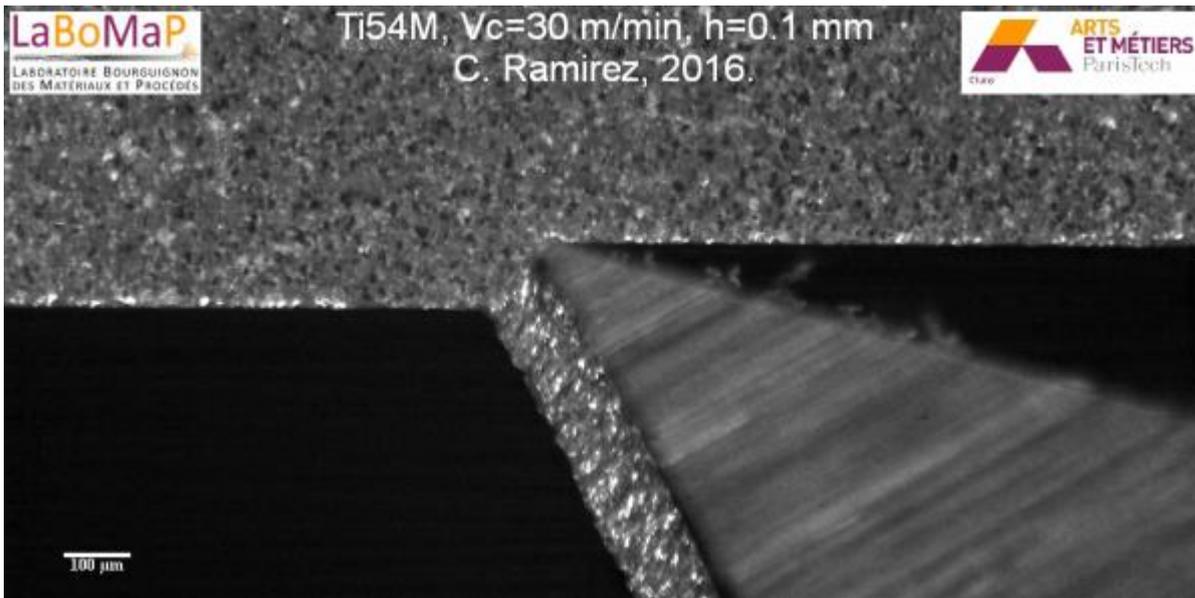


Figure 3.12 - Essai de coupe sur tube avec le Ti54M (Étape 1).

Le profil type de température de coupe acquis durant les essais, ainsi que celui pour l'effort de coupe sont présentés sur la Figure 3.13. La courbe de température est typique de ce qui peut être retrouvé dans la littérature avec un profil de forme logarithmique. L'évolution des efforts et des températures de coupe en fonction de la longueur usinée est présentée sur la Figure 3.14. La température de coupe représentée sur le graphe correspond à la valeur de température maximale atteinte par l'outil durant l'essai. Une augmentation continue des efforts et des températures de coupe est observée avec un accroissement de 23 et 9 % respectivement pour l'effort de coupe et la température de coupe.

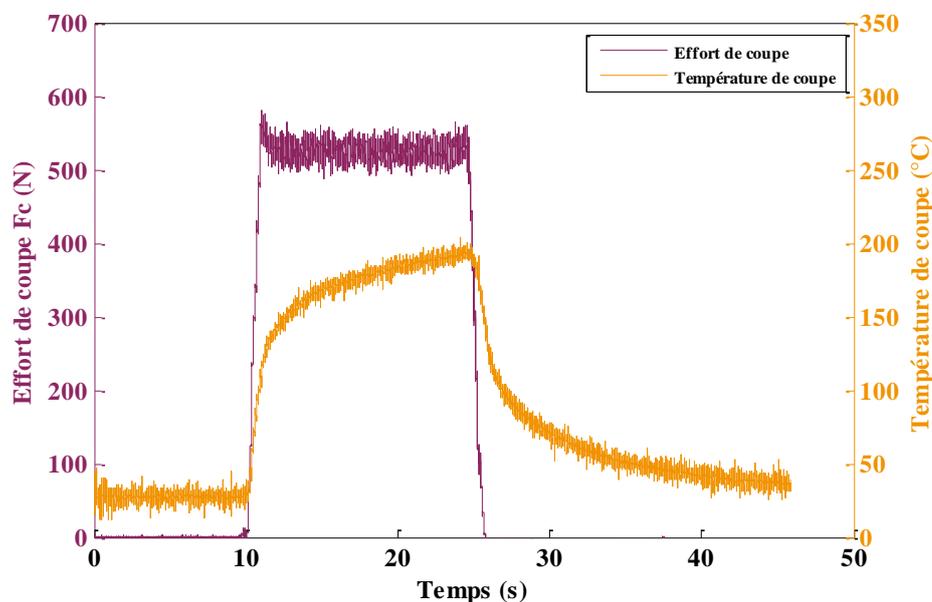


Figure 3.13 – Signaux types d'effort et de température de coupe acquis durant l'essai ($V_c = 10 \text{ m.min}^{-1}$, $f = 0.1 \text{ mm.tr}^{-1}$).

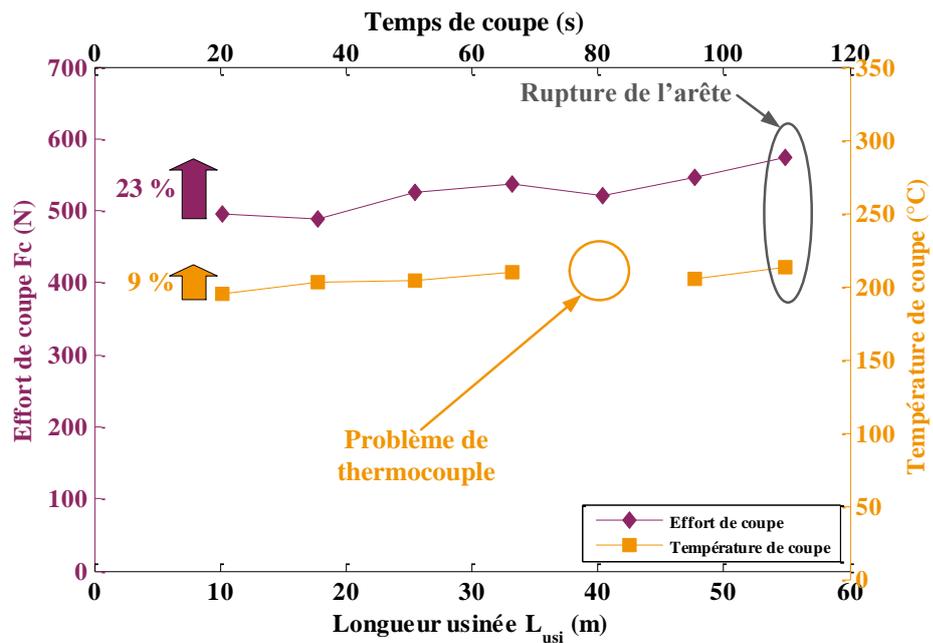


Figure 3.14 - Évolution de l'effort et de la température de coupe durant l'usinage du Ti54M ($V_c = 10 \text{ m.min}^{-1}$, $f = 0.1 \text{ mm.tr}^{-1}$).

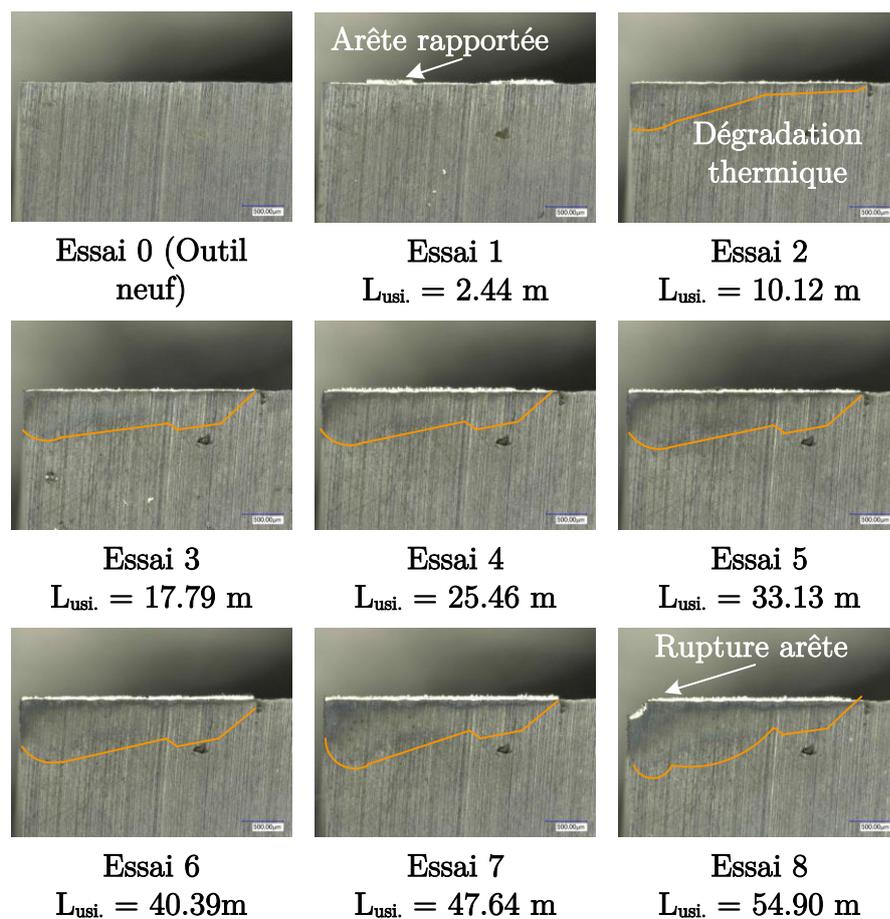


Figure 3.15 - Évolution de l'usure sur la face de dépouille et l'arête de l'outil durant l'usinage du Ti54M ($V_c = 10 \text{ m.min}^{-1}$, $f = 0.1 \text{ mm.tr}^{-1}$).

Bien que les efforts et les températures de coupe augmentent, aucune usure en dépouille, ni d'usure d'arête sont observées. Cette stagnation de l'usure n'a pas permis de voir une quelconque évolution au niveau de la formation du copeau à la caméra. En revanche, il est possible de constater qu'une dégradation thermique de l'outil apparaît dès le second essai comme le montre la Figure 3.15 (le premier essai étant l'essai court avec observation à la caméra). Cette dégradation thermique évolue au cours des essais jusqu'à entraîner la rupture de l'arête au 8^{ème} essai (54.9 m de longueur usinée seulement). Le Ti54M est considéré comme un alliage de titane ayant une bonne usinabilité or ici la durée de vie de l'outil a été très courte. C'est pourquoi il a été décidé d'étudier le Ti6Al4V traité β en second puisque il est censé être le moins usinable des trois matériaux. Les essais dans le Ti6Al4V traité β ont été très courts puisque une rupture soudaine de l'arête a été constatée dès le premier essai d'observation avec la caméra rapide. Cette rupture est intervenue dès l'entrée matière comme le montre la Figure 3.16. En effet le début de rupture intervient après 0.42 s d'usinage or pour une avance de 0.1 mm.tr^{-1} , une vitesse de coupe de 30 m.min^{-1} et un diamètre moyen de tube de 111.12 mm , l'outil est en état stationnaire mécanique après 0.1 mm soit 0.7 s.

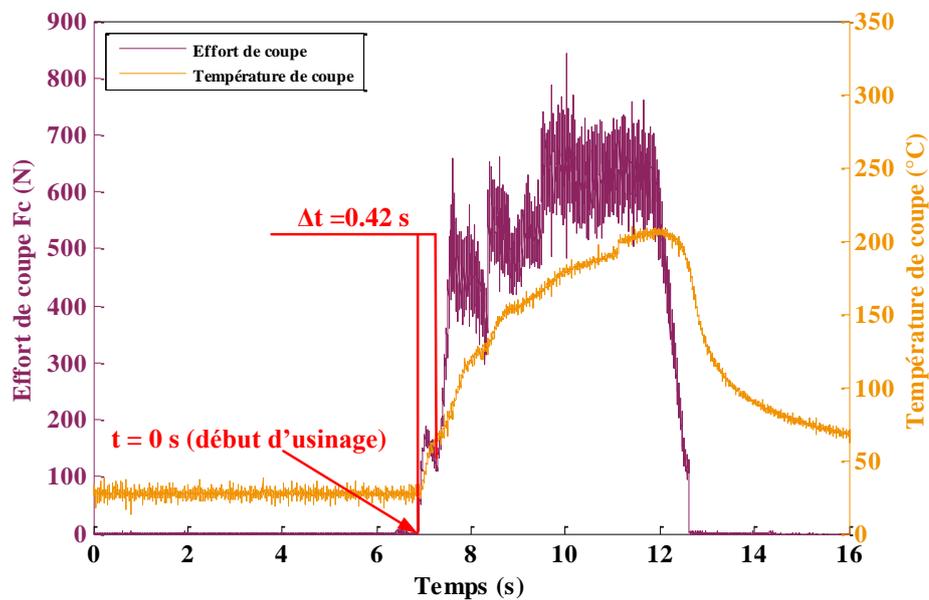


Figure 3.16 - Évolution de l'effort et de la température de coupe durant l'essai n°1 dans le Ti6Al4V traité β ($V_c = 10 \text{ m.min}^{-1}$, $f = 0.1 \text{ mm.tr}^{-1}$).

Les essais réalisés ici amènent à se poser la question de l'influence de la préparation d'arête sur les performances des outils. En effet avec ces outils, la durée de vie dans le Ti54M a été très courte tandis que celle obtenue dans le Ti6Al4V traité β est nulle. Les essais n'ont pas été poursuivis dans le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ en raison de la trop forte influence de la qualité de surface des outils.

3.2.3. Conclusion

Les essais réalisés dans le Ti54M montrent très clairement que l'outil a été affecté thermiquement. Le faible taillant de l'outil couplé aux températures élevées a conduit à une rupture soudaine de l'arête de coupe de l'outil. Les contraintes thermiques subies par l'outil suggèrent que celui-ci a été victime d'usure par diffusion. Une étude plus approfondie de l'usure de cet

outil sera traitée dans le chapitre 4 qui s'intéresse à l'usure par diffusion des outils.

Les essais qui ont été écourtés suite à une rupture brutale dès le premier essai dans le Ti6Al4V traité β laissent à penser que la préparation d'arête n'est pas adéquate pour permettre une bonne tenue des outils en usinage. C'est pourquoi le paragraphe suivant tentera d'étudier l'influence de la préparation d'arête afin de mettre en évidence que celle-ci est fondamentale pour optimiser la durée de vie des outils.

3.3. Influence de la préparation d'arête sur l'usinabilité

Depuis très longtemps des études ont montré que la topographie de la face de coupe permet de réduire la longueur de contact entre le copeau et la face de coupe de l'outil, ce qui a pour conséquence de réduire le frottement à l'interface et de limiter l'usure de l'outil [Evans et al. 99]. Le polissage de la face de coupe de l'outil permet d'augmenter la durée de vie de celui-ci. Ce résultat a été démontré dans plusieurs matériaux comme le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ [Yamaguchi et al. 12, 14, 16] ou encore l'inconel 718 [Sugihara et al. 15] et dans un acier trempé revenu type AISI 4140 [Fallqvist et al. 13]. Yamaguchi [Yamaguchi et al. 16] utilisent un processus de polissage par abrasion magnétique, schématisé sur la Figure 3.17, pour préparer ses outils. Il montre qu'avec un outil dont la face de coupe a été polie, la durée de vie est multipliée par trois par rapport à un outil standard non retouché. En revanche, le polissage de la face de dépouille et du bec de l'outil n'améliore pas plus la durée vie de l'outil et n'est donc pas essentiel. Arulkirubakaran [Arulkirubakaran et al. 16] montre que l'application de textures macroscopiques améliore la durée de vie des outils. Arulkirubakaran a réalisé des textures par électroérosion sur la face de coupe de l'outil. Il montre qu'une texture perpendiculaire permet de jouer le rôle d'un brise-copeau et ainsi limite la zone de contact entre le copeau et la face de coupe. Cela a pour conséquence de diminuer le frottement, les efforts de coupe et ainsi d'augmenter la durée de vie de l'outil.

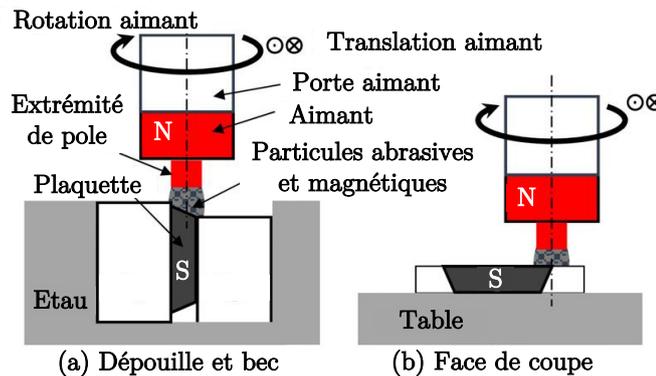


Figure 3.17 - Schéma de principe de polissage par abrasion magnétique [Yamaguchi et al. 16].

L'acuité d'arête est également un paramètre qui influe énormément sur les contraintes thermomécaniques ainsi que sur l'usure de l'outil comme le mentionne Wagner dans son état de l'art [Wagner 11] ainsi que Bouzakis [Bouzakis et al. 14] et Denkena [Denkena et al. 11, 14]. Pour décrire plus précisément l'acuité d'arête qui est mesurée usuellement par le rayon d'arête r_β , Denkena a mis en place des paramètres S_α et S_γ décrivant l'acuité d'arête par rapport aux deux faces de l'outil. Le rapport de ces deux paramètres est noté K comme le montre la Figure 3.18.

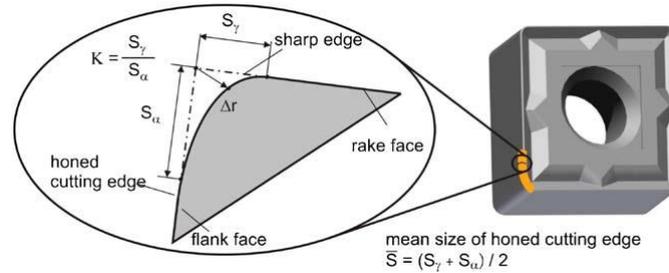


Figure 3.18 - Caractérisation de l'acuité d'arête [Denkena et al. 11].

En faisant varier ces paramètres Denkena a pu étudier différentes géométries d'arête et mettre en place une cartographie suggérant la valeur des paramètres à utiliser en fonction du matériau usiné comme le montre la Figure 3.19. Pour le cas des alliages de titane comme le Ti6Al4V $\alpha+\beta$, il est recommandé de préparer l'arête de sorte à avoir un S_α et un S_γ de valeur identique et faible afin d'avoir une acuité d'arête très basse.

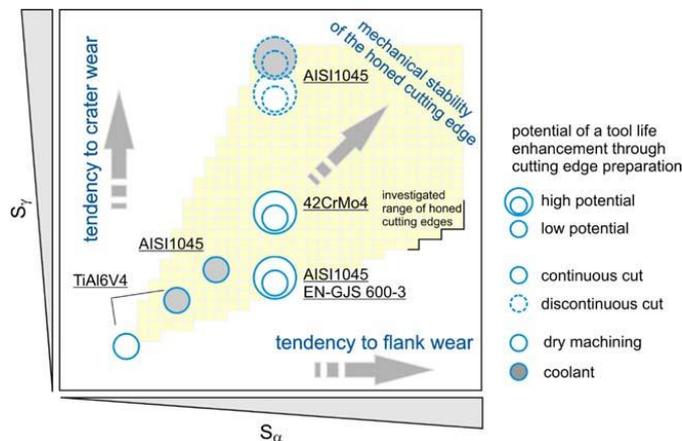


Figure 3.19 - Cartographie de l'acuité d'arête en fonction du matériau usiné [Denkena et al. 11].

Ainsi le paragraphe présenté ci-dessous s'attardera à étudier l'influence de la préparation d'arête et des faces de l'outil sur les efforts de coupe et sur l'influence que cela peut entraîner sur l'usure de l'outil.

3.3.1. Qualification des outils de coupe orthogonale

3.3.1.1. Méthodologie expérimentale et caractérisation des outils.

Pour qualifier les outils conçus pour l'étude, des outils non revêtus provenant de la même nuance que les outils utilisés précédemment, ont été choisis. Ces outils ont été choisis avec un angle de coupe γ de 10° tandis que l'angle de dépouille α est de 5° . Les outils ont été choisis avec un angle de taillant plus grand que ceux utilisés précédemment afin que ceux-ci soient plus robustes et permettent de réaliser la série d'essais prévus pour la qualification. Une vitesse de coupe de $10 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ainsi qu'une avance de $0.1 \text{ mm}\cdot\text{tr}^{-1}$ ont été employées pour l'ensemble des essais. Les efforts ont été mesurés avec une platine dynamométrique de tournage KISTLER 9121. Les essais ont été réalisés sur le Ti6Al4V traité β . Les conditions d'essais sont résumées dans la Table 3.B.

Outil	Carbure non revêtu
Angle de coupe γ	10°
Angle de dépouille α	5°
Type d'usinage	À sec
Matériau	Ti6Al4V traité β
Vitesse de coupe V_c	10 m.min ⁻¹
Avance f	0.1 mm.tr ⁻¹

Table 3.B - Récapitulatif des conditions de coupe.

La méthode, utilisée ici, a deux objectifs :

1. Le premier objectif est de pouvoir montrer que la préparation d'arête a une importance capitale sur les efforts de coupe et sur la répétabilité des essais ;
2. Le second objectif, est de pouvoir à travers ces essais, observer si le diamètre du tube usiné a une influence sur la valeur des efforts de coupe. En effet, le rayon de courbure n'est pas le même selon le diamètre de tube qui est utilisé lors des essais en coupe orthogonale et lors des essais d'usure. C'est pourquoi il est intéressant de savoir si en changeant de diamètre, une variation d'efforts est observée.

Pour réaliser ces objectifs, une campagne d'essais en 6 étapes a été mise au point. La méthode consiste à choisir deux zones symétriques de 3 mm de large sur un outil qui seront les zones de coupe lors des essais. Le choix de deux zones symétriques permet d'avoir des effets de bord thermique et mécanique identiques lors des essais. Les deux zones seront nommées Z1 et Z2 comme le schématise la Figure 3.20. Des essais de coupe orthogonale sur des tubes de deux diamètres moyens distincts ($\varnothing_{\text{moy}} = 73.5$ mm et 107.65 mm), avec une longueur usinée de 2 m par essai, seront réalisés. Une faible longueur usinée permet de pouvoir être en régime stationnaire lors de l'essai tout en s'affranchissant d'une usure de l'outil. Le processus en 6 étapes est schématisé sur la Figure 3.21. Il consiste premièrement à réaliser un essai sur le plus grand tube ($\varnothing_{\text{moy}} = 107.65$ mm) à l'aide de la zone Z1 (étape 1). La seconde étape (étape 2) est de réaliser un essai, toujours avec la même zone, sur le second tube ($\varnothing_{\text{moy}} = 73.5$ mm). Ces deux premières étapes permettent de vérifier si une influence notable du diamètre du tube existe. Enfin la troisième étape (étape 3) consiste à réaliser de nouveau le premier essai afin de vérifier si aucune usure n'est venue fausser les mesures. Les étapes 4, 5 et 6 sont les mêmes étapes que les trois premières mais réalisées avec la seconde zone Z2. La réalisation des étapes 4, 5 et 6 permet ainsi de vérifier de nouveau si une influence du diamètre du tube est présente mais également de comparer les niveaux d'efforts avec les essais réalisés avec la première zone Z1 et ainsi de répondre au premier objectif.

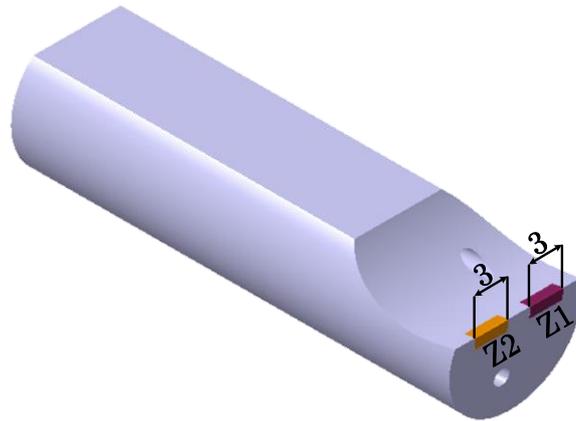


Figure 3.20 - Choix des zones de coupe.

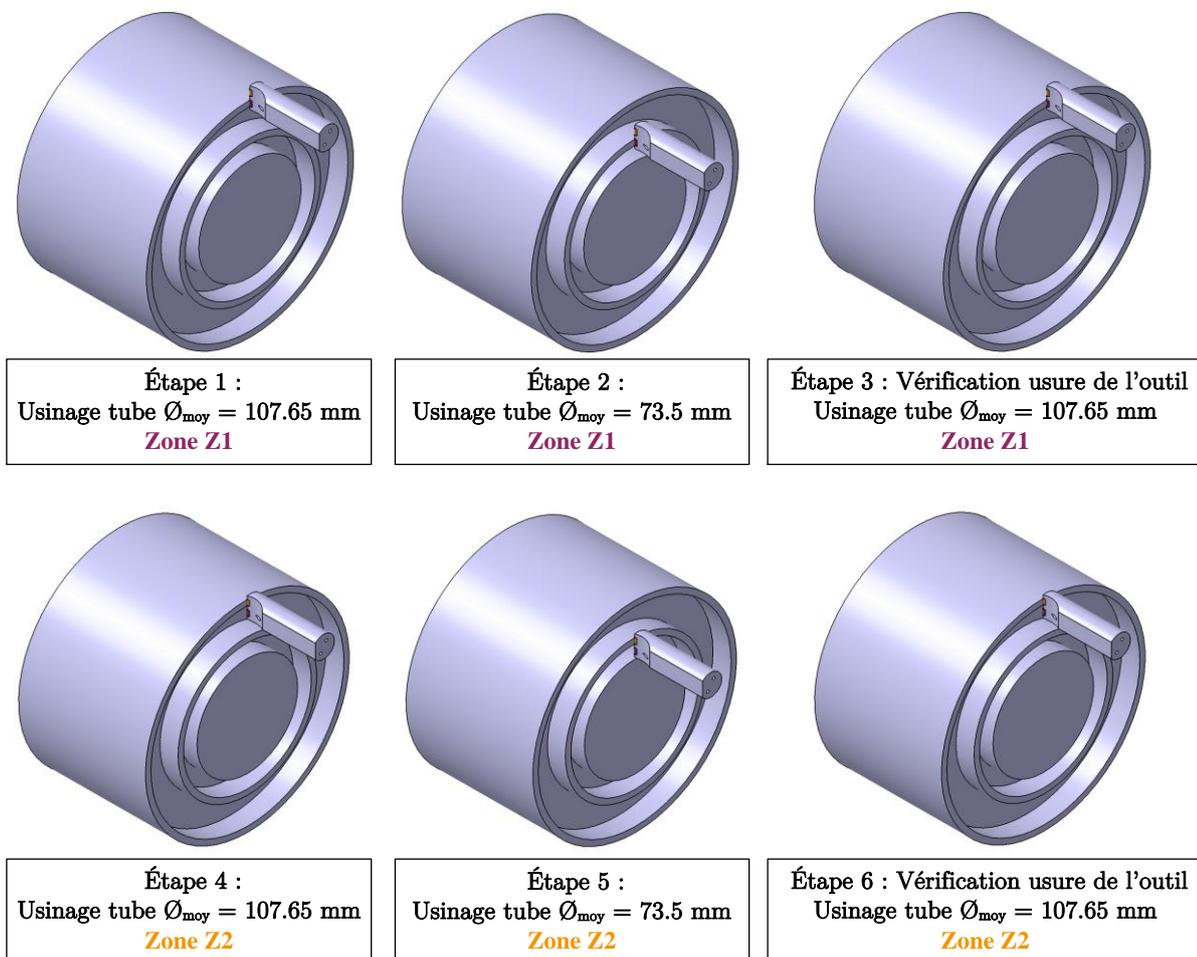


Figure 3.21 – Méthodologie de qualification des outils en 6 étapes.

Pour comparer l'influence de la préparation d'arête, les essais ont été réalisés à l'aide d'un outil non préparé (brut d'affûtage) et d'un second outil qui a été retouché. Le second outil a été réaffûté à l'aide de l'affûteuse du laboratoire. L'arête de l'outil ainsi que les faces de coupe et de dépouille ont ensuite été préparées à l'aide d'une brosse et de pâte diamantée afin d'obtenir l'acuité d'arête et l'état de surface souhaitées.

La Figure 3.22 présente les mesures d'acuité d'arête qui ont été effectuées sur les deux outils avec un profilomètre à contact type Surfscan. Les mesures ont été réalisées dans des plans tous les 1 mm. Les résultats montrent clairement que l'arête de l'outil non préparé n'est pas

homogène, tandis qu'une valeur constante de 11 μm est observée pour l'outil qui a été retouché. La variation d'acuité d'arête sur le premier outil est largement visible sur la Figure 3.23. L'état de surface des outils visibles sur la Figure 3.23 a été mesuré à l'aide d'un microscope confocal par interférométrie en lumière blanche type VEECO Wyko NT1100. La mesure surfacique révèle un mauvais état de surface pour le premier outil avec un S_a de 95.37 nm pour la face de coupe et un S_a de 370.23 nm pour la face de dépouille. Qui plus est les stries d'affûtage présentes sur la face de coupe sont perpendiculaires à la direction de glissement du copeau ce qui dégrade encore plus le frottement outil/copeau. Au contraire l'état de surface de l'outil retouché est quasi poli miroir avec une valeur de rugosité surfacique S_a de 16.08 nm et 14.23 nm respectivement pour les faces de coupe de dépouille de l'outil.

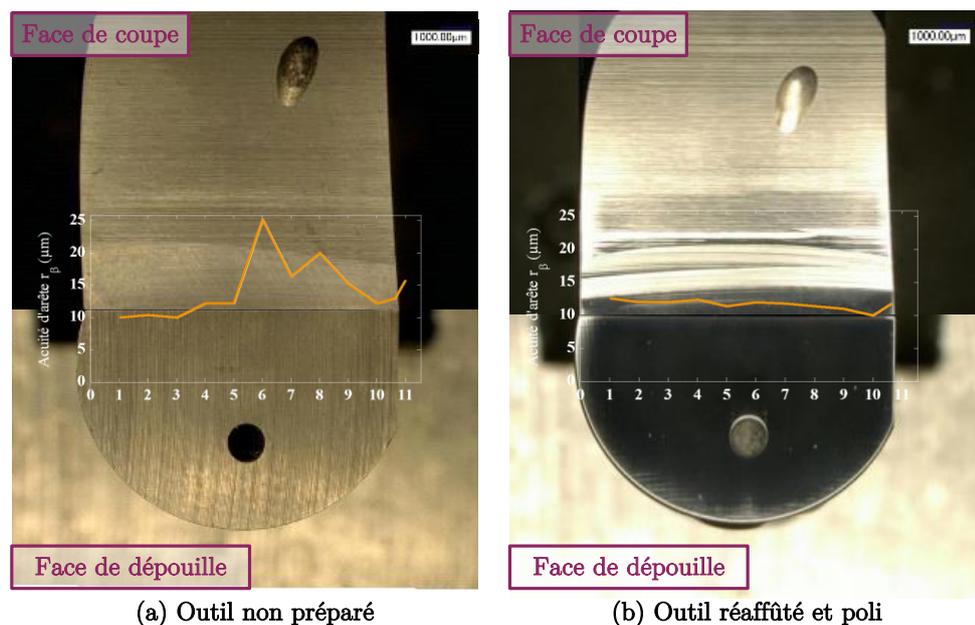


Figure 3.22 - Analyse de l'acuité d'arête des outils
(a) Outil non préparé – (b) Outil réaffûté et poli.

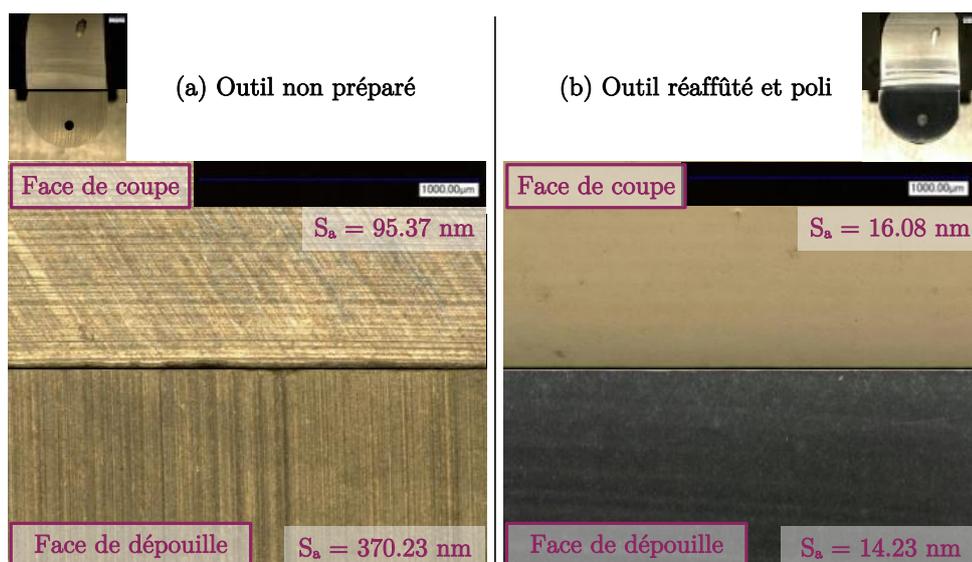


Figure 3.23 - État de surface des faces de coupe et de dépouille des outils
(a) Outil non préparé – (b) Outil réaffûté et poli.

3.3.1.2. Analyse et discussion

L'analyse de la mesure des efforts est présentée sur la Figure 3.24. Celle-ci compare l'effort de coupe F_c et l'effort d'avance F_f pour les deux zones de coupe de l'outil. La préparation d'arête a un effet non négligeable sur la répétabilité des essais. En effet avec l'outil poli, aucune variation d'efforts n'est observée entre l'essai réalisé avec la zone Z1 et l'essai réalisé avec la zone Z2. En revanche, comme le montre la Figure 3.24(a), une variation de 13 % est visible sur l'effort d'avance F_f entre la zone Z1 et la zone Z2. Cette variation peut être incombée à la variation d'acuité d'arête et au mauvais état de surface de la face de coupe, qui ont été observés durant la caractérisation des outils.

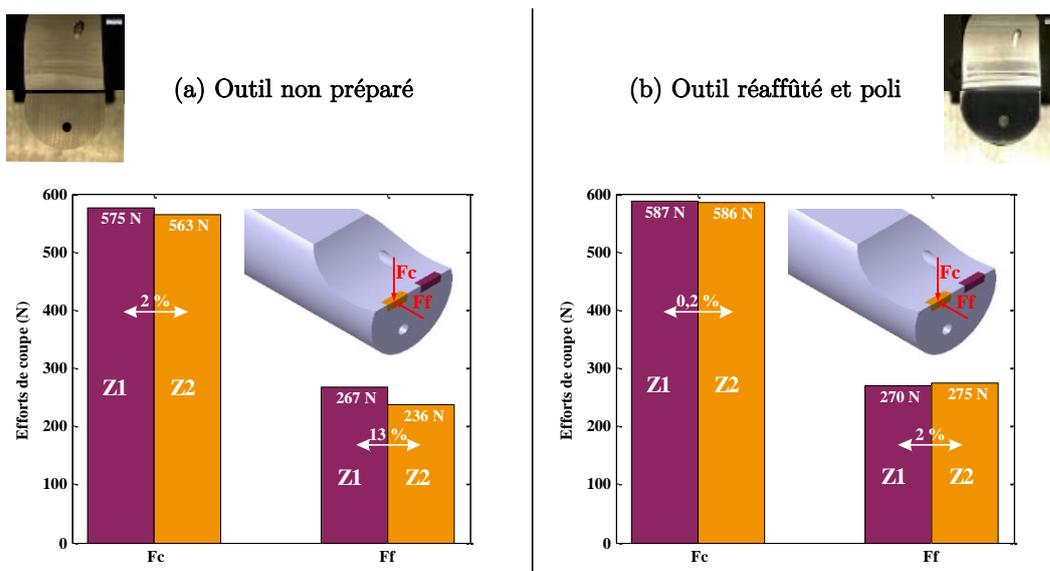


Figure 3.24 - Comparaison des efforts par zone – (a) Outil non préparé – (b) Outil réaffûté et poli.

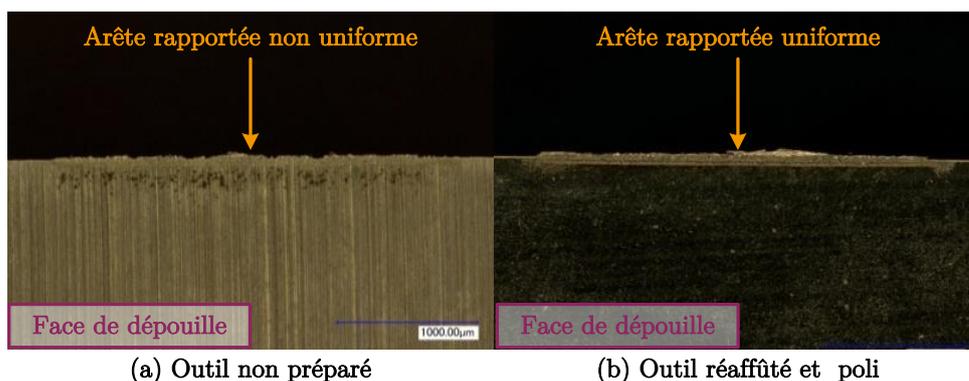


Figure 3.25 - Observation de l'arête rapporté sur la zone de coupe.
(a) Outil non préparé – (b) Outil réaffûté et poli.

En analysant l'arête après les essais, il est possible de s'apercevoir qu'une arête rapportée s'est formée sur l'arête de coupe. Cette arête n'est pas identique pour les deux outils comme le montre la Figure 3.25. Une arête avec une hauteur non uniforme apparaît sur l'outil non préparé tandis que l'arête rapportée de l'outil retouché apparaît comme très uniforme tout le long de la zone de coupe. Ceci est dû à la variabilité de l'acuité d'arête du premier outil. En effet les études sur les problématiques de micro usinage montrent que le rayon d'arête r_β a un effet

sur la longueur de l'arête rapportée qui se forme sur l'outil [Oliaei et al. 16]. Une acuité d'arête plus grossière promeut la formation d'une arête rapportée. Or, ici l'acuité d'arête r_β varie très fortement, c'est pourquoi une arête rapportée non uniforme est observée.

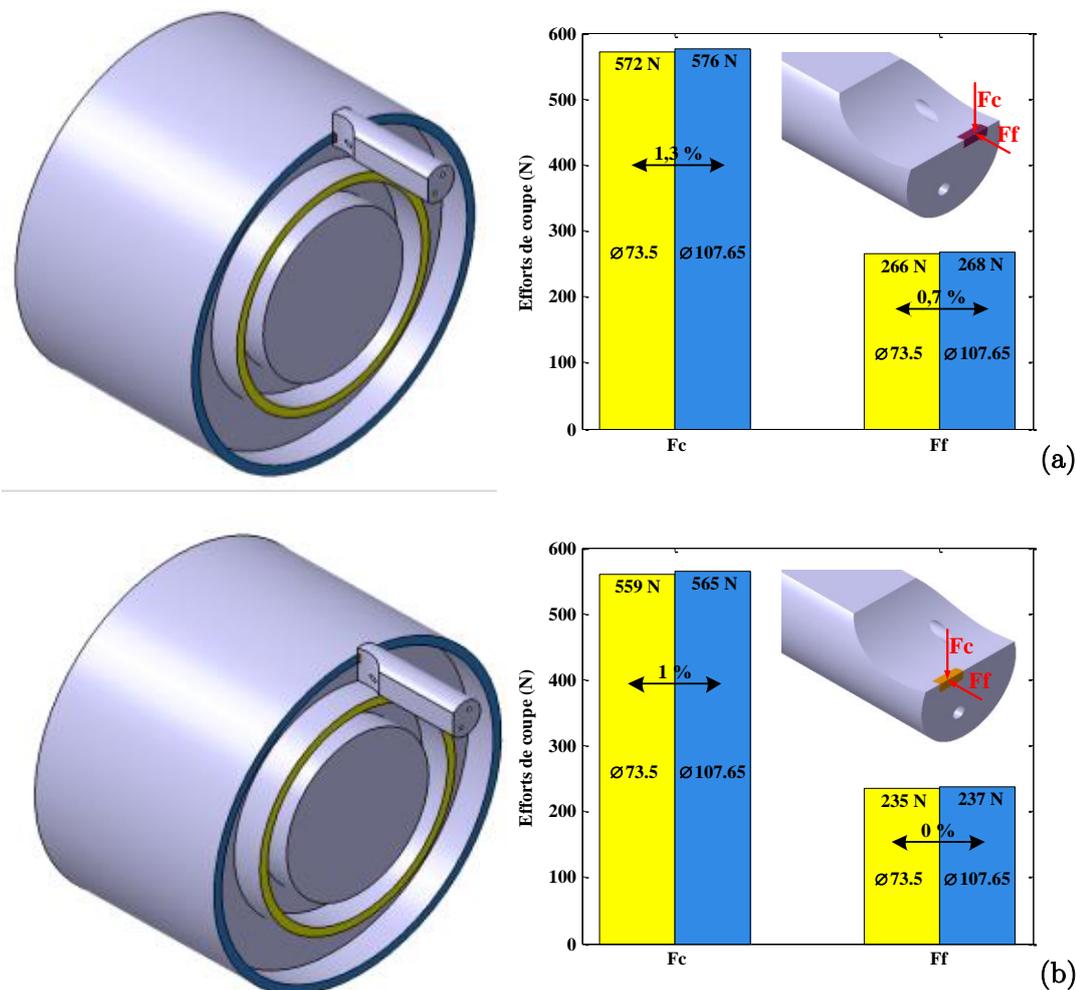


Figure 3.26 - Analyse de l'influence du tube dans le cas de l'outil non préparé – (a) Zone Z1 – (b) Zone Z2.

La Figure 3.26 présente l'étude de l'influence du diamètre du tube sur les efforts de coupe. La Figure 3.26(a) présente les résultats des essais réalisés avec la zone Z1 tandis que la Figure 3.26(b) présente les résultats pour les essais réalisés avec la zone de coupe Z2 de l'outil non préparé. Les résultats pour les deux zones montrent que le diamètre du tube n'exerce aucune influence sur les efforts de coupe. En effet, les efforts de coupe sur le grand diamètre (bleu) sont identiques aux efforts mesurés sur le plus petit diamètre (jaune) malgré une variation d'effort d'une zone à l'autre. Ceci étant vrai pour l'effort de coupe F_c tout comme pour l'effort d'avance F_f . Cette tendance se confirme en analysant les résultats obtenus avec l'outil réaffûté et poli qui sont présentés sur la Figure 3.27. Bien que les niveaux d'efforts ne soient pas identiques à ceux obtenus avec l'outil non préparé, ceux-ci restent identiques quel que soit le diamètre du tube.

Ces résultats sont intéressants car ils permettent de s'affranchir du diamètre du tube dans l'analyse des résultats des efforts de coupe. Il est donc possible de réaliser des essais à différents diamètres et ainsi de pouvoir optimiser la matière première lors des essais.

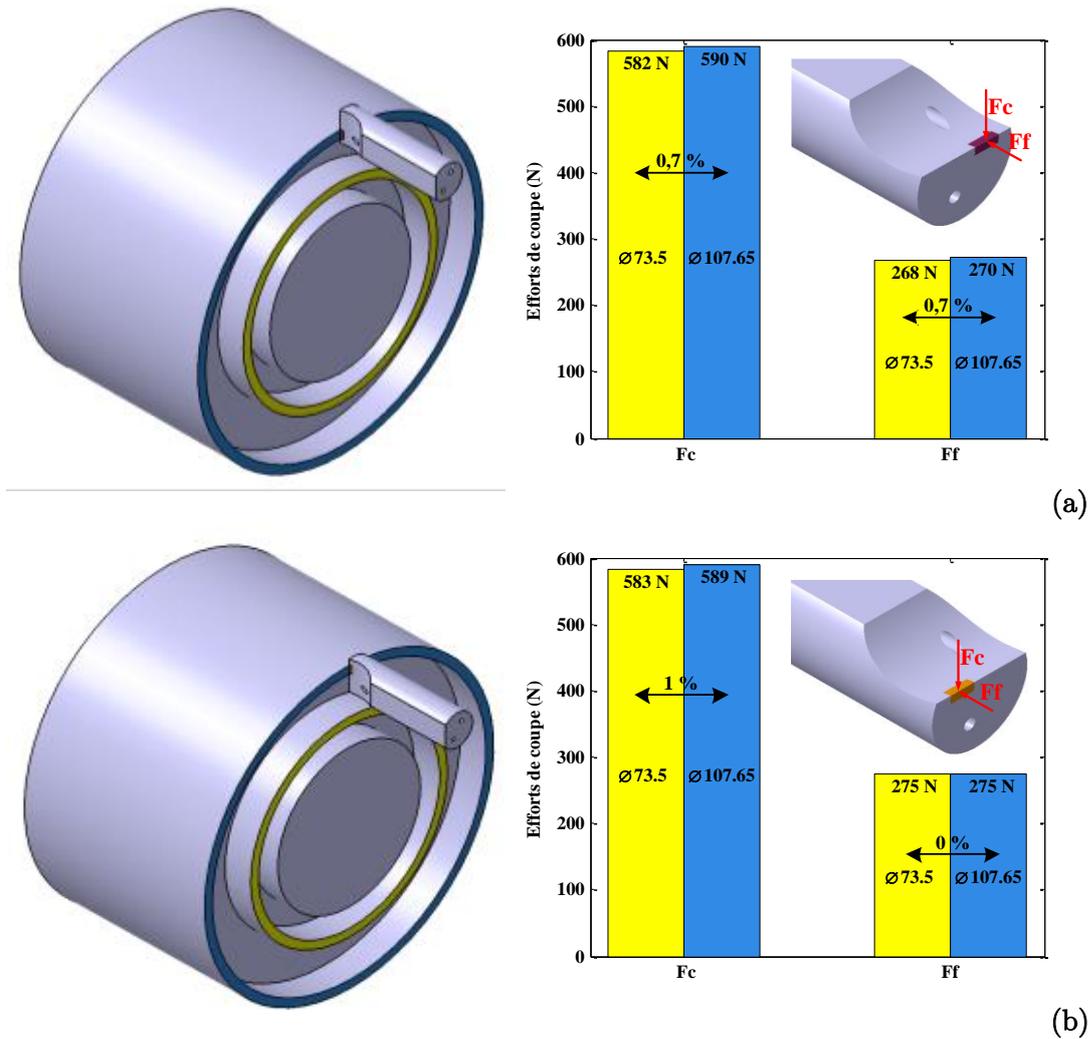


Figure 3.27 - - Analyse de l'influence du tube dans le cas de l'outil réaffûté et poli – (a) Zone Z1 – (b) Zone Z2.

3.3.2. Conclusion

Les résultats présentés dans ce paragraphe montrent toute l'importance de la préparation d'arête. En effet sans une bonne préparation d'arête, la répétabilité des résultats peut être discutable puisque les niveaux d'efforts ne sont pas identiques selon la portion d'arête prise. Une variation de l'acuité d'arête sur un outil promet une arête rapportée non uniforme qui risque d'entraîner une usure non homogène de l'outil.

L'autre résultat intéressant de cette campagne est la non influence du diamètre du tube sur les efforts de coupe. En effet cela laisse penser que les résultats obtenus en coupe orthogonale sur un tube de large diamètre peut être transposé par la suite à un tube de plus petit diamètre en terme d'effort de coupe et ainsi d'optimiser la matière première lors des essais. En revanche il faudrait s'intéresser à l'influence du rayon de courbure du tube sur la formation du copeau.

Les résultats de l'étude menée ici, ainsi que les résultats présentés dans les chapitres précédents amènent à penser que pour la suite de l'étude il est essentiel d'utiliser d'autres outils plus performants que ceux utilisés jusqu'à présent pour s'affranchir des défauts de préparation d'arête. C'est pourquoi dans la suite de ce chapitre une étude d'usure sera menée directement à l'aide des forets prévus pour les essais de perçage.

3.4. Essais d'usure sur foret

3.4.1. Présentation de l'expérimentation

Le protocole expérimental d'essais d'usure avec les forets repose sur le même principe que l'expérimentation mise en place pour les essais d'usure réalisés avec les outils de rabotage présentés au paragraphe 3.2. Le principe est d'observer la formation du copeau réalisée sur un tube de 3 mm d'épaisseur non plus avec un outil de rabotage mais avec un foret. Pour cela une partie du foret a été rectifiée afin de supprimer la conicité arrière du foret (Figure 3.28) pour pouvoir le monter dans le porte-outil qui a été conçu spécialement pour les forets comme le montre la Figure 3.29. Ce porte outil a été réalisé en deux parties. Une partie fixe (orange) et une partie mobile (violet) qui permet de venir serrer le foret sur la partie qui a été rectifiée. Une goupille permet de bloquer la rotation suivant l'axe du foret et elle permet également de réindexer le foret à la même position lorsque celui-ci sera démonté pour les essais d'usure. Une vis de réglage permet de régler la hauteur et la position angulaire du foret comme le montre la Figure 3.30.

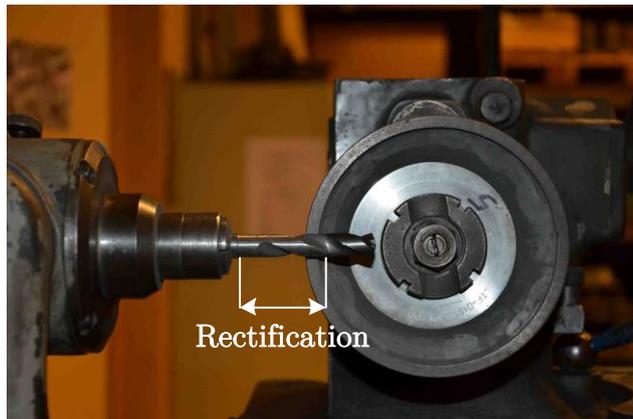


Figure 3.28 - Rectification du foret.

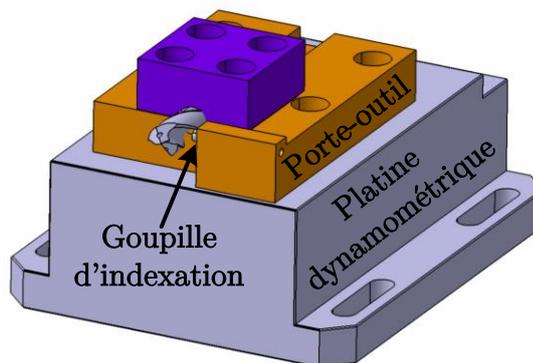


Figure 3.29 - CAO du porte-outil avec indexage conçu spécialement pour les forets.

Ce porte-outil est ainsi monté sur la platine de fraisage Kistler 9257A et est incliné de sorte à positionner l'arête du foret parallèle au tube (inclinaison de 19°). Grâce à ce montage il est possible de réaliser des essais de coupe sur tube (étape 1) sur le centre d'usinage 5 axes Gambin 120CR avec le foret afin d'observer la formation du copeau tout en mesurant la tem-

pérature au niveau du bec du foret. Enfin, suite à cet essai, le foret est installé sur un capteur rotatif dynamométrique Kistler 9121C afin de réaliser des essais de perçage (étape 2) sur un centre d'usinage 3 axes DMG DMC65V comme illustré sur la Figure 3.31. Les essais sur tube ont été répétés à différents moments durant les essais d'usure en perçage afin de voir, comme précédemment, l'évolution de la formation du copeau ainsi que l'évolution des températures de coupe.

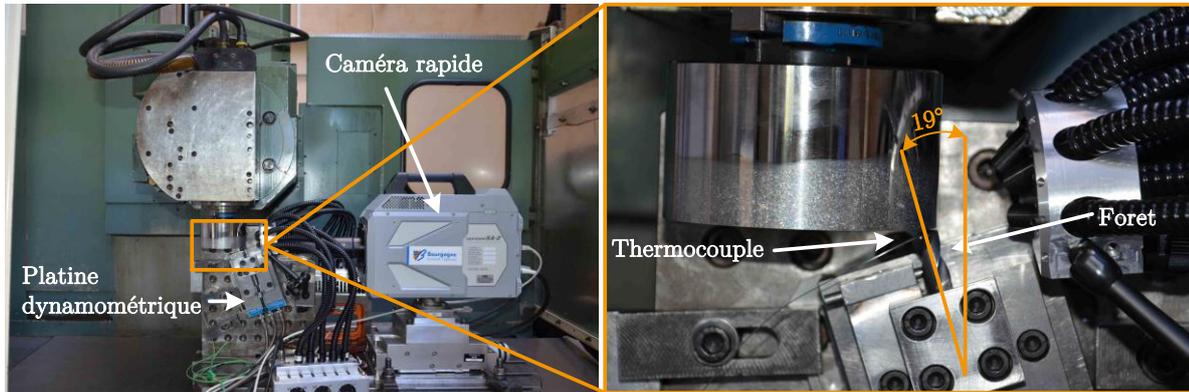


Figure 3.30 - Montage expérimental pour observation à la caméra sur centre d'usinage 5 axes Gambin 120CR (Étape 1).

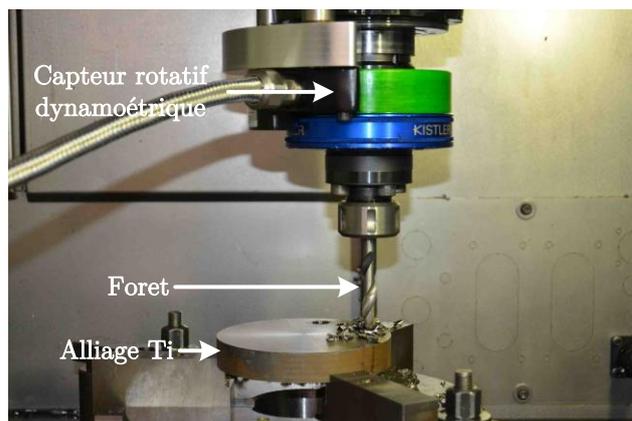


Figure 3.31 - Montage expérimental pour les essais d'usure sur un centre d'usinage 3 axes DMG DMC65V (Étape 2).

Les conditions de coupe utilisées pour ces essais sont identiques à celles utilisées pour les essais d'usure avec les outils de rabotage et sont résumées dans la Table 3.C. Afin de conserver les mêmes conditions entre la coupe sur tube avec une arête de foret et l'opération de perçage à proprement dite, une avance de 0.1 mm.tr^{-1} a été choisie pour les essais sur tube tandis qu'une avance de 0.2 mm.tr^{-1} a été prise pour le perçage, soit une avance de $0.1 \text{ mm.tr}^{-1}.\text{dent}^{-1}$.

Outil	Foret non revêtu SECO SD203A-11.9-36-12R1-T
Type d'usinage	À sec
Vitesse de coupe V_c	30 m.min^{-1}
Avance f	0.1 mm.tr^{-1} (Coupe sur tube) - 0.2 mm.tr^{-1} (perçage)
Fréquence d'acquisition caméra rapide	$40\,000 \text{ images.s}^{-1}$
Temps d'exposition (shutter)	$1/200\,000 \text{ s}$

Table 3.C - Conditions d'essais.

3.4.2. Analyse des essais de perçage

Les Figures 3.32 et 3.33 présentent l'évolution de l'effort d'avance F_z et du couple M_c mesurés durant les essais d'usure avec le capteur rotatif. Les résultats montrent clairement des différences significatives concernant la durée de vie des outils. En effet, le foret a réalisé 619 trous dans le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ (4815 m de longueur usinée par l'arête de coupe) sans aucune usure ni écaillage de l'outil. Les essais de durée de vie n'ont pas été plus loin pour des raisons de quantité matière. Dans le cas des deux autres matériaux les essais se sont arrêtés à cause d'un écaillage de l'outil comme le montre la Figure 3.34. Dans le cas du Ti54M l'outil a tenu 189 trous (soit 1470 m de longueur usinée) avant écaillage alors que pour le Ti6Al4V traité β , l'outil n'a tenu que 13 trous (soit 101 m de longueur usinée). Un écart non négligeable est alors observé.

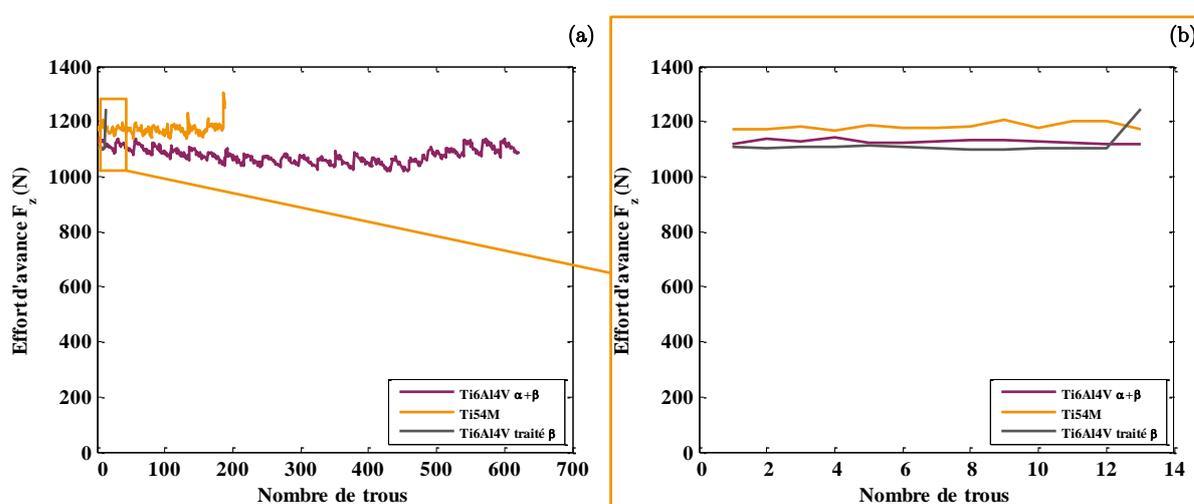


Figure 3.32 - Évolution de l'effort d'avance F_z en fonction du nombre de trous

(a) Évolution sur la plage complète - (b) Zoom sur les 13 premiers trous.

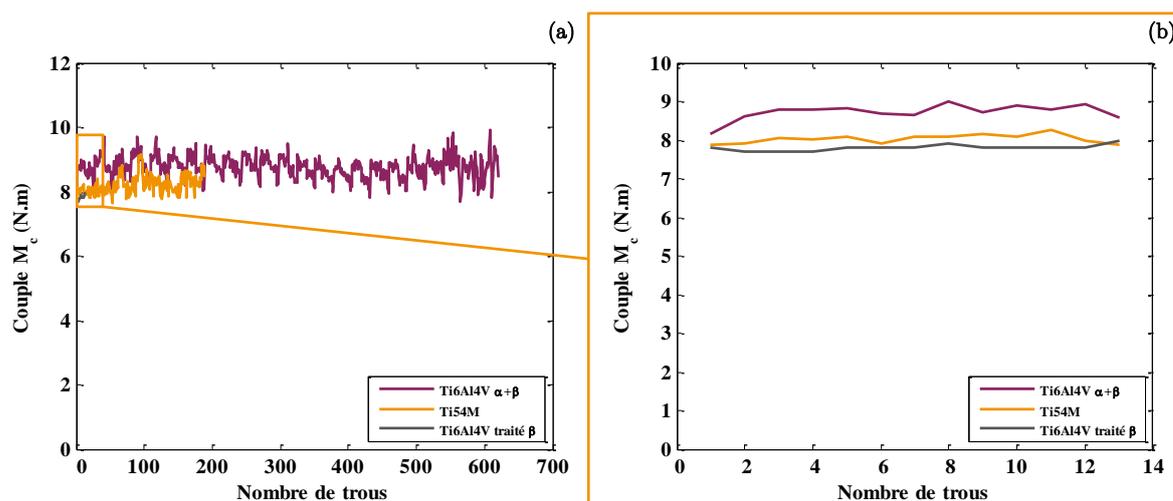


Figure 3.33 - Évolution de couple M_c en fonction du nombre de trous

(a) Évolution sur la plage complète - (b) Zoom sur les 13 premiers trous.

Bien qu'une différence en termes de durée de vie soit observée, la valeur des efforts de coupe est très similaire pour les trois matériaux. Le couple pour le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ est légèrement plus élevé sur les 13 premiers trous mais cette valeur décroît légèrement avec

l'accumulation des trous. Cette légère hausse vis-à-vis des deux autres est due à une arête de coupe ayant une légère différence d'acuité d'arête qui est rattrapée par la suite avec l'accumulation des perçages (décroissance de la valeur du couple). Une oscillation périodique des efforts est observée en fonction du temps. Cela est dû principalement à un échauffement de la plaque de titane lors de l'accumulation des perçages qui occasionne alors un adoucissement thermique. Chaque plaque est percée de 27 trous, c'est pourquoi tous les 27 trous une nouvelle plaque à température ambiante est prise et la valeur des efforts croit de nouveau.

Il est important également de noter que l'usure des outils survient soudainement sans initiation détectable. En effet, comme pour les tests de la pré-étude de perçage du paragraphe 2.2, seul une oxydation de la face de dépouille est observable comme le montre la Figure 3.34 mais aucune usure en dépouille ou en cratère ne sont observées. Ceci se traduit par une valeur d'effort d'avance et de couple constante quel que soit le nombre de trous percés.

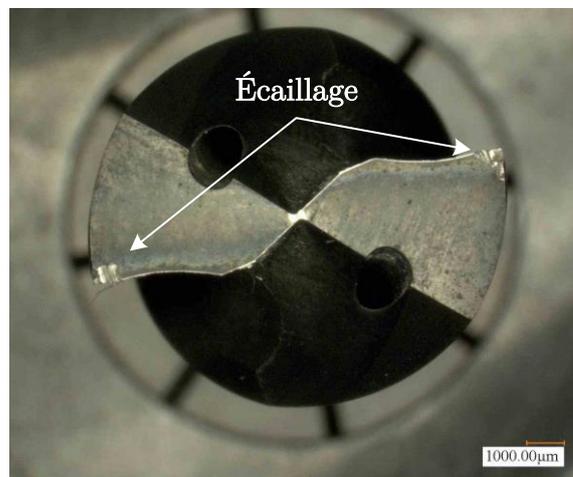


Figure 3.34 - Écaillage des becs du foret.

Une autre analyse intéressante à noter concerne le collage de titane lors du perçage du Ti54M. Comme l'illustre la Figure 3.35, un important collage survient sur l'arête et le listel du foret dans le cadre du perçage de Ti54M. Ce collage confirme les résultats observés lors des essais de rabotage qui montraient que le Ti54M avait un coefficient de frottement plus important que les deux autres matériaux. Le collage sur le listel ainsi que sur l'arête de coupe du foret peut être à l'origine de l'écaillage du foret au niveau des becs. En effet, l'action des hautes températures avec le collage de titane favorise le processus de diffusion et le détachement des becs dû à un affaiblissement en liant. Ces résultats confirment l'importance de l'étude de l'usure par diffusion qui sera présentée au chapitre 4.

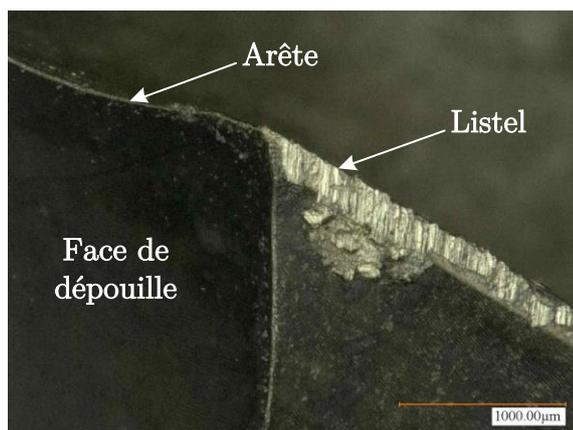


Figure 3.35 - Collage de titane sur le listel dans le cadre du perçage du Ti54M ($V_c = 30 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$, $f = 0.1 \text{ mm} \cdot \text{tr}^{-1}$).

3.4.3. Analyse des essais de coupe sur tube

Les essais d'usure ont été tout d'abord réalisés sur le Ti6Al4V traité β , c'est pourquoi dans ce matériau, un essai d'observation à la caméra a été réalisé à intervalle régulier de deux trous percés. Comme la Figure 3.36 le montre, aucune évolution des efforts de coupe (F_c et F_f) n'est constatée. Il en est de même pour l'évolution de la température qui est constante en fonction de la longueur usinée. Le dernier point où une augmentation est visible correspond à l'essai réalisé après rupture des becs.

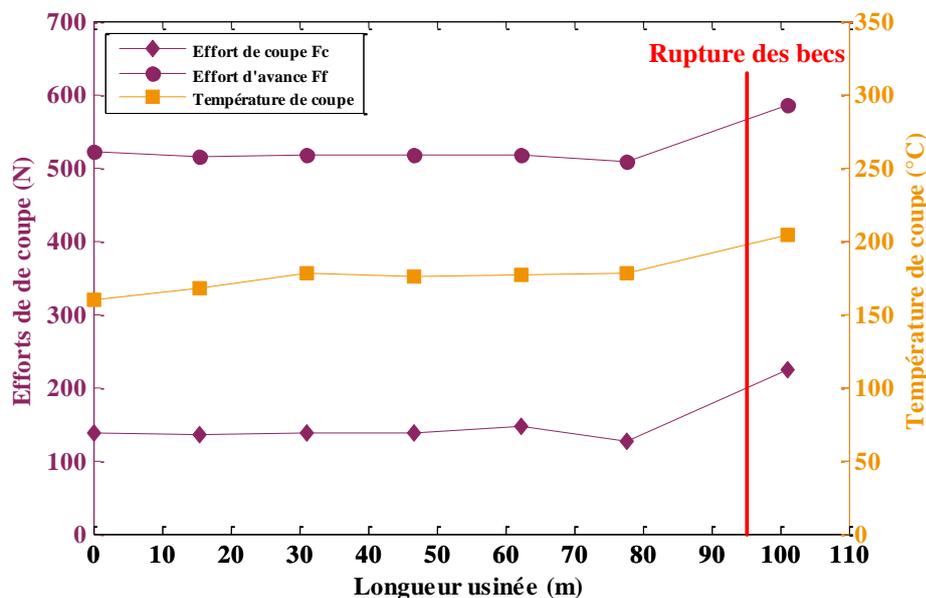


Figure 3.36 - Évolution des efforts et température de coupe dans le cadre des essais sur tube du Ti6Al4V traité β ($V_c = 30 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$, $f = 0.1 \text{ mm} \cdot \text{tr}^{-1}$).

L'observation des images à la caméra illustrées sur la Figure 3.37 permet de valider les observations déjà réalisées lors des essais de rabotage. Le copeau apparaît comme légèrement festonné pour le Ti6Al4V $\alpha+\beta$, continu pour le Ti54M et festonné de façon aléatoire pour le Ti6Al4V traité β . La longueur de contact n'a pas pu être évaluée car le chanfrein du bec du foret a entraîné un décalage de 0.1 mm du lopin, ce qui entraîne un flou sur l'outil et ne permet pas de mesurer cette valeur. L'épaisseur coupée a , quant à elle, été mesurée pour le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ et le Ti54M. Elles valent respectivement 105.077 et 107.04 μm pour le Ti6Al4V

$\alpha+\beta$ et le Ti54M. Ces valeurs sont plus faibles que celle mesurées lors des essais de rabotage (138 et 119 μm pour le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ et le Ti54M). Cette différence de valeur peut être due à plusieurs raisons. La première est que dans le cas de la coupe sur tube, le réglage de la netteté sur la pièce est plus délicat puisque celle-ci est tournante. Si la netteté n'est pas parfaite le plan focal n'est alors pas précis et la mesure peut être légèrement faussée. La mauvaise netteté du copeau est également due à la goujure du foret qui a tendance à faire partir le copeau dans un plan hors champ. Ainsi le copeau est flou car il est repoussé en dehors du plan focal. Enfin la troisième et dernière raison à cette différence de valeur peut également s'expliquer par la variation de géométrie le long des 3 mm d'épaisseur de tube. En effet, dans le cas du rabotage la géométrie de l'arête est constante tandis que dans le cas du foret, les angles de coupe et de dépouille varient fortement comme l'a montré la Figure 2.7. Sur l'arête du foret, l'angle de coupe varie de 30° au niveau du bec (rayon de 6 mm) jusqu'à une valeur de 5° au niveau d'un rayon de 3 mm plus loin tandis que l'angle de dépouille varie de 23° à 20° . Cette variation de géométrie peut être la cause d'un copeau avec des paramètres différents que ceux observés en rabotage.

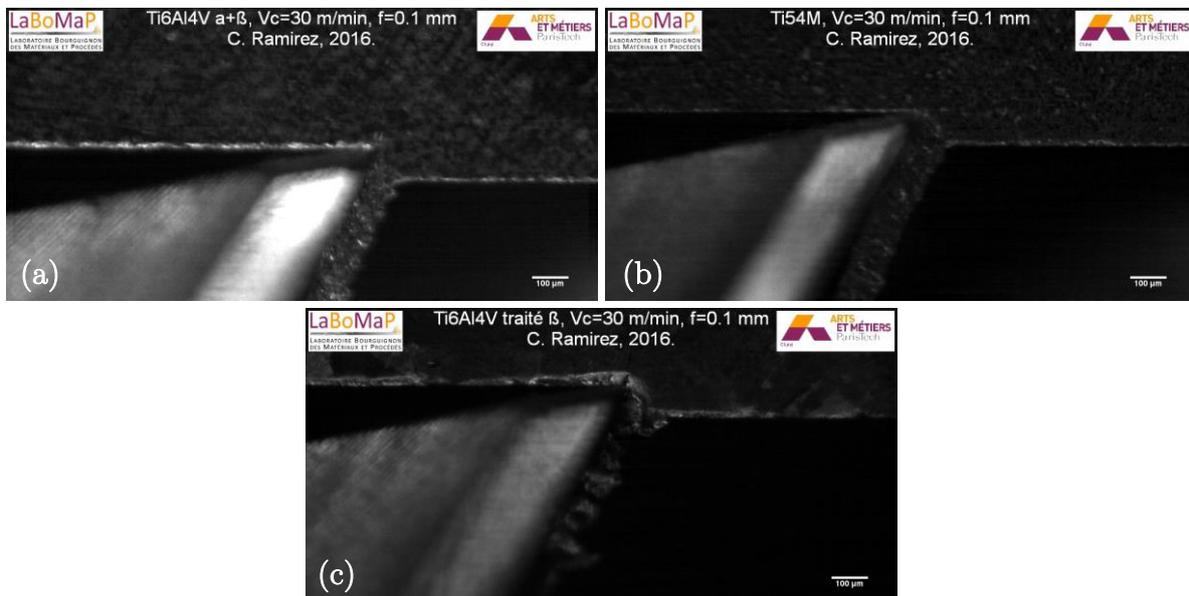


Figure 3.37 - Formation du copeau (a) Ti6Al4V $\alpha+\beta$ – (b) Ti54M – (c) Ti6Al4V traité β

La formation du copeau, à l'échelle mésoscopique, est identique avec un copeau très aléatoire. Dans le cas du Ti54M et du Ti6Al4V $\alpha+\beta$, l'observation du copeau a été réalisée au début de la campagne. Enfin un autre essai a été réalisé à la fin de la campagne pour le Ti6Al4V $\alpha+\beta$, puisque l'outil n'a pas été endommagé. Les résultats illustrés sur la Figure 3.38 prouvent bien qu'aucun changement n'est observé, il est donc possible de conclure que cela aurait également été le cas pour le Ti54M puisque celui-ci réagit de manière identique aux autres.

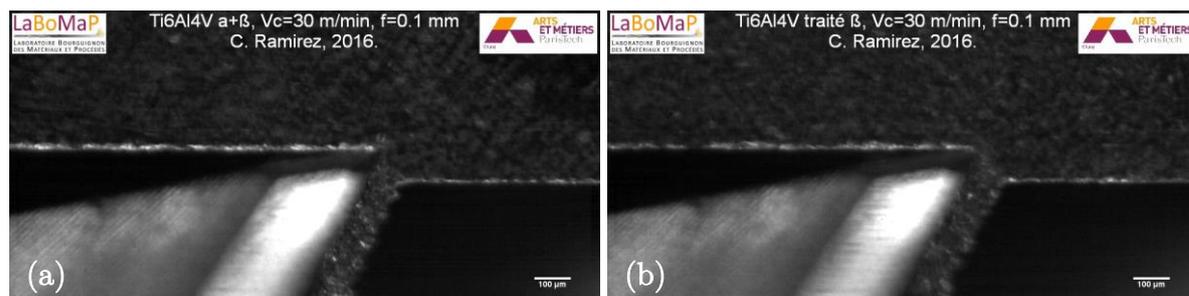


Figure 3.38 - Formation du copeau de Ti6Al4V $\alpha+\beta$ – (a) 0 trous – (b) 619 trous.

La différence de l'aspect macroscopique des copeaux est très nette entre le Ti6Al4V traité β et les deux autres matériaux. Comme la Figure 3.39 le montre, les copeaux du Ti6Al4V $\alpha+\beta$ et du Ti54M présentent un aspect régulier et homogène alors que le copeau de Ti6Al4V traité β est très irrégulier. Cela est dû à une formation festonnée et irrégulière du copeau qui a déjà été observé lors des essais de rabotage.



Figure 3.39 - Aspect macroscopique des copeaux.

3.4.4. Conclusion

La campagne d'essais réalisée avec les forets montrent clairement qu'une différence significative existe entre les trois matériaux. La durée de vie est très différente suivant le matériau usiné. Quel que soit le matériau, l'usure apparaît sous forme d'un écaillage des becs qui intervient soudainement sans une usure préalable. Les hautes températures entraînent un collage important de titane sur le listel et l'arête du foret dans le cas du Ti54M et occasionne une hausse de la valeur du couple.

Le fait que l'usure n'évolue pas avec le nombre de trous percés, ne permet pas de constater une évolution de la formation du copeau, des températures de coupe et également comme cela a été souligné des efforts de coupe. Il apparaît certain que l'usure provient alors d'une fatigue thermique et notamment d'une usure par diffusion qui sera plus longuement discutée dans le chapitre 4 de ce mémoire.

3.5. Conclusion

L'étude menée dans ce chapitre a permis de mettre en avant que la préparation d'arête ainsi que la préparation des faces de l'outil sont des points essentiels pour une bonne durée de vie de l'outil. La première campagne d'essais réalisée à l'aide des outils de coupe orthogonale a montré qu'une mauvaise préparation d'arête entraîne une usure subite et très rapide. En revanche la deuxième campagne d'essai réalisée à l'aide des forets montre une meilleure tenue à l'usure. Pour comparaison, l'outil de rabotage n'a réalisé que 54 m usiné dans le Ti54M contre 1470 m avec le foret de perçage soit 27 fois plus. C'est également le cas avec le Ti6Al4V traité β dans lequel 0 m ont été usiné avec le premier outil tandis qu'avec le second outil une longueur totale usinée de 93 m a été réalisée.

Lors des essais de perçage, seule une oxydation a été observée durant la totalité des essais. Aucune évolution des efforts ou des températures n'est à noter. L'usure observée dans le cas du Ti54M et du Ti6Al4V traité β est une rupture soudaine des becs de l'outil.

L'usinage du titane à sec induit des températures de coupe élevées au niveau de l'arête de l'outil. Ces températures entraînent une dégradation thermique de l'outil très rapide, d'autant plus rapide si une mauvaise préparation d'arête a été réalisée. La dégradation thermique de l'outil dans le cas des essais en coupe orthogonale, ainsi que l'oxydation des forets suggèrent une possible usure par diffusion, c'est pourquoi le chapitre 4 se propose d'étudier ce mode d'usure plus en détail.

Partie 2

Compréhension de l'usinabilité

Chapitre 4

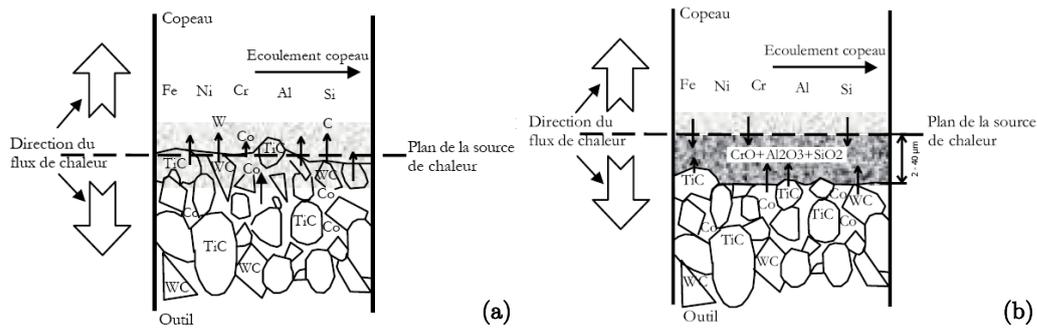
Étude de l'usure par diffusion

Sommaire

4.1.	État de l'art : L'usure par diffusion des outils de coupe	107
4.2.	Essais de diffusion en statique	110
4.2.1.	Méthode expérimentale.....	110
4.2.2.	Analyse des résultats	112
4.3.	Comparaison avec un outil de tournage	121
4.3.1.	Analyse des résultats d'usinage	121
4.4.	Généralisation aux alliages Ti6Al4V $\alpha+\beta$ et au Ti6Al4V traité β	123
4.5.	Conclusion	124

4.1. État de l'art : L'usure par diffusion des outils de coupe

Les problèmes de diffusion en usinage entre le copeau et la face de coupe sont des problèmes qui ont été mis en évidence depuis bien longtemps durant la coupe des métaux [Cook et al. 66]. Les travaux traitant de l'usinabilité des aciers ou de l'usure des outils durant l'usinage ont fait l'objet de la mise en place de modèles d'usure par diffusion. Il est possible de trouver différents modèles analytiques tel que les modèles de Cook et Nayak [Cook et al. 66], Bhattacharyya [Bhattacharyya et al. 67], Loladze [Loladze 81], Kannatey-Asibu [Kannatey-Asibu 85] ou plus récemment le modèle de Molinari et Nouari [Molinari et al. 02]. Naerheim et Trent [Naerheim et al. 77] modélisent l'usure par diffusion durant l'usinage des aciers avec un outil en carbure type WC-TiC-Co avec un modèle de diffusion dynamique (Figure 4.1(a)). Selon eux, les éléments de l'outil tels que le tungstène (W), le carbone (C) et le cobalt (Co) ont tendance à diffuser dans le copeau qui est constamment renouvelé. Ce renouvellement empêche une saturation en éléments diffusants à l'interface outil-copeau, ce qui ne permet pas la stabilisation de l'usure en cratère. Au contraire Qi et Mills [Qi et al. 96] montrent que lors de l'usinage d'aciers inoxydables austénitiques désoxydés au calcium, l'usure par diffusion est limitée par la formation d'une couche adhérente constituée d'inclusions contenant principalement du calcium (Ca), de l'aluminium (Al) et du silicium (Si). Cette couche adhérente va saturer la diffusion des éléments de l'outil dans le copeau mais aussi éviter aux grains de TiC d'être arrachés par l'écoulement du copeau. Qi et Mills parlent alors de modèle de diffusion quasi-statique (Figure 4.1(b)).



Dans ses travaux de thèse, Bittès [Bittès 93] montre que l'ajout d'éléments d'addition dans un acier permet de réduire la diffusion. En effet la diffusion est moins importante dans le cas de l'usinage d'un acier à usinabilité améliorée que lors de l'usinage d'un acier standard (Figure 4.2). Les essais ont été réalisés à paramètres de coupe identiques pendant 2 min. Le temps d'usinage a été choisi de sorte à minimiser l'effet de cratérisation sur la face de coupe. Il sera donc important dans la suite de l'étude, d'étudier si une différence de diffusion est observée entre les trois matériaux, notamment entre le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ et le Ti54M. En effet, ces deux matériaux sont très similaires mais avec des compositions chimiques différentes, avec notamment la présence de molybdène dans le Ti54M.

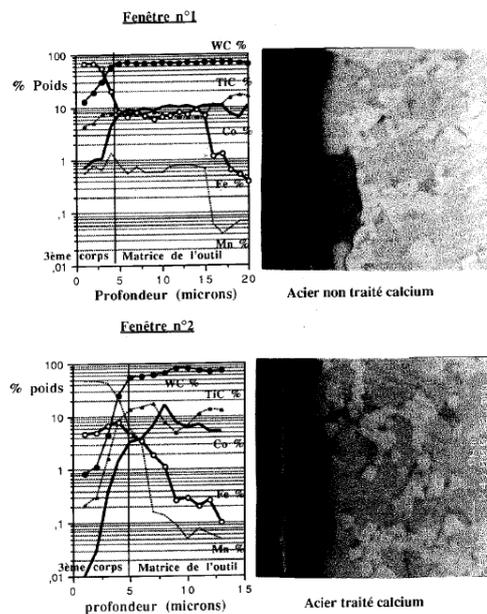


Figure 4.2 - Profil de diffusion à l'interface de coupe outil-copeau pour différents couples outils-matière [Bittès 93].

Dans le cas des alliages de titane, l'usinabilité dépend de la microstructure [Armendia et al. 10 ; Arrazola et al. 09]. Arrazola montre que l'alliage Ti555-3, qui présente une microstructure duplex (mélange de phase α de morphologie globulaire et de phase α de morphologie lamellaire et de la phase β), présente un taux d'usinabilité, en termes de durée de vie, de 56 % par rapport au Ti6Al4V $\alpha+\beta$ pour la vitesse de coupe maximale étudiée. D'un autre côté, le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ a une moins bonne usinabilité par rapport au Ti54M. La vitesse de coupe joue également un rôle déterminant dans l'usinabilité de ces matériaux [Rahim et al. 06]. Durant l'usinage, le frottement entre l'outil et la matière au niveau de la face de coupe induit une

rapide augmentation de la température qui peut dépasser le point de transus β . Cette augmentation de température a pour conséquence la formation d'une couche de titane adhérente sur la face de coupe appelée arête rapportée [A. Ghani et al. 13 ; Ibrahim G. A et al. 09]. Cela devient d'autant plus problématique que le titane a une faible conductivité thermique qui ne permet donc pas d'évacuer rapidement la chaleur à travers le copeau. L'outil s'en retrouve donc affecté et la diffusion des éléments chimiques de l'outil vers l'alliage de titane de l'arête rapportée devient alors un facteur prépondérant de l'usure de l'outil [Ezugwu et al. 05]. De plus, le titane est connu pour être un matériau qui a une bonne affinité chimique avec les gaz atmosphériques à hautes températures. Il réagit très bien avec les éléments tels que l'oxygène présent dans l'air ainsi que le carbone présent en grande quantité dans les outils et dans l'air, pour former des phases dures tels que des oxydes et des carbures à la surface du titane causant ainsi l'usure de l'arête [Subhas et al. 84]. Parmi ces composés, l'un des plus facile à obtenir est le TiC qui est initié par la diffusion du carbone dans le titane [Moreno et al. 05]. La formation du TiC peut s'activer pour de basses températures (dès 400 °C) [Arvieu et al. 04]. Le problème d'usure par diffusion est un problème mentionné dans de nombreux articles qui traitent de l'usinabilité des alliages de titane [Amin et al. 07 ; Jawaid et al. 00 ; Kikuchi 09 ; Kramer 87 ; Liang et al. 15 ; Li et al. 15 ; Nouari et al. 13, 06 ; Wang et al. 05]. En revanche peu d'auteurs ont travaillé sur la compréhension de ces mécanismes et les informations concernant la composition chimique à l'interface entre l'outil et le matériau usiné sont principalement qualitatives [Jianxin et al. 08 ; Kramer 87 ; Rahman Rashid et al. 15]. La diffusion des éléments de l'outil (W, C et Co) due aux températures élevées conduit à la détérioration de la surface de l'outil avec la formation d'un cratère sur la face de coupe [Armendia et al. 10].

Hartung [Hartung et al. 82] est l'un des premiers à mettre en lumière ce problème en réalisant des essais de tournage sur du Ti6Al4V $\alpha+\beta$ avec des outils en carbure non revêtus, c-BN et PCD. Il montre ainsi, qu'avec n'importe lequel des trois outils utilisés, un phénomène de diffusion apparaît. Néanmoins l'usure par diffusion est moins importante dans le cas des outils PCD. Il est également un des premiers à avoir montré qu'une couche stable de TiC, d'épaisseur 100 nm, se forme entre le copeau et l'outil. Cette couche permet ainsi de limiter l'usure par diffusion.

Pour comprendre les mécanismes de l'usure par diffusion durant l'usinage, certains auteurs ont réalisés des essais de compression à hautes températures entre un alliage de titane et le matériau d'outil [Hatt et al. 16 ; Ikuta et al. 02 ; Jianxin et al. 08 ; Moreno et al. 05 ; Zhang et al. 09]. Ils ont ensuite analysé qualitativement les essais à l'aide d'analyses EDS et DRX. Ikuta, Moreno et Hatt ont identifié l'apparition de deux phases à l'interface : la couche de TiC déjà citée ci-dessus ainsi que de la phase η (M_6C ou $M_{12}C$). La phase η est une phase fragile qui peut se former très rapidement à l'aide d'une activation mécanique [Tsuchida et al. 02]. Tsuchida montre qu'il est possible de former de la phase η (Co_6W_6 et Co_2W_4C) en broyant de la poudre de carbure durant 6 h puis en chauffant entre 800 et 1100 °C pendant 30 min alors que pour la même transformation sans activation mécanique un traitement thermique de 1100 °C pendant 75 h puis un second à 1000 °C pendant 200 h sont nécessaires [Pollock et al. 70]. Cette dernière constatation est importante car durant l'usinage, les contraintes mécaniques importantes à l'interface outil-copeau peuvent jouer ce rôle d'activateur mécanique et permettre une réaction plus rapide à cause des hautes températures présentes.

Cet état de l'art a permis de montrer que l'usure par diffusion durant l'usinage des alliages de titane est une problématique très importante dont la compréhension des mécanismes est encore peu étudiée. Ce chapitre a pour objectif d'apporter une meilleure compréhension de l'usure par diffusion. Pour ce faire, des essais de diffusion ont été réalisés afin d'étudier les échanges chimiques entre les alliages de titane étudiés et l'outil en carbure de tungstène. L'étude a été réalisée sur les trois alliages de titane, néanmoins les résultats des analyses seront détaillés sur un seul alliage de titane (Ti54M), puis une comparaison des résultats sera faite avec les deux autres alliages. Le choix d'étudier précisément le Ti54M est dû au fait que c'est dans ce matériau que les essais d'usure ont mis en évidence une usure et une dégradation thermique importante lors du chapitre 3. Les essais dans le Ti6Al4V traité β ont été très courts que ce soit en tournage ou en perçage tandis que ceux dans le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ n'ont pas été réalisés avec les outils de coupe orthogonale et aucune usure n'a été constatée en perçage.

4.2. Essais de diffusion en statique

4.2.1. Méthode expérimentale

4.2.1.1. Matériaux

Pour rappel, le Ti54M dont les résultats sont présentés ici est un nouvel alliage développé par TIMET dont la composition chimique est rappelée dans la Table 4.A. Une analyse plus approfondie du matériau est réalisée dans le paragraphe 4.2.2.1.

Composition chimique						
Al	V	Mo	Fe	O	N	C
5.10	3.90	0.76	0.46	0.17	0.0045	0.006

Table 4.A - Composition chimique (% en masse.) du Ti54M.

En ce qui concerne le matériau d'outil, un carbure de tungstène (WC-10%Co) a été choisi pour réaliser les couples de diffusion. Ce type de carbure est généralement utilisé pour l'usinage des alliages de titane et notamment dans le cas des opérations de perçage. Il est composé de 90 % de carbure de tungstène et 10 % de cobalt (Co). Son grade K40UF lui confère une microstructure ultrafine avec un diamètre de grain de carbure de l'ordre de 0.6 μm . La finesse de la microstructure permet à l'outil d'obtenir une dureté importante (1610 HV 30), une ténacité élevée (9.4 MPa.m^{1/2}) ainsi qu'une très bonne résistance à la flexion (> 3600 N.mm⁻²).

4.2.1.2. Couple de diffusion

Afin d'étudier les échanges chimiques entre les deux matériaux pour améliorer la compréhension de l'usure par diffusion, un essai de diffusion statique a été développé. Le principe consiste à venir mettre en contact un pion de Ti54M de diamètre $\varnothing 12$ mm avec un pion de même taille de carbure WC-Co comme le montre la Figure 4.3(b). L'empilement est inséré dans un creuset et le tout est fermé avec une vis. Pour éviter la contamination de l'échantillon par des corps étrangers, notamment le carbone que pourrait contenir un creuset en acier, le creuset ainsi que la vis utilisée ont été conçus dans le même alliage de titane que celui utilisé pour l'essai de diffusion. Le creuset et la vis permettent également d'étanchéifier complète-

ment l'échantillon contre l'oxygène résiduel qui pourrait être présent durant le traitement thermique réalisé dans un four sous vide BMI.

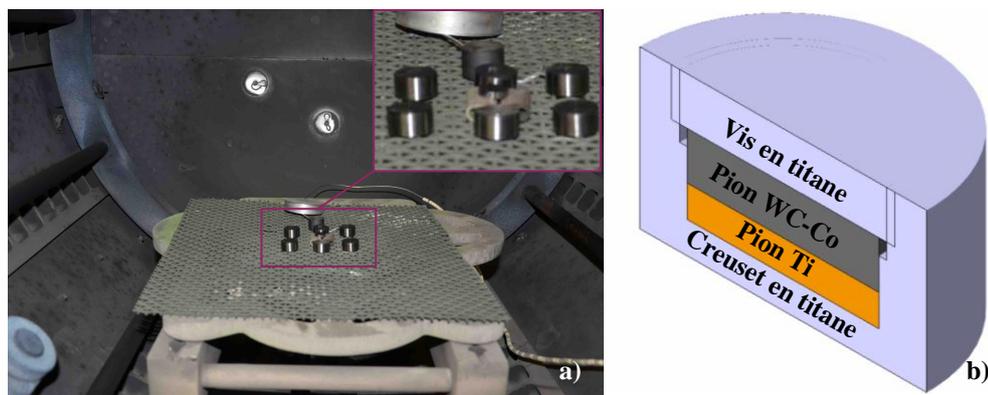


Figure 4.3 - Principe du test de diffusion
(a) Échantillons dans le four pour essai - (b) Schéma de principe de l'empilement en compression.

Pour permettre une bonne diffusion durant le process, il est indispensable d'assurer un bon contact entre les deux échantillons qui ont donc été polis jusqu'à obtenir respectivement un état de surface (S_a) de 21.35 nm et 2.79 nm sur le Ti54M et le carbure de tungstène.

L'usure des outils dépend de la température et également du temps d'usinage (ou de la longueur usinée). Dans le cas présent, l'étude s'est concentrée sur l'influence du temps sur la diffusion. Quatre temps de maintien ont été choisis : 0 min. qui sera la référence pour les autres temps, 15 min., 30 min. et 2 h. La température pour les essais a été fixée à 1100 °C car la température au niveau de l'arête de coupe durant l'usinage peut atteindre des valeurs comprises entre 800 °C et 1100 °C selon les conditions de coupe utilisées [Kikuchi 09 ; Minton et al. 13 ; Müller-Hummel et al. 95 ; Nouari et al. 13]. Cette température est plus haute que le point de transformation du matériau (pour rappel $T_\beta = 950$ °C). Cette affirmation est vraie, car la vitesse de chauffage des essais de diffusion de la présente étude est faible (10 °C.min⁻¹). Si l'étude était réalisée dynamiquement avec des vitesses de chauffage très élevées comme c'est le cas en usinage, la température de transus « dynamique » β ne serait pas atteinte comme cela a été mentionné au paragraphe 1.3.1.1 du chapitre 1. Le refroidissement est réalisé sous argon à une vitesse de refroidissement de -360 °C.min⁻¹.

4.2.1.3. Méthodes de caractérisation microstructurale et de composition chimique des phases

À partir des essais de diffusion, l'observation de la microstructure a été réalisée à l'aide d'un MEB FEG Quanta 650. Le microscope est également équipé d'un détecteur EDS. Afin de pouvoir observer la microstructure et faire des analyses chimiques, un polissage préliminaire a été mis en place afin d'obtenir une surface polie miroir de l'échantillon.

L'identification des phases a, quant à elle, été accomplie à l'aide d'un diffractomètre à rayons X D8 Advance. Le diagramme de diffraction des rayons X de l'outil, a en outre, été traité en mettant en œuvre la méthode de Rietveld pour extraire l'information quantitative de la présence de phases.

L'analyse quantitative chimique a été réalisée par microsonde de Castaing avec un Jeol JXA 8530F pour quantifier les principaux éléments. Les spectres obtenus, à une tension d'accélération de 15 kV, ont été comparés à ceux des éléments purs. La procédure de correction de

la matrice PAP a été appliquée et le temps de comptage pour chaque élément (entre 50 s et 100 s) a été ajusté pour ne pas dépasser une erreur relative de 0,5 % atomique. Le balayage par ligne de la microsonde a été réalisé par pas de 2 μm à travers le couple de diffusion.

Pour pouvoir analyser l'éprouvette à la microsonde de Castaing, dans les conditions d'essai, l'ensemble de l'échantillon (le sandwich, le creuset ainsi que la vis) a été conçu de sorte à ce qu'il puisse être sectionné en deux parties et enrobé directement dans la résine de diamètre $\varnothing 22\text{mm}$ pour observation comme le montre la Figure 4.4.

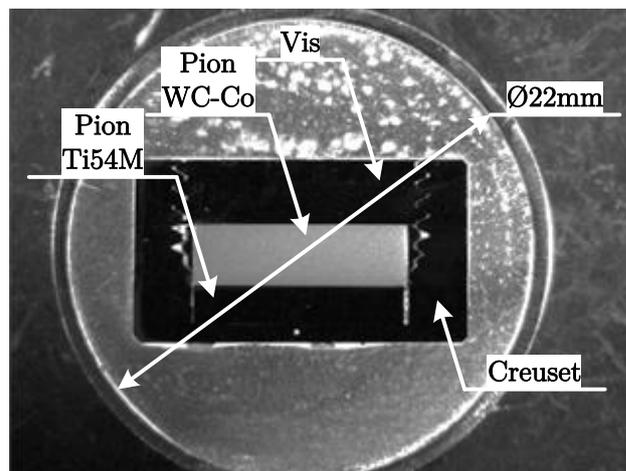


Figure 4.4 - Échantillon coupé en deux et enrobé pour analyse à la microsonde de Castaing.

4.2.2. Analyse des résultats

4.2.2.1. État initial des matériaux

Afin de comprendre totalement les phénomènes de diffusion, un examen des deux matériaux a été réalisé avant les essais de diffusion. Les analyses, réalisées ici, ont été effectuées au sein de l'IJL.

La Figure 4.5 présente la microstructure du Ti54M observée au MEB. La phase β apparaît de couleur claire en raison d'une présence riche en vanadium tandis que la phase α apparaît en gris foncé. Une structure duplex est observée pour le Ti54M avec des nodules α entourés d'un mélange de phase α lamellaire et de phase β . La Table 4.B reporte les données quantitatives des phases en présence obtenues par analyse d'image à l'aide du logiciel Aphelion. L'analyse quantitative a été effectuée à partir de 50 images qui ont permis de déterminer la fraction de phase nodulaire et lamellaire α ainsi que la proportion de phase β . Il est également possible de déterminer l'épaisseur des lamelles α et le diamètre équivalent moyen (d.e.m.) de la phase α nodulaire. Il est également intéressant de noter que la quantité de phase α de forme nodulaire dans le Ti54M est relativement plus faible que celle pour le Ti6Al4V comme présenté dans la Table 1.H en raison des différences de la température de transus et de traitement thermique.

Alliage	Fraction surfacique (%)			α lamellaire (μm)	d.e.m. nodulaire (μm)
	α lamellaire	α nodulaire	β phase		
Ti54M	34	46	20	1-2	7-12

Table 4.B - Composition des phases du Ti54M.

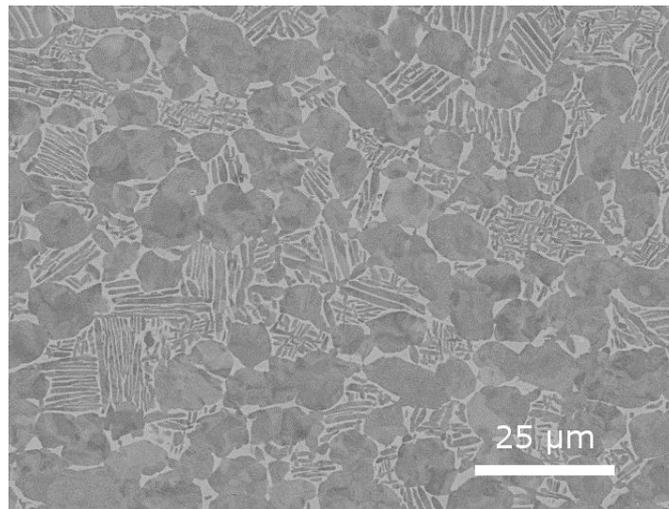


Figure 4.5 - Microstructure du Ti54M.

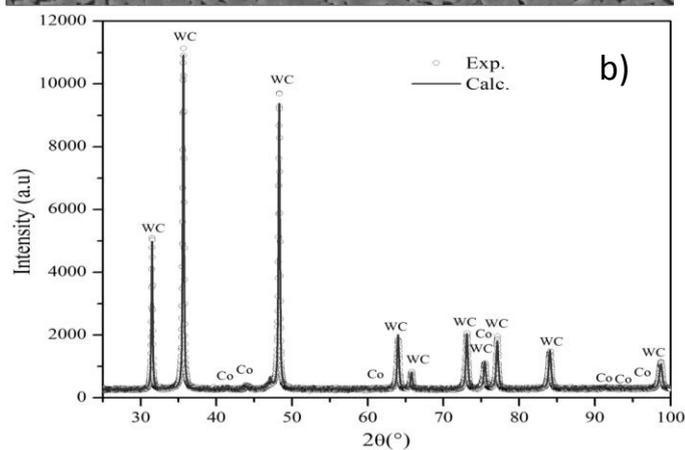
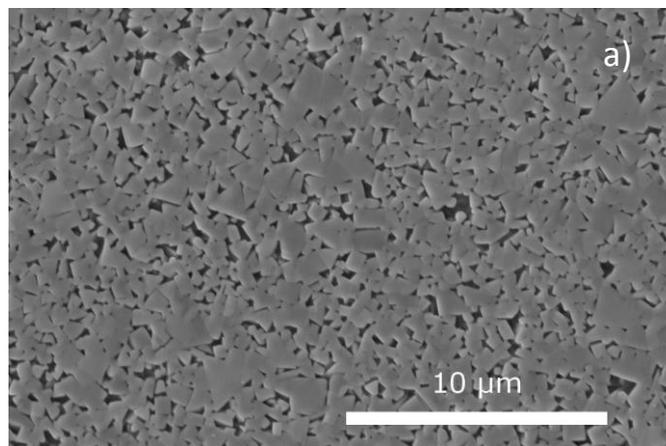


Figure 4.6 - (a) Microstructure du matériau de l'outil

(b) Diagramme de diffraction des rayons X du matériau de l'outil et comparaison avec le modèle calculé.

La Figure 4.6(a) illustre l'état initial de la microstructure du matériau d'outil. Les particules de WC apparaissent sous forme irrégulière avec des grains de forme parallélépipédique entourés de particules riches en Co qui apparaissent en noir. Une analyse chimique quantitative précise des particules n'a pas été tentée en raison de leur petite taille. Par contre, le diagramme de diffraction des rayons X (Figure 4.6(b)) montre la présence de différents pics de diffraction. L'analyse avec le logiciel Fullprof, en utilisant la méthode Rietveld, a conduit à déterminer la fraction massique de WC et de Co. Le modèle structural utilisé pour le raffine-

ment de Rietveld est basé sur les données structurales suivantes: une structure hexagonale avec un groupe d'espace $P\bar{6}m2$ pour le carbure de tungstène ($a = 0.2907$ nm et $c = 0.2838$ nm) et une structure hexagonale avec un groupe d'espace $P 6_3/m mc$ pour la phase Co ($a = 0.252$ nm et $c = 0.410$ nm). La qualité du raffinement a été confirmée par un examen visuel de la différence tracée entre les profils mesurés et calculés comme représenté sur la Figure 4.6(b) et par le coefficient de fiabilité R_{wp} qui est inférieur à 10. La fraction massique de particules de WC s'est révélée être de 89 %.

4.2.2.2. Analyse chimique et microstructurale des couples de diffusion

La Figure 4.7 présente les images MEB de l'interface de diffusion WC-Co/Ti54M. Ces photos montrent que la diffusion a fonctionné pour tous les temps de maintien à 1100 °C. L'interface présente une discontinuité et des « bulles » qui ont également été observées dans l'étude d'Ikuta [Ikuta et al. 02] mais leur origine n'a pas pu être expliquée. De plus, trois couches de diffusion distinctes peuvent être observées à l'interface de diffusion comme le montre la Figure 4.8.

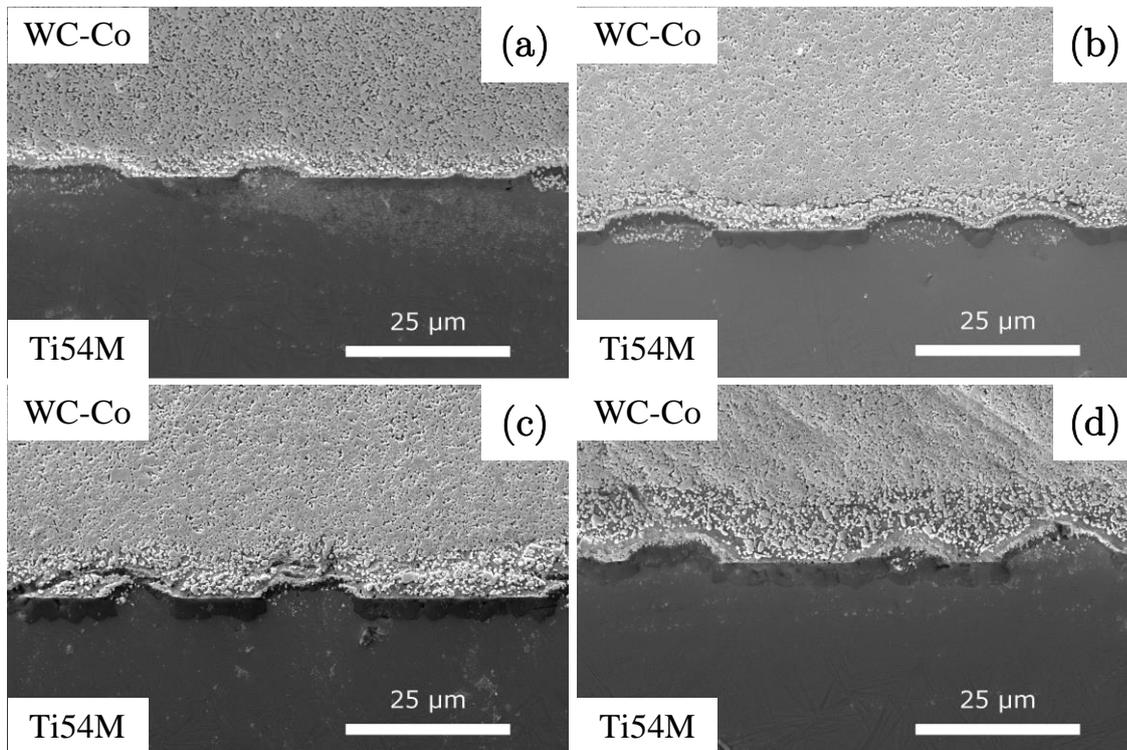


Figure 4.7 - Microstructure des différents couples de diffusion pour les différents temps de maintien à 1100 °C
(a) Sans temps de maintien - (b) 15 min. - (c) 30 min. - (d) 2 h.

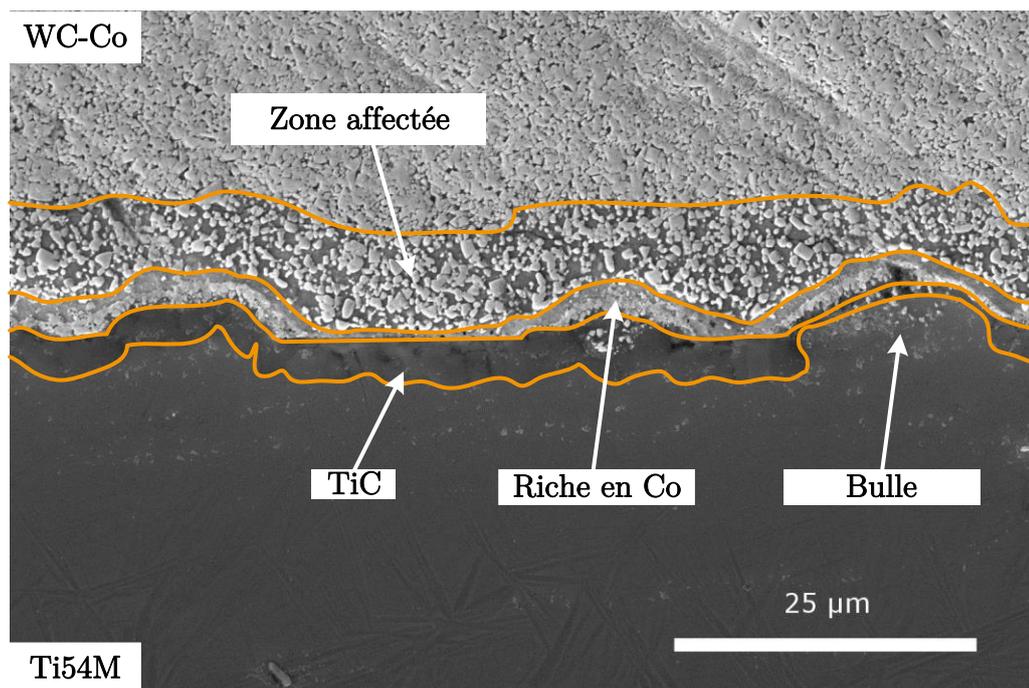


Figure 4.8 - Microstructure observée après essai de diffusion à 1100 °C avec un maintien de 2h.

Une première couche, observée sur la Figure 4.8 du côté de l'outil, est caractérisée par la diminution de la fraction surfacique de WC et un changement morphologique laissant plus d'espace entre les carbures de tungstène. Cette couche sera appelée zone affectée tout au long de ce chapitre. La Table 4.C liste les compositions chimiques moyennes des différents éléments de l'outil et de l'alliage de titane pour l'échantillon qui a été sujet à un temps de maintien de 2 h à 1100 °C. Ces compositions chimiques ont été mesurées à l'aide de la microsonde dans les trois couches dans des endroits aléatoires (au moins 10 valeurs de mesure ont été prises pour la moyenne). Après un temps de maintien de 2 h, la teneur en W, Co et C varie largement avec des valeurs respectives de 78 à 86 %m., de 3 à 13 %m., et de 5 à 7 %m..

Couche	C	W	Co	Ti	Al	V
Zone affectée	5-7	78-86	3-13	0	0	0
Zone riche en Co	3.5	77	19	0.5	0	0
Couche de TiC	15.5	0.5	trace	83.6	trace	trace

Table 4.C – Composition chimique moyenne mesurée par microsonde dans les différentes couches pour un temps de maintien de 2 h à 1100 °C

Une deuxième couche est observée après la zone affectée. À cette échelle d'observation, cette couche semble être constituée uniquement de phase riche en Co. Les analyses par microsonde montrent une augmentation de la teneur en Co dans la couche après maintien pendant 2 h. Cependant, les valeurs sont probablement faibles en cobalt en raison de la faible taille du volume soudé et de la limite de résolution latérale de l'instrument.

Une troisième couche est formée le long de la zone affectée et de l'interface en alliage de titane. Selon l'analyse de la microsonde, cette couche continue est du carbure de titane (TiC) qui se développe sous la forme d'une couche sensiblement continue à l'interface contenant différents cristaux de TiC. La teneur moyenne en carbone dans la couche TiC est d'environ 15,5 %m., indiquant un état non stœchiométrique. L'existence d'environ 0,5 %m. de W à

l'intérieur de la couche de TiC et la trace de Co, V et Al (contribution des couches adjacentes) sont également mesurées.

L'épaisseur des couches augmente avec le temps de maintien croissant tel qu'indiqué sur la Table 4.D. Au début du maintien isotherme, l'épaisseur de chaque couche est déjà significative puisqu'elle est respectivement de 3.3, 0.6 et 1.4 μm pour la zone affectée, la phase riche en Co et le TiC. Le maintien isotherme à 1100 °C a provoqué une croissance de TiC supplémentaire et l'épaisseur de la couche TiC est augmentée. En conséquence, les épaisseurs des zones affectées et riches en Co augmentent en raison de la diffusion de carbone vers la couche TiC. Après un maintien de 2 h, l'épaisseur de la zone affectée, de la zone riche en Co et de la couche de TiC sont respectivement de 7.7, 1.1 et 5 μm .

Type de couche	0 min.	15 min.	30 min.	2 h.
Zone affectée (μm)	3.3	4	5.8	7.7
Zone riche en Co (μm)	0.6	0.4	0.5	1.1
Couche de TiC (μm)	1.4	2.3	3.8	5

Table 4.D - Évolution des épaisseurs des différentes couches en fonction du temps de maintien.

Il est également possible d'observer une quatrième zone affectée après la couche de TiC, située du côté du Ti54M. Du point de vue microstructural, la phase α lamellaire est nettement plus fine dans la région proche de la couche TiC, comme le montre la Figure 4.9. La couche de réaction augmente avec le temps de maintien. Dans cette région, la diffusion des atomes W, Co et C du matériau de l'outil se produisant principalement à 1100 °C, l'alliage de titane sera dans son domaine monophasé β . Les mesures effectuées à température ambiante, après transformation de la phase β en $\alpha+\beta$, correspondent à une composition moyenne de ce mélange $\alpha+\beta$. La Figure 4.10 montre la distribution en W, Co, C, Ti, Al et V dans l'alliage Ti54M depuis la couche de TiC. Il faut noter que des éléments tels que O et N n'ont pas été examinés en raison du manque de précision de l'analyse de la microsonde. La Figure 4.10(a) représente la variation de composition massique en W en fonction de la distance à l'interface pour les différents temps de maintien. La teneur en tungstène à l'interface est relativement voisine (allant de 6 à 9 %m.). Des variations dans la mesure pourraient être attribuées à l'irrégularité de l'interface. Ensuite, la teneur en W diminue graduellement à mesure que l'on s'éloigne de l'interface. L'augmentation du temps de maintien a conduit à une plus grande longueur de diffusion de W dans l'alliage de titane. Pour le carbone et le cobalt, l'analyse conduit à un profil de composition plat sur la distance analysée (100 μm) et constant pour les différents temps de maintien. La distance de diffusion pour ces éléments est donc supérieure à celle analysée. Les teneurs mesurées sont dans une plage comprise entre 0.5 à 0.6 %m. pour le carbone et de 0.2 à 0.6 %m. pour le cobalt. Les compositions en titane, aluminium et vanadium diminuent continuellement à mesure que l'on se rapproche de l'interface. Il est également possible de voir la composition de certains éléments (V par exemple) loin de l'interface, due à la partition des solutés entre phase α et phase β lors de la transformation de phases au refroidissement et à la morphologie grossière de la phase α lamellaire. Aucune fluctuation n'est observée près de l'interface en raison d'une morphologie plus fine de la phase α lamellaire.

L'analyse EPMA révèle également une certaine quantité d'atomes de Ti du côté de l'outil dans la zone appauvrie riche en Co, environ 0.1 %m. qui diminue progressivement jus-

qu'à atteindre 0.01%*m.* alors que la présence d'aluminium ou de vanadium n'a pas été caractérisée. Ce fait suggère que le déplacement des éléments se fait de l'outil à l'alliage de titane et dans la direction opposée. Ce point s'accorde avec les résultats de Jianxin [Jianxin et al. 08]. Les autres éléments de l'alliage de titane comme l'aluminium et le vanadium diffusent en faible quantité dans la couche de TiC, comme le montrent les Figures 4.10 (e) et (f). Les flux principaux sont donc celui du titane pour former la couche de TiC et ceux des éléments de l'outil vers l'alliage de titane.

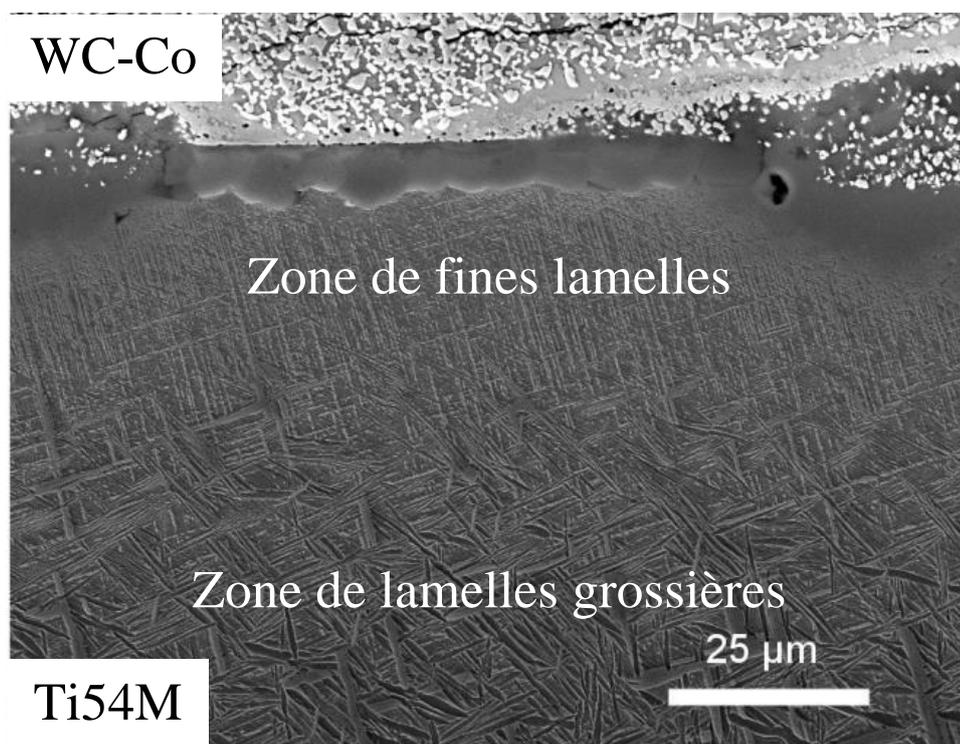


Figure 4.9 - Zone lamellaire fine proche de l'interface en raison de la grande concentration en tungstène.

La variation de composition chimique dans l'alliage de titane conduit à une modification de la température de transus β . Le faible ajout de carbone conduit à son augmentation alors que la présence de cobalt et de tungstène conduit à une diminution de cette température. Les compositions en C et en Co étant sensiblement constante sur la longueur d'alliage de titane analysée, seule la composition en W permet d'expliquer les variations de microstructure observées. Sur la base de calculs thermodynamiques réalisés avec le logiciel ThermoCalc et la base de données pour les alliages de titane, la température de transus β est diminuée de 5 °C/%*m.* de W. Par conséquent, le gradient de concentration de W dans l'alliage de titane devant l'interface TiC/alliage de titane conduit à une température de transus β décroissante lorsqu'on s'approche de l'interface. En conséquence, la précipitation de la phase α commence à des températures plus basses que dans les zones non enrichies en W, ce qui entraîne des différences dans l'épaisseur moyenne des lamelles α comme le montre la Figure 4.9.

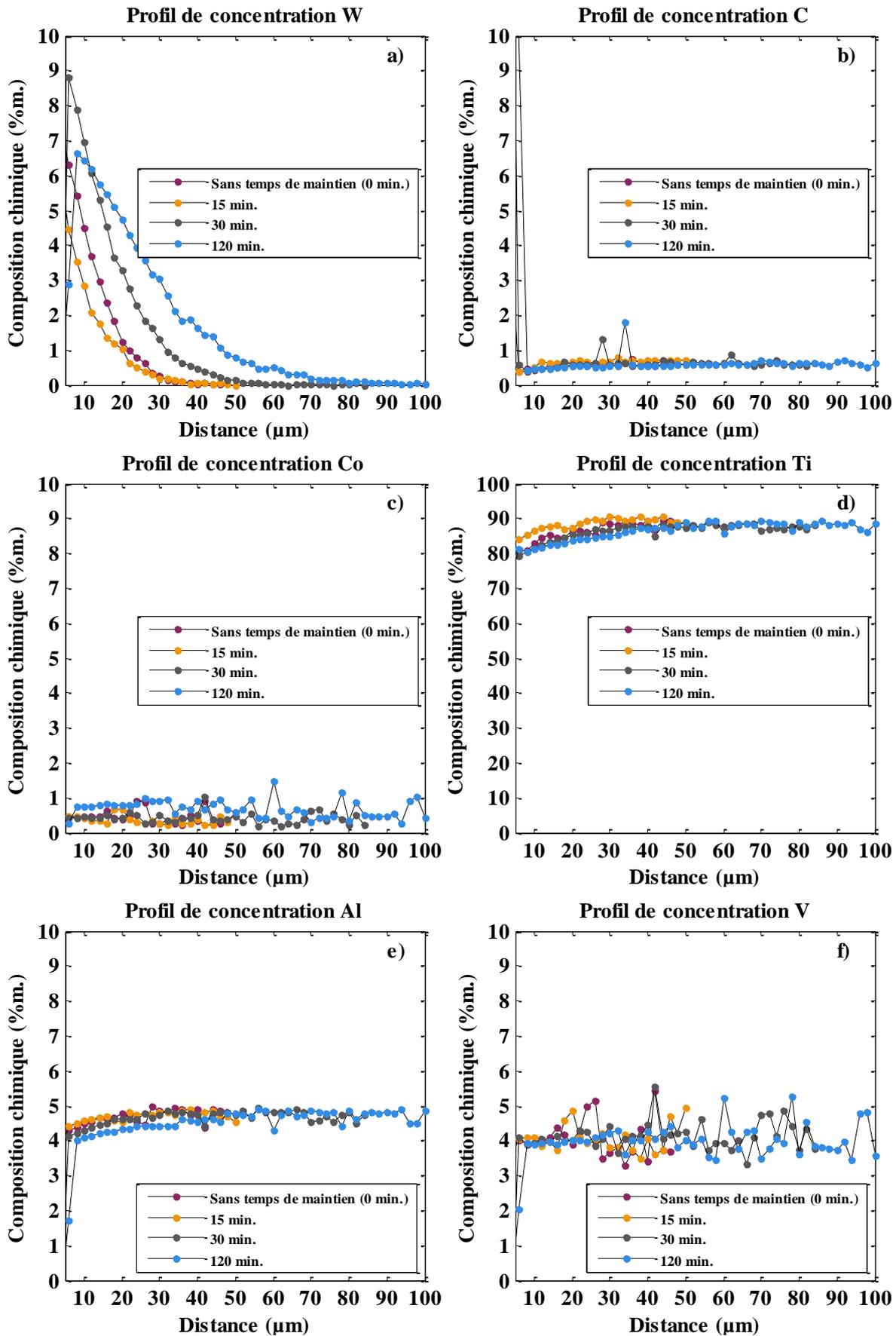


Figure 4.10 – Profil de diffusion des éléments dans l'alliage Ti54M après différents temps de maintien

La mesure de la composition chimique par microsonde a révélé l'interaction chimique entre l'outil et l'alliage de titane. La présence d'une couche de TiC dans l'échantillon du couple de diffusion sans temps de maintien implique que la nucléation s'est produite lors du chauffage. La littérature indique que la diffusion de Ti à partir de l'alliage de titane dans l'outil peut commencer à partir de 400 °C [Arvieu et al. 04]. La force motrice de formation de TiC est alors élevée, ce qui peut expliquer pourquoi la couche de TiC se compose de nombreux précipités TiC de tailles différentes. Les particules de TiC germent à l'interface entre l'outil et l'alliage de titane, principalement du côté de l'alliage de titane.

La formation de la couche de TiC s'est produite par diffusion, en impliquant la dissolution des particules WC, ce qui conduit à un gradient de fraction surfacique de WC dans l'outil, au niveau de l'interface TiC/outil. Au stade initial, la diffusivité du carbone est bien supérieure à celle du titane [van Loo et al. 89] conduisant à une décarburation marquée et à un flux important de C vers l'alliage de titane. Une croissance possible de la couche TiC vers le côté outil n'est pas exclue car aucun enrichissement en Al et V n'est observé dans l'ex phase β (1100 °C) au niveau de l'interface TiC/ β . La formation de la couche TiC et la diffusion du W dans l'alliage de titane ont également conduit à la formation de la zone riche en Co. À l'échelle d'observation utilisée (MEB), aucun précipité n'a été observé dans la région, bien que Hatt [Hatt et al. 16] a indiqué la présence d'un mélange de W, de Co et de M_6C (phase η) dans ses travaux.

La couche de TiC formée à l'interface agit comme une barrière retardatrice car elle limite la diffusion vers l'alliage de titane des éléments de l'outil. Ainsi, il a été montré que les grains de TiC contiennent environ 0.5 %m. de W et des traces des autres éléments de substitution. En conséquence, la diffusion des éléments d'outil vers l'alliage de titane se produit probablement très tôt en chauffant. Aucune description thermodynamique complète du système Ti-W-Co-C n'est donnée dans la littérature. Cependant, la littérature a rapporté que la diffusion activée thermiquement de Ti-W commence approximativement à 600 °C [Bhagat et al. 08]. On peut également remarquer que le système Ti-W se caractérise par une miscibilité totale dans la phase β , ce qui peut expliquer la forte teneur en W de l'alliage de titane devant l'interface TiC/alliage de titane. Pour les éléments C et Co, leur quantité dans l'alliage de titane devant l'interface TiC/alliage de titane est nettement inférieure à celle de W. La raison peut être comprise par le fait que les deux éléments ont une limite de solubilité significativement inférieure à celle du W. En effet, la teneur mesurée est comprise entre 0.5 - 0.6 %m. pour C qui se trouve dans la plage de limite de solubilité de C dans Ti- α et Ti- β [ASM Handbook 92]. et 0.2 - 0.6 %m. dans le cas de l'élément Co bien que la limite de solubilité de Co dans Ti- α et Ti- β soit supérieure à C [Murray 81].

L'analyse à la microsonde révèle également que la distance de diffusion du carbone et du cobalt est beaucoup plus grande que celle du tungstène. Si la distance de diffusion est rattachée au coefficient de diffusion (pour un même temps de maintien), ce résultat est en contradiction avec celui de la littérature pour le cobalt [Zhang et al. 09]. Le calcul des coefficients de diffusion, dans la phase β , pour les trois éléments d'outil indique que celui du cobalt est le plus lent. Cependant, la couche de TiC limite de façon drastique le flux de diffusion de Co puisque seule la trace de Co a été mesurée dans la couche TiC. Dans le cas du W, sa concentration dans la phase β , à l'interface TiC/titane, est relativement constante correspondant ainsi à un équilibre local. De plus, la longueur de diffusion caractéristique de l'élément W dans l'alliage de titane augmente avec le temps de maintien. Par conséquent, le flux de diffusion de W est

maintenu malgré la formation de la couche de TiC à l'interface entre l'outil et l'alliage de titane. Les profils de diffusion dans l'alliage de titane ont été modélisés en considérant une diffusion unidimensionnelle, dans un milieu semi-infini avec une concentration constante à l'interface TiC/Ti54M. Dans ce cas, la solution de la seconde loi de Fick est donnée par l'équation (Eq. 4-2) :

$$c(x, t) = c_s \left(1 - \operatorname{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right) \right) \quad (\text{Eq. 4-2})$$

Le coefficient de diffusion à 1100 °C a été déterminé à partir de la pente de $\operatorname{erf}^{-1} \left[\frac{c_s - c(x, t)}{c_s} \right]$ considérée comme une fonction de la distance x . La Figure 4.11 montre les graphiques de fonction d'erreur inverse dans le cas de 30 et 120 min de maintien à 1100 °C. Il faut noter que les mesures des profils concentration-distance sont données après correction pour éliminer la contribution pendant la période de chauffage (la vitesse de refroidissement est considérée comme assez rapide pour affirmer l'échange chimique comme négligeable). Il y a clairement une linéarité dans les deux cas. Aucune déviation par rapport au comportement idéal, en raison de la présence d'une grande quantité de frontières de grain et de dislocations qui peuvent fournir des voies de diffusion rapides, n'est observée. Les coefficients de diffusion déterminés à partir des pentes $(2\sqrt{Dt})^{-1}$ sont assez proches pour les deux temps de maintien avec des valeurs respectives de $1.10 \cdot 10^{-14} \text{ m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ et $3.10 \cdot 10^{-14} \text{ m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ pour 30 min et 120 min de maintien. Cette découverte suggère que la diffusion du W vers l'alliage de titane est indépendante de l'épaississement continu de la couche TiC jusqu'à 5 μm . Le coefficient de diffusion du tungstène W dans le matériau de l'outil rapporté par la littérature s'est avéré plus rapide (environ $3.10 \cdot 10^{-13} \text{ m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ [Zhang et al. 09]), ce qui suggère que la couche de TiC joue le rôle d'une barrière protectrice.

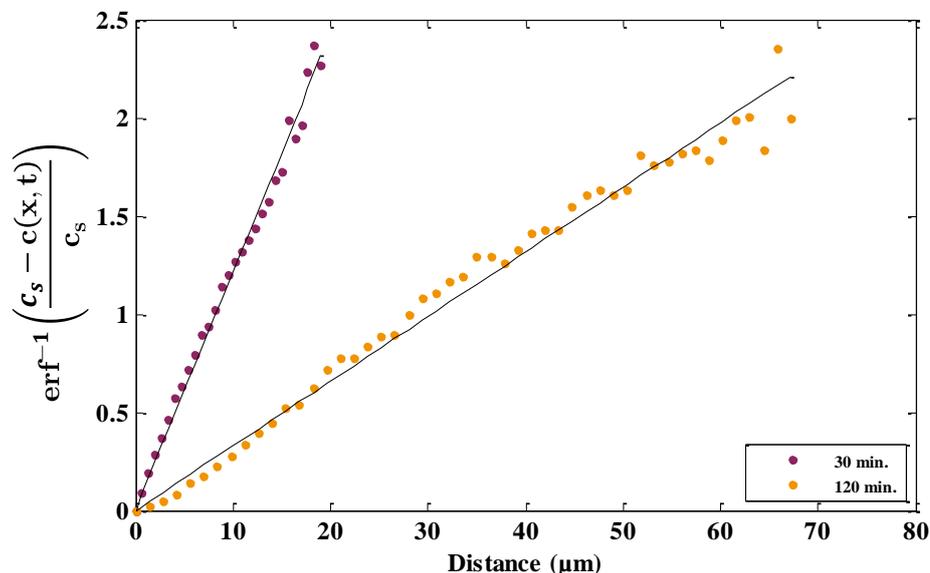


Figure 4.11 - Graphique de la fonction d'erreur inverse montrant la linéarité des tracés à partir des données reportées sur la Figure 4.10 dans le cas des essais avec des temps de maintien de 30 min et 120 min à 1100 °C.

Les différentes couches ont également été caractérisées par microdureté Vickers (charge de 10 gf). Cette faible charge permet d'effectuer des mesures dans chaque couche même les plus fines comme celle riche en cobalt. Les empreintes illustrées sur la Figure 4.12 réalisées dans le Ti54M (points 1, 2 et 3) montrent que la dureté de l'alliage n'a pas changé avec une valeur

qui est aux alentours de 408 HV. Pour ce qui est du carbure d'origine (point 10), la dureté est comprise entre 1800 - 2000 HV, ce qui correspond bien à la dureté du carbure de tungstène. Les valeurs de dureté des couches de la zone affectée et de la couche de TiC sont également comprises entre 1800 - 2000 HV, ce qui confirme bien la nature de ces deux couches. Enfin la couche riche en cobalt présente une dureté plus faible que celle du carbure de tungstène mais plus importante que celle du Ti54M avec une valeur de 1200 - 1300 HV.

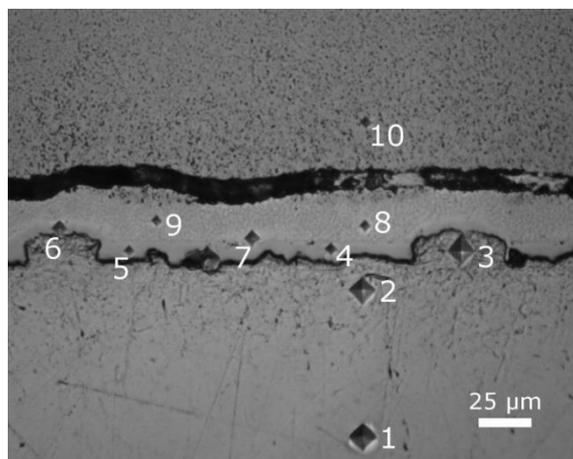


Figure 4.12 - Empreintes de microdureté réalisées sur un échantillon de diffusion à 1100 °C pour un maintien de 2h.

4.3. Comparaison avec un outil de tournage

4.3.1. Analyse des résultats d'usinage

Ces résultats, suite aux essais de couple de diffusion, ont été comparés à l'usure de l'outil qui a été utilisé pour la campagne d'usure sur le Ti54M du paragraphe 3.2 du chapitre 3. La Figure 4.13 présente une coupe transversale de l'outil sur laquelle apparaît une arête rapportée sur la face de coupe de l'outil ainsi que sur l'extrémité.

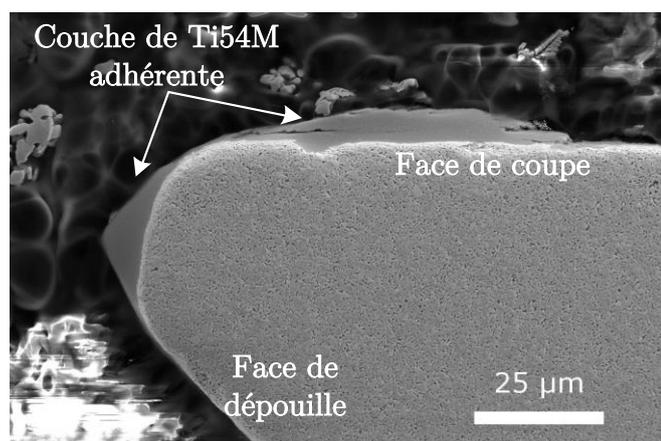


Figure 4.13 - Image MEB de la coupe transversale de l'outil avec arête rapportée.

Une analyse EDS a été réalisée sur l'outil avant la réalisation de la coupe transversale de l'outil. Cette analyse, présentée sur la Figure 4.14, montre bien la présence des éléments de l'alliage de titane sur les points d'analyse 1 et 3 avec notamment du titane et de l'aluminium.

En revanche en s'éloignant de la zone de contact, le collage n'est plus observable et seuls les éléments de l'outil sont présents (point d'analyse 2).

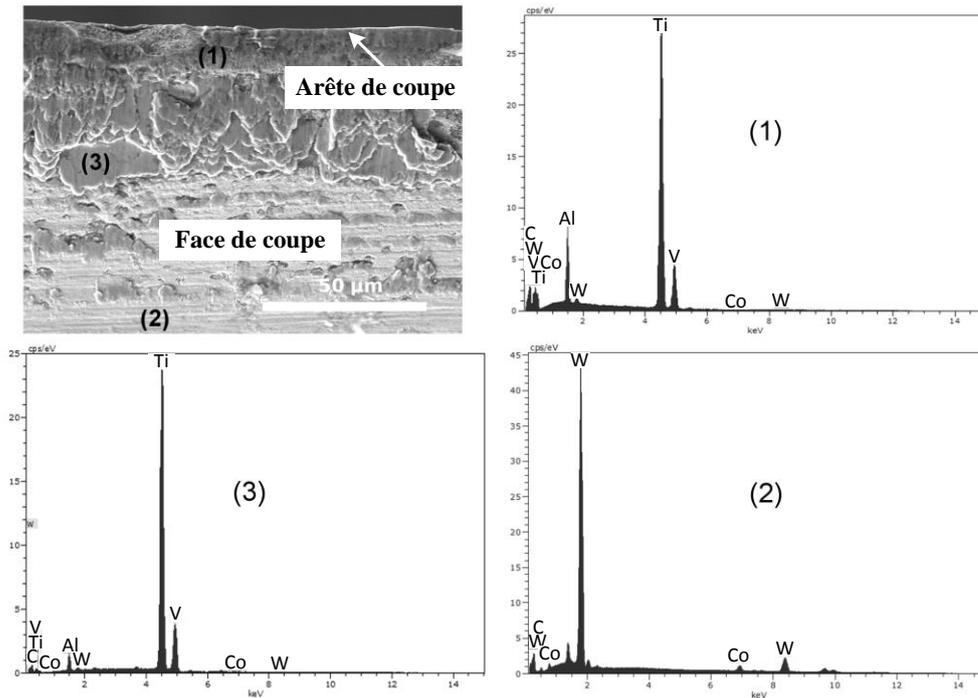


Figure 4.14 - Analyse EDS de la face de coupe de l'outil.

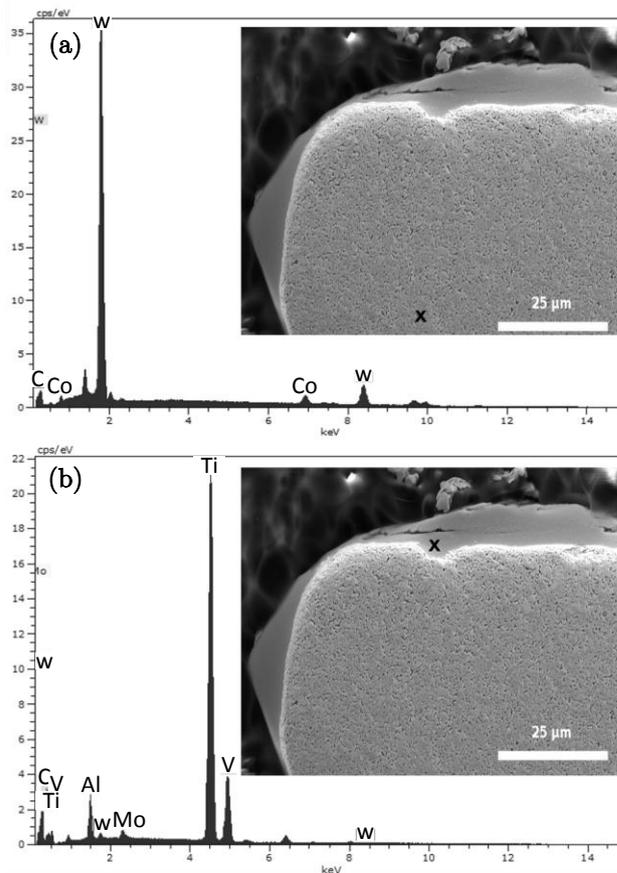


Figure 4.15 – Analyse EDS de l'outil sur la coupe transversale
(a) Dans la zone de l'outil–(b) Dans la zone d'arête rapportée.

L'analyse EDS a ensuite été réalisée sur la section transverse de l'outil comme le montre la Figure 4.15. L'analyse a été effectuée à l'intérieur de l'outil (Figure 4.15(a)) et également dans la zone d'adhésion du Ti54M sur l'outil au niveau du cratère (Figure 4.15(b)). L'analyse dans la zone d'adhésion du titane montre bien la présence de carbone et de tungstène dans le titane. En revanche la présence de cobalt n'est pas détectée par la sonde. La non détection de cet élément ne permet pas de conclure qu'il n'y a pas eu de diffusion. En effet, lors de l'analyse dans l'outil sur la Figure 4.15(a), le cobalt est détecté mais son pic est très faible or il est présent à 10 %m. Comme les résultats sur les essais de diffusion en quasi-statique l'ont montré, le cobalt diffuse dans des proportions bien plus faibles (0.2 à 0.6 %m.). Ainsi bien que celui-ci ait pu diffuser, il reste indétectable, son signal étant noyé dans le bruit, à cause de sa faible quantité.

4.4. Généralisation aux alliages Ti6Al4V $\alpha+\beta$ et au Ti6Al4V traité β

L'analyse à la microsonde de Castaing a été réalisée seulement sur le Ti54M. Une analyse EDS a été effectuée sur les deux autres matériaux afin de qualifier qualitativement la diffusion ainsi que quantitativement à l'aide de l'épaisseur des différentes couches affectées. La Figure 4.16 présente l'aspect de la microstructure pour les trois matériaux. L'apparence visuelle des trois échantillons est similaire. La zone affectée est visible ainsi que la zone riche en Co et la couche de TiC. Les épaisseurs des différentes couches ont été mesurées puis comparées. L'échantillon de Ti6Al4V $\alpha+\beta$ maintenu pendant 30 min. ainsi que l'échantillon de Ti6Al4V traité β maintenu pendant 2 h n'ont pas été observés.

La Table 4.E récapitule les épaisseurs mesurées des différentes couches pour les trois couples de diffusion avec les différents matériaux. Ces épaisseurs sont du même ordre de grandeur pour les trois matériaux, aucune différence notable n'est observée. Ce résultat permet de mettre en évidence que les éléments d'addition tels que le vanadium ou le molybdène interfèrent très peu dans les cinétiques de formation des couches TiC, et zones riche en Co et affectée. Les essais de diffusion ayant été réalisés dans le domaine β , la microstructure a peu d'influence. En revanche dans le cas des éléments de l'outil, le pourcentage de cobalt peut varier en fonction des outils, celui-ci pouvant varier de 2 à 10 %, il serait intéressant dans le futur de réaliser une campagne d'essai avec un même alliage de titane mais avec des taux de cobalt différents dans l'outil afin de vérifier si les variations de cet élément ont une influence sur le processus de diffusion.

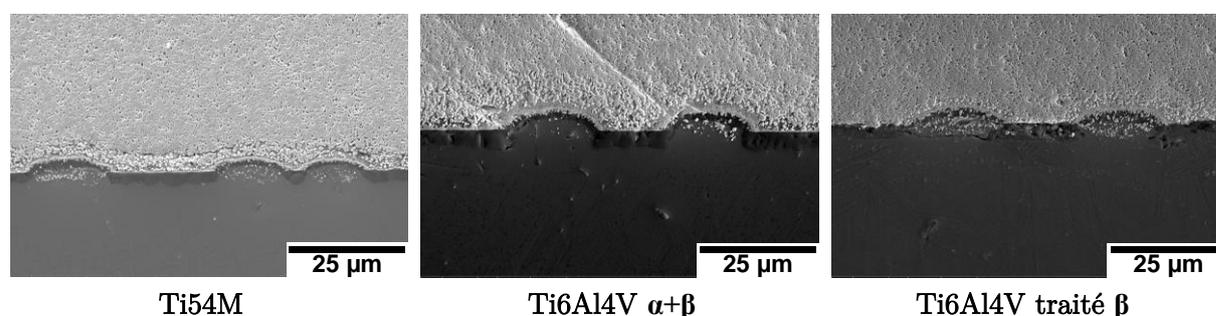


Figure 4.16 – Microstructure des couples de diffusion pour les trois matériaux (15 min.)

		0 min.	15 min.	30 min.	2 h.
Zone affectée (μm)	Ti54M	3.3	4	5.8	7.7
	Ti6Al4V $\alpha+\beta$	3.1	3.2	-	7.5
	Ti6Al4V traité β	1.5	3.5	3.2	-
Zone riche en Co (μm)	Ti54M	0.6	0.4	0.5	1.1
	Ti6Al4V $\alpha+\beta$	0.5	0.5	-	1.3
	Ti6Al4V traité β	0.1	0.2	0.3	-
Couche de TiC (μm)	Ti54M	1.4	2.3	3	5
	Ti6Al4V $\alpha+\beta$	1.6	1.8	-	3.7
	Ti6Al4V traité β	1.2	1.3	2.2	-

Table 4.E - Évaluation des différentes épaisseurs affectées pour les différents matériaux.

4.5. Conclusion

Les différents couples de diffusion montrent que le temps a une influence importante sur la concentration du profil de diffusion des éléments de l'outil dans la matrice de titane Ti et notamment sur les éléments de l'outil tels que le tungstène, le cobalt et le carbone dont les distances de diffusion sont importantes. La diffusion permet l'apparition d'une couche de carbure de titane TiC non stœchiométrique dont l'épaisseur croît en fonction du temps. Sa présence permet de limiter la diffusion des autres éléments de l'outil (Co, W) dans la matrice Ti. Dans le cas de l'usinage il est très difficile d'observer cette couche car elle est très fine. De plus le renouvellement continu du copeau ne permet pas d'avoir une augmentation de cette couche qui est parfois arrachée. La diffusion est alors plus facile dans ce cas. Enfin, il faut noter que la diffusion du tungstène et des autres éléments dans l'alliage de titane affecte les caractéristiques de ce dernier en faisant varier la température de transus β . Le gradient de W au niveau de l'interface de diffusion conduit à une microstructure plus fine que celle observée dans les couches plus éloignées de l'interface.

Les essais d'usinage mettent en avant une température élevée au niveau de l'arête de coupe qui entraîne la formation d'une arête rapportée. La diffusion du tungstène de l'outil dans le titane de l'arête rapportée est observée mais la couche de TiC ainsi que le cobalt de l'outil n'apparaissent pas sur l'analyse. En effet la concentration de ces éléments est trop faible pour pouvoir être observée avec la sonde. Leur concentration est alors noyée dans le bruit de mesure.

La diffusion des éléments de l'outil est principalement due à l'interaction du C avec le titane de la pièce pour former une couche de TiC. L'épaisseur de la couche de TiC est identique entre les trois matériaux. Ainsi les autres éléments de la matrice n'influencent pas de manière significative sur la cinétique de formation des couches.

Dans le futur, afin de se rapprocher au plus près des conditions d'usinage, il serait intéressant de considérer deux facteurs importants qui sont présents durant l'usinage. Le premier est l'influence du chargement mécanique entre les deux corps qui cause une déformation plastique importante du matériau usiné (copeau) sur la face de coupe de l'outil (zone de cisaillement secondaire) et peut ainsi accélérer le processus de diffusion. En effet la littérature [Pollock et al. 70] a montré qu'une activation thermomécanique permettait d'accélérer le processus de diffusion et la formation des carbures. Le second point intéressant à étudier est l'impact de la vitesse de chauffe sur la diffusion. En effet, durant l'usinage, les montées en température sont extrêmement violentes contrairement aux essais dans un four de traitement thermique. Pour

répondre à cette deuxième problématique, il serait intéressant de réfléchir à une expérimentation permettant de réaliser un chauffage très rapide. Par exemple, il peut être possible d'utiliser un moyen d'essais type Gleeble® qui permet de réaliser des essais de compression à chaud avec des vitesses de chauffe pouvant atteindre les $10\,000\text{ °C.s}^{-1}$ et pouvant fournir un effort maximal de 10 tonnes.

Chapitre 5

Développement d'un dispositif tournant de mesure de températures

Sommaire

5.1.	État de l'art : mesure des températures en usinage	127
5.2.	Mise en pratique de la mesure de températures en perçage	130
5.2.1.	Présentation du moyen de mesure	130
5.2.2.	Analyse modale du système	134
5.2.3.	Protocole expérimental	136
5.2.4.	Résultats et analyse	137
5.3.	Conclusion	145

5.1. État de l'art : mesure des températures en usinage

La mesure des efforts de coupe est largement maîtrisée dans le domaine de l'usinage. En revanche la mesure des températures de coupe, qui ont une place importante dans l'usinage des matériaux réfractaires, est une technique encore mal connue et très mal maîtrisée. En effet il existe des moyens de mesure de températures en usinage dont un récapitulatif est présenté dans la synthèse publiée par Davies [Davies et al. 07]. Parmi ces moyens de mesure, la caméra infrarouge CCD ainsi que la mesure par thermocouple sont les moyens les plus maîtrisés pour la mesure de température en tournage [Kusiak et al. 05 ; M'Saoubi et al. 02]. Ces mesures permettent de valider les modèles numériques mis en place.

Dans le cadre du perçage, des modèles numériques sont également mis en place, malheureusement les moyens de mesure utilisés dans le cadre du tournage ne sont pas adaptés aux opérations avec outil tournant. De plus, dans le cas du perçage, l'instrumentation est d'autant plus difficile que l'opération est confinée. Les travaux de recherche ont débuté par des études de calorimétrie comme celles réalisées par Rumford [Rumford 04] et Schmidt [Schmidt et al. 49]. Celles-ci visent à déterminer la chaleur générée durant le perçage ainsi que sa distribution dans le foret, la pièce ainsi que le copeau. L'expérimentation consiste à venir mesurer la chaleur totale générée durant le perçage puis de mettre ensuite directement le foret dans l'eau pour déterminer la chaleur emmagasinée dans le foret. Plus récemment, Agapiou [Agapiou et al. 94] utilise deux moyens de mesure différents pour mesurer la température de coupe durant

le perçage de fonte grise. La première méthode consiste à venir insérer deux fils thermocouple de type K dans le foret. Les deux fils thermocouples passent par les trous de lubrification pour ensuite être soudés sur la face de dépouille de l'outil au plus proche de l'arête de coupe. La seconde méthode utilisée par Agapiou consiste à réaliser un thermocouple avec le foret. En effet, un fil isolé est inséré dans la pièce parallèlement à l'axe du foret. Quand le foret vient couper ce fil, une jonction chaude se crée et une tension apparaît alors. Néanmoins, cette méthode n'est pas optimale car le second fil est constitué de l'assemblage du foret, du joint tournant et du porte-outil. Il est donc nécessaire de connaître et de calibrer la valeur de la f.e.m. de l'ensemble pour connaître la vraie valeur de la température. Ramirez [Ramirez et al. 14] a également utilisé ce genre de mesure mais de manière quelque peu différente. Dans le cas de cette étude, deux fils thermocouples, isolés dans une résine époxyde, sont insérés dans la pièce de manière horizontale ou verticale. Lorsque le foret vient couper les fils, le contact se réalise et crée la jonction chaude qui permet de mesurer la température au niveau de l'arête. Les deux fils thermocouple sont distants de 0.5 mm au maximum afin de minimiser le gradient de température et d'assumer l'hypothèse d'une mesure ponctuelle. Le principe de cette mesure est donné sur la Figure 5.1.

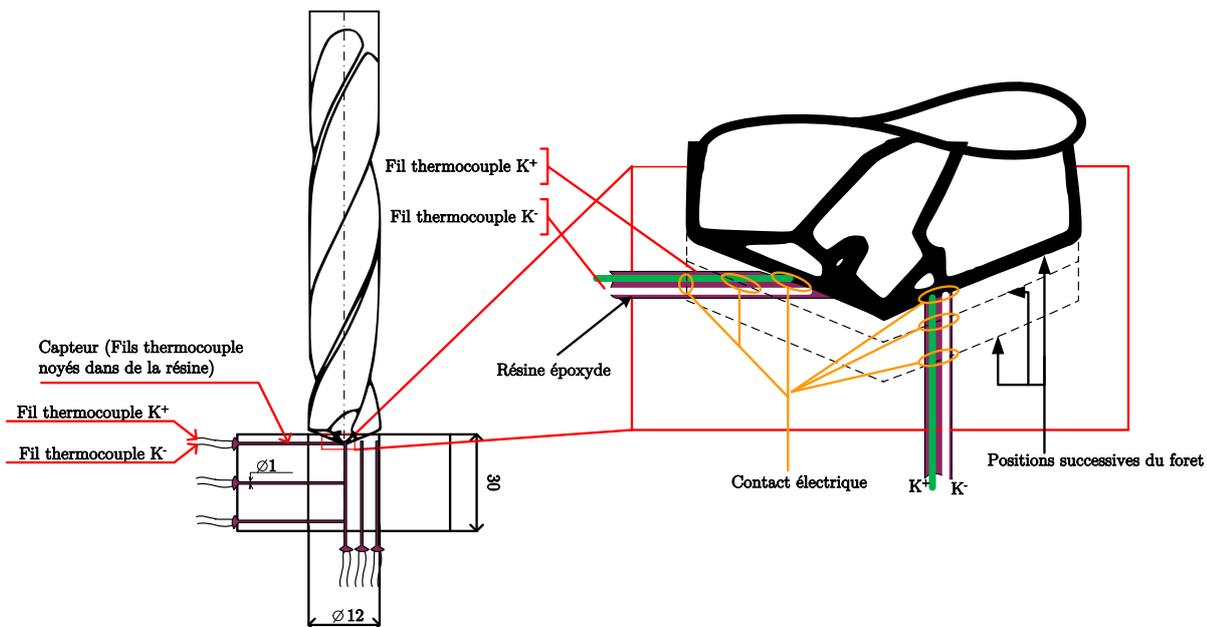


Figure 5.1 - Principe de mesure par sectionnement des fils thermocouples [Ramirez et al. 14].

Depuis les années 2000, l'investigation de la mesure des températures en perçage a pris une ampleur considérable. Le Coz [Le Coz et al. 12] et Kerrigan [Kerrigan et al. 12] ont réalisé des mesures de température à l'aide de thermocouples embarqués dans le foret. Les données mesurées sont envoyées à la chaîne d'acquisition à l'aide d'un système sans fil embarqué sur le porte-outil. Le Coz montre que les températures dans le Ti6Al4V atteignent des valeurs proches de 600 °C pour un perçage d'une plaque de 20 mm avec un foret non revêtu de diamètre $\text{Ø}10$ mm, des vitesses de coupe de 30 et 35 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$ et des avances de 0.1, 0.12, 0.14 et 0.16 $\text{mm}\cdot\text{tr}^{-1}$. Les essais sont réalisés avec de la lubrification MQL au centre et avec des thermocouples placés à 0.5 mm du bec du foret.

Beno [Beno et al. 12] utilise une technologie plus récente constituée d'un pyromètre à deux couleurs associé à une fibre optique. Avec ce système, il effectue des mesures durant le perçage

d'un acier à outil (SS2244-4), de Ti6Al4V, d'inconel 718 et d'un composite à fibre de carbone. Le principe consiste à insérer une fibre optique dans la pièce parallèle à l'axe du foret afin de mesurer la température sur l'arête. La fibre optique est synchronisée avec le foret afin de toujours rester à la même distance de l'arête de coupe. Les températures mesurées dans le Ti6Al4V sont de l'ordre de 550 à 600 °C pour une vitesse de coupe de 60 m.min⁻¹ et d'une avance de 0.05 mm.tr⁻¹. Le même genre de technique a été utilisée par Ueda [Ueda et al. 07] pour le perçage d'acier allié, de fonte et d'alliage d'aluminium ainsi que par Sato [Sato et al. 13] dans le cas du perçage d'un acier à 0.5 % de carbone, d'un acier non allié et du Ti6Al4V. Contrairement à Beno, Sato place la fibre optique dans le trou de lubrification du foret afin de mesurer la température à la surface du trou durant le perçage. Ueda observe que la température augmente lorsque l'on se rapproche des becs et conclut que la température maximale est atteinte au niveau des listels.

Un récapitulatif des différents moyens de mesure est illustré sur la Figure 5.2.

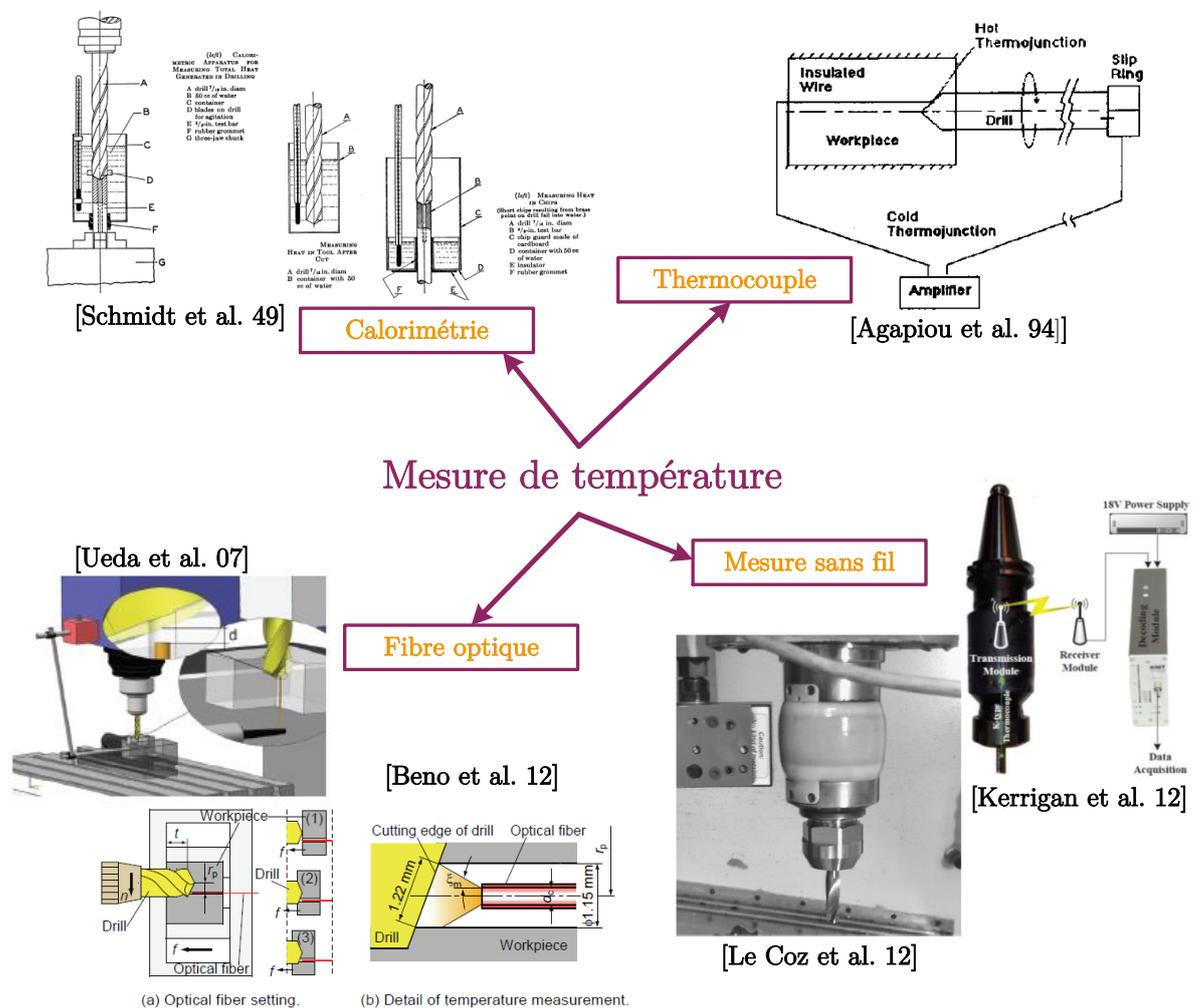


Figure 5.2 – Récapitulatif des différents moyens de mesure thermique en perçage.

5.2. Mise en pratique de la mesure de températures en perçage

5.2.1. Présentation du moyen de mesure

Afin de pouvoir appréhender les effets des températures de coupe sur la durée de vie de l'outil, un système embarqué de mesure de températures en perçage a été développé dans le cadre de cette thèse (RTT : Rotary Tool Temperature). Le système développé permet de mesurer la température durant le perçage avec un foret en rotation. Le RTT est un moyen de mesure amovible pouvant être monté sur tout attachement ayant un diamètre de corps de $\varnothing 50$ mm avec ou sans capteur rotatif dynamométrique comme le montre la Figure 5.3(a). Il peut donc être utilisé pour la mesure de température en perçage mais également pour du fraisage.

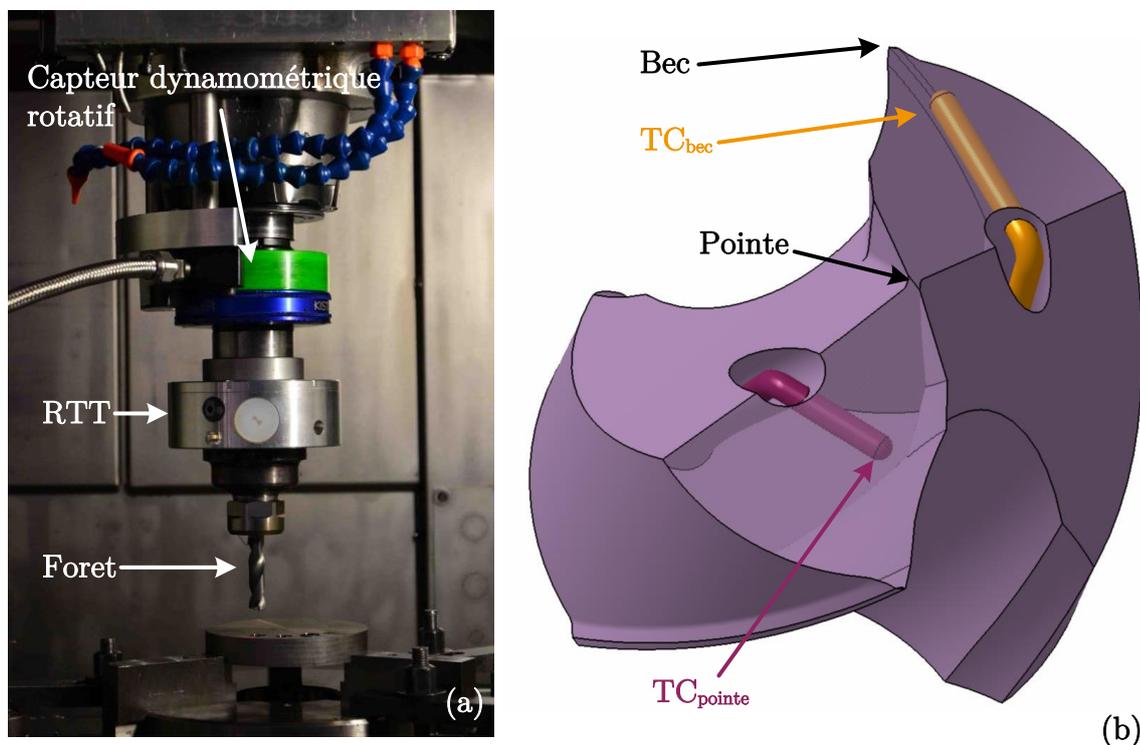


Figure 5.3 – Dispositif expérimental

(a) Montage du RTT sur broche couplé à un capteur dynamométrique rotatif

(b) Schématisation des thermocouples dans le foret.

Le RTT est un moyen de mesures sans fil dont le principe est schématisé sur la Figure 5.4. Celui-ci consiste à insérer des thermocouples derrière l'arête du foret comme le montre la Figure 5.3(b). La mesure se fait grâce au système embarqué sur le porte-outil, qui est équipé d'une mémoire de 64 Mo, afin d'enregistrer les données mesurées. Celles-ci sont déchargées post-essai au PC d'acquisition à l'aide d'une prise RJ45. Afin de pouvoir synchroniser les données de températures enregistrées dans la mémoire et les données acquises directement durant l'essai par la chaîne d'acquisition (Effort de coupe, déplacement des axes), deux horloges sont utilisées. La première est à l'intérieur du système tandis que la deuxième est installée sur la chaîne d'acquisition. Les deux horloges sont lancées simultanément avant l'essai grâce à la prise RJ45, puis la prise est débranchée et l'essai peut débuter.

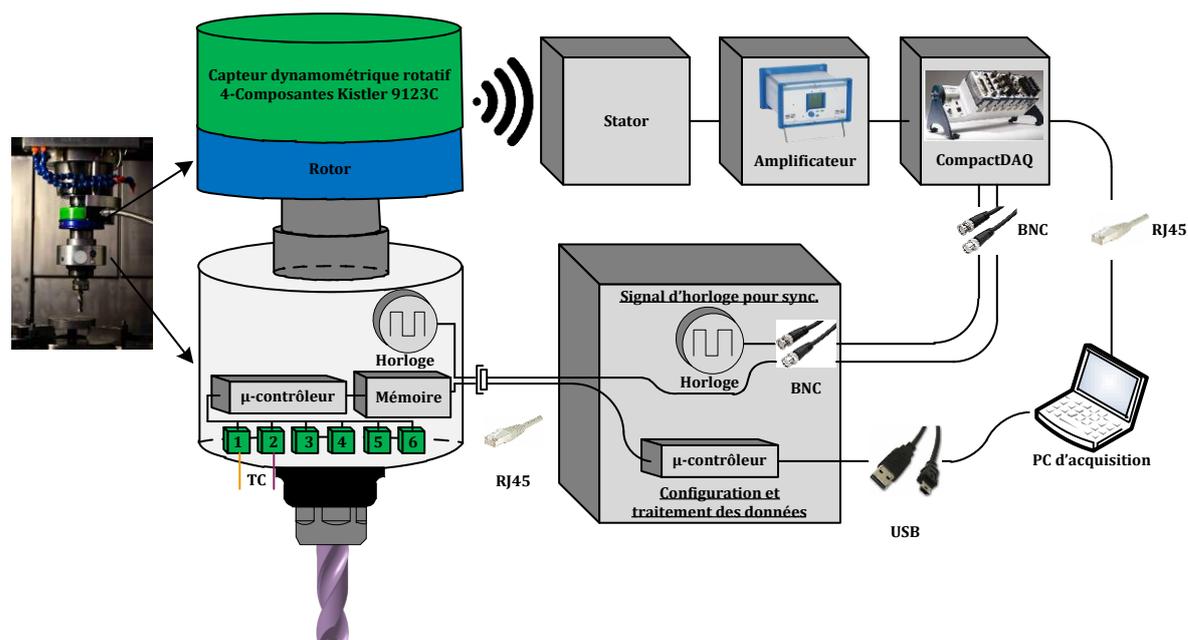


Figure 5.4 - Principe de fonctionnement et d'acquisition du RTT.

Le système peut être équipé de 6 thermocouples au maximum et a une précision de mesure de $0.18\text{ }^{\circ}\text{C}$. La fréquence d'acquisition maximale est de 2250 Hz . La fréquence d'acquisition repose sur le principe de lecture de valeurs successives. Lors de l'acquisition, il est possible de choisir la fréquence d'acquisition souhaitée mais également le nombre de valeurs successives lues pour enregistrer la température. Par exemple, pour une acquisition de 4 Hz avec une valeur moyennée de 18 valeurs successives, le système lira toutes les 0.25 s , 18 valeurs, le plus rapidement possible (à la vitesse du quartz) et en fera une valeur moyenne. La Figure 5.5 récapitule la fréquence d'acquisition maximale qu'il est possible d'obtenir en fonction du nombre de thermocouples utilisés et du nombre de valeurs successives choisies.

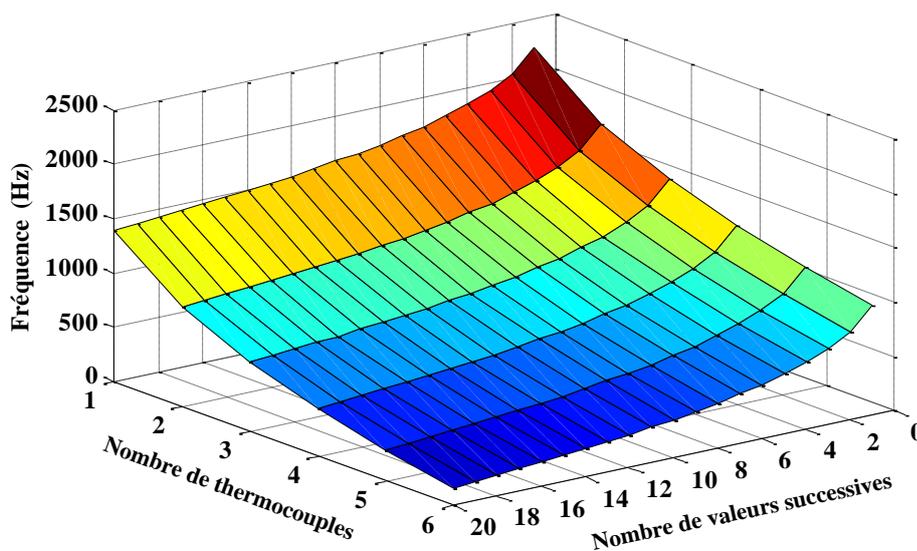


Figure 5.5 - Fréquence d'acquisition maximale en fonction du nombre de thermocouples et du nom de valeurs successives utilisées.

Une comparaison du système a été réalisée avec le système ACTARUS utilisé par Le Coz [Le Coz et al. 12]. Celle-ci est présentée dans la Table 5.A. Le système actuel a été utilisé jusqu'à des vitesses de coupe de 50 m.min^{-1} , soit 1300 tr.min^{-1} pour un foret de diamètre $\varnothing 12$. La vitesse de rotation maximale admissible par le système n'a cependant pas pu être déterminée.

	Système RTT	Système ACTARUS [Le Coz et al. 12]
Nombre de thermocouple	6	1
fmax d'acquisition (Hz)	2250	1000
Précision de mesure (°C)	0.18	1
Vitesse de rotation max. (tr.min^{-1})	N.C.	20 000

Table 5.A - Comparaison du système RTT avec le système ACTARUS utilisé par Le Coz [Le Coz et al. 12].

Dans le cas de cette étude deux thermocouples seront utilisés. Le premier a été inséré proche du bec (orange) et le second plus près de la pointe (violet) comme l'illustre la Figure 5.3(b). Pour le reste de l'étude les températures pour les deux thermocouples seront appelées « TC_{bec} » et « $\text{TC}_{\text{pointe}}$ ». La position précise des deux thermocouples est donnée sur la Figure 5.6. Leur insertion a été réalisée par les trous de lubrification du foret. Dans le cas d'un thermocouple standard gainé inox, l'insertion dans le trou de lubrification est aisée, en revanche il est très compliqué ensuite de l'insérer derrière l'arête du foret à cause du coude (casse du thermocouple) qu'il faut réaliser comme le montre la Figure 5.6. C'est pourquoi, le thermocouple a été réalisé à l'aide de deux fils thermocouple K^+ et K^- de diamètre $\varnothing 0.078 \text{ mm}$, chacun protégé par une gaine en téflon. Ceux-ci ont été insérés au fond du trou. Le contact des deux fils avec le carbure joue le rôle de soudure chaude. L'avantage de cette méthode réside dans le fait que si le thermocouple se déplace pendant l'essai, le contact est perdu et aucune mesure n'est possible. Alors que dans le cas d'un thermocouple gainé inox, si celui-ci recule durant l'essai, la mesure est quand même réalisée sans possibilité de détection du problème. De plus la constante de temps d'un thermocouple gainé est de l'ordre du dixième de seconde or dans le cas des thermocouples réalisés avec des fils en contact direct avec l'outil, le temps de réponse est instantané.

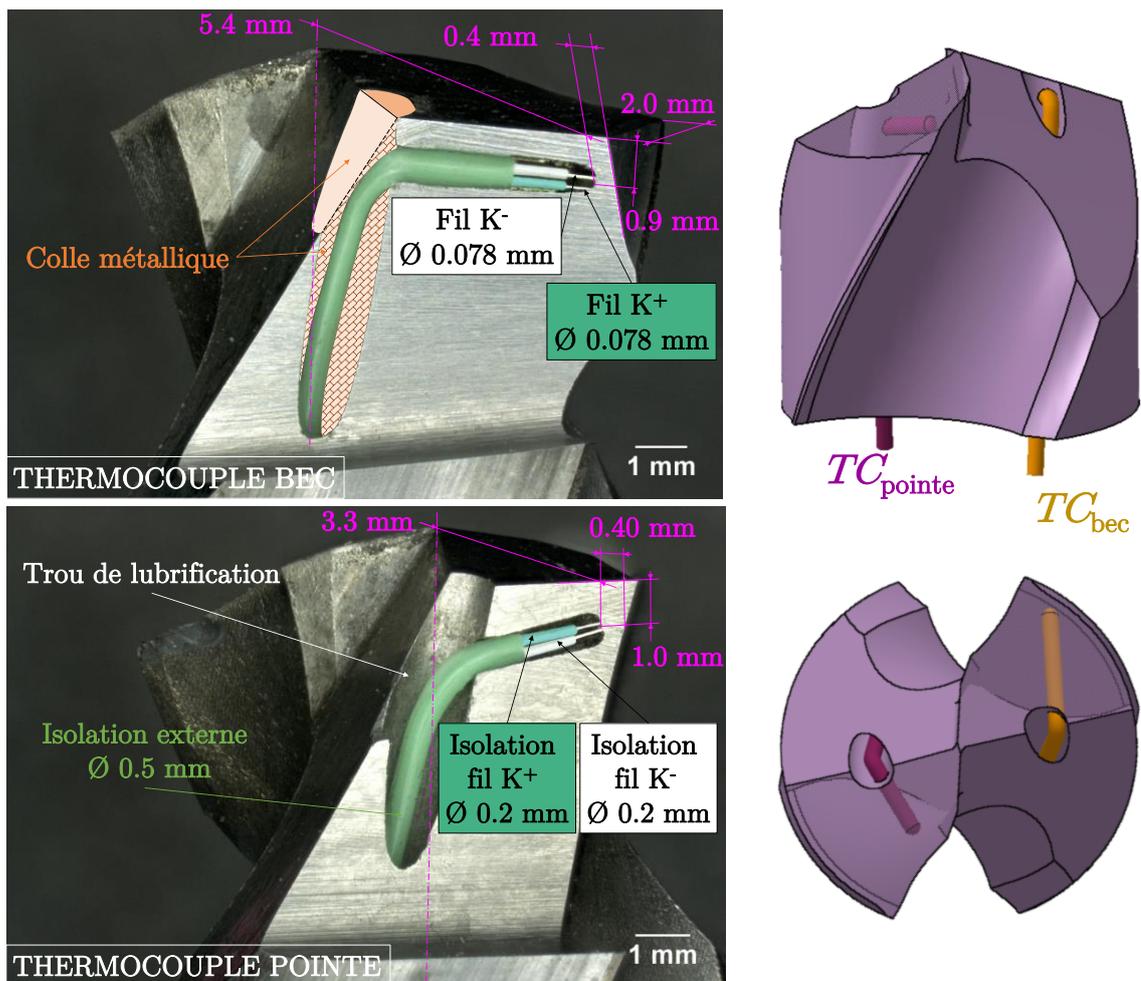


Figure 5.6 - Position des thermocouples derrière l'arête du foret.

Pour maintenir le thermocouple en contact au fond du trou, une colle spéciale pour métaux, résistant à des températures de 1100°C a été utilisée. Celle-ci a été insérée dans le trou de lubrification au niveau de la sortie afin de le boucher et d'empêcher que le thermocouple ne puisse ressortir de son logement comme le montre la Figure 5.7

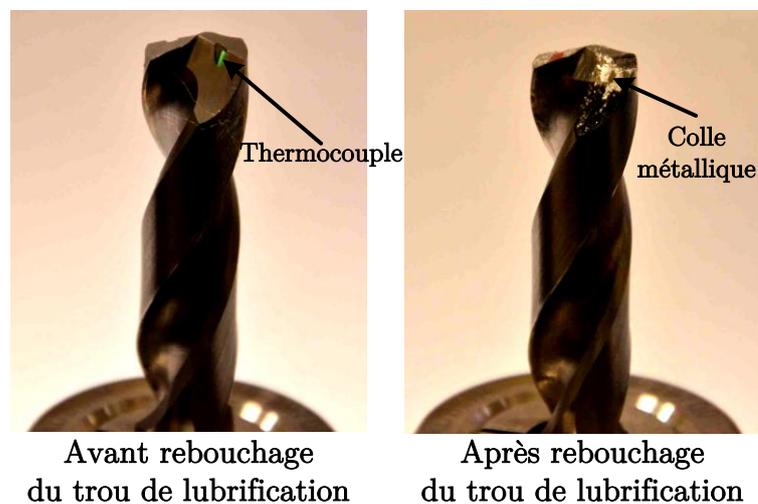


Figure 5.7 - Rebouchage du trou de lubrification pour maintien en place du thermocouple.

5.2.2. Analyse modale du système

L'implémentation du système en broche avec le capteur dynamométrique est assez conséquente en termes de taille et de poids. C'est pourquoi, une analyse modale du système a été réalisée. Elle a ensuite été comparée à l'analyse modale du système sans le RTT comme le montre la Figure 5.8. Celle-ci a permis de vérifier que la rigidité du système était toujours viable pour réaliser des essais en s'affranchissant de problèmes vibratoires pouvant perturber les essais. Pour réaliser l'étude, un accéléromètre a été placé sur l'écrou de fixation de l'outil suivant l'axe X et suivant l'axe Y. Des essais de sonnage ont été réalisés à différents endroits à l'aide d'un marteau de choc. Pour le système avec RTT, les sonnages ont été réalisés sur l'écrou et le RTT (Figure 5.8(a)) tandis qu'ils ont été effectués sur l'écrou et le haut de la fixation du porte-outil pour le système sans RTT (Figure 5.8(b)). Le choix de fixer l'accéléromètre sur l'écrou et non sur l'outil s'explique par le fait que la fixation sur la goujure de l'outil n'est pas aisée, de plus le sonnage directement sur l'outil n'est pas possible car des rebonds apparaissent sur l'analyse à cause de la très grande souplesse de l'outil. L'hypothèse est faite que le système est un système simple à un degré de liberté.

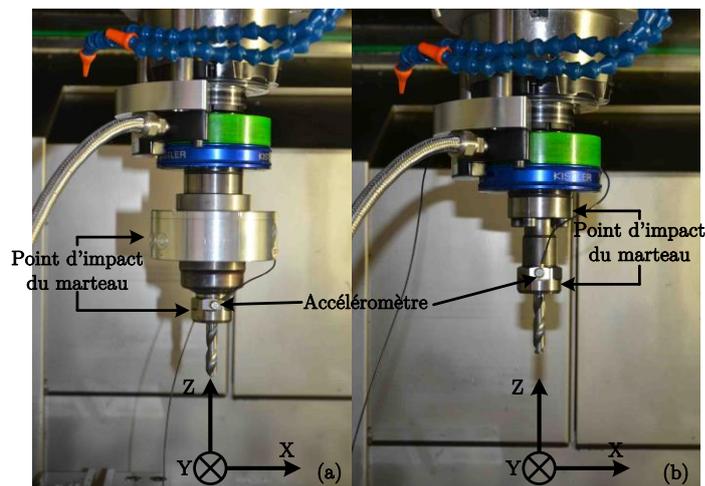


Figure 5.8 - Configuration de sonnage suivant l'axe Y - (a) Avec le RTT - (b) Sans le RTT.

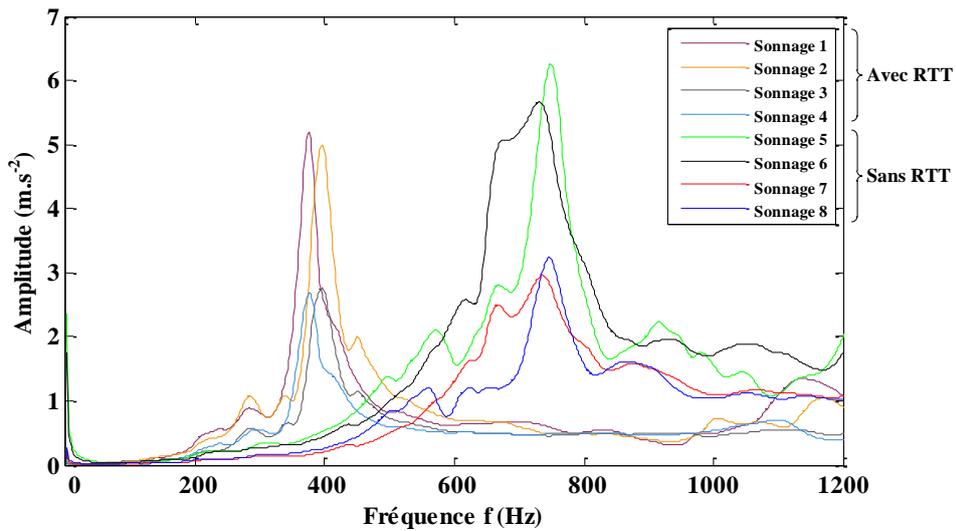


Figure 5.9 - Analyse fréquentielle des différents essais de sonnage.

Les résultats des différents essais sont présentés sur la Figure 5.9. Les essais de sonnage 1 à 4 représentent les essais réalisés avec le système avec RTT tandis que les essais de sonnage 5 à 8 correspondent aux essais sans le RTT. Il est difficile d'évaluer la rigidité statique car bien que l'hypothèse d'un système simple à un degré de liberté a été faite, le système reste un système complexe qu'il est difficile de modéliser. En revanche, il est possible d'étudier les caractéristiques du système à sa fréquence de résonance. Comme la Figure 5.9 le montre, la fréquence de résonance pour le système avec RTT (385 Hz) est bien plus faible que sans celui-ci (715 Hz). Cette différence est due en grande partie à la masse qui vaut respectivement 5.65 kg et 3.06 kg pour le système avec et sans RTT. La variation de fréquence est également due à une rigidité statique plus faible dans le cas du système avec RTT. En effet le rapport des deux masses équivaut à une valeur de 1,83 tandis que le rapport des fréquences de résonances vaut 0.5. Or la fréquence est proportionnelle à la racine carré du rapport rigidité sur masse comme le montre l'équation (Eq. 5-1). Un rapport de rigidité à la fréquence de résonance de 2 est attendu entre le système avec RTT et sans RTT. Or les rigidités, à la fréquence de résonance, modélisées à partir des essais (2.10^6 et 6.10^6 N.m⁻¹ respectivement pour le système avec et sans RTT) donnent un rapport de rigidité de l'ordre de 3, ce qui est légèrement plus élevé. Il est donc possible de conclure que la rigidité statique est plus faible dans le cas du système avec RTT.

$$f_{rés} = \sqrt{\frac{k}{m}} \quad (\text{Eq. 5-1})$$

Une seconde campagne de sonnage a été réalisée afin de vérifier les résultats de la première campagne. Cette seconde campagne a consisté à effectuer des essais de sonnage libre. L'intérêt du sonnage libre est de s'affranchir de l'aspect vibratoire/rigidité de la machine car le système est prévu pour être monté sur différentes machines avec différents attachements. Il est donc important d'étudier sa rigidité sans prendre en compte la rigidité de la machine.

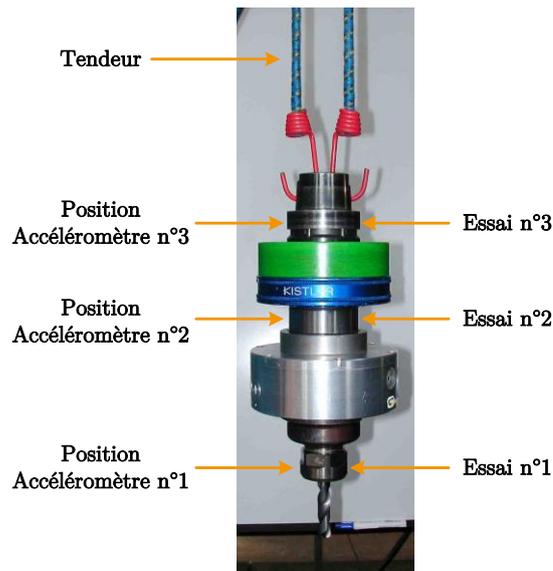


Figure 5.10 - Montage de sonnage libre.

Pour réaliser un sonnage libre, le système a été mis en suspension dans le vide à l'aide d'un tendeur fixé au niveau de l'attachement comme le montre la Figure 5.10. Les essais ont été réalisés à l'aide d'un marteau de choc et d'un accéléromètre qui a été positionné dans trois endroits différents. Pour chaque position de l'accéléromètre, trois essais de sonnage ont été effectués comme le montre la Figure 5.10. Ces essais ont été également réalisés sur le système de base composé du capteur dynamométrique rotatif sans le RTT.

Les résultats obtenus avec ces essais sont similaires à ceux obtenus sur machine. En revanche la fréquence de résonance du système avec RTT est de 1800 Hz tandis que sans le RTT la fréquence est de 2000 Hz. La déformée observée est un mode de flexion du système. Enfin l'essai n°3 est positionné tout près du centre de gravité du système avec RTT. Il est alors possible de retrouver par calcul la masse du système. Ainsi une masse calculée de 5.2 kg a été retrouvée tandis que la masse mesurée est de 5.6 kg. Ce dernier résultat a permis de vérifier la fiabilité des mesures.

Pour conclure sur cette étude, la rigidité est plus faible avec le RTT cependant celle-ci reste acceptable dans le cas du perçage. En effet, la coupe continue et la compensation des efforts radiaux limitent les potentielles vibrations.

5.2.3. Protocole expérimental

La campagne expérimentale présentée dans ce chapitre a pour but d'étudier l'influence des différents paramètres de coupe (V_c et f) sur les températures de coupe mesurées en perçage. Ces mesures permettront également de comparer les trois matériaux entre eux. Pour réaliser une comparaison de ces trois matériaux de façon sûre, un seul foret non revêtu SECO SD203A-11.9-36-12R1-T a été utilisé pour percer les trois matériaux. Si un foret différent était utilisé pour chaque matériau, il faudrait une calibration de chaque foret pour s'affranchir de la position des thermocouples, or ici en utilisant un seul foret ce problème est évité et la calibration n'est pas nécessaire. Pour empêcher les problèmes d'usure les essais ont été réalisés tout d'abord sur le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ puis sur le Ti54M et enfin sur le Ti6Al4V traité β . Un plan d'essais avec quatre variables a été mis en place et est illustré sur la Figure 5.11. Deux vitesses de coupe de 10 et 30 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$ seront utilisées, couplées à deux avances de 0.1 et 0.2 $\text{mm}\cdot\text{tr}^{-1}$

afin d'avoir quatre essais par matériaux comme le montre la Figure 5.11. Les essais de perçage seront réalisés dans des plaques d'épaisseur 20 mm. Les conditions d'essais sont résumées dans la Table 5.B.

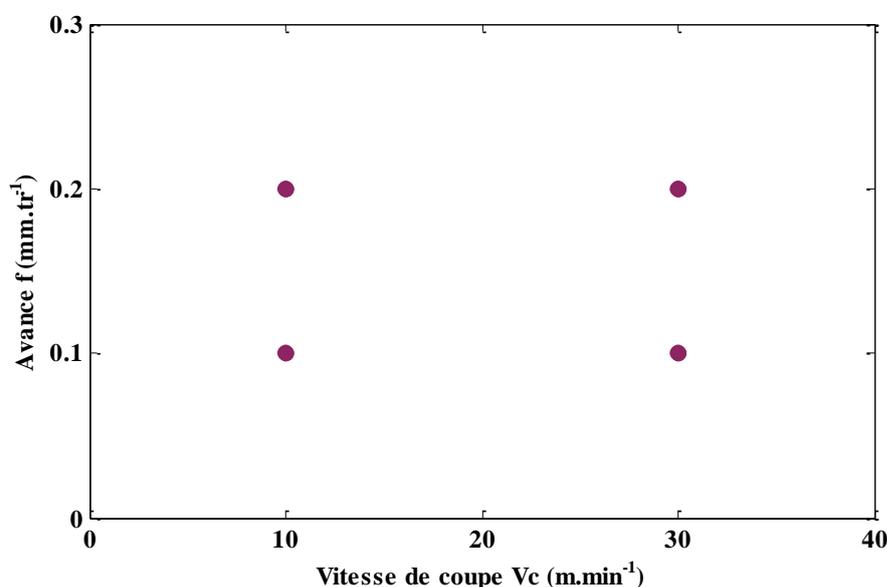


Figure 5.11 - Plan d'essais.

Outil	Foret non revêtu SECO SD203A-11.9-36-12R1-T
Type d'usinage	À sec
Vitesse de coupe V_c	10 et 30 m.min ⁻¹
Avance f	0.1 mm.tr ⁻¹ et 0.2 mm.tr ⁻¹
Épaisseur percée	20 mm

Table 5.B - Résumé des conditions d'essais.

5.2.4. Résultats et analyse

5.2.4.1. Analyse des mesures de températures

La Figure 5.12 montre le cas typique de courbe de température mesurée avec le système. Cette courbe peut être divisée en 4 étapes de perçage. La première étape (①) est la mesure de la température à vide avant perçage durant laquelle la température ambiante est mesurée. Puis à partir de l'entrée en matière jusqu'au débouchage des listels, la montée en température correspond au perçage en pleine matière (②). Un changement d'allure de la courbe est observé aux environs de 40 secondes d'acquisition. Ce changement est dû au perçage en fin de plaque. Ce phénomène sera expliqué plus en détails dans le paragraphe 5.2.4.2. La troisième étape (③) correspond à la remonté du foret. Celle-ci est effectuée avec une avance quatre fois plus rapide que l'avance nominale de perçage. Enfin, la quatrième étape correspond à une longue période d'attente (environ deux minutes) afin de laisser le foret retourner à température ambiante avant la réalisation d'un nouvel essai.

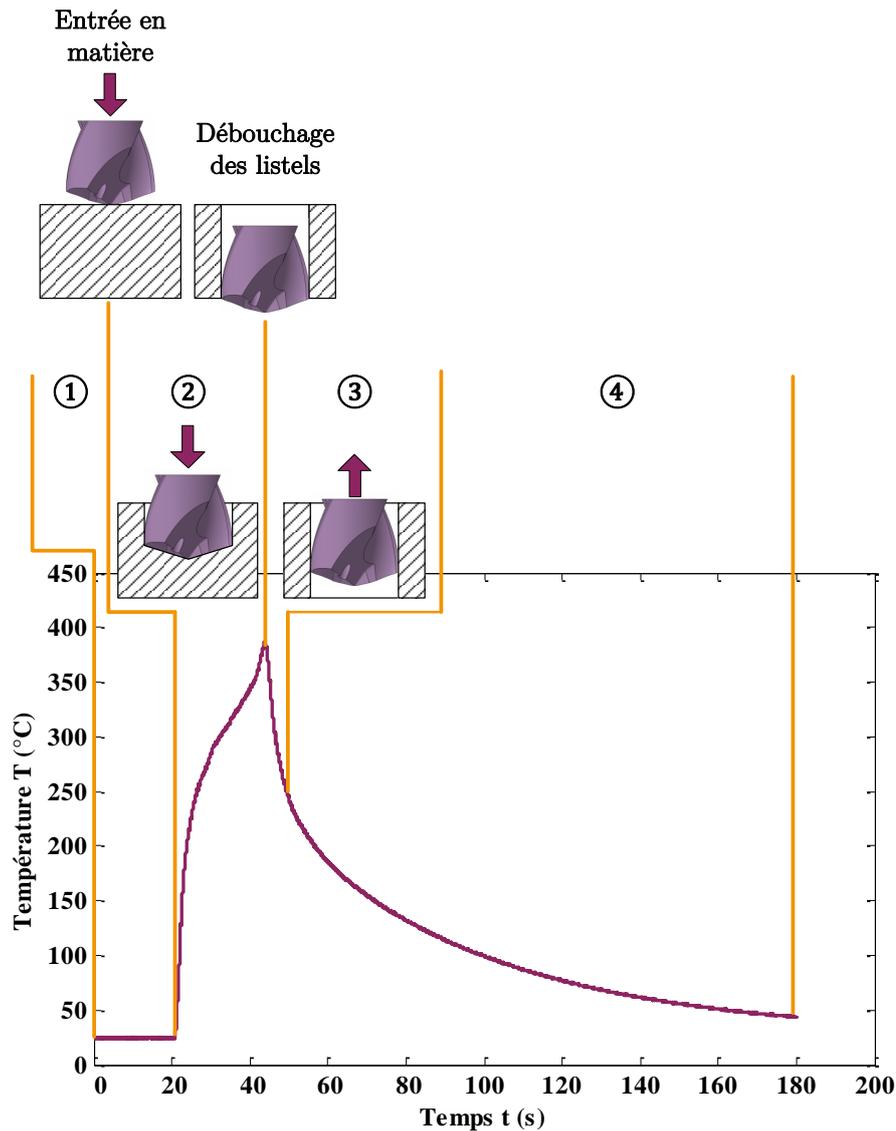


Figure 5.12 - Description de la mesure de température en fonction des différentes étapes du perçage.

Les Figures 5.13 et 5.14 présentent les résultats des températures mesurées pour chaque condition de coupe sur le bec (TC_{bec}) et la pointe de l'outil (TC_{pointe}) dans le cas des différents matériaux. Concernant les mesures de température sur le bec de l'outil (Figure 5.13), les résultats montrent que pour une vitesse de coupe de $10 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$, les températures atteignent des valeurs de l'ordre de 380 °C quel que soit le matériau. L'augmentation de la vitesse de coupe entraîne une augmentation importante de la température, celle-ci pouvant atteindre des valeurs supérieures à 500 °C lorsque la vitesse de coupe est de $30 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$. En revanche l'avance n'a pas d'influence sur l'augmentation des températures de coupe. En effet, en doublant l'avance, la température maximale mesurée est identique. Bien que celle-ci ne joue pas un rôle important concernant l'augmentation de la température, elle joue un rôle essentiel sur la vitesse de chauffage. En effet, pour une même vitesse de coupe, la même température maximale est atteinte deux fois plus rapidement quand l'avance est doublée. Cela est amplifié lorsque la vitesse de coupe augmente puisque la vitesse d'avance V_f est fonction de la vitesse de coupe. L'impact de l'avance est donc importante car plus celle-ci est importante plus la température sera atteinte rapidement.

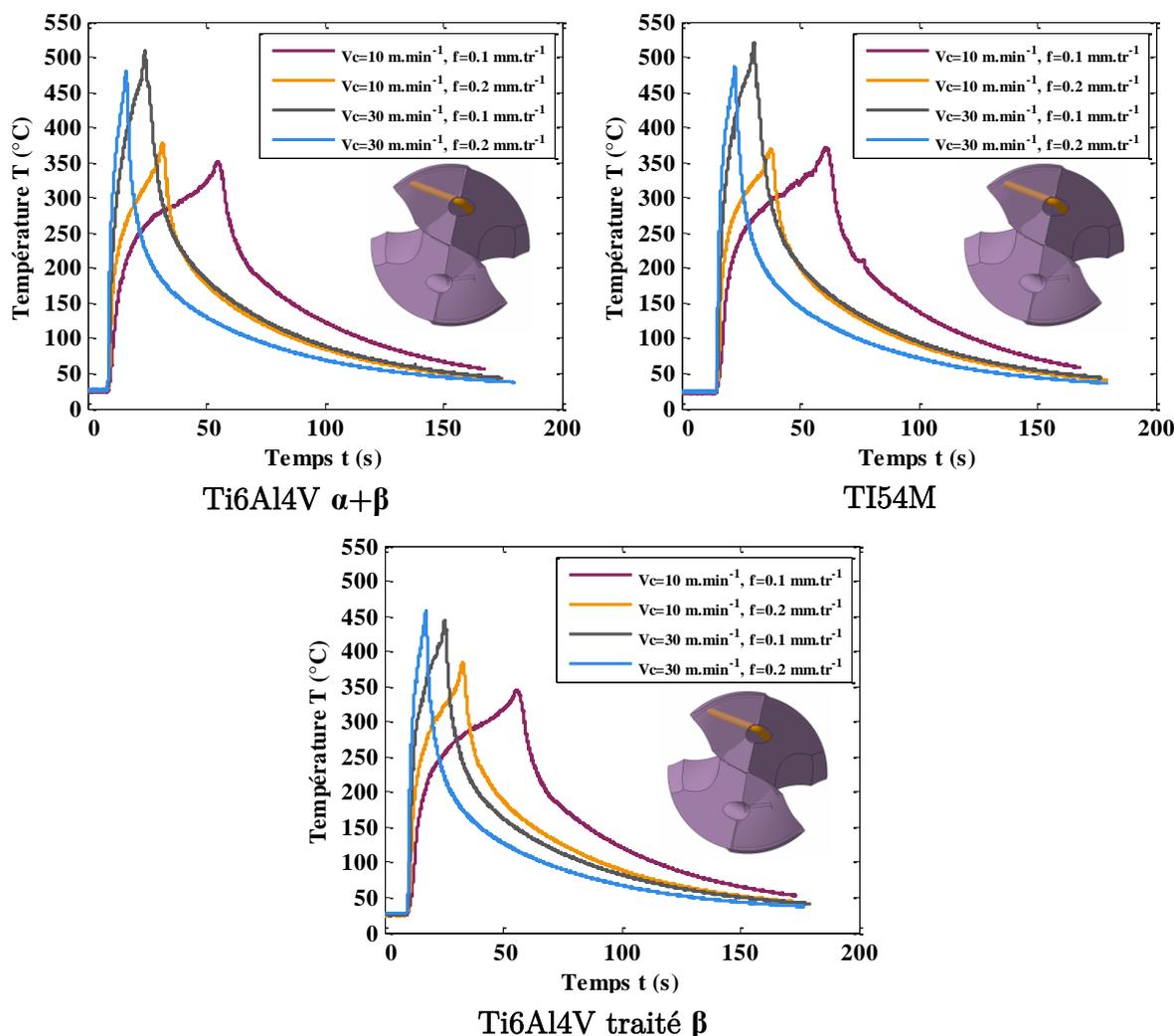


Figure 5.13 - Comparaison des températures de coupe mesurées sur le bec pour les différentes conditions de coupe.

La Figure 5.14, quant à elle, présente les résultats des mesures réalisées sur la pointe de l'outil. Néanmoins les mesures n'ont pu être réalisées que pour le Ti54M et le Ti6Al4V $\alpha+\beta$. En effet les essais sur Ti6Al4V traité β ont été réalisés en dernier et le contact du thermocouple situé sur la pointe avec le carbure a été perdu. Il n'a pas été possible de mesurer de température pour cette position. La perte de contact du thermocouple n'est pas due à un mouvement du thermocouple puisque celui-ci était fixé au fond du trou avec une colle supportant des températures supérieures à 1100 °C. Par contre, le thermocouple était composé de deux fils, chacun protégé par une gaine en téflon comme le montre la Figure 5.6. Les fils sont dénudés sur 0.1 mm environ afin de garantir que le contact ne se fasse qu'au fond du trou. Malheureusement, la température maximale supportée par la gaine en téflon est bien inférieure ($T_{\max} = 250$ °C) aux températures mesurées (380 °C – 500 °C). La durée de vie de la gaine est alors très courte. L'hypothèse avancée ici, est que la gaine téflon flue entre le carbure et les fils et ainsi empêche le contact électrique et donc la mesure.

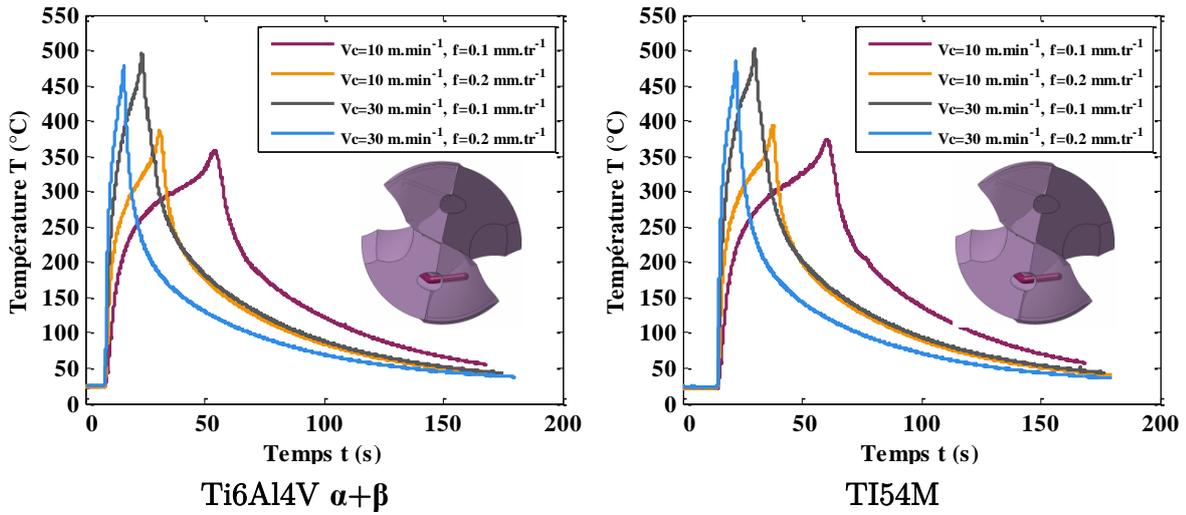


Figure 5.14 - Comparaison des températures de coupe mesurées sur la pointe pour les différentes conditions de coupe.

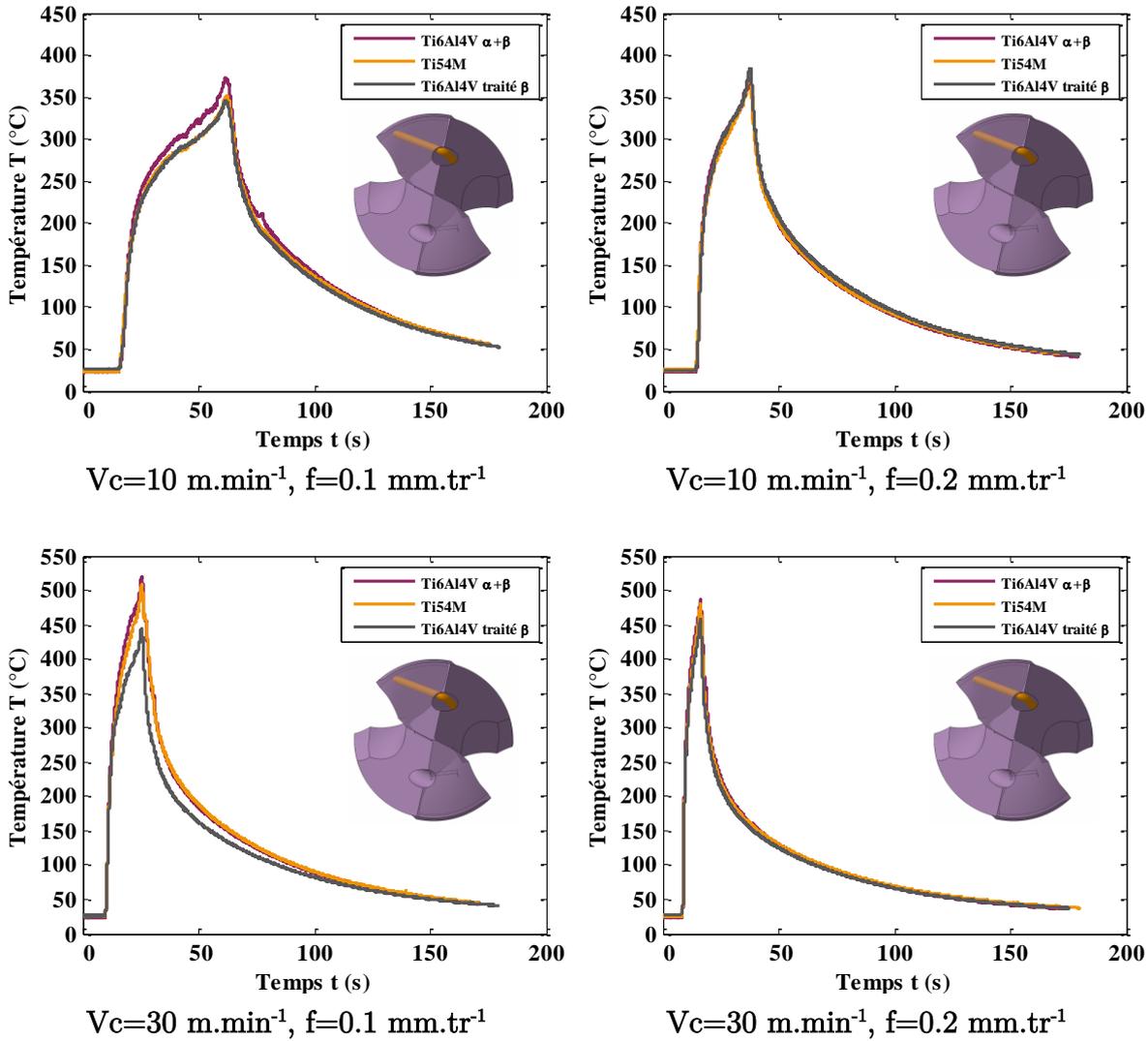


Figure 5.15 - Comparaison des températures de coupe (bec) entre les trois matériaux pour chaque condition de coupe.

Bien que la température n'ait pas pu être mesurée pour le Ti6Al4V traité β , celle-ci peut être estimée grâce aux deux autres matériaux. En effet comme le montre la Figure 5.15, sur laquelle est présentée une comparaison des matériaux pour chaque condition de coupe, aucune différence significative n'est à noter. En effet quelles que soient les conditions de coupe, les courbes de température pour les trois matériaux sont semblables. Les écarts, en pourcentage, de température sur la plage de mesure comprise entre l'entrée en matière (Étape ①) et le débouchage des listels (Étape ②) sont récapitulés dans la Table 5.C. En moyenne, l'écart est de 5%, excepté pour l'essai ayant une vitesse de coupe de 30 m.min⁻¹ et une avance de 0.1 mm.tr⁻¹, pour lequel l'écart est de 8 à 12 % entre les deux premiers matériaux et le Ti6Al4V traité β . Cet écart reste convenable mais aux vues des résultats globaux, la mesure de température pour ce matériau et ces conditions de coupe ne semble pas pertinente. Cet essai étant l'avant dernier, il est possible que le thermocouple TC_{bec} ait commencé à devenir défaillant, tout comme l'a été le thermocouple TC_{pointe} pour les essais dans le Ti6Al4V traité β . Concernant les températures maximales présentées dans la Table 5.D, là encore, l'écart de température est compris entre 6 à 8 %. Il est donc de supposer que si la température de la pointe de l'outil avait été mesurée dans le cas du perçage du Ti6Al4V traité β celle-ci aurait été similaire aux deux autres matériaux dont les résultats des températures mesurées sur la pointe sont présentés sur la Figure 5.16.

Ecart (%)	Vc = 10 m.min ⁻¹ , f = 0.1 tr.min ⁻¹	Vc = 10 m.min ⁻¹ , f = 0.2 tr.min ⁻¹	Vc = 30 m.min ⁻¹ , f = 0.1 tr.min ⁻¹	Vc = 30 m.min ⁻¹ , f = 0.2 tr.min ⁻¹
Ti6Al4V $\alpha+\beta$ / Ti54M	4	1	4	3
Ti6Al4V $\alpha+\beta$ / Ti6Al4V traité β	5	1	12	6
Ti54M / Ti6Al4V traité β	1	0	8	3

Table 5.C –Écart de température mesurée sur la plage de mesure située entre l'entrée en matière et le débouchage des listels (Étape ②) pour le thermocouple TC_{bec}.

T _{max} (°C)	Vc = 10 m.min ⁻¹ , f = 0.1 tr.min ⁻¹	Vc = 10 m.min ⁻¹ , f = 0.2 tr.min ⁻¹	Vc = 30 m.min ⁻¹ , f = 0.1 tr.min ⁻¹	Vc = 30 m.min ⁻¹ , f = 0.2 tr.min ⁻¹
Ti6Al4V $\alpha+\beta$	372	369	520	487
Ti54M	351	377	508	481
Ti6Al4V traité β	345	385	445	458

Table 5.D - Températures maximales mesurées pour le thermocouple TC_{bec}.

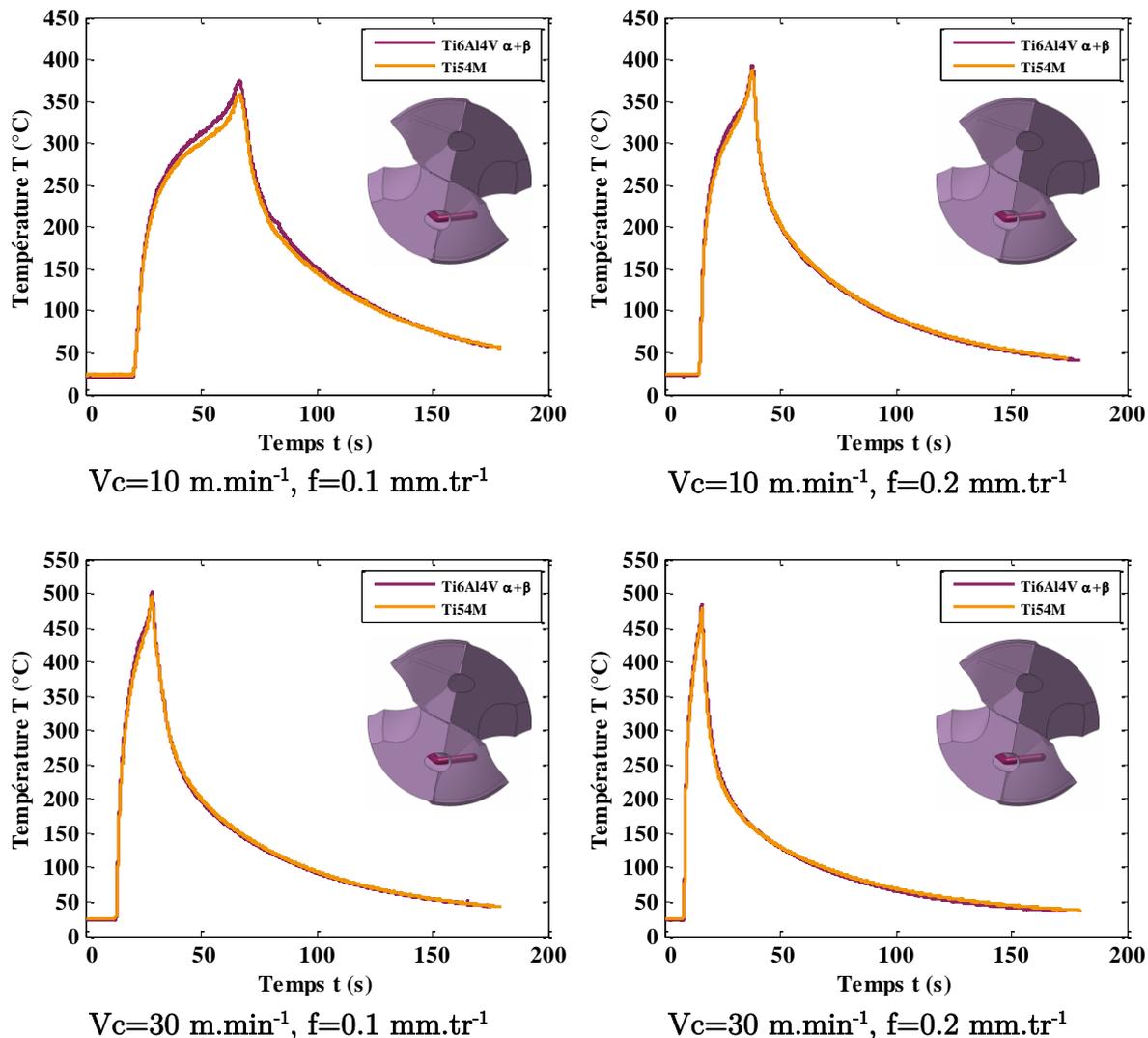


Figure 5.16 - Comparaison des températures de coupe (pointe) entre les deux matériaux pour chaque condition de coupe.

L'autre point à noter est la similarité des mesures entre le thermocouple placé sur la pointe de l'outil (TC_{pointe}) et celui placé proche du bec (TC_{bec}). La Figure 5.17 montre les températures mesurées par les deux thermocouples dans le cas du perçage du Ti54M avec une vitesse de coupe de 10 m.min^{-1} et d'une avance de 0.2 mm.tr^{-1} . Les températures pour les deux thermocouples sont très analogues avec un écart moyen de 2 % pour la plage de mesure située entre l'entrée en matière (Étape ①) et le débouchage des listels (Étape ②). Les températures maximales atteintes sont de 387 et 377 °C respectivement pour TC_{pointe} et TC_{bec} , soit 3.3 % d'écart. Or d'après la littérature [Ueda et al. 07 ; Bonnet 10], la température est plus importante au niveau des becs car la vitesse de coupe est plus grande. Néanmoins dans le cas de Ueda, la fibre optique mesure la température directement sur l'arête de coupe et non plusieurs millimètres derrière, la mesure est donc ponctuelle et proche de la source de chaleur. Dans le cas de Bonnet, celui-ci montre ce résultat dans sa thèse à travers une simulation 2D COMSOL sur une arête rectiligne. Dans le cas de la présente étude, l'arête curviligne et la complexité du foret ne permettent pas de placer les thermocouples de la même manière. En effet, la variation des angles de coupe et de dépouille étudiés dans le chapitre 2 montre qu'un faible angle de taillant β est présent au niveau du bec (45°) pour le thermocouple TC_{bec} tandis

que pour le thermocouple TC_{pointe} , le taillant est de 65° . Ainsi le thermocouple TC_{bec} n'est pas placé à la même distance de l'arête de coupe et des différentes faces de l'outil comme le confirment les mesures de la Figure 5.6. De plus, le thermocouple effectue une mesure ponctuelle non pas en pointe de l'arête de coupe mais à l'endroit où il est placé. La mesure réalisée par celui-ci est le résultat du flux de chaleur global apporté par l'ensemble de l'arête de coupe. Une simulation numérique serait le meilleur moyen pour avoir une cartographie thermique du foret en fonction des résultats obtenus dans cette étude et ainsi de pouvoir connaître la température sur l'arête de coupe. Cette perspective fait actuellement l'objet de la rédaction d'un papier collaboratif proposé dans le CIRP Annal Manufacturing 2017 avec le professeur Lazoglu de l'université de Koç à Istanbul.

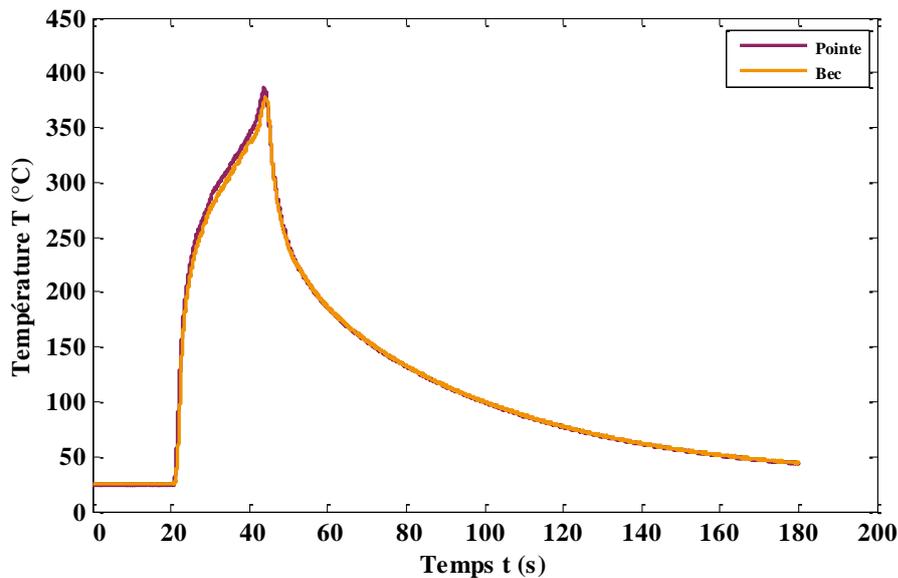


Figure 5.17 – Comparaison des températures mesurées sur la pointe et le bec de l'outil (Ti54M, $V_c = 10 \text{ m.min}^{-1}$, $f = 0.2 \text{ mm.tr}^{-1}$)

5.2.4.2. Analyse du changement de pente des courbes

Comme cela a été décrit lors de l'analyse de la campagne d'essais (paragraphe 5.2.4.1), une brusque montée de la température apparaît lorsque le foret débouche de la plaque. Pour tenter de comprendre d'où provient ce phénomène, une expérimentation a été mise en place. Son principe est décrit sur la Figure 5.18. Le premier essai (Essai n°1) consiste à percer un trou débouchant comme cela a été le cas pour la campagne d'essais précédente. Dans un second temps, un trou est percé sans déboucher, 0.2 mm de matière est laissée entre la pointe du foret et le bas de la plaque (Essai n°2). Enfin le troisième essai consiste à venir percer un trou non débouchant dans une pièce massive (Essai n°3). Les trois essais ont été réalisés dans le Ti54M avec une vitesse de coupe de 10 m.min^{-1} et une avance de 0.2 mm.tr^{-1} .

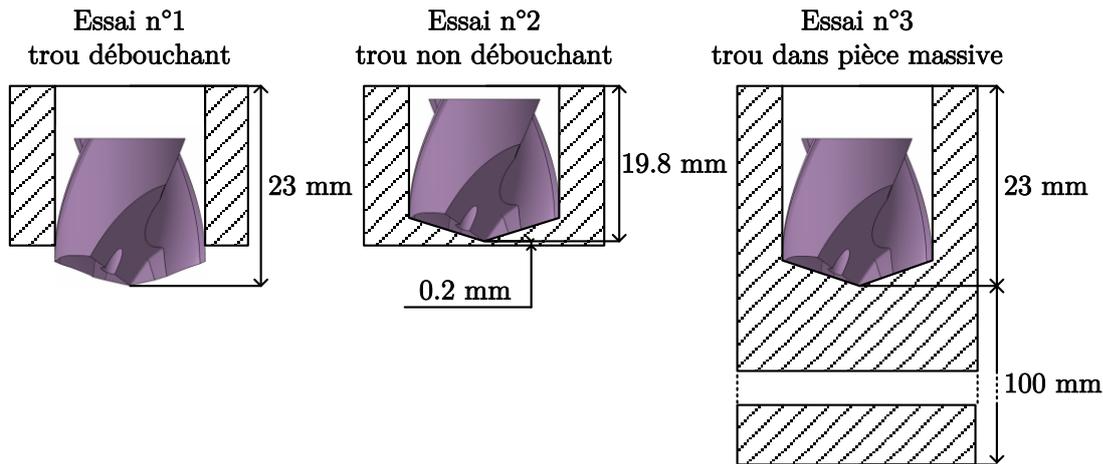


Figure 5.18 – Configurations de perçage pour la compréhension de la thermique en fin de perçage.

Les résultats de ces trois essais sont comparés sur la Figure 5.19. La différence entre les trois essais est très claire. En effet alors qu'il est possible de voir le changement de pente lors du premier essai, celui-ci apparaît bien moins nettement sur le second essai non débouchant. Dans le cas d'un perçage dans une pièce massive, l'augmentation finale de la température a totalement disparu. Ainsi, le changement de pente en fin de perçage est dû à la sortie du foret. Il faut noter qu'un trou débouchant entraîne une hausse de température de $38\text{ }^{\circ}\text{C}$ dans le cas de ces essais. En effet la température maximale atteinte est de $410\text{ }^{\circ}\text{C}$ pour un trou débouchant tandis qu'à la même position la température n'est que de $372\text{ }^{\circ}\text{C}$ pour un trou dans une pièce massive. La valeur de température maximale atteinte par le trou percé dans une pièce massive est de $381\text{ }^{\circ}\text{C}$ après 23 mm de profondeur, ce qui est encore bien plus faible que la valeur maximale atteinte par le trou débouchant.

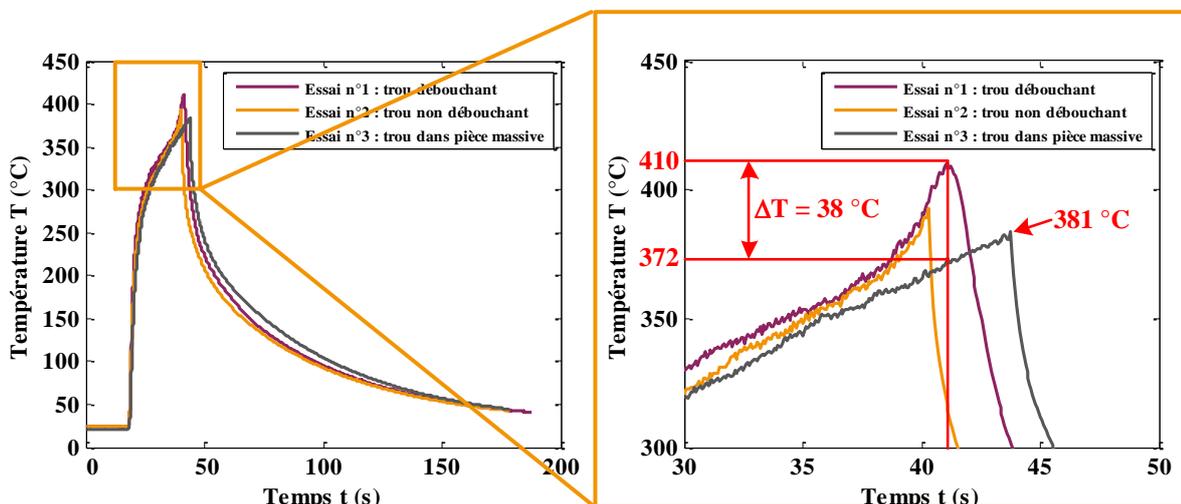


Figure 5.19 - Comparaison des trois types de perçage (Ti54M , $V_c = 10\text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$, $f = 0.2\text{ mm}\cdot\text{tr}^{-1}$).

Deux hypothèses peuvent être avancées pour expliquer le phénomène présent ici. La première provient du fait que lorsque le foret arrive en fin de perçage, le bas de la plaque agit comme un effet de bord. La chaleur dégagée durant le perçage et qui diffusait dans la pièce arrive en fin de pièce, elle ne peut donc plus se dissiper et provoque la hausse soudaine de la température. La seconde explication est due au fait qu'à la fin du perçage, la matière ne se coupe plus, elle est plutôt déformée plastiquement pour former une capsule. La déformation

élastique associée au frottement du foret sur cette capsule entraîne également une hausse de la température. La hausse soudaine de la température en fin de perçage peut donc alors être la cause de l'oxydation de la face de dépouille des forets qui a été observée et présentée dans la Table 2.A du chapitre 2.

Le pic de température observé peut donc être dû à l'une ou l'autre des hypothèses voire à l'association des deux. Pour tenter de comprendre ce phénomène il serait intéressant dans une étude future, de vérifier si une accumulation de chaleur est observée. Cette étude peut se faire à l'aide de thermocouples insérés dans la pièce, proche de la sortie du trou mais également à l'aide d'une caméra thermique ou de thermocouples mesurant la température sur l'arête du foret comme l'a fait Ramirez [Ramirez et al. 14]. La seconde solution, qui serait la plus intéressante pour vérifier ces hypothèses, serait la mise en place d'une simulation numérique pour modéliser thermiquement la sortie du trou.

5.3. Conclusion

Ce chapitre a permis de mettre plus en lumière l'importance des températures de coupe lors du perçage à sec des alliages de titane. Même si les vitesses de coupe sont faibles, les températures mesurées derrière l'arête de coupe sont importantes, celle-ci atteignent des températures supérieures à 400 °C. Ces mesures confirment le risque d'usure par diffusion puisque comme cela a été précédemment mentionné dans le chapitre 4, la diffusion entre le titane et le carbone intervient dès 400 °C [Arvieu et al. 04].

La vitesse de coupe est un facteur très influent sur les températures. Une augmentation de 10 à 30 m.min⁻¹ entraîne une augmentation de plus de 100 °C. En revanche l'avance n'a une influence que sur la rapidité de la montée en température. Elle a peu d'influence sur la température maximale atteinte pour une même vitesse de coupe donnée.

Les températures de coupe pour les trois matériaux sont identiques quelles que soient les conditions de coupe utilisées. Ceci est compréhensible puisque les caractéristiques mécaniques et thermiques des trois matériaux présentées dans le chapitre 1 ne présentaient pas de différences. Les chapitres précédents ont également montré que les efforts de coupe sont identiques pour les trois matériaux.

Bien que les mesures soient intéressantes, celle-ci restent des mesures globales assez éloignées de l'arête de coupe. Elles ne permettent pas de connaître précisément la mesure en un point précis sur l'arête de coupe. Néanmoins elles permettent de faire une analyse qualitative de la température durant l'opération de perçage. Pour connaître précisément la température sur l'arête de coupe, il serait intéressant de valider ces résultats avec une modélisation. Cette perspective fait actuellement l'objet de la rédaction d'un papier collaboratif proposé dans le CIRP Annal Manufacturing 2017 avec le professeur Lazoglu de l'université de Koç à Istanbul.

Chapitre 6

Lois de comportement et modélisation

Sommaire

6.1.	Introduction.....	147
6.2.	Loi de plasticité	149
6.2.1.	Procédure expérimentale.....	149
6.2.2.	Détermination de la loi de plasticité.....	151
6.2.3.	Conclusion	161
6.3.	Loi d'endommagement	161
6.3.1.	Détermination de la loi d'endommagement	162
6.3.2.	Conclusion	172
6.4.	Modélisation de l'usinage.....	173
6.4.1.	Présentation du modèle	173
6.4.2.	Validation du modèle.....	176
6.4.3.	Analyse des différentes configurations	177
6.5.	Conclusion	179

6.1. Introduction

L'utilisation des alliages de titane est en pleine expansion. En effet, leur bonnes propriétés mécaniques et leur bonne résistance à la corrosion leurs permettent d'être utilisés dans de nombreux domaines comme pour les environnements sous-marin, l'automobile et l'aéronautique dans lequel ils sont très utilisés, notamment dans le cas des empilages avec des matériaux composites. Néanmoins l'émergence de ces nouveaux matériaux soulève de nouvelles problématiques par rapport à leur mise en forme. Leurs pauvres propriétés thermiques (matériaux réfractaires) nécessitent de réaliser de nombreux essais afin d'optimiser leur production. Ces essais ont un coût non négligeable pour les entreprises. Afin de minimiser ces coûts tout en réussissant à avoir une compréhension des mécanismes de coupe et plus particulièrement des mécanismes de formation du copeau, l'utilisation de la simulation est alors nécessaire.

Le choix du modèle matériau utilisé est un compromis entre un modèle qui reflète le mieux son comportement et la facilité à identifier le modèle avec un nombre réduit d'essais ainsi que

la facilité d'implémentation dans le code de calcul. Il existe alors trois types de modèle de comportement : les modèles empiriques, les modèles semi-empiriques et les modèles physiques. Les modèles physiques, tels que les modèles de Bergström [Bergström et al. 71], Kocks [Kocks 76] et Brown [Brown et al. 89], sont les plus difficiles à implémenter car ils reflètent les variables internes du matériau qui sont difficilement identifiables (densité de dislocation, vecteur de Burger, microstructure, etc.). Ces modèles sont d'autant plus compliqués à utiliser que leur implémentation dans les logiciels de calcul est très complexe. Les modèles semi-empiriques sont basés quant à eux sur la physique des matériaux (dislocations) tout en gardant une formulation simple comme les modèles empiriques. L'un des modèles les plus populaires, qui est très couramment utilisé dans la modélisation de la mise en forme des matériaux, est le modèle de Zerilli-Armstrong [Zerilli et al. 87] ainsi que ses variantes [Samantaray et al. 09 ; Zhan et al. 14]. Dans le cas des modèles empiriques, le modèle de Johnson-Cook [Johnson et al. 83] est le plus couramment utilisé pour la simulation des procédés de mise en forme. Ce modèle permet de tenir compte de l'effet d'écroutissage ainsi que de l'effet de la vitesse de déformation et de la température. Le modèle de Johnson-Cook est utilisé sous sa forme standard mais certains chercheurs l'utilisent sous une forme modifiée. Calamaz simule l'usinage du Ti6Al4V en utilisant la loi de Johnson-Cook modifiée par Coupard appelée également loi TANH [Calamaz et al. 08]. Cette loi permet de tenir compte de l'adoucissement thermique qui existe durant l'usinage. Andrade [Andrade et al. 94], quant à lui, modifie la loi de Johnson-Cook afin de tenir compte de l'adoucissement thermique dû à la recristallisation. Pour ce faire, il modifie le terme de température afin d'intégrer le travail de la déformation à travers un terme d'augmentation de température adiabatique.

Une liste non exhaustive d'études traite des lois de comportement et de la simulation des procédés de mise en forme. Pour obtenir une bibliographie plus complète sur ces deux domaines, il convient de se référer, notamment à la thèse d'Anis Hor [Hor 11]. Dans le cadre de cette thèse, une étude approfondie des lois de comportements ainsi que la simulation des procédés d'usinage et de forgeage a été menée. Hor a notamment comparé un grand nombre de modèles de la bibliographie. Ces différents modèles ont été implémentés dans une simulation numérique d'usinage afin d'être comparés entre eux et d'être confrontés à des essais expérimentaux. Hor conclue alors que les modèles physiques sont les plus représentatifs de la réalité néanmoins ces modèles restent difficilement identifiables. Les modèles empiriques type Johnson-Cook sont alors un bon compromis. Il conclue également que l'identification de la loi de Johnson-Cook à partir d'essais de cisaillement sur éprouvettes chapeau améliore la précision des simulations numériques du procédé d'usinage et notamment au niveau des grandeurs locales tels que les champs de déformation ou de température.

L'étude du comportement à travers la loi de J-C ainsi que la simulation de l'usinage de cet alliage ont fait l'objet d'une multitude de travaux. En revanche peu de papiers traitent du Ti54M et du Ti6Al4V traité β alors que ces deux matériaux sont également répandus dans l'industrie aéronautique. En effet le Ti54M a été largement étudié concernant son usinabilité en tournage [Armendia et al. 10 ; Khanna et al. 12], mais aucun article ne porte sur la loi de comportement de ce matériau. Seules quelques études s'intéressant au comportement hyperplastique du Ti54M [Gudipati et al. 13 ; Kosaka et al. 16] sont recensées dans la littérature.

Ce chapitre tentera de combler ce manque en étudiant ces matériaux et en proposant une identification de leur comportement. Pour obtenir ces résultats, deux stages de master recherche ont été mis en appui de la thèse. Le premier stage, réalisé par Ichraf Boulaabi [Bou-

laabi 15], a été mis en place dans le cas de la détermination de la loi de plasticité des trois matériaux. Le second stage, réalisé par Atef Hafsi [Hafsi 16], a permis de mettre en place des simulations numériques de l'usinage avec les comportements identifiés pour les matériaux étudiés.

6.2. Loi de plasticité

6.2.1. Procédure expérimentale

Le but de cette étude est de déterminer une loi de plasticité qui servira à la simulation de l'usinage. Comme cela a été discuté dans le chapitre 2, la formation du copeau est un phénomène complexe sur lequel les scientifiques s'opposent quant aux mécanismes thermomécaniques mis en jeu. Récemment Pottier [Pottier et al. 14] a montré que la formation du copeau était une combinaison de contraintes de cisaillement et de contraintes de compression. La combinaison de ces deux types de contraintes requiert de déterminer la loi de plasticité en compression et en cisaillement à l'aide respectivement d'éprouvettes cylindrique et chapeau. Dans ce but, les expérimentations ont été réalisées sur une Gleeble® 3500 permettant de réaliser des essais mécaniques à hautes températures et à grandes vitesses de déformation comme le montre la Figure 6.1. Les capacités de la machine permettent d'atteindre des vitesses de chauffage de l'ordre de $10\,000\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$, une force maximale de 100 kN et une vitesse de déplacement de $1\text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$. Les dimensions des éprouvettes cylindriques utilisées ici sont un diamètre de $\text{Ø}6\text{ mm}$ et une longueur L de 9 mm tandis que les dimensions de l'éprouvette chapeau sont fournies sur la Figure 6.2.

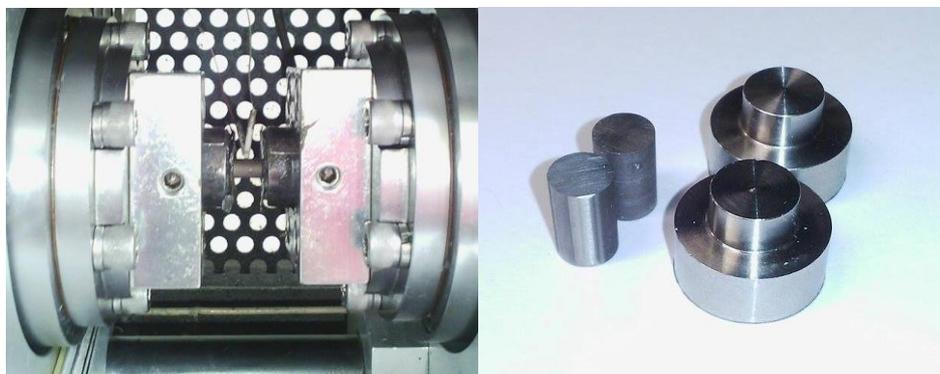


Figure 6.1 –Montage expérimental – (a) Moyeu d'essai – (b) Éprouvettes cylindrique et chapeau.

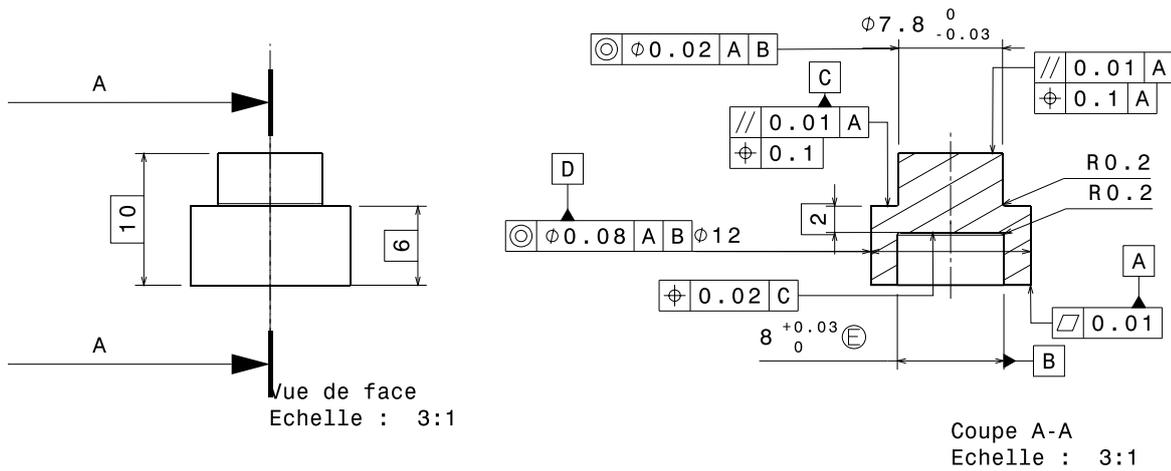


Figure 6.2 - Dessin de définition des éprouvettes chapeaux.

Les essais ont été réalisés sous vide à différentes températures et vitesses de déformation. Le plan d'essais est fourni sur la Figure 6.3. La particularité des éprouvettes chapeaux réside dans le fait que la bande de cisaillement est très localisée. En effet, le cisaillement se produit à la jonction des deux parties cylindriques. Grâce à cela, la vitesse de déformation dans la zone cisailée est 10 fois supérieure à la vitesse de déplacement des mors (avec une vitesse de 1 m.s^{-1} on peut atteindre alors des vitesses de 10^{-4} s^{-1}). C'est pourquoi, il est possible de réaliser des essais à plus grande vitesse de déformation que pour les éprouvettes cylindriques.

Chaque essai présenté sur la Figure 6.3 a été réalisé trois fois afin de vérifier la répétabilité des essais. Le nombre total d'essais réalisés sur les trois matériaux est de 162. Le nombre d'essais étant extrêmement important, la première série d'essais de compression réalisée sur notre alliage Ti6Al4V $\alpha+\beta$ a été comparée aux essais réalisés par Tarek Bouchnak lors de sa thèse [Bouchnak 10]. Les essais de Bouchnak ont été réalisés avec le même dispositif expérimental (même laboratoire). Il s'est avéré que les résultats sont similaires comme le montre la Figure 6.4. Le comportement de l'alliage de l'étude est donc identique à celui utilisé par Tarek Bouchnak. Afin de réduire le nombre d'essais, le comportement de l'alliage Ti6Al4V $\alpha+\beta$ sera celui déterminé dans la thèse de Bouchnak [Bouchnak 10]. Ainsi seules les lois de plasticité du Ti54M et du Ti6Al4V traité β ont été identifiées.

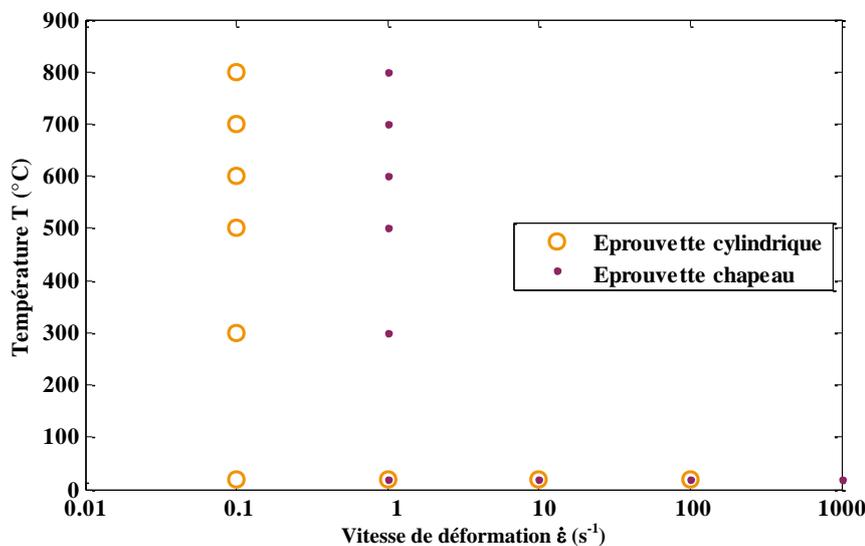


Figure 6.3 - Plan d'essais.

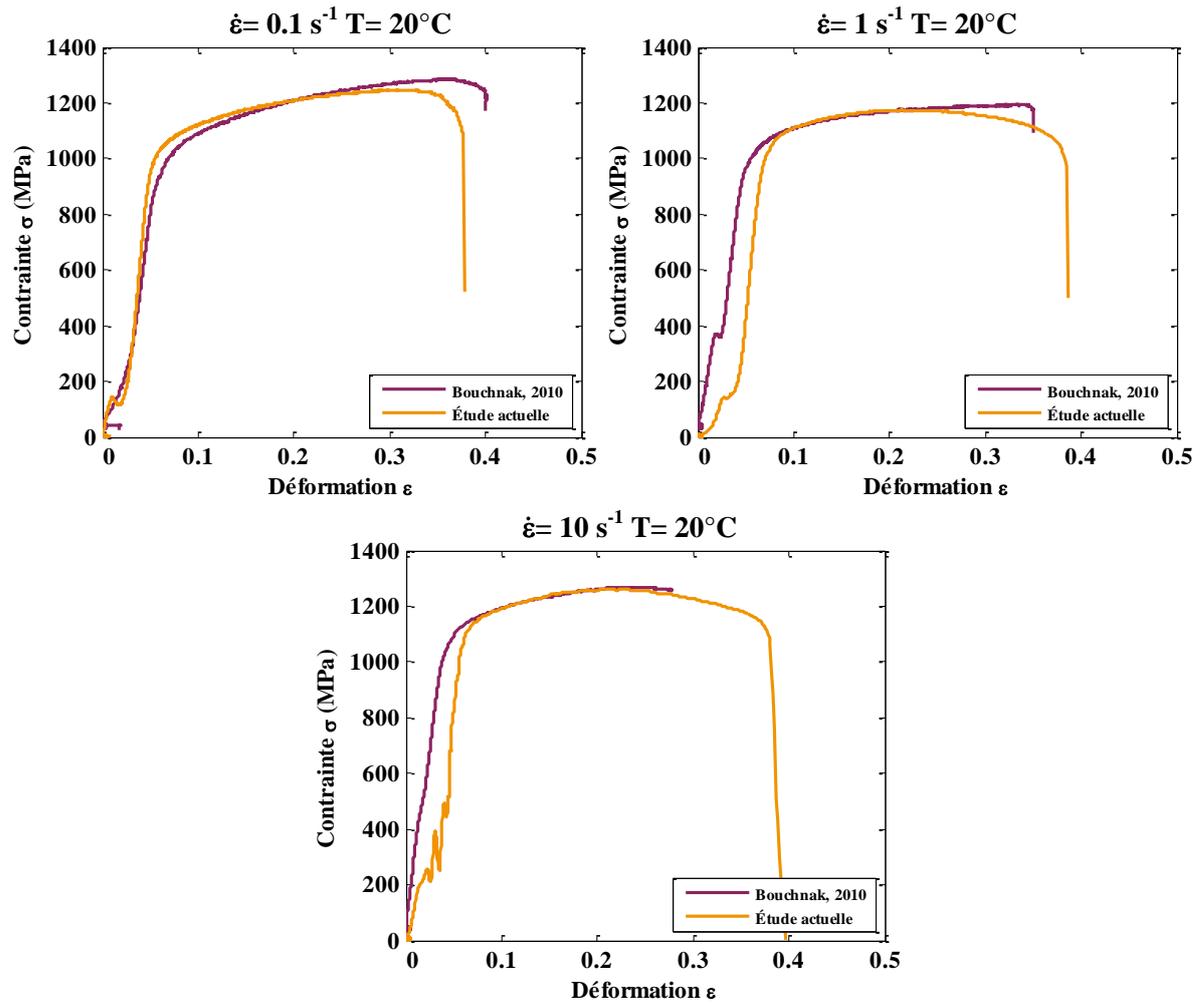


Figure 6.4 - Comparaison des essais de compression réalisés par Bouchnak [Bouchnak 10] et ceux de l'étude actuelle dans le cas du Ti6Al4V $\alpha+\beta$.

6.2.2. Détermination de la loi de plasticité

La simulation numérique de la coupe proposée dans cette étude s'appuiera sur la formulation classique de la loi de Johnson-Cook définie par l'équation (Eq. 6-1).

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n) \left(1 + C \cdot \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right) \left(1 - \left(\frac{T - T_a}{T_m - T_a} \right)^m \right) \quad (\text{Eq. 6-1})$$

Où :

- $(A+B^n)$ correspond à la sensibilité à l'écroutissage :
 - A : Limite d'élasticité (MPa);
 - B (MPa) et n : Paramètres d'écroutissage du matériau.

- $\left(1 - \left(\frac{T-T_a}{T_f-T_a}\right)^m\right)$ traduit la sensibilité à l'adoucissement thermique
 - m : Paramètre traduisant la sensibilité du matériau à la température ;
 - T_a : Température de référence (Température ambiante)(°C) ;
 - T_f : Température de fusion du matériau (°C).
- $\left(1 + C \cdot \ln\left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0}\right)\right)$ traduit la sensibilité à la viscosité
 - C : Paramètre traduisant la sensibilité du matériau à la vitesse de déformation ;
 - $\dot{\epsilon}_0$: Vitesse de déformation de référence (s^{-1}).

Les paramètres A , B , n , m et C sont les paramètres à déterminer dans l'ordre dans lequel ils sont cités. Les autres paramètres sont fixés et leurs valeurs dans le cas de cette étude sont données dans la Table 6.A

T_a	25°C
T_f	1655°C
$\dot{\epsilon}_0$	0.1 s^{-1}

Table 6.A – Paramètres de référence.

6.2.2.1. Compression

Identification des paramètres A , B et n

L'identification des trois premiers paramètres se fait grâce à l'essai de compression à température et vitesse de déformation de référence ($T = 25 \text{ °C}$ et $\dot{\epsilon}_0 = 0.1 \text{ s}^{-1}$). Les résultats expérimentaux ainsi que l'identification des paramètres pour les deux matériaux sont présentés sur la Figure 6.5. Les résultats expérimentaux pour les deux matériaux sont très similaires tant en terme de contrainte d'écoulement qu'en déformation. Le comportement à l'écroutissage est donc similaire. Les paramètres A , B et n ont été identifiés à l'aide du logiciel Origin® et de l'algorithme de Levenberg-Marquardt afin d'ajuster les valeurs des paramètres dans la procédure itérative d'identification. Les valeurs déterminées d'après l'identification, sont fournis dans la Table 6.B.

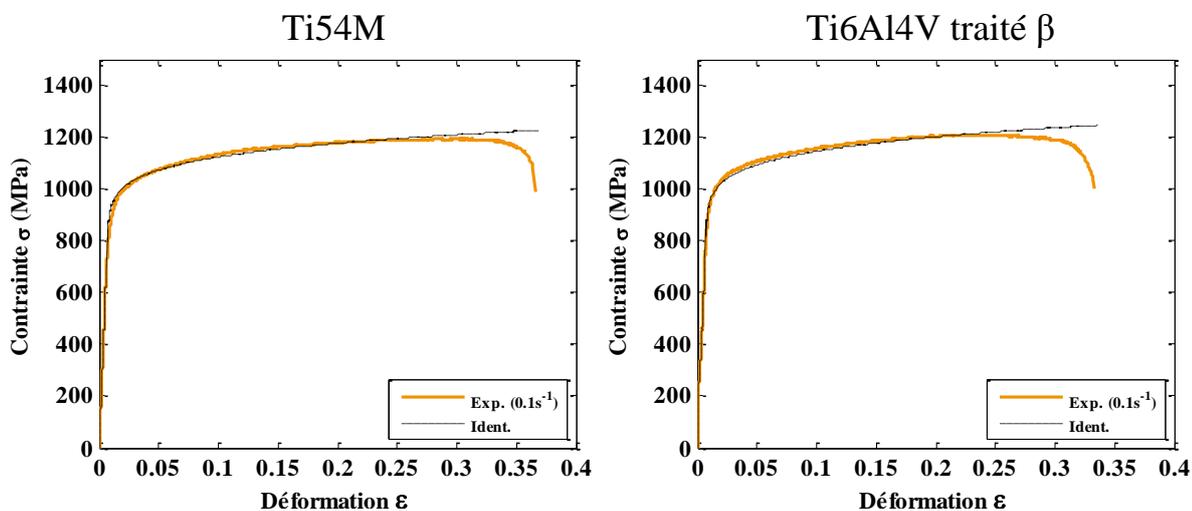


Figure 6.5 - Courbe expérimentale et identifiée pour le Ti54M et le Ti6Al4V traité β ($\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$, $T = 20 \text{ °C}$).

	A (MPa)	B (MPa)	n
Ti54M	690	630	0.156
Ti6Al4V traité β	730	625	0.170

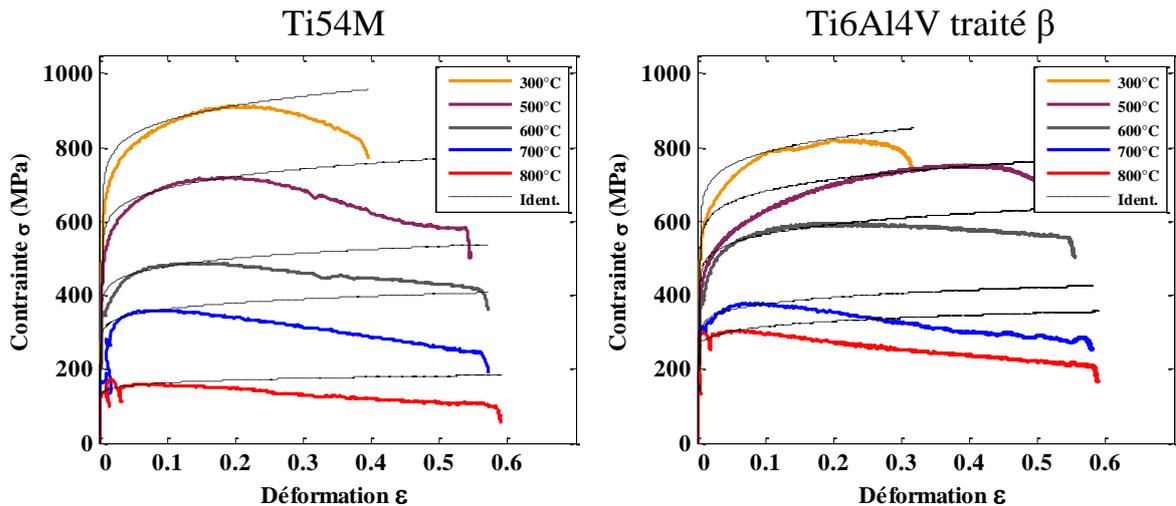
Table 6.B - Coefficients A, B et n des différents matériaux.

Identification du paramètre m

Le quatrième paramètre à identifier est le paramètre m servant à décrire la sensibilité du matériau à l'adoucissement thermique. L'identification du paramètre m se fait à l'aide des essais réalisés à différentes températures et à partir de l'expression (Eq. 4-2) dans laquelle les paramètres A, B et n sont fixés avec les valeurs déterminées précédemment.

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n) \left(1 - \left(\frac{T - T_a}{T_m - T_a} \right)^m \right) \quad (\text{Eq. 6-2})$$

Les résultats expérimentaux ainsi que l'identification des paramètres pour les deux matériaux sont présentés sur la Figure 6.6. La déformation à la rupture est similaire entre les deux matériaux pour un essai à même niveau de température. En revanche des différences très nettes sont visibles sur les deux graphiques de la Figure 6.6 concernant la valeur de la contrainte d'écoulement. La contrainte d'écoulement du Ti54M est beaucoup plus sensible à la température que le Ti6Al4V traité β . Un écart de 800 MPa est observé entre l'essai à 300°C et celui à 800 °C dans le cas du Ti54M tandis que cet écart n'est que de 500 MPa pour le Ti6Al4V traité β . De plus, une décroissance de la contrainte d'écoulement due à l'adoucissement thermique est constatée dès 500 °C dans le Ti54M tandis que cet effet n'apparaît qu'à partir de 600 °C de façon très modérée dans le cas du Ti6Al4V traité β . La diminution de la contrainte d'écoulement en fonction de la température évolue de façon régulière dans le Ti54M, alors qu'un écart important est visible pour le Ti6Al4V traité β entre les températures de 600 °C et 700 °C.

Figure 6.6 – Courbes expérimentales à différentes températures d'essais et identification ($\dot{\varepsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$).

L'identification du paramètre m a été réalisée à l'aide du module de Young correspondant à chaque température d'essai. Les valeurs prises pour le module de Young en fonction de la température proviennent des résultats des essais qui ont été présentés dans le chapitre 1.

Il n'est pas possible d'obtenir un paramètre m global permettant de modéliser un comportement correct à tous les niveaux de température. En effet, le paramètre m doit évoluer avec la température et sa valeur en fonction du niveau de température est donnée dans la Table 6.C. Or la loi de Johnson-Cook ne tient pas compte de l'évolution de m en fonction de la température, c'est pourquoi pour la simulation qui sera réalisée par la suite, un m moyen sera pris. Le choix de prendre la valeur moyenne alors que la formation du copeau se fait à des températures élevées (800 °C) est dû au fait que pour atteindre ces températures, le matériau passe par toutes les configurations de températures étudiées. Le comportement à haute température n'est alors pas valable au début de la simulation. La valeur du paramètre m a été fixée à 0.56 et 0.58 respectivement pour le Ti54M et le Ti6Al4V traité β . Ces résultats confortent ceux obtenus dans le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ et le Ti 555-3 par Germain [Germain et al. 13].

	300 °C	500 °C	600 °C	700 °C	800 °C	$m_{\text{moy.}}$
Ti54M	0.84	0.77	0.53	0.44	0.21	0.56
Ti6Al4V traité β	0.65	0.73	0.65	0.45	0.43	0.58

Table 6.C - Évolution du paramètre m en fonction de la température.

Bien que le paramètre m traduise la sensibilité à l'adoucissement thermique celui-ci ne permet pas de modéliser correctement le comportement du matériau. En effet, la loi de Johnson-Cook est une loi de type puissance or ici la contrainte d'écoulement décroît et il n'est donc pas possible de modéliser cette décroissance. C'est pourquoi par la suite une loi d'endommagement sera identifiée afin de prendre en compte ce phénomène.

Identification du paramètre C

L'identification du paramètre C , caractérisant la sensibilité à la vitesse de déformation, est réalisée de la même manière que précédemment, en tenant compte de l'équation (Eq. 6-3).

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n) \left(1 + C \cdot \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right) \quad (\text{Eq. 6-3})$$

Les résultats sont présentés sur la Figure 6.7. L'ondulation pour l'essai à 100 s⁻¹ dans le cas des deux matériaux n'est pas due à un comportement matériau mais plutôt à l'onde de choc résultant de l'essai à cause de l'importante vitesse de déformation. Contrairement à l'essai de référence et aux essais à différents niveaux de température, la déformation à la rupture est plus faible pour le Ti6Al4V traité β que pour le Ti54M. Concernant la contrainte d'écoulement, celle-ci est du même ordre de grandeur pour les deux matériaux.

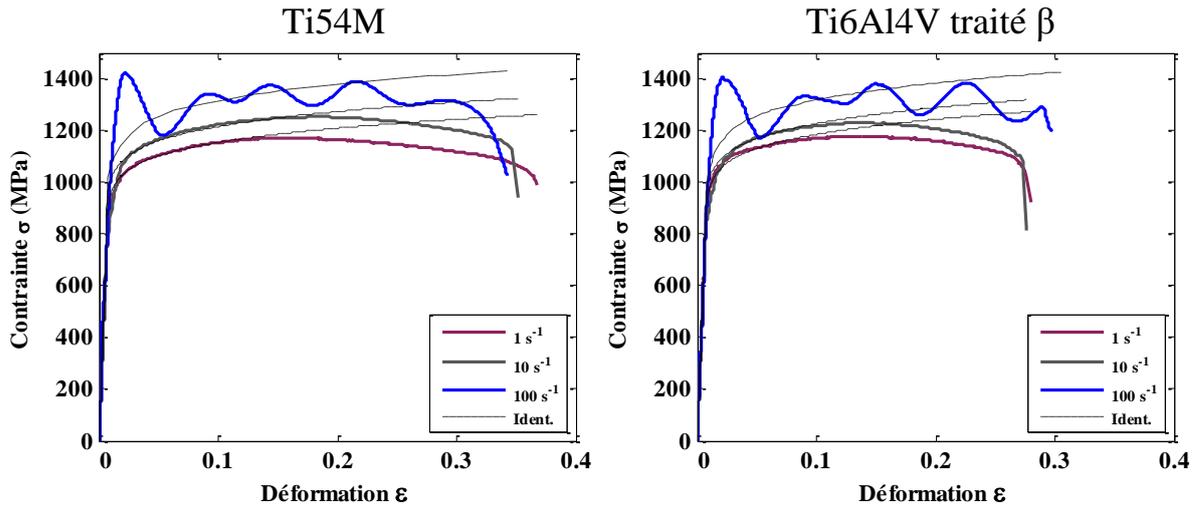


Figure 6.7 - Courbes expérimentales à différentes vitesses de déformation et identification ($T = 20\text{ °C}$).

L'identification du paramètre C a été réalisée pour les différentes vitesses de déformation. La valeur pour chaque vitesse est fournie dans la Table 6.D. La justification du choix d'un paramètre moyen est similaire à la justification donnée pour l'évaluation du paramètre m . Une valeur moyenne de 0.018 et 0.017 respectivement pour le Ti54M et le Ti6Al4V traité β seront utilisées pour la suite de l'étude.

	1 s^{-1}	10 s^{-1}	100 s^{-1}	$C_{\text{moy.}}$
Ti54M	0.012	0.017	0.025	0.018
Ti6Al4V traité β	0.015	0.016	0.022	0.017

Table 6.D - Évolution du paramètre C en fonction de la vitesse de déformation.

L'ensemble des jeux de paramètres déterminés dans le cadre du Ti54M et du Ti6Al4V traité β ainsi que ceux du Ti6Al4V $\alpha+\beta$ tirés des résultats de Bouchnak [Bouchnak 10] sont récapitulés dans la Table 6.E.

	A (MPa)	B (MPa)	n	m	C	$\dot{\epsilon}_0(\text{s}^{-1})$	$T_a\text{ (°C)}$
Ti6Al4V $\alpha+\beta$ [Bouchnak 10]	800	743	0.3	0.7	0.04	0.1	25
Ti54M	690	630	0.156	0.56	0.018	0.1	25
Ti6Al4V traité β	730	625	0.17	0.58	0.017	0.1	25

Table 6.E - Récapitulatif des paramètres de la loi de Johnson-Cook déterminés en compression.

Une comparaison entre l'identification avec un paramètre m variable et un m moyen a été réalisée et est présentée sur la Figure 6.8. Dans le cas du Ti54M, le paramètre m moyen permet de modéliser de façon précise le comportement à 600 °C avec une erreur de modélisation de 3 % par rapport à la modélisation avec un m déterminé pour 600 °C comme le récapitule la Table 6.F. En revanche pour des températures plus faibles (300 °C) et plus élevées (800 °C), l'écart devient conséquent avec des erreurs respectives de 20 et 57 %. En revanche, pour le Ti6Al4V traité β , l'écart de modélisation avec un m moyen est plus élevé pour une température de 600 °C avec une erreur de 10 % mais il reste néanmoins tout à fait acceptable. Contrairement au Ti54M, l'erreur pour une température de 300 °C est bien plus faible et du même ordre de grandeur que pour une température de 600 °C . À 800 °C l'erreur est également plus faible que pour le Ti54M avec une valeur de 20 %.

Une comparaison identique a été réalisée pour le paramètre C. L'allure des courbes est représentée sur la Figure 6.9. L'utilisation d'un paramètre C moyen n'a pas de grande influence sur la modélisation à vitesse de déformation variable comme le montre le récapitulatif des résultats dans la Table 6.F. En effet que ce soit dans le cas du Ti54M ou du Ti6Al4V traité β , l'erreur de modélisation ne dépasse pas les 4 % que ce soit pour de petite ou grande vitesses de déformation. Ainsi un paramètre C moyen est largement approprié pour la modélisation.

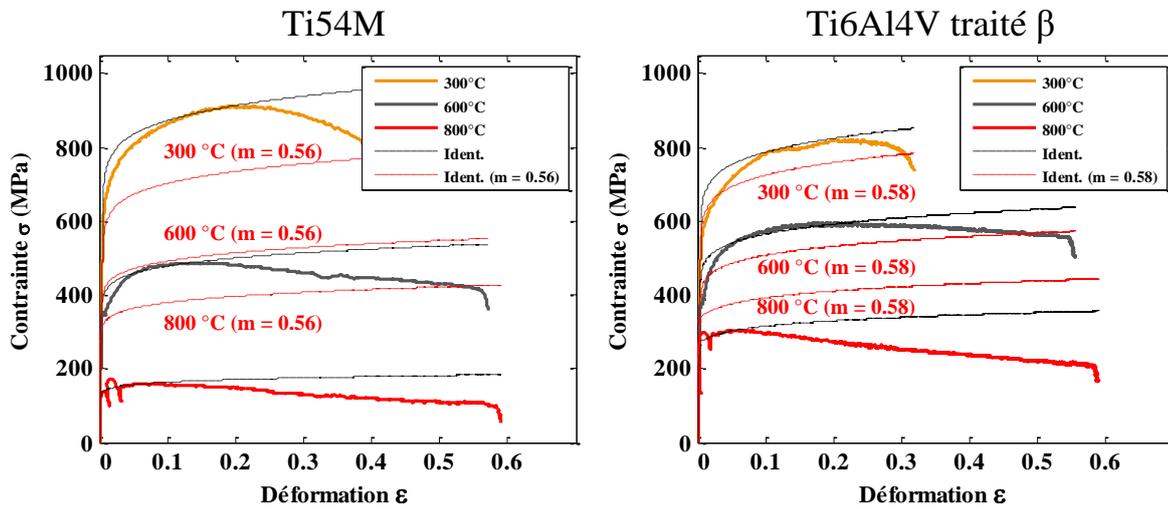


Figure 6.8 - Comparaison de l'identification avec un paramètre m moyen.

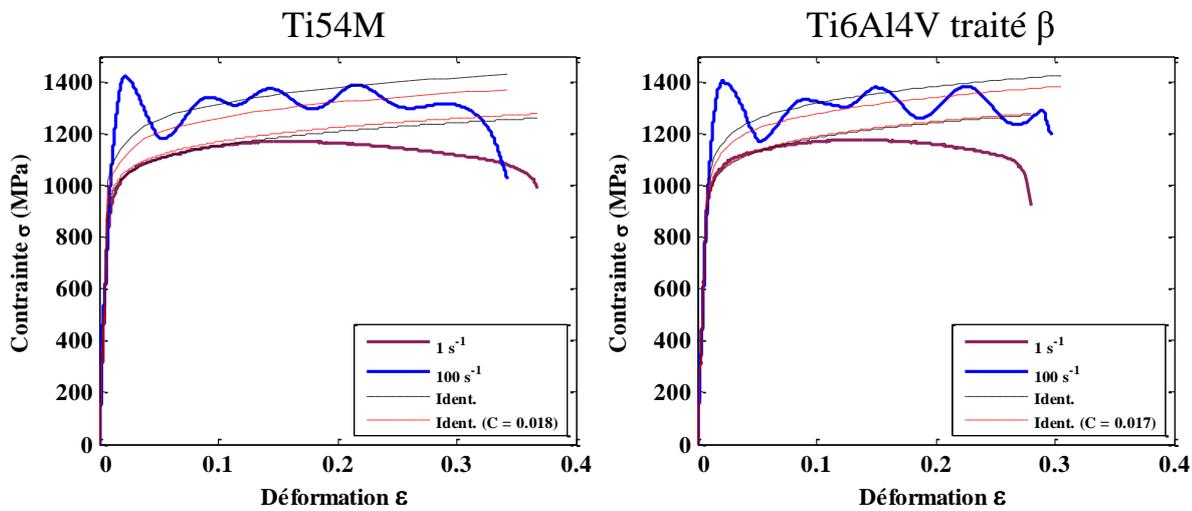


Figure 6.9 - Comparaison de l'identification avec un paramètre C moyen.

	300 °C	600 °C	800 °C	1 s ⁻¹	100 s ⁻¹
Ti54M	20 %	3 %	57 %	1 %	4 %
Ti6Al4V traité β	8 %	10 %	20 %	0.5 %	3 %

Table 6.F – Erreur de modélisation avec des paramètres m et C moyens en compression.

6.2.2.2. Cisaillement

Les essais de cisaillement permettent d'obtenir les courbes d'effort en fonction du déplacement comme le montre la Figure 6.10.

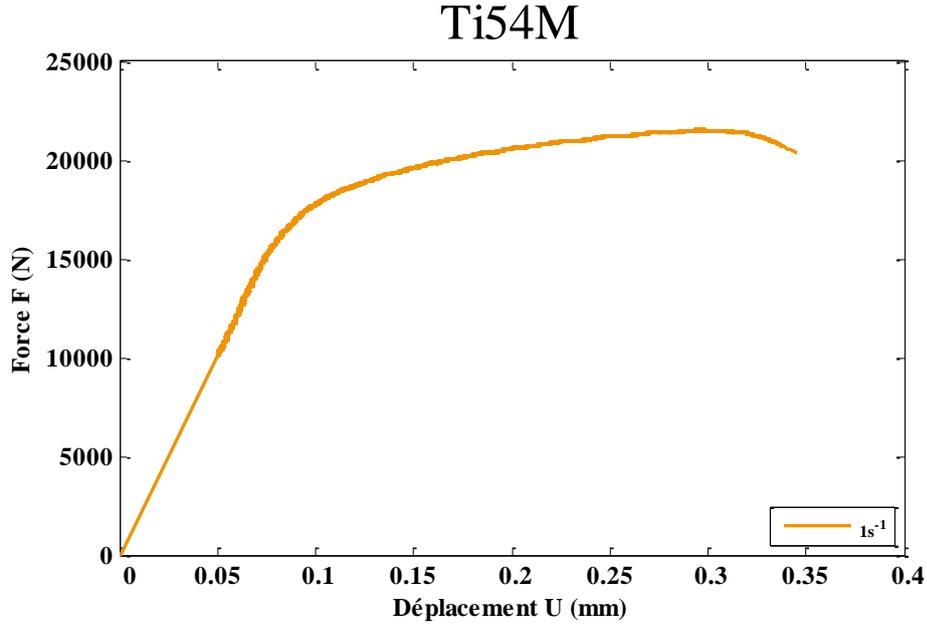


Figure 6.10 – Courbe d’effort en fonction du déplacement dans le cas du Ti54M ($\dot{\varepsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$, $T = 20 \text{ }^\circ\text{C}$).

Deux méthodes permettent de remonter à la courbe contrainte- déformation. La première méthode est une identification par simulation avec méthode inverse comme l’a réalisé Bouchnak [Bouchnak 10]. La seconde méthode, qui sera utilisée dans le cas présent, est une méthode de résolution analytique. À l’aide des paramètres définis sur la Figure 6.11, il est possible de définir une contrainte et une déformation définie par les équations (Eq. 6-4) et (Eq. 6-5).

$$\sigma = \sqrt{3}\tau_{théo} \quad (\text{Eq. 6-4})$$

$$\varepsilon = \frac{\gamma_{théo}}{\sqrt{3}} \quad (\text{Eq. 6-5})$$

Avec $\tau_{théo}$ la contrainte en cisaillement et $\gamma_{théo}$ la déformation en cisaillement eux même définis par les équations (Eq. 6-6) et (Eq. 6-7).

$$\tau_{théo} = \frac{F}{\pi h \left(\frac{d_i + d_e}{2} \right)} \quad (\text{Eq. 6-6})$$

$$\gamma_{théo} = \tan \alpha = \frac{\Delta l}{W} \quad (\text{Eq. 6-7})$$

Où

- d_i et d_e correspondent aux diamètres intérieurs de la zone creuse et au diamètre extérieur de la zone pleine de l’éprouvette (ici $d_i = 8 \text{ mm}$ et $d_e = 7.8 \text{ mm}$).
- h est la longueur de la zone cisailée ($h = 2 \text{ mm}$)
- W est la largeur de la zone cisailée (mm)
- Δl est le déplacement mesuré par l’extensomètre.

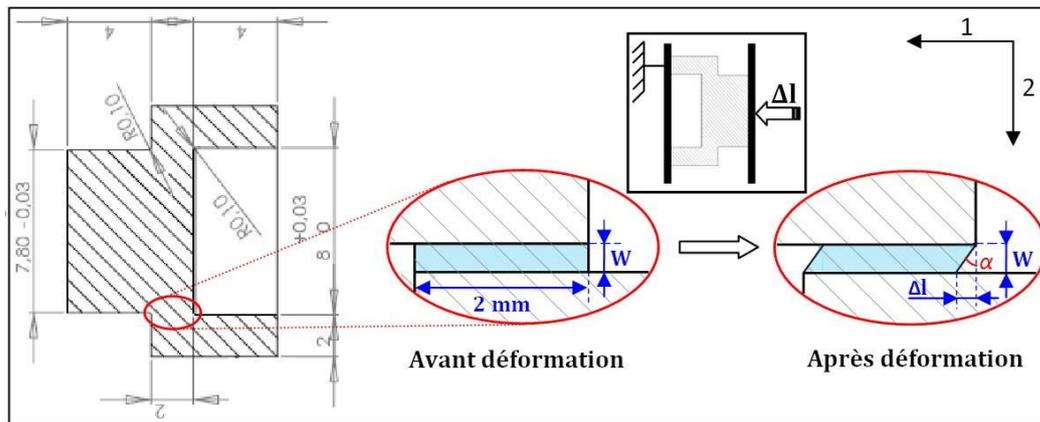


Figure 6.11 - Zone de cisaillement [Hor 11].

Identification des paramètres A, B et n

Le comportement à l'érouissage reste similaire entre les deux matériaux comme le montre la Figure 6.12. Les coefficients A, B et n identifiés pour les deux matériaux sont donnés dans la Table 6.G

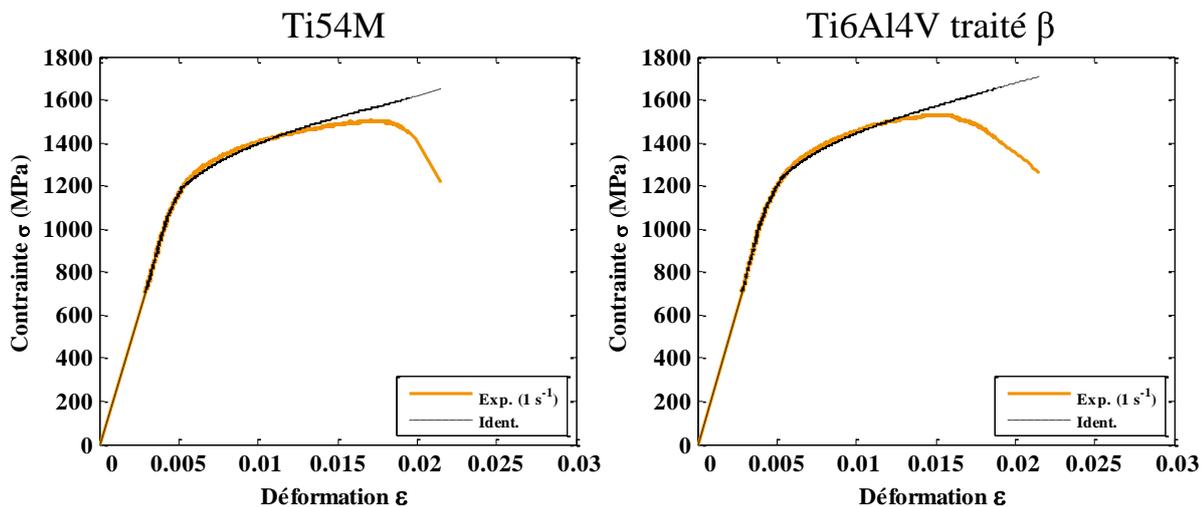


Figure 6.12 - Courbe expérimentale et identifiée pour le Ti54M et le Ti6Al4V traité β ($\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$, $T = 20 \text{ }^\circ\text{C}$).

	A (MPa)	B (MPa)	n
Ti54M	1040	369	0.42
Ti6Al4V traité β	1180	370	0.44

Table 6.G - Coefficients A, B et n des différents matériaux pour une sollicitation en cisaillement.

Identification du paramètre m

Les résultats pour différentes températures d'essai sont donnés sur le graphique de la Figure 6.13. Contrairement aux essais de compression, la valeur moyenne de la contrainte d'écoulement, pour les réseaux de courbe, est similaire pour les deux matériaux tout comme la déformation à la rupture. En ce qui concerne la forme des courbes, pour des températures supérieures à 500 °C, le comportement des deux matériaux n'est plus identique. En effet, dans le cas du Ti6Al4V traité β , la contrainte d'écoulement décroît rapidement pour des températures de 600, 700 et 800 °C. Dans le cas du Ti54M une faible décroissance est observée à 600 °C,

puis pour des températures supérieures, la contrainte d'écoulement reste constante jusqu'à la rupture.

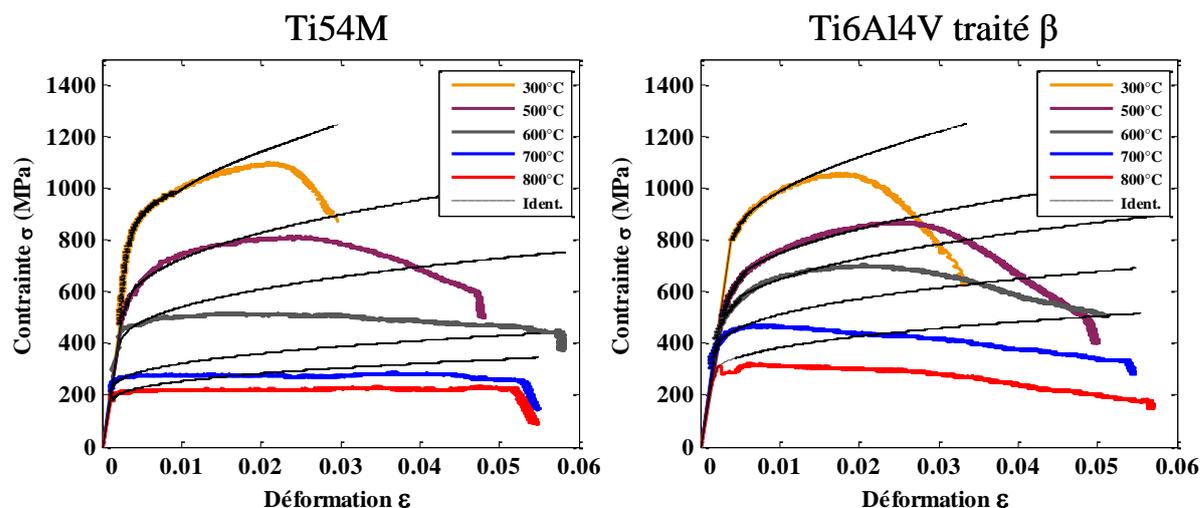


Figure 6.13 - Courbes expérimentales à différentes températures d'essais et identification ($\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$).

La Table 6.H donne les valeurs du paramètre m en fonction de la température pour chacun des matériaux. Comme pour les essais de compression le paramètre m a été déterminé à l'aide du module de Young correspondant au module mesuré dans le chapitre 1 pour la température donnée. La valeur moyenne retenue pour le Ti54M et le Ti6Al4V traité β sont respectivement de 0.45 et 0.51.

	300 °C	500 °C	600 °C	700 °C	800 °C	$m_{\text{moy.}}$
Ti54M	0.69	0.58	0.44	0.28	0.25	0.45
Ti6Al4V traité β	0.60	0.56	0.54	0.46	0.38	0.51

Table 6.H - Évolution du paramètre m en fonction de la température pour une sollicitation en cisaillement.

Identification du paramètre C

Enfin la Figure 6.14 récapitule les résultats expérimentaux et l'identification réalisés sur les essais à différentes vitesses de déformation. La sensibilité à la vitesse de déformation des deux matériaux est négligeable pour des vitesses allant jusqu'à 10 s^{-1} . En effet la courbe de l'essai à 0.1 s^{-1} présentée sur la Figure 6.12 et la courbe de l'essai à 10 s^{-1} présentée sur le graphique ci-dessous se superposent. C'est pourquoi, pour une vitesse de 10 s^{-1} , le coefficient C traduisant la sensibilité à la vitesse de déformation est nul. Un récapitulatif de la valeur du coefficient pour les différentes vitesses de déformation est donné dans la Table 6.I.

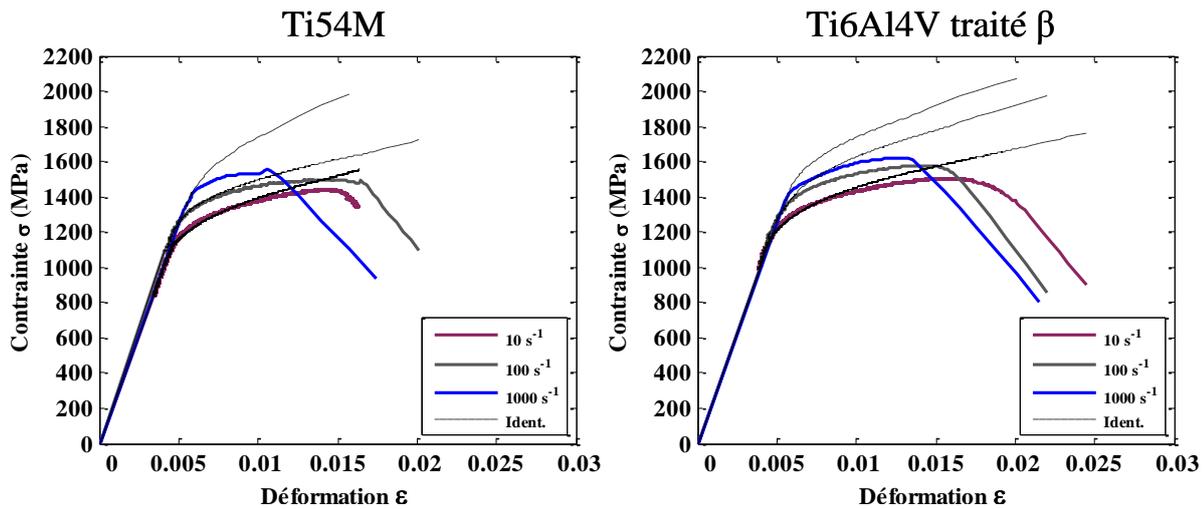


Figure 6.14 - Courbes expérimentales à différentes vitesses de déformation et identification ($T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$).

	10 s^{-1}	100 s^{-1}	1000 s^{-1}	$C_{\text{moy.}}$
Ti54M	0	0.018	0.032	0.017
Ti6Al4V traité β	0	0.013	0.020	0.011

Table 6.I - Évolution du paramètre C en fonction de la vitesse de déformation.

L'ensemble des paramètres identifiés dans le cadre des essais de cisaillement sur éprouvettes chapeaux sont récapitulés dans la Table 6.J.

	A (MPa)	B (MPa)	n	m	C	$\dot{\epsilon}_0\text{ (s}^{-1}\text{)}$	$T_a\text{ (}^{\circ}\text{C)}$
Ti6Al4V $\alpha+\beta$ [Bouchnak 10]	983	348	0.32	0.69	0.024	0.1	25
Ti54M	1040	369	0.42	0.45	0.017	0.1	25
Ti6Al4V traité β	1180	370	0.44	0.51	0.011	0.1	25

Table 6.J - Récapitulatif des paramètres de la loi de Johnson-Cook déterminés en cisaillement.

Une comparaison de la modélisation avec des paramètres m et C moyen, dans le cas des essais de cisaillement, a été réalisée. Les résultats sont présentés sur les Figures 6.15 ($m_{\text{moy.}}$) et 6.16 ($C_{\text{moy.}}$). La tendance en termes d'erreur de modélisation est comparable à la tendance observée sur les essais de compression. Les valeurs d'erreurs en cisaillement et en compression sont très proches pour un essai à même température ou vitesse de déformation comme l'atteste les valeurs d'erreur fournies dans la Table 6.K.

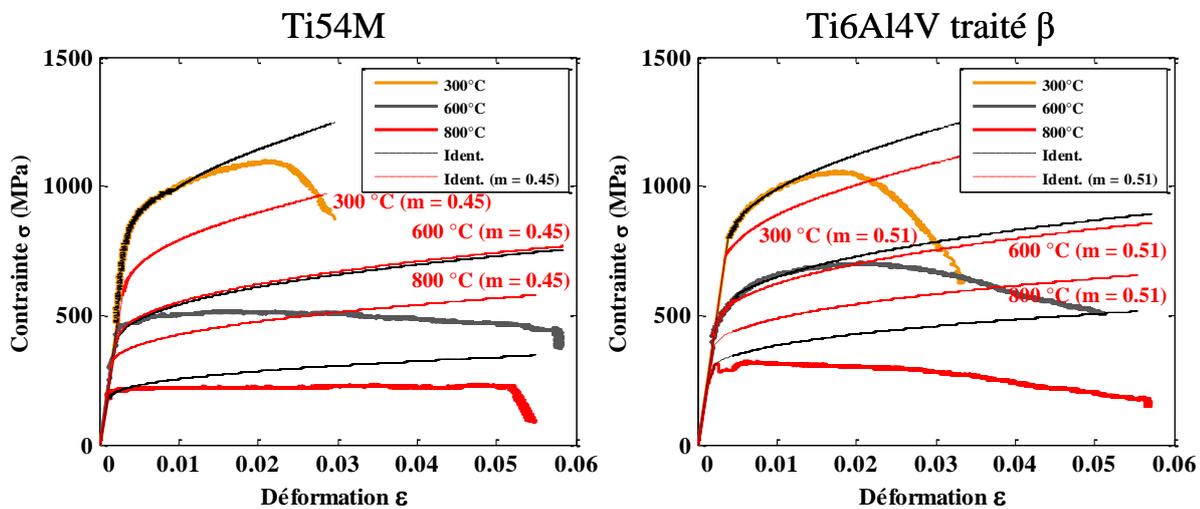


Figure 6.15 - Comparaison de l'identification avec un paramètre m moyen.

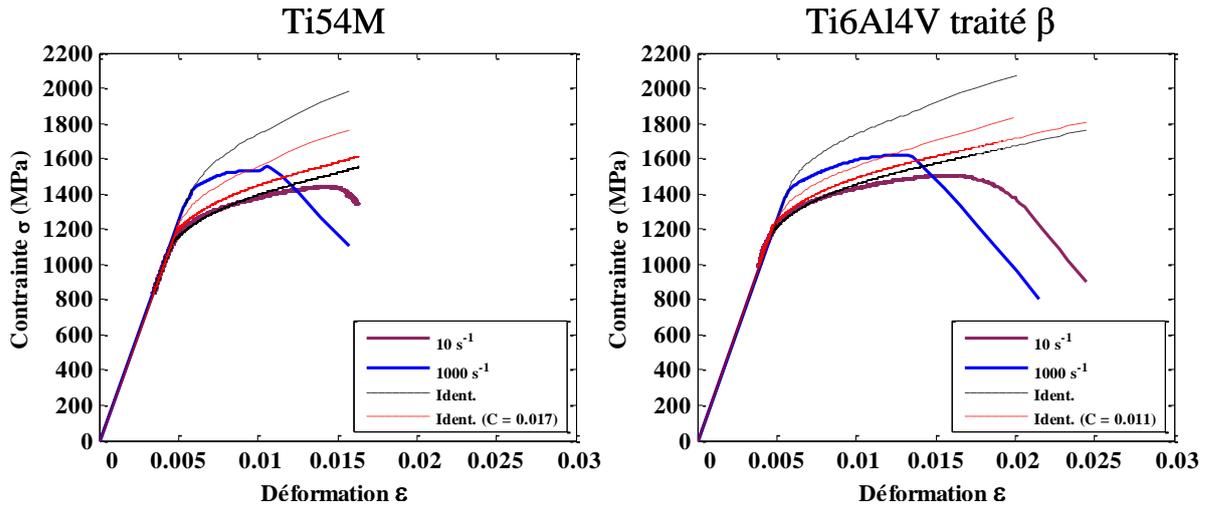


Figure 6.16 - Comparaison de l'identification avec un paramètre C moyen.

	300 °C	600 °C	800 °C	1 s ⁻¹	100 s ⁻¹
Ti54M	22 %	2 %	40 %	4 %	12 %
Ti6Al4V traité β	11 %	4 %	21 %	2.5 %	12 %

Table 6.K – Erreur de modélisation avec des paramètres m et C moyens en cisaillement.

6.2.3. Conclusion

L'étude expérimentale de la loi de comportement du Ti54M et du Ti6Al4V traité β a permis de mettre en évidence quelques différences entre les deux matériaux.

Il faut noter notamment qu'une plus grande sensibilité à la température est observée concernant la contrainte d'écoulement du réseau de courbe dans le cas des essais de compression pour le Ti54M. En revanche la valeur moyenne du coefficient m est similaire. C'est pourquoi dans une future étude il serait intéressant de s'intéresser à la mise en place d'un modèle de Johnson-Cook ayant un paramètre m variable en fonction de la température. Il en est de même pour le coefficient C représentant la sensibilité à la vitesse de déformation.

Le comportement des matériaux pour des températures élevées est différent entre le Ti54M et le Ti6Al4V traité β. En effet tandis qu'une décroissance des courbes est observée pour le Ti6Al4V traité β, la contrainte d'écoulement du Ti54M forme un palier. Il serait intéressant d'approfondir l'étude afin de déterminer si la recristallisation dynamique est la cause de ce palier.

Enfin, le comportement des deux matériaux est similaire à celui du Ti6Al4V α+β présenté dans l'étude de Bouchnak [Bouchnak 10] et ne permettent pas de mettre en avant une importante différence dans le comportement des matériaux, notamment entre le Ti54M et le Ti6Al4V α+β.

6.3. Loi d'endommagement

La loi de Johnson-Cook usuelle étant une loi de type puissance, celle-ci ne permet pas de modéliser la chute de la contrainte d'écoulement. Or dans le cas de l'usinage, le fractionnement du copeau est dû à l'endommagement du matériau qui provoque une chute de la contrainte. Pour modéliser ce phénomène, certains auteurs modifient la loi de Johnson-Cook afin de tenir compte de cet endommagement comme la fait notamment Calamaz [Calamaz et al.

08]. La deuxième solution consiste à intégrer une loi d'endommagement dans le comportement du matériau. Dans le cas de cette étude, la loi d'endommagement de Johnson-Cook [Johnson et al. 85] a été choisie pour servir de critère de rupture ductile. La loi est exprimée par l'équation (Eq. 6-8). Cette loi a été largement étudiée et décrite dans de nombreuses études [Mabrouki et al. 08 ; Hor 11 ; Ayed 13], elle ne sera donc pas redéfinie dans ce mémoire, seules les généralités seront rappelées.

$$\varepsilon_{eq}^{pf} = (D_1 + D_2 e^{D_3 \sigma^*}) \left(1 + D_4 \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right) \left(1 + D_5 \left(\frac{T - T_a}{T_f - T_a} \right) \right) \quad (\text{Eq. 6-8})$$

Où :

- $(D_1 + D_2 e^{D_3 \sigma^*})$ correspond à la sensibilité de la déformation par rapport au taux de triaxialité σ^*
 - D_1, D_2 et D_3 : Paramètres traduisant la sensibilité du matériau au taux de triaxialité ;
 - σ^* : taux de triaxialité.
- $\left(1 + D_4 \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right)$ traduit la sensibilité de la déformation à la viscosité
 - D_4 : Paramètre pilotant la sensibilité du matériau à la vitesse de déformation ;
 - $\dot{\varepsilon}_0$: Vitesse de déformation de référence.
- $\left(1 + D_5 \left(\frac{T - T_a}{T_f - T_a} \right) \right)$ correspond à la sensibilité de la déformation à l'adoucissement thermique
 - D_5 : Paramètre traduisant la sensibilité de la déformation du matériau à la température ;
 - T_a : Température de référence (Température ambiante) ;
 - T_f : Température de fusion du matériau.

Comme les précédents chapitres de cette étude l'ont montré, peu de différences sont à noter entre les trois matériaux. Les propriétés thermiques et mécaniques sont identiques, les efforts de coupe ainsi que les températures de coupe ne varient pas d'un matériau à l'autre. Seul la formation du copeau est différente pour le Ti6Al4V traité β mais ce n'est pas le cas pour les deux autres matériaux. Le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ et le Ti54M sont donc très similaires, c'est pourquoi, la partie loi d'endommagement étudiera expérimentalement les trois matériaux mais seule la loi d'endommagement du Ti6Al4V traité β sera déterminée. Une simulation de l'usinage sera réalisée par la suite sur le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ avec les lois de plasticité et d'endommagement utilisées par Bouchnak [Bouchnak 10] ainsi que sur le Ti6Al4V traité β avec les lois déterminées dans cette étude.

6.3.1. Détermination de la loi d'endommagement

6.3.1.1. Sensibilité au taux de triaxialité

Les premiers paramètres identifiés sont les paramètres D_1, D_2 et D_3 traduisant la sensibilité du matériau au taux de triaxialité σ^* . Pour déterminer ces paramètres des essais de tractions en quasi-statique ($\dot{\varepsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$) sur des éprouvettes dites « entaillées » ont été réalisés comme le montre la Figure 6.17. Le changement du rayon d'entaille permet de faire varier le taux de

triaxialité défini par Bridgman [Bridgman 52] comme le rapport de la contrainte hydrostatique (σ_H) sur la contrainte équivalente (σ_{eq}). Le taux de triaxialité est donné par l'équation (Eq. 6-9).

$$\sigma^* = \frac{\sigma_H}{\sigma_{eq}} = \frac{1}{3} + \ln \left(1 + \frac{d_o}{4R} \right) \quad (\text{Eq. 6-9})$$

Où d_o correspond au diamètre du centre de l'éprouvette qui est fixé ici à 6 mm et R le rayon d'entaille qui varie selon la Table 6.L suivante.

Rayon d'entaille R	∞	15	10	6	4
Taux de triaxialité σ^*	0.33	0.43	0.47	0.56	0.65

Table 6.L - Taux de triaxialité en fonction du rayon d'entaille pour une éprouvette de diamètre $\varnothing 6$ mm.

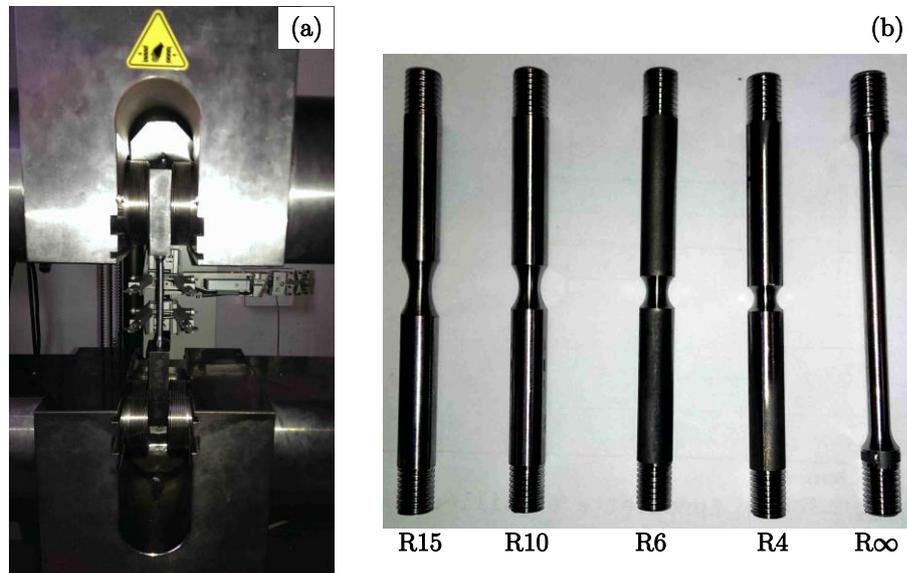


Figure 6.17 - Montage expérimental - (a) montage - (b) éprouvettes avec différents rayons d'entaille R.

Les résultats des essais de traction sont présentés pour chaque matériau sur la Figure 6.18 et une comparaison entre les matériaux est réalisée sur la Figure 6.19. Les essais réalisés montrent des résultats similaires pour le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ et le Ti54M, autant en terme de contrainte d'écoulement qu'en terme de déformation à la rupture. De plus, la valeur de la contrainte d'écoulement pour des rayons d'entaille de 10 et 15 mm est identique quel que soit le matériau. Il en est de même pour les rayons d'entaille de 4 et 6 mm mais seulement dans le cas du Ti54M et du Ti6Al4V $\alpha+\beta$. Pour le Ti6Al4V traité β la contrainte d'écoulement pour un rayon d'entaille de 6 mm est plus faible.

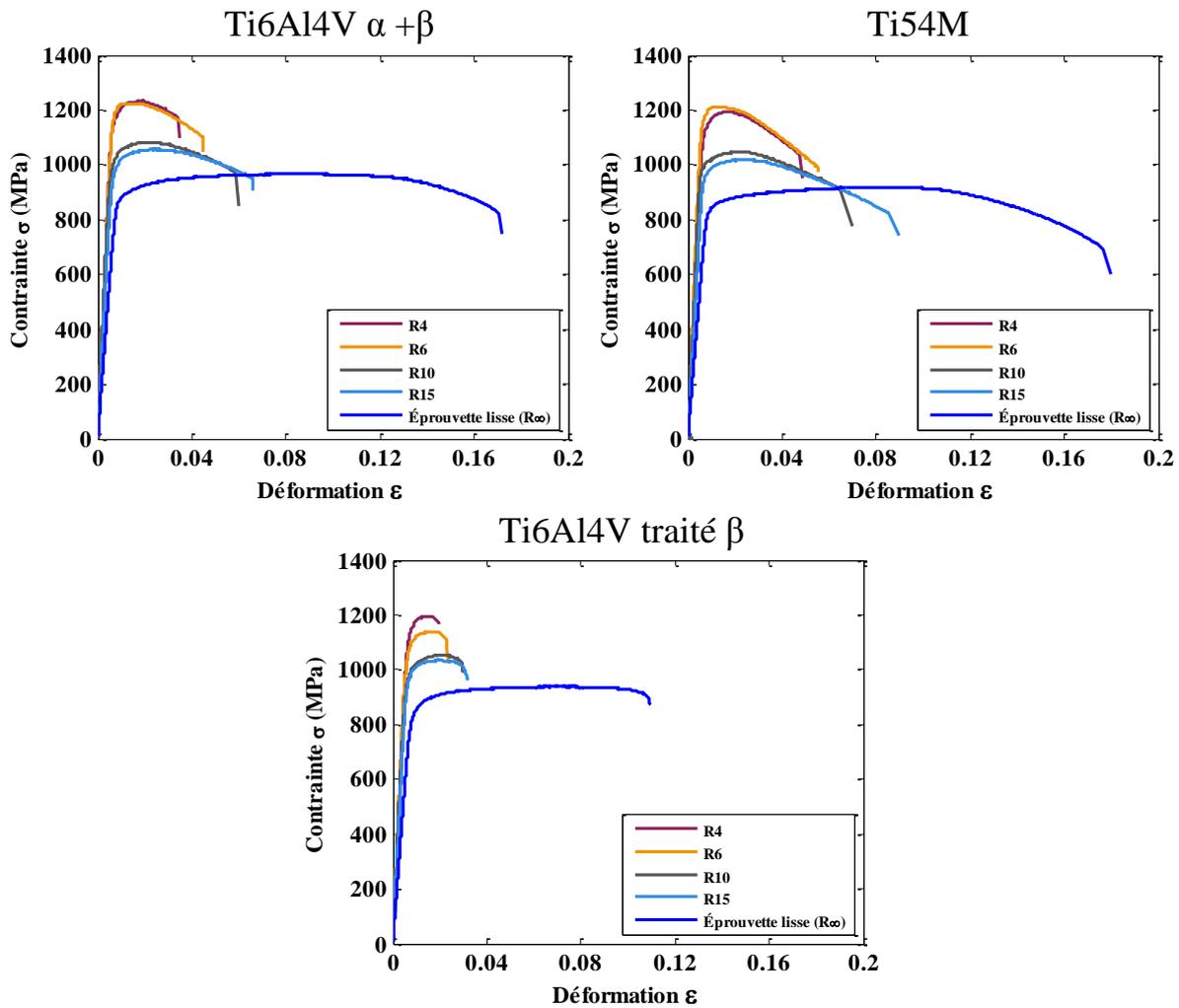


Figure 6.18 - Essais de traction sur éprouvettes entaillées pour les différents matériaux ($\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $T = 20 \text{ }^\circ\text{C}$).

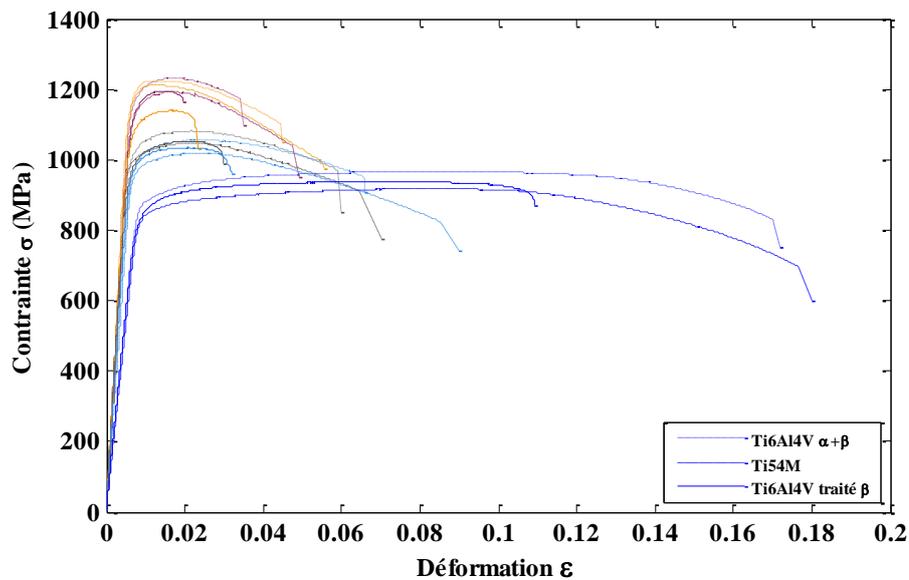


Figure 6.19 - Comparaison des trois matériaux pour les différents rayons d'entaille ($\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $T = 20 \text{ }^\circ\text{C}$).

Le comportement expérimental à l'endommagement pour la vitesse et la température de référence du Ti6Al4V $\alpha + \beta$ et du Ti54M est similaire. En revanche le comportement du Ti6Al4V β est différent en termes de déformation à la rupture. Pour tenter de comprendre

d'où proviennent les différences, une étude des faciès de rupture a été réalisée à l'aide d'un MEB. La Figure 6.20 présente les faciès de rupture pour les trois matériaux. Les trois images du dessus présentent une vue global de l'éprouvette tandis que les trois images du dessous analysent le faciès plus en détail. Le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ et le Ti54M, qui ont une microstructure similaire très fine, présentent un faciès de rupture typique des matériaux ductiles avec l'observation de lèvres de cisaillement au niveau de la zone de striction. En effet, un phénomène de striction est observé sur le diamètre extérieur de l'éprouvette. L'analyse en détail des deux matériaux montre la présence de cupules typiques d'une fracture ductile du matériau. En ce qui concerne le Ti6Al4V traité β , aucune striction n'est visible en revanche des plans de rupture similaires à des plans de clivage sont observés. Ces plans démontrent un comportement fragile du matériau avec une rupture de type transgranulaire influencée par l'orientation des lamelles α_{II} . La rupture transgranulaire a été observée lors des essais de rabotage durant lesquels, le plan de cisaillement se formait parfois au joint de grains. Contrairement aux deux autres matériaux, le Ti6Al4V traité β est constitué de grains de grande taille (500 μm) composé d'une matrice de phase β et de lamelles de phase α comme l'a montré la Figure 1.18 du chapitre 1. Industriellement, la structure lamellaire permet de limiter la propagation de fissure. La rupture est donc plus facile au niveau des joints de grains qui sont constitués seulement de phase β . La taille et la structure lamellaire de ce matériau sont la cause de son hétérogénéité et donc de sa rupture aux joints de grains. Néanmoins bien que la rupture peut être considérée comme fragile sans striction, des cupules sont également présents sur l'image à plus fort grossissement. Ces cupules sont donc à la base d'une microductilité sans macro déformation plastique, qui est due à l'orientation des grains, tout comme les plans de rupture. Cette microductilité est donc à l'origine de la faible déformation plastique mesurée pendant les essais mais qui reste néanmoins bien plus faible que pour les deux autres matériaux.

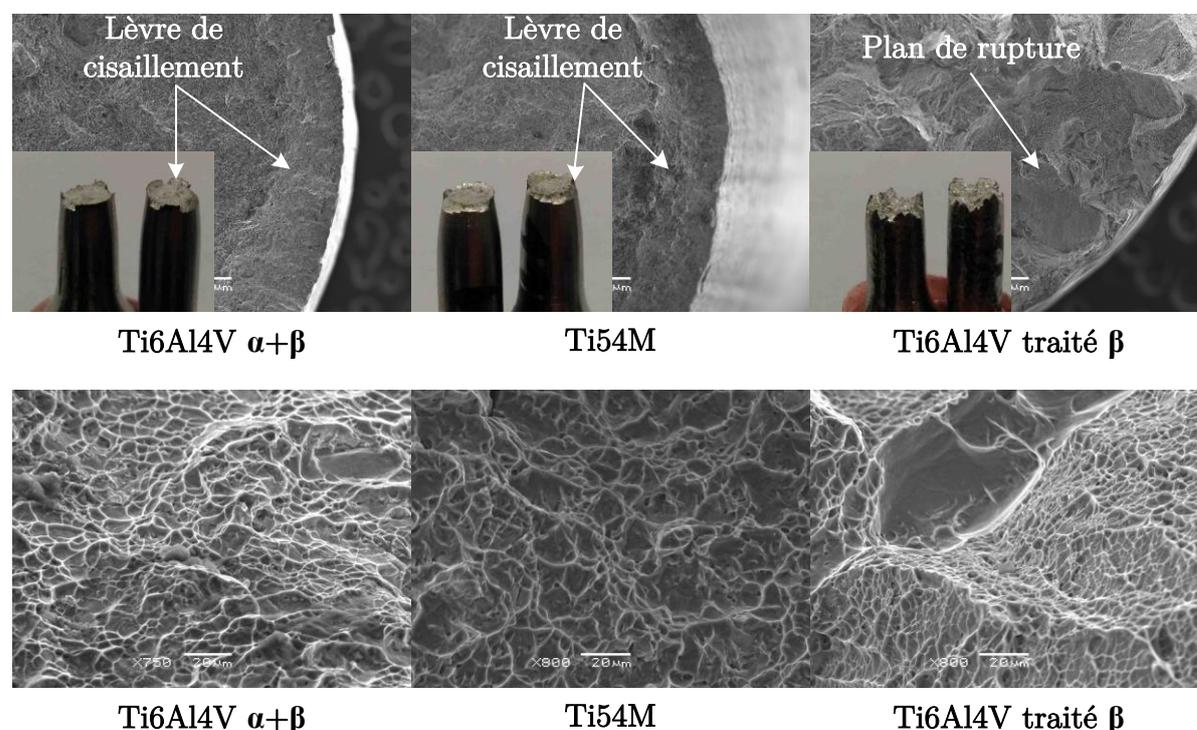


Figure 6.20 - Analyse des faciès de rupture ($\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $T = 20 \text{ }^\circ\text{C}$, R_∞).

Détermination des paramètres D_1 , D_2 et D_3 pour le Ti6Al4V traité β

Pour pouvoir déterminer les trois paramètres D_1 , D_2 et D_3 , il faut tracer la courbe de la déformation à la rupture en fonction du taux de triaxialité. Néanmoins la déformation à la rupture mesurée et présentée sur la Figure 6.18 est une déformation à la rupture moyennée sur la longueur de l'extensomètre. En effet, il n'est pas possible de positionner l'extensomètre dans le fond de l'entaille, la valeur mesurée est donc une moyenne sur toute la base de mesure. Pour connaître la valeur de la déformation à la rupture au centre de l'éprouvette, des simulations ont été réalisées pour les différents essais de traction, à l'aide de la loi de plasticité déterminée ci-dessus comme le montre la Figure 6.21. Les simulations ont été validées en comparant leurs résultats aux essais expérimentaux comme le montre la Figure 6.22.

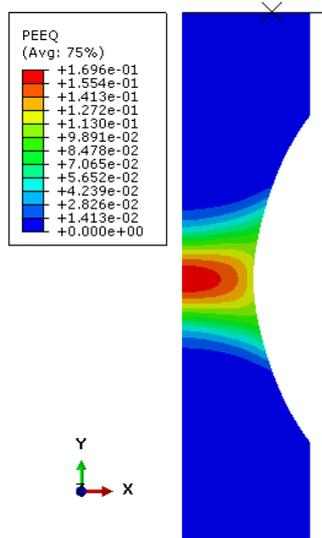


Figure 6.21 - Simulation des essais de traction pour évaluer la déformation au centre de l'éprouvette.

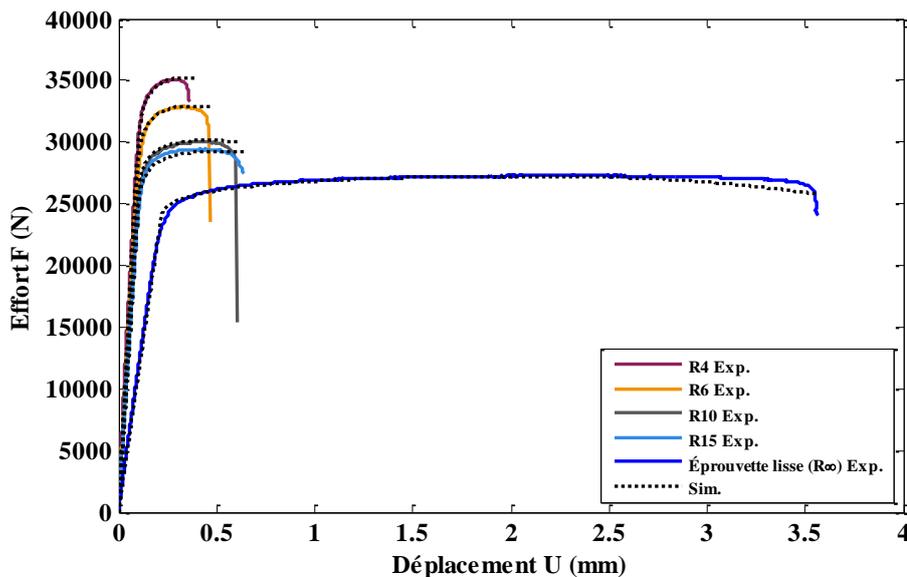


Figure 6.22 - Comparaison des essais expérimentaux et des simulations sur éprouvettes entaillées.

La mesure de la déformation au centre de l'éprouvette en fonction du taux de triaxialité, réalisée à l'aide des simulations, est présentée en violet sur la Figure 6.23. Pour compléter les

essais de traction sur éprouvettes entaillées, les valeurs de déformation à la rupture pour l'éprouvette cylindrique de compression ($\sigma^* = -0.33$) et l'éprouvette chapeau de cisaillement ($\sigma^* = 0$) ont été rajoutées à la courbe. À partir de ces points, un jeu de paramètres a été identifié ($D_1=0.013$, $D_2=0.3$ et $D_3=-1.54$).

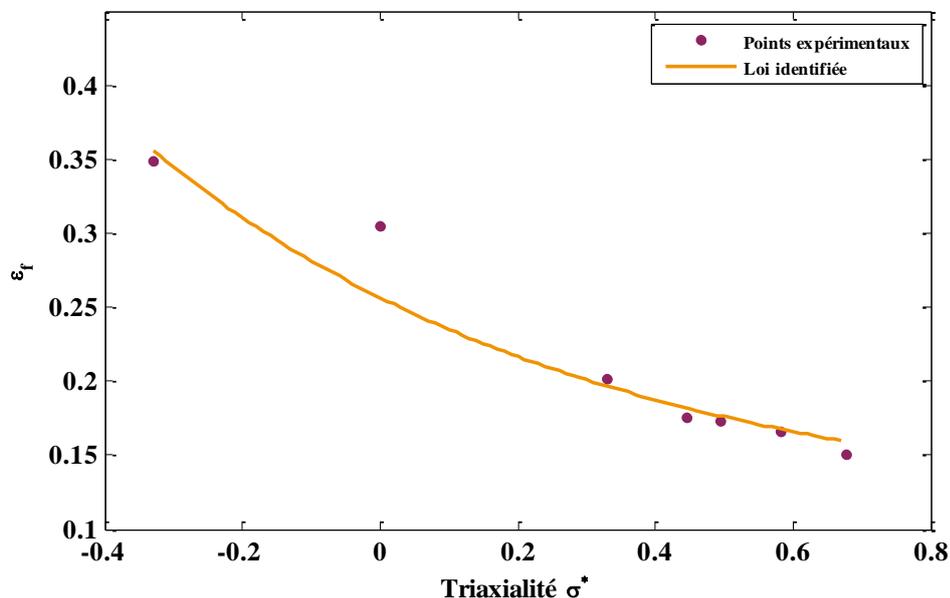


Figure 6.23 – Identification des paramètres D_1 , D_2 et D_3 .

6.3.1.2. Sensibilité à la viscosité

Le paramètre D_4 traduisant la sensibilité à la viscosité a été déterminé à l'aide des essais de cisaillement réalisés dans le cas de l'étude sur la loi de plasticité. En effet, la machine n'a pas les capacités de réaliser des essais de traction à grandes vitesses de déformation. Tout comme pour la détermination des premiers coefficients, les essais de cisaillement ont été simulés à l'aide de la loi de plasticité et comparés aux essais expérimentaux comme le montre les Figures 6.24 et 6.25.

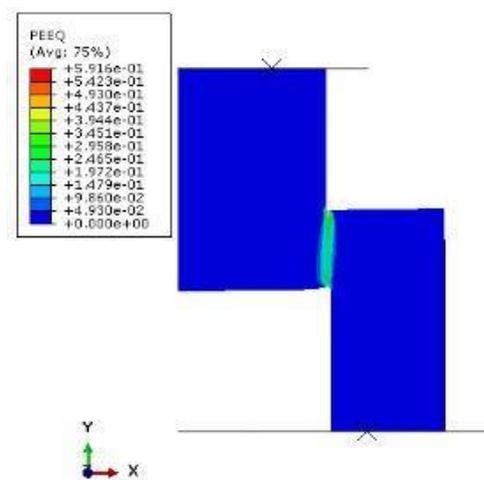


Figure 6.24 - Simulation des essais de cisaillement pour évaluer la déformation au centre de l'éprouvette.

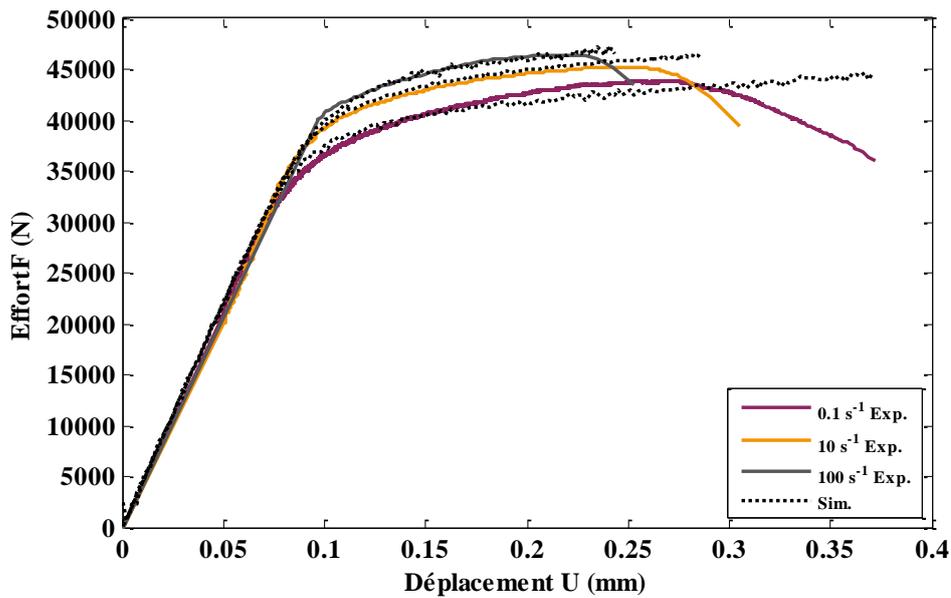


Figure 6.25 - Comparaison des essais expérimentaux et des simulations sur les éprouvettes chapeaux.

À partir de la validation de ces simulations, les valeurs des déformations au niveau de la zone cisillée ont été mesurées et tracées (points violet) en fonction du logarithme népérien du rapport de la vitesse de déformation sur la vitesse de déformation de référence comme le montre la Figure 6.26. La valeur du paramètre D_4 obtenue est $D_4 = -0.047$.

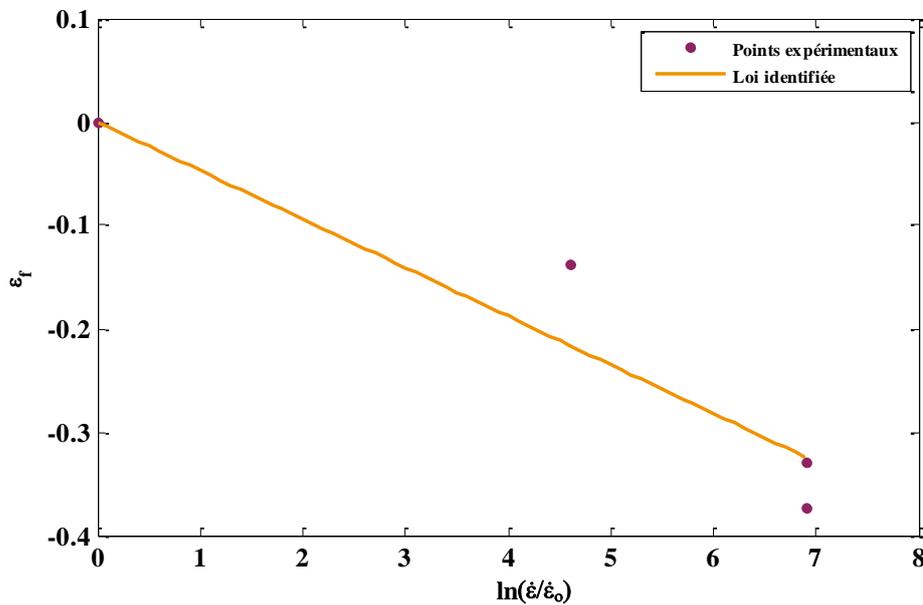


Figure 6.26 - Identification du paramètre D_4 .

6.3.1.3. Sensibilité à l'adoucissement thermique

L'étude de la sensibilité de l'endommagement à la température a été réalisée à l'aide d'essais de traction sur éprouvettes lisses comme le montre la Figure 6.27. Trois températures ont été choisies pour réaliser ces essais : 400, 600 et 900 °C. La température dans l'éprouvette est réglée grâce au thermocouple fixé au centre de la zone utile.

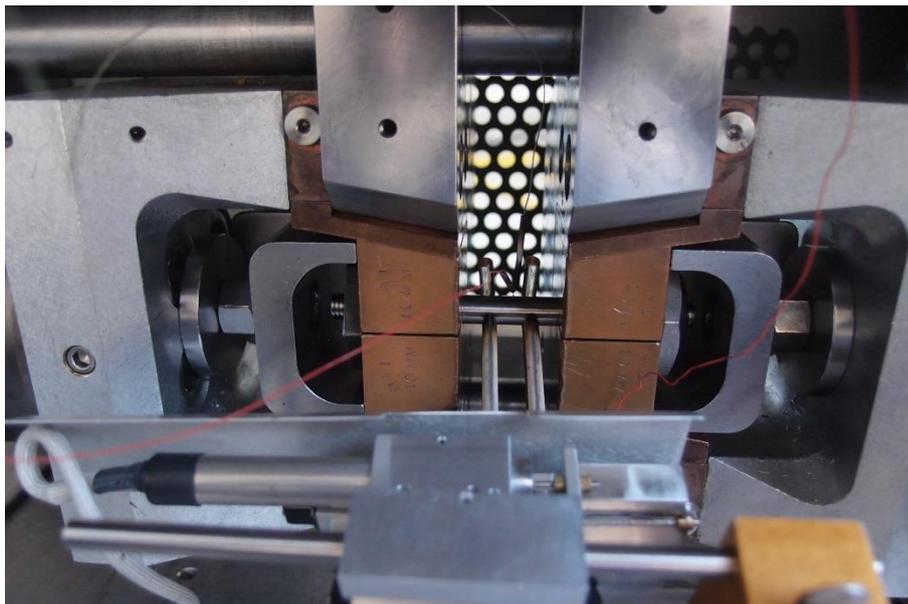


Figure 6.27 - Essai de traction sur éprouvette lisse à différentes températures.

Les résultats des essais à différentes températures pour le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ et le Ti6Al4V traité β sont fournis sur la Figure 6.28. Les courbes du Ti6Al4V traité β , tout d'abord, confirment les résultats des essais de compression réalisés dans le cadre de l'étude sur la loi de plasticité. En effet, à 600 °C, l'adoucissement thermique n'est pas visible sur la courbe tandis que dans le cas du Ti6Al4V $\alpha+\beta$ qui est sensiblement identique au Ti54M en termes de comportement, une décroissance de la courbe est observée à 600 °C. La contrainte d'écoulement est légèrement plus grande pour le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ par rapport au Ti6Al4V traité β , mais l'ordre de grandeur est similaire. Pour une température fixée, la déformation à la rupture est sensiblement la même pour les deux matériaux.

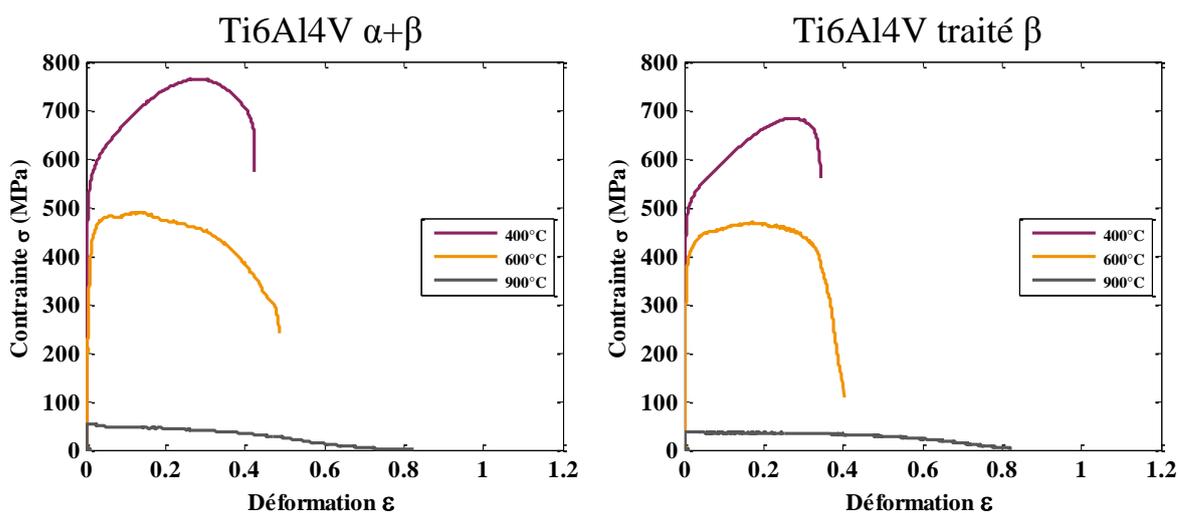


Figure 6.28 – Contrainte-déformation en fonction de la température pour le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ et le Ti6Al4V traité β ($\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$).

En revanche dans le cas du Ti54M, les résultats sont bien plus dispersés et non répétables. Les essais à 400 et 600 °C ont été répétés deux fois et sont identiques comme l'atteste la Figure 6.29. En revanche les essais à 900 °C ont été répétés 4 fois et seulement deux essais sont iden-

tiques (essais 3 et 4). Des essais complémentaires ont été réalisés à 700 et 800 °C. Comme pour les essais à 900 °C, les essais à 700 et 800 °C ne sont pas répétables comme le montre la Figure 6.30. La dispersion des résultats semble apparaître aux alentours des 700 °C.

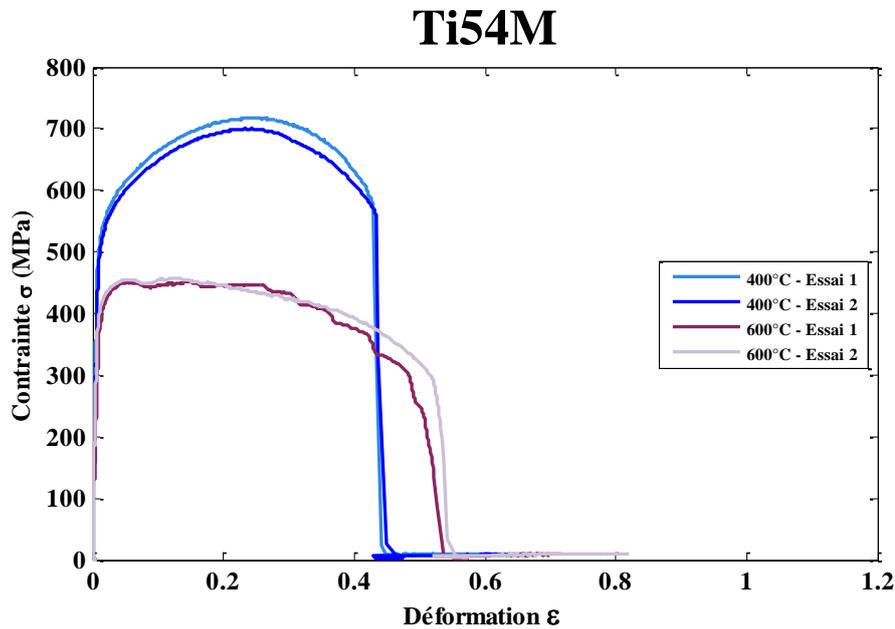


Figure 6.29 - Résultats de traction à chaud sur le Ti54M pour les essais à 400 et 600 °C ($\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$).

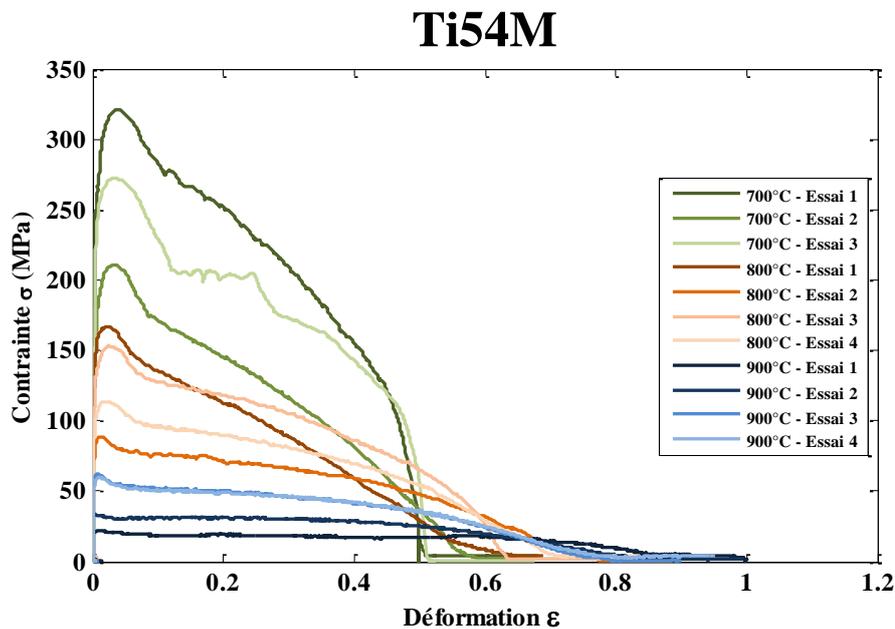


Figure 6.30 - Résultats de traction à chaud sur le Ti54M pour les essais non répétables à 700, 800 et 900 °C ($\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$).

Plusieurs hypothèses peuvent être à l'origine de ce phénomène. La première hypothèse est que le Ti54M a un comportement superplastique pour ces températures et cette vitesse de déformation. En effet, la littérature [Kosaka et al. 16] montre que le Ti54M est un alliage de titane pouvant avoir un comportement superplastique dès 700 °C. En revanche, il faut prendre cette hypothèse avec précaution car la superplasticité de ce matériau a été observée pour des vitesses de l'ordre de $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ or ici la vitesse de déformation est de 0.1 s^{-1} .

La seconde hypothèse qui pourrait être avancée est la non maîtrise de la température d'essai. En effet, si le thermocouple n'est pas placé de façon précise au centre de la zone utile la température mesurée du thermocouple sera plus faible que la température réelle au centre de l'éprouvette.

Une nouvelle campagne d'essais, ainsi qu'une analyse plus approfondie seraient nécessaires pour tenter de comprendre les causes de cette dispersion des résultats obtenus.

Détermination du paramètre D_5 pour le Ti6Al4V traité β

L'identification du paramètre D_5 s'est fait de la même manière que pour les autres paramètres, c'est-à-dire en simulant l'essai de traction à chaud afin de le corrélérer à l'essai expérimental et de pouvoir en tirer la valeur de la déformation au centre de l'éprouvette comme le montre les Figures 6.31 et 6.32.

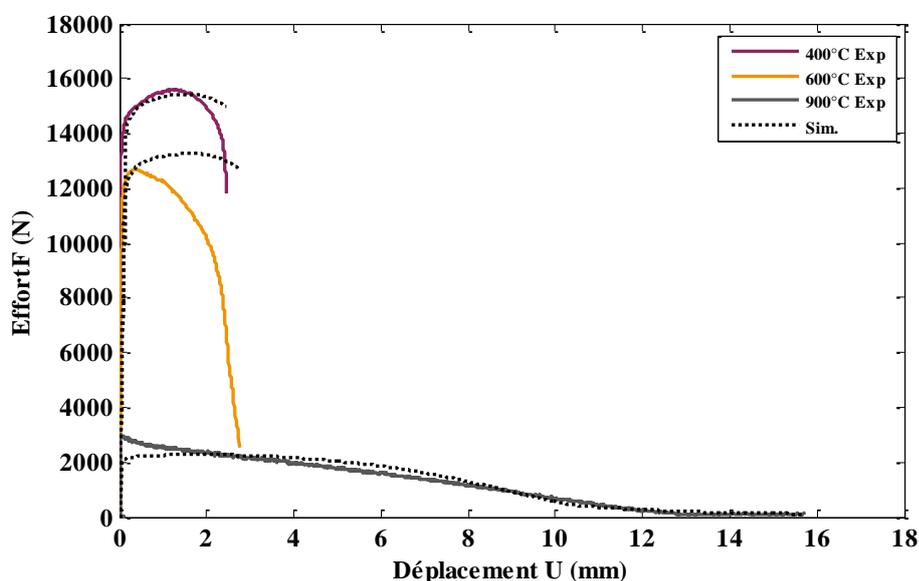


Figure 6.31 - Comparaison des essais expérimentaux et des simulations sur éprouvettes lisses à différentes températures d'essai.

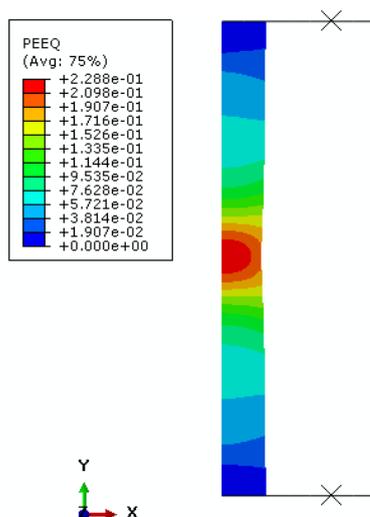


Figure 6.32 - Simulation des essais de traction à chaud pour évaluer la déformation au centre de l'éprouvette.

Les résultats sont tracés sur la Figure 6.33 en fonction de $T^* \left(\frac{T-T_a}{T_f-T_a} \right)$. Pour le Ti6Al4V traité β le paramètre D_5 vaut 4.25 d'après l'identification de la loi.

La loi pour déterminer le paramètre D_5 est une fonction affine de type $D_5(T^*)$. Or comme il est possible de le constater sur la Figure 6.33, cette loi n'est pas optimale. Une loi de type exponentielle, comme la mentionné Ayed dans sa thèse [Ayed 13], serait plus appropriée pour déterminer un paramètre décrivant mieux le comportement à l'endommagement du matériau sous différentes températures.

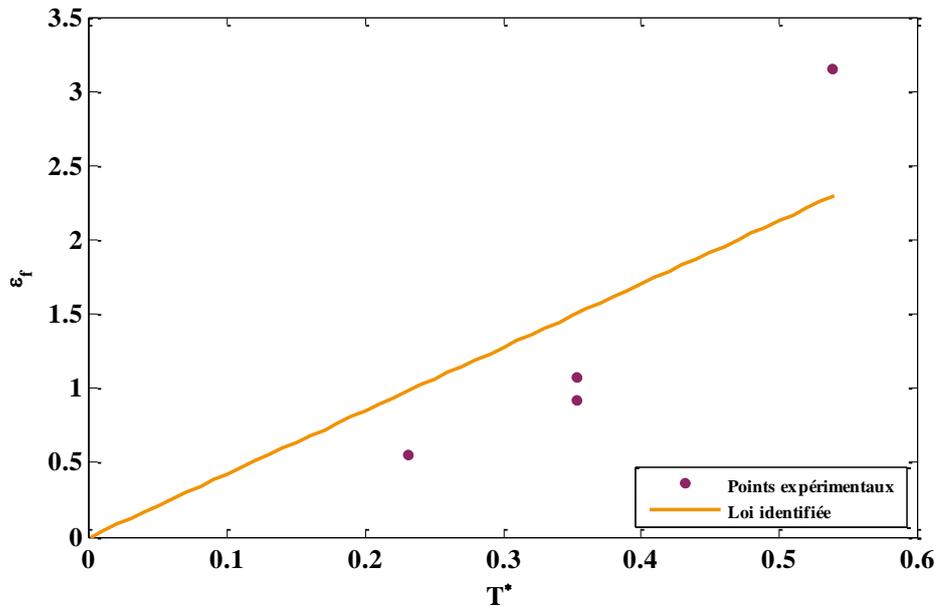


Figure 6.33 - Identification du paramètre D_5 .

Les coefficients de la loi d'endommagement sont récapitulés dans la Table 6.M.

	D_1	D_2	D_3	D_4	D_5
Ti6Al4V traité β	0.013	0.3	-1.54	-0.047	4.25

Table 6.M - Loi d'endommagement du Ti6Al4V traité β .

6.3.2. Conclusion

Le comportement expérimental à l'endommagement des trois matériaux fait apparaître des différences notamment entre le Ti6Al4V traité β et les deux autres matériaux. Dans le cas de la sensibilité au taux de triaxialité, le faciès de rupture fragile observé pour le Ti6Al4V traité β s'oppose à l'endommagement ductile visible pour les deux autres matériaux. Cela se traduit par une déformation à la rupture bien plus faible. Concernant la sensibilité de l'endommagement à la température, là encore des différences apparaissent. Une décroissance de la contrainte d'écoulement est observée à 600 °C pour le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ et le Ti54M ce qui n'est pas le cas du Ti6Al4V traité β .

En ce qui concerne l'identification de la loi d'endommagement du Ti6Al4V traité β , la sensibilité à la température est la partie la plus délicate puisque comme cela a été mentionné dans différentes études, le terme de sensibilité à la température ne reflète pas exactement le comportement à l'endommagement du matériau. Dans une future étude il serait intéressant de s'intéresser à la modification de la loi pour tenir compte du comportement exacte du matériau.

6.4. Modélisation de l'usinage

6.4.1. Présentation du modèle

Une modélisation en coupe orthogonale a été réalisée à l'aide du logiciel ABAQUS® 6.14 Explicit. Trois configurations décrites dans la Table 6.N et sur la Figure 6.34 ont été utilisées. Elles correspondent à 3 points générateurs situés sur différents rayons de l'arête de coupe du foret comme cela a été explicité dans le paragraphe 2.3.1 du chapitre 2 qui présente l'évolution des angles le long de l'arête du foret. La première configuration a été choisie car c'est la configuration qui a été étudiée expérimentalement dans le chapitre 2. Cette configuration permettra de valider le modèle afin que celui-ci puisse être utilisé pour les autres configurations sans pour autant pouvoir valider les résultats des simulations avec des résultats expérimentaux. La vitesse de coupe n'est pas la même en fonction des différentes configurations car elle varie le long de l'arête en diminuant lorsqu'on se rapproche de l'âme du foret.

	Configuration 1	Configuration 2	Configuration 3
Angle de coupe γ_n (°)	30	17	2
Angle de dépouille α_o (°)	15	15	19
Vitesse de coupe V_c (m.min ⁻¹)	30	20	10
Épaisseur de copeau non déformé h (mm)	0.1	0.1	0.1
Acuité d'arête (μm)	18	18	18
Position sur rayon du foret (mm)	6	4	2

Table 6.N – Paramètres des 3 différentes configurations étudiées.

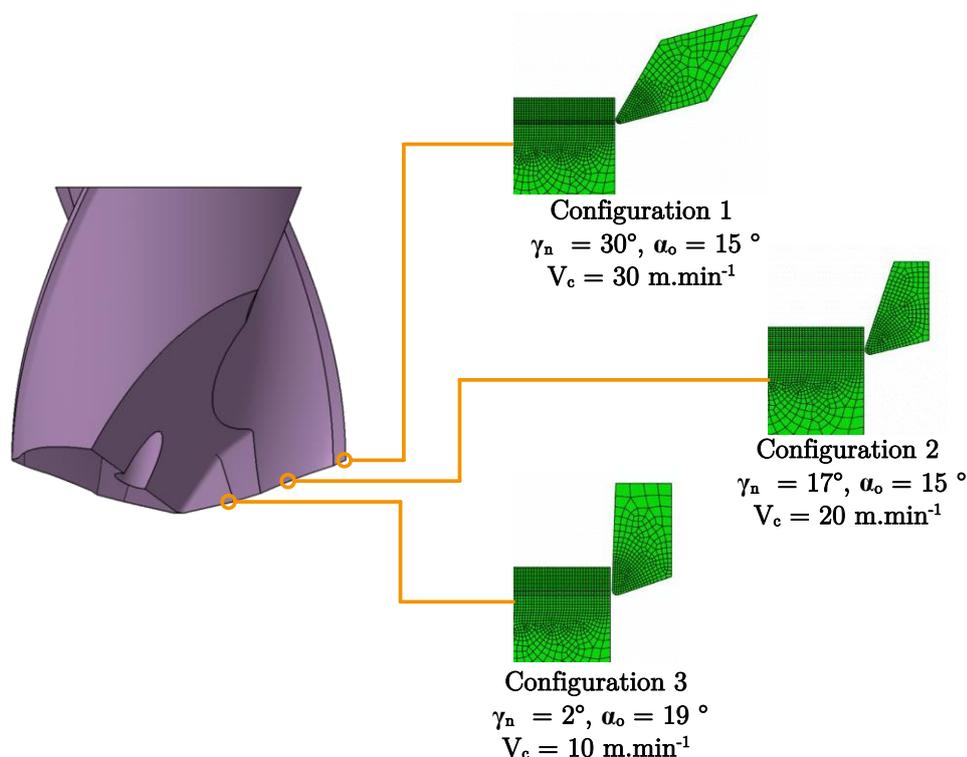


Figure 6.34 - Position des configurations par rapport à la géométrie du foret.

Comme cela a été mentionné dans les chapitres précédents, les résultats entre le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ et le Ti54M sont similaires que ce soit tant en terme de caractéristiques physiques (méca-

nique et thermique), de résultats d'essais d'usinage, ou de comportement matériau. De plus, le comportement du Ti54M n'étant pas répétable, notamment au niveau de l'endommagement, seul l'usinage du Ti6Al4V $\alpha+\beta$ et du Ti6Al4V traité β seront étudiés dans ce paragraphe. Les lois de plasticité et d'endommagement utilisées pour la modélisation sont rappelées dans les Tables 6.O et 6.P. Les lois pour le Ti6Al4V traité β sont celles déterminées dans ce chapitre. Pour le Ti6Al4V $\alpha+\beta$, la loi de plasticité déterminée par Bouchnak [Bouchnak 10] ainsi que la loi d'endommagement obtenue par Kay [Kay 03] et reprise dans l'étude de Bouchnak seront utilisées. Ces lois ont été utilisées sur l'ensemble du modèle.

	A (MPa)	B (MPa)	n	m	C	$\dot{\epsilon}_0 (s^{-1})$	T_a (°C)
Ti6Al4V $\alpha+\beta$ [Bouchnak 10]	983	348	0.32	0.69	0.024	0.1	25
Ti6Al4V traité β	1180	370	0.44	0.51	0.011	0.1	25

Table 6.O - Récapitulatif des lois de plasticité du Ti6Al4V $\alpha+\beta$ et du Ti6Al4V traité β .

	D ₁	D ₂	D ₃	D ₄	D ₅
Ti6Al4V $\alpha+\beta$ [Kay 03]	-0.09	0.27	0.48	0.014	3.87
Ti6Al4V traité β	0.013	0.3	-1.54	-0.047	4.25

Table 6.P - Récapitulatif des lois d'endommagement du Ti6Al4V $\alpha+\beta$ et du Ti6Al4V traité β .

La simulation a été réalisée à l'aide d'un modèle multipart similaire à celui proposé par Yaich [Yaich et al. 16] dont le paramétrage est présenté sur la Figure 6.35. Le modèle multipart a la particularité d'être composé de trois parties au niveau de la pièce. La première partie ① est l'épaisseur de copeau non déformé h dont la valeur retenue ici est $h = 0.1$ mm. La seconde partie de la pièce ② est appelée zone sacrificielle. C'est une bande très fine permettant la séparation de la matière entre le copeau et la pièce. Généralement il est conseillé de mettre une hauteur h_{sacr} égale à l'acuité de l'arête de l'outil afin de limiter les distorsions du maillage. Dans le cas de l'étude l'acuité d'arête et donc la hauteur h_{sacr} de la zone sacrificielle est de 0.018 mm. Enfin la troisième et dernière partie de la pièce ③ est le substrat qui correspond à la pièce finie et qui comprend une hauteur h_{sub} de 0.5 mm. Le modèle numérique 2D est ainsi constitué d'une pièce de dimension $L1.8 \times h0.618$ mm² encastrée sur la face inférieure et la face gauche de la pièce. La vitesse de coupe est imposée au niveau de l'outil. Le maillage a été réalisé à l'aide d'éléments linéaire couplant température et déplacement (coupled Temperature-Displacement) de type CPE4RT. L'outil est composé de 331 éléments, tandis que la pièce est constituée au total de 4913 éléments divisés en 1920, 320 et 2673 éléments respectivement pour le copeau, la zone sacrificielle et le substrat. La simulation a été réalisée sans lubrification comme cela a été le cas pour les essais expérimentaux.

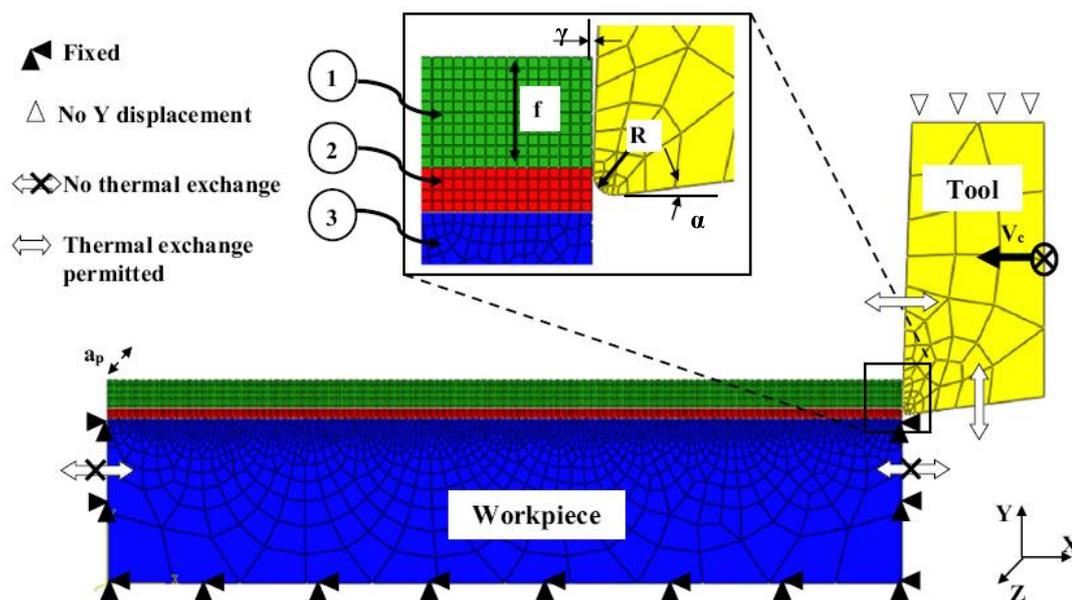


Figure 6.35 – Modèle multipart avec conditions aux limites [Yaich et al. 16].

Un récapitulatif des propriétés physiques (thermique et mécanique) des matériaux est donné dans la Table 6.Q. L'outil est un outil en carbure de tungstène non revêtu. En ce qui concerne les propriétés de contact, un modèle de frottement de Coulomb a été appliqué avec une valeur de frottement de 0.25 pour la partie mécanique. Cette valeur a été prise à partir de la littérature [Bonnet 10]. Le choix de ne pas utiliser le coefficient de 1 déterminé grâce aux essais dans le chapitre 2 est dû au fait que l'état de surface des outils de rabotage ne reflétaient pas l'état réel des forets. En ce qui concerne les propriétés thermiques de contact, l'échauffement induit par le frottement a été pris en compte en prenant un coefficient de conversion d'énergie de frottement sous forme de chaleur égal à 1. La répartition de chaleur a été choisie d'après les résultats obtenus par Bonnet [Bonnet 10]. La répartition a été fixée à 35 et 65% respectivement pour la pièce et l'outil. L'étude de la formation du copeau ainsi que les efforts de coupe seront les critères utilisés pour valider le modèle numérique.

Propriétés physiques de la pièce et de l'outil				
	Propriétés	Matériaux		
		Ti6Al4V $\alpha+\beta$	Ti6Al4V traité β	WC - 10%Co (outil)
Matériaux	Masse volumique, ρ (kg.m ⁻³)	4430		14 000
	Module de Young, E (GPa)	110	114	608
	Coefficient de Poisson, ν	0.33		0.24
	Chaleur spécifique, C_p (J ;Kg ⁻¹ .°C ⁻¹)	6.6		216
	Conductivité thermique λ (W.m ⁻¹ .°C ⁻¹)	9		-
	Coefficient de dilatation thermique, α (m ⁻¹ .°C ⁻¹)	9.10 ⁻⁶		-
	T_f (°C)	1655		-
	T_0 (°C)	25		-
	Fraction de Quinney-Taylor (Fraction de chaleur par plastification (β))	0.9		-
Contact	Coefficient de transfert de chaleur (W.m ⁻² .°C ⁻¹)	40.10 ⁴		
	Coefficient de partition de chaleur dans la pièce	0.35		
	Coefficient de frottement	0.25		
	Energie par frottement transformée en chaleur	100 %		

Table 6.Q - Paramètres des matériaux utilisés dans le modèle de coupe.

6.4.2. Validation du modèle

Les premiers résultats présentés concernent la modélisation du Ti6Al4V $\alpha+\beta$ dans la configuration 1. La Figure 6.36 présente le résultat de la simulation en termes de champ de déformation (Figure 6.36(a)) et l'observation expérimentale (Figure 6.36(b)). Concernant la formation du copeau, il est intéressant de voir qu'un copeau continu est obtenu à partir de la modélisation. Celui-ci est similaire, en termes de morphologie, au copeau obtenu expérimentalement. L'épaisseur de copeau h_c mesurée expérimentalement dans le chapitre 2 était de 138 μm . Dans le cas de la modélisation, une épaisseur de copeau h_c de 146 μm est obtenue. L'erreur entre les deux mesures n'est que de 5% et permet de faire une première validation du modèle quant au critère géométrique du copeau. Par rapport au deuxième critère utilisé dans l'étude qui est l'effort de coupe F_c , celui-ci est de 441 N expérimentalement tandis que la valeur pour la modélisation est de 447 N, soit une erreur de 1.3 %. Ce deuxième critère permet donc de valider le modèle. Les deux autres paramètres permettant de valider le modèle sont l'effort d'avance F_f et la longueur de contact l_c . Pour ces deux paramètres les valeurs sont de 93 N et 163 μm expérimentalement contre 77 N et 135 μm numériquement, soit une erreur de 17 %. Cette erreur plus importante est due à la différence de valeur du coefficient de frottement (0.25 numériquement contre 1 expérimentalement).

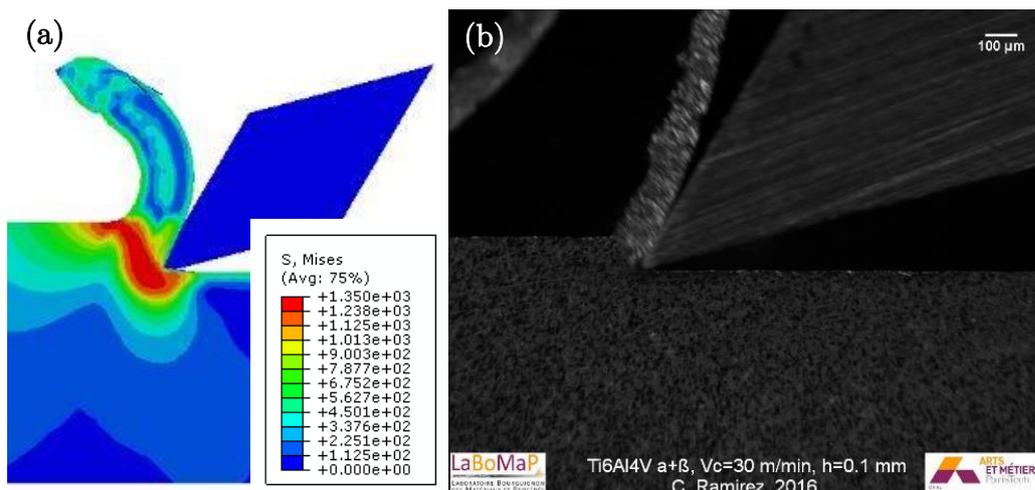


Figure 6.36 - Comparaison de la modélisation avec l'essai expérimental dans la configuration 1 du Ti6Al4V $\alpha+\beta$
 (a) Modélisation – (b) Observation expérimentale.

En ce qui concerne les résultats de la simulation de la configuration 1 du Ti6Al4V traité β , ceux-ci diffèrent au niveau de la formation du copeau. En effet, comme le montre la Figure 6.37, un copeau continu est observé dans le cas de la modélisation or expérimentalement un copeau festonné est présent. Néanmoins comme les résultats du chapitre 2 ont pu le montrer, le festonnement du copeau est très aléatoire en termes de fréquence de festonnage, de hauteur de crête et de vallée. Le copeau est parfois festonné ou continu comme le montre la Figure 6.37(b). Cette instabilité est sûrement due à l'hétérogénéité microstructurale du matériau comme cela a été mentionné précédemment dans le chapitre 2. La modélisation retenue considère le matériau usiné comme un matériau homogène. La modélisation n'est alors sûrement pas adaptée pour ce matériau. Une modélisation polycristalline serait sans doute plus pertinente. Celle-ci permettrait de pouvoir ainsi tenir compte de la taille des grains et surtout de

leur orientation. Des études commencent à voir le jour à propos de la modélisation polycristalline qui tient compte des différents phases présentes et de l'orientation des grains [Ayed 13 ; Simoneau et al. 07 ; Zhang et al. 12].

En revanche l'effort de coupe F_c modélisé correspond bien à celui trouvé expérimentalement avec des valeurs respectives de 460 N et 445 N, soit un écart de 3 %. L'effort d'avance F_f est, quant à lui, de 111 N expérimentalement contre 90 N numériquement, soit une erreur de 19 % qui est due comme pour le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ à la différence de valeur du coefficient de frottement.

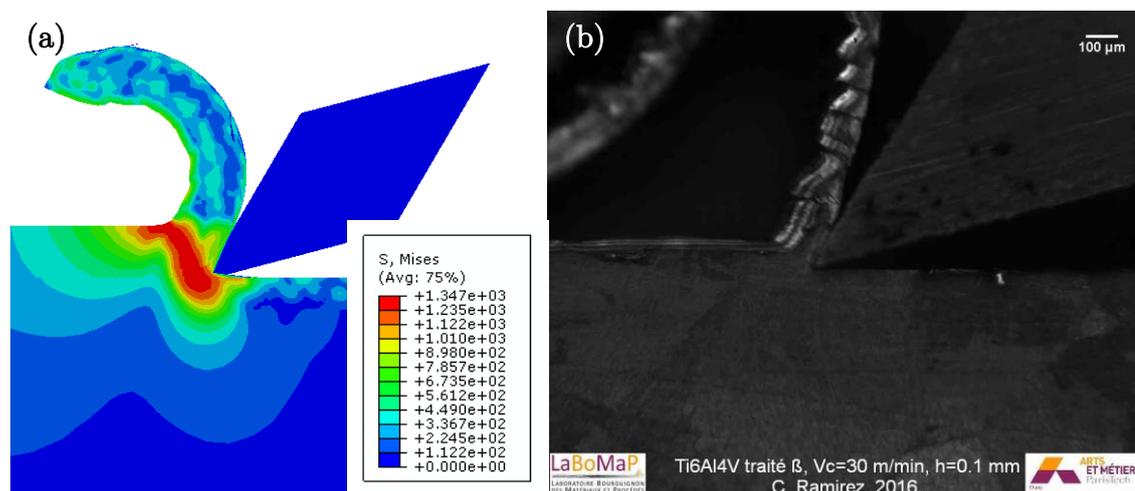


Figure 6.37 - Comparaison de la modélisation avec l'essai expérimental dans la configuration 1 du Ti6Al4V traité β
(a) Modélisation – (b) Observation expérimentale.

6.4.3. Analyse des différentes configurations

Cette première étape a permis de valider le modèle afin de pouvoir l'utiliser pour les différentes configurations. Une comparaison des efforts de coupe en fonction des configurations est fournie dans les Tables 6.R et 6.S. Dans le cas des deux matériaux étudiés, l'effort de coupe F_c augmente entre la configuration 1 et la configuration 3. Ceci est dû à l'influence de deux paramètres. Le premier est la vitesse de coupe qui diminue dans les configurations 2 et 3 avec des valeurs respectives de 20 et 10 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$. Cette diminution de vitesse de coupe a pour conséquence une diminution de la température de coupe à l'interface outil/copeau (ZCS) comme le dénote les résultats présentés dans la Table 6.T et donc d'un adoucissement thermique moins important ce qui entraîne un effort de coupe plus élevé. D'ailleurs, ce phénomène est très classique en usinage. En effet il est possible d'observer une croissance de l'énergie spécifique de coupe avec une diminution de la vitesse de coupe. De plus, la variation de la géométrie de coupe, notamment l'angle de coupe influence aussi l'effort de coupe. En effet, la diminution de cet angle a pour conséquence une augmentation de l'effort de coupe. Comme l'a montré Leroy [Leroy 93], un angle de coupe positif assure une action tranchante la plus efficace et permet de minimiser les efforts contrairement à un angle de coupe négatif qui permet d'avoir une meilleure robustesse de l'outil mais avec des efforts plus importants. La configuration 1 cumule une vitesse de coupe élevée et un angle de coupe fortement positif, ce qui conduit à un effort de coupe faible. La configuration 2 et à fortiori la configuration 3 ont une vitesse de coupe et un angle de coupe plus faibles, donc un effort de coupe plus élevé.

	Effort de coupe F_c (N)		
	Configuration 1	Configuration 2	Configuration 3
Ti6Al4V $\alpha+\beta$	447	521	579
Ti6Al4V traité β	460	522	588

Table 6.R - Mesure de l'effort de coupe F_c en fonction de la configuration.

	Effort d'avance F_f (N)		
	Configuration 1	Configuration 2	Configuration 3
Ti6Al4V $\alpha+\beta$	77	144	242
Ti6Al4V traité β	90	146	212

Table 6.S - Mesure de l'effort d'avance F_f en fonction de la configuration.

	Température de coupe à l'interface outil/copeau (ZCS) (°C)		
	Configuration 1	Configuration 2	Configuration 3
Ti6Al4V $\alpha+\beta$	497	430	363
Ti6Al4V traité β	493	423	367

Table 6.T - Mesure de la température de coupe en fonction de la configuration à l'interface outil/copeau (ZCS).

En ce qui concerne la forme du copeau, seul le copeau du Ti6Al4V $\alpha+\beta$ sera discuté ci-dessous. En effet comme les résultats l'ont montré juste avant, la modélisation du Ti6Al4V traité β à partir d'un modèle matériau homogène ne permet pas de modéliser correctement la géométrie du copeau. La comparaison de la morphologie du copeau pour les trois configurations, dans le cas du Ti6Al4V $\alpha+\beta$, est fournie sur la Figure 6.38. Comme cela a été constaté auparavant, un copeau continu est observé pour la configuration 1. L'évolution de la configuration 1 à la configuration 3 implique une augmentation du festonnement du copeau. En effet, un léger festonnement est visible pour la configuration 2 et il est très important pour la configuration 3. Le changement de morphologie du copeau est principalement dû à l'angle de coupe du foret. En diminuant cet angle de coupe, l'angle de cisaillement diminue. Il est respectivement de 48° , 42° et 37° pour les configurations 1, 2 et 3. La diminution de cet angle implique également une localisation de la déformation moins restreinte comme le montre la Figure 6.38. En effet la localisation de la déformation est de 0.05 mm de large pour la configuration 1 et elle passe à 0.1 mm pour la configuration 3. Cette localisation plus large de la déformation va se traduire par une épaisseur de copeau plus large. Elle est respectivement de 146, 168 μm pour les configurations 1 et 2 tandis que la hauteur moyenne des crêtes du copeau festonné de la configuration 3 est évaluée à 180 μm . Les résultats de ces simulations sont confortés par les résultats expérimentaux établis par Claudin dans sa thèse [Claudin 06]. Il a montré que la diminution de l'angle de coupe entraîne une diminution de l'angle de cisaillement ainsi qu'une épaisseur de copeau plus importante. Il explique que pour de très faibles vitesses et des angles de coupe proches de zéro, les plans de cisaillement vont même jusqu'à disparaître pour laisser place à de fortes zones de déformation. Enfin, la longueur de contact outil/copeau a tendance à augmenter avec la diminution de la vitesse de coupe. Elle est respectivement de 135, 146 et 181 pour les configurations 1 à 3.

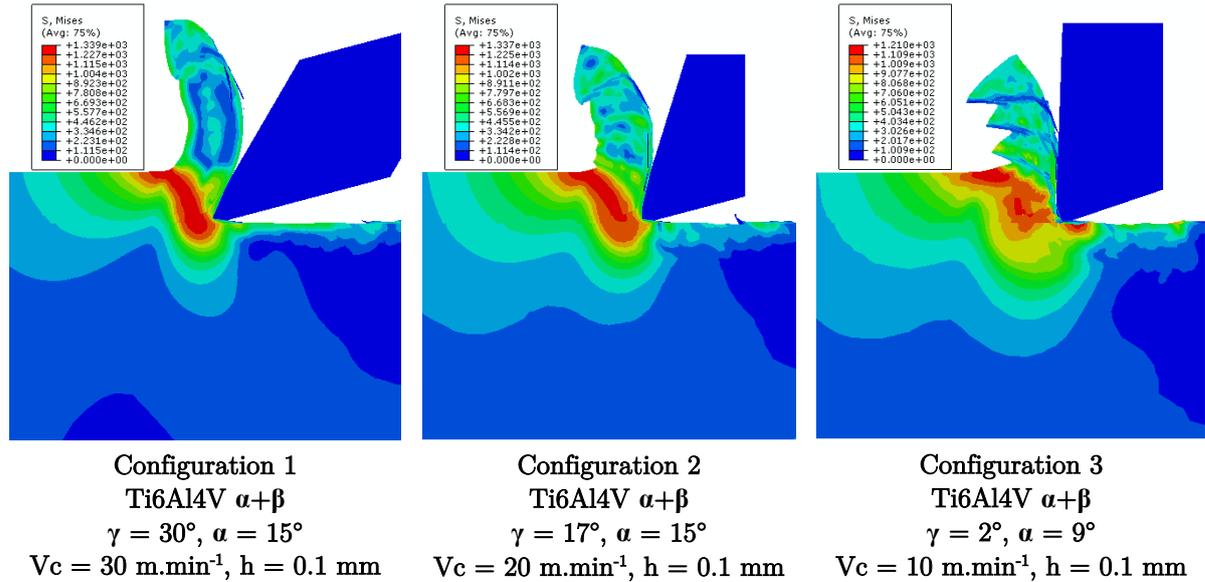


Figure 6.38 - Comparaison de la formation du copeau pour les trois configurations dans le cas du Ti6Al4V $\alpha+\beta$.

6.5. Conclusion

Ce chapitre a permis de mettre en avant le comportement des matériaux en fonction de la température et de la vitesse de déformation. Plusieurs résultats sont à retenir. Tout d'abord, il faut retenir que des différences existent entre le Ti54M et le Ti6Al4V traité β dans le cas des essais à différentes températures. Une plus grande sensibilité à la température est observée pour le Ti54M. En revanche, les lois de comportement identifiées sont très similaires du fait de la non prise en compte de l'évolution de la température dans la détermination du paramètre m .

L'étude expérimentale de l'endommagement a également permis de mettre en avant l'influence des grains du Ti6Al4V traité β dans le mode de rupture. Ce matériau se démarque des deux autres par sa rupture fragile transgranulaire et sa microductilité. Les essais concernant la sensibilité de l'endommagement à la température confortent les résultats des essais de l'étude de la plasticité sur les différences de sensibilité des matériaux entre le Ti6Al4V $\alpha+\beta$, le Ti54M et le Ti6Al4V traité β . Une étude plus approfondie du Ti54M pour les différentes températures est nécessaire pour comprendre d'où viennent les résultats obtenus dans ce chapitre.

Une simulation numérique a été développée et validée dans la configuration 1 par comparaison avec les essais expérimentaux. Grâce à ce modèle, deux autres configurations ont été simulées afin d'observer l'influence du changement de géométrie, typique de l'arête d'un foret, ainsi que de la vitesse de coupe. Les simulations ont permis de montrer que les températures de coupe étaient pilotées principalement par la vitesse de coupe et que celles-ci avaient tendance à diminuer lorsque la vitesse de coupe diminue. Au contraire la formation du copeau est pilotée majoritairement par l'angle de coupe de l'outil. Une diminution de l'angle de coupe entraîne une diminution de l'angle de cisaillement, une localisation de la déformation moins restreinte ainsi qu'une épaisseur de copeau plus importante. Ceci a pour conséquence l'apparition d'un copeau festonné. La seconde constatation faite à partir de la simulation est que le Ti6Al4V traité β est un matériau hétérogène dont la morphologie du copeau est très difficile à modéliser à partir de ce type de modèle.

Conclusions et Perspectives

Conclusions

L'introduction massive de matériaux composites renforcés de fibres de carbone (CFRP) sur la majeure partie des structures travaillantes de l'avion A350 (fuselage et voilure) a soulevé de nouvelles problématiques pour les matériaux métalliques. Du fait qu'ils présentent une meilleure compatibilité avec le CFRP que les alliages d'aluminium, les alliages de titane sont venus supplanter les alliages d'aluminium pour les pièces de fuselage en métal. Le pourcentage en masse des alliages de titane a pratiquement doublé de l'A380 à l'A350. Ces pièces sont souvent très ouvragées et nécessitent des opérations d'usinage conséquentes, or la différence de productivité entre l'usinage d'un alliage d'aluminium et celui d'un alliage de titane peut atteindre un rapport 30. L'objectif industriel est donc d'améliorer la productivité de l'usinage des alliages de titane afin d'en réduire les coûts. Le projet TITUS avait donc pour but de développer une compréhension des phénomènes physiques mis en jeu lors de l'opération de perçage des alliages de titane. Ces travaux de recherches ont dans un premier temps été centrés sur des essais expérimentaux afin de mettre en évidence les différences d'usinabilité entre matériaux. Puis, dans un second temps, une compréhension des différences a été recherchée au niveau du comportement des matériaux ainsi qu'à l'aide d'une simulation numérique de la coupe.

L'état de l'art présenté dans le premier chapitre a permis dans un premier temps de montrer toute la complexité d'obtention des alliages et la multitude d'alliages de titane qui existent. Dans un second temps, celui-ci s'est intéressé à l'usinabilité des alliages de titane. Les connaissances concernant l'usinabilité à l'échelle méso/microscopique sont peu documentées. Les résultats de la littérature montrent que l'usinabilité varie selon les alliages mais peu d'auteurs ont réussi à mettre en évidence quels sont les paramètres qui influent sur cette usinabilité. La seconde partie de ce chapitre a permis de commencer à répondre à la problématique posée ci-dessus en prenant tout d'abord connaissance des matériaux étudiés et d'avoir une première approche sur leurs caractéristiques thermomécaniques à température ambiante et avec variation de température. Des différences ont été constatées concernant la taille de grains, le taux de phase ainsi que sur les éléments d'addition et notamment le molybdène présent dans le Ti54M, réduisant ainsi sa température de transus beta. En revanche, les propriétés mécaniques (module de Young et dureté) ainsi que les propriétés thermiques (chaleur spécifique et coefficient de diffusion) sont similaires pour les trois matériaux. Cependant, les résultats de dureté et de microdureté ont mis en évidence l'hétérogénéité du Ti6Al4V traité β de par sa taille de grains et sa microstructure lamellaire. Il faut également noter que d'après les résultats fournis par le partenaire IJL, aucune dissolution de phase n'est possible pour les vitesses de chauffage élevées rencontrées en usinage. Ainsi, aucun changement de phase n'est attendu durant l'usinage.

Suite à l'étude métallurgique des matériaux dans le chapitre 1, une pré-étude de perçage a été réalisée dans le chapitre 2. Celle-ci n'a pas permis de mettre en évidence des différences en

termes d'efforts de coupe entre les trois matériaux. La variable macroscopique que représente l'effort n'est alors pas adéquate pour différencier les trois matériaux. Pour tenter de comprendre quelles sont les différences entre les trois matériaux il convient d'aller étudier à une échelle plus petite. Or, l'opération de perçage étant complexe et confinée, la première partie de l'étude s'est alors orientée sur une étude de rabotage afin d'étudier les trois alliages dans une configuration simple et facilement instrumentable. Ces essais ont mis en lumière une importante dépendance de la formation du copeau avec la microstructure dans le cas du Ti6Al4V traité β . L'arête ne subit pas les mêmes contraintes selon l'orientation des grains. Cela entraîne un chargement variable le long de l'arête de coupe, tant en termes de valeur de chargement qu'en termes de direction, modifiant ainsi la fréquence de festonnage, la hauteur des crêtes et des vallées ainsi que l'angle de cisaillement. Pour les deux autres matériaux peu de différences sont constatées. Les essais de rabotage ne permettent pas d'étudier l'effet thermique et de l'usure sur les outils puisque ce sont des essais courts assimilables à de la coupe discontinue contrairement au perçage qui est un procédé de coupe continue.

Le chapitre 3 a permis d'étudier l'usure des outils et la formation du copeau. Des mesures de la température de coupe à l'aide de thermocouples derrière l'arête du foret ainsi que l'évolution de la morphologie des copeaux avec l'usure ont été effectuées. La première campagne d'essais avec les outils de rabotage ont montré toute l'importance d'avoir une bonne préparation d'arête pour une bonne tenue des outils lors de l'usinage. Un bon état de surface ainsi qu'une acuité d'arête homogène permettent d'obtenir des efforts de coupe constants et plus faibles. La seconde campagne a été réalisée avec les forets de perçage. L'usure des outils est clairement différente entre les matériaux étudiés. Alors que seulement 13 trous ont pu être réalisés dans le Ti6Al4V traité β , 189 trous ont été effectués dans le Ti54M et 619 trous pour le Ti6Al4V $\alpha+\beta$, sans constater d'usure pour ce dernier. Le mode de dégradation observé est une rupture soudaine des becs. Cette rupture est sûrement due à une dénaturation du carbure. Une oxydation en surface sur la face de dépouille est apparue très tôt durant les essais pour les trois matériaux. Cette oxydation prouve la présence de hautes températures durant le perçage, qui peuvent déclencher un phénomène de diffusion et ainsi dénaturer le carbure. En revanche, aucune usure en dépouille ou d'arête n'a été observée. Le fait que l'usure n'évolue pas avec le nombre de trous percés induit une morphologie identique du copeau sans aucune évolution. Il faut noter également qu'un collage important de titane sur les listels du foret est observé pour le Ti54M. Le molybdène qui n'est pas présent dans le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ peut être la cause de ce collage. Le molybdène est un élément rendant le matériau plus ductile, ce qui peut expliquer le collage.

La première partie composée des trois premiers chapitres avait pour but de qualifier expérimentalement l'usinabilité des trois matériaux à travers leurs caractéristiques thermo-mécanométallurgique ainsi qu'à partir d'essais d'usinage. Celle-ci a commencé à donner quelques réponses, notamment sur l'influence de la taille et du type de microstructure dans le cas du Ti6Al4V traité β . La deuxième partie, consacrée à la compréhension de l'usinabilité, a été réalisée avec les chapitres 4, 5 et 6. Dans la continuité du chapitre 3, le chapitre 4 s'est orienté sur la compréhension des phénomènes d'usure par diffusion. Des essais de couple de diffusion innovants ont été mis en place. Les résultats montrent que le titane est l'élément prépondérant dans la diffusion du côté de l'alliage. Les autres éléments n'entrent pas en compte dans le

processus de diffusion, ce qui ne permet pas d'observer de différence entre les trois matériaux. Du côté des éléments de l'outil, une diffusion dans l'alliage de titane, sur une grande distance, est observée pour les éléments C et Co ($> 100 \mu\text{m}$). Le tungstène W diffuse aussi sur une grande distance (jusqu'à $70 \mu\text{m}$ pour un temps de maintien de 2 h) et dans des proportions importantes. Une comparaison avec l'outil utilisé dans le chapitre 3 a été faite. Celle-ci montre qu'un phénomène de diffusion a eu lieu mais il n'est pas possible de détecter tous les éléments à cause de leur faible quantité.

Le chapitre 5 a permis de mettre en œuvre un système de mesure de température embarqué sur la broche de la machine, développé dans le cadre de cette thèse. Ce système a été développé dans le cadre de cette thèse. Les résultats montrent que les températures atteignent des valeurs très élevées derrière l'arête de coupe. Celles-ci sont supérieures à $500 \text{ }^\circ\text{C}$ pour des vitesses de coupe de $30 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$, ce qui indique que les températures au niveau de l'arête de coupe sont très importantes. Des températures de $500 \text{ }^\circ\text{C}$ confirment également qu'un processus de diffusion est présent puisque celle-ci peut être déclenchée dès $400 \text{ }^\circ\text{C}$. Les essais montrent également qu'un échauffement pouvant atteindre une quarantaine de degrés, apparaît à la fin du perçage. Cet effet est dû à un cumul entre le frottement en fin de perçage qui provoque la capsule et également à une accumulation de chaleur en fond de pièce qui ne peut pas être évacuée. Une simulation numérique de l'opération de perçage en sortie de trou permettrait de valider ces résultats.

Le dernier chapitre de ce mémoire a pour but d'étudier le comportement des matériaux afin d'identifier leur loi de comportement (Johnson et Cook) et de développer une modélisation de l'usinage à différents points de l'arête de coupe du foret. Le comportement plastique du Ti6Al4V $\alpha+\beta$ et du Ti54M sont très similaires en termes de contrainte d'écoulement et d'allongement. En revanche le Ti6Al4V traité β se comporte différemment puisque son allongement à la rupture est deux fois plus faible. De plus, ce matériau est bien moins sensible à l'adoucissement thermique que le Ti54M. Concernant l'endommagement, le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ et le Ti54M montrent tous deux une rupture ductile pour des essais de traction à température ambiante et sous différents taux de triaxialité. Au contraire le Ti6Al4V traité β se comporte comme un matériau fragile tout en observant une forme de microductilité. Ces phénomènes sont encore la conséquence de l'hétérogénéité, de la taille et de l'orientation des grains de la microstructure.

Les essais à chaud en revanche ont mis en évidence des différences entre le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ et le Ti54M. La répétabilité des essais de ce dernier est très mauvaise. Les dispersions des résultats surviennent après une température de $700 \text{ }^\circ\text{C}$, température à partir de laquelle ce matériau peut devenir superplastique pour des faibles vitesses de déformation. Une étude plus approfondie serait nécessaire.

Une modélisation a ensuite été réalisée sur le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ et le Ti6Al4V traité β . Le modèle mis en place pour le premier matériau a été validé et a permis d'étudier l'influence des différents paramètres grâce à différentes configurations représentant des positions le long de l'arête du foret. Les simulations ont permis de montrer que les températures de coupe étaient pilotées principalement par la vitesse de coupe et que celles-ci avaient tendance à diminuer lorsque la vitesse de coupe diminue. Au contraire la formation du copeau est pilotée majoritairement par l'angle de coupe de l'outil. Une diminution de l'angle de coupe entraîne une diminution de

l'angle de cisaillement, une localisation de la déformation moins restreinte ainsi qu'une épaisseur de copeau plus importante. En revanche, il n'a pas été possible d'établir une modélisation pertinente pour le Ti6Al4V traité β à cause de son hétérogénéité et notamment la modélisation de la morphologie du copeau.

Perspectives

Les perspectives suite aux résultats présentés dans ce mémoire sont nombreuses. Tout d'abord les résultats ont montré que les phénomènes de coupe dans le Ti6Al4V traité β étaient très dépendants de la microstructure. En effet, le Ti6Al4V traité β ne peut pas s'étudier comme un matériau homogène. Cela s'est notamment démontré lors des difficultés pour modéliser la coupe avec ce matériau et dans la non répétabilité des essais de rabotage. Pour mieux appréhender les mécanismes de coupe de ce matériau, l'obtention de grains avec des orientations choisies et non arbitraires permettrait d'appréhender l'effet de l'orientation des colonies lamellaires comme cela est le cas dans la coupe des CFRP. L'orientation des grains du Ti6Al4V traité β entraîne un chargement variable sur l'arête de coupe, tant en termes de valeur de chargement qu'en termes de direction, c'est pourquoi, il serait intéressant d'étudier la résistance à la rupture de l'outil en fonction de l'orientation des chargements que subit l'arête de coupe. Pour tenter de comprendre quels sont les effets des chargements sur l'outil, il serait intéressant d'étudier les champs de déformations par corrélation d'image (DIC). De plus, une modélisation polycristalline, comme celle réalisée par Ayed [Ayed 13], serait plus appropriée à ce type de matériau. Pour réaliser celle-ci, il convient néanmoins de connaître les paramètres thermomécaniques de chacune des phases α et β ainsi que leur comportement. La connaissance de toutes ces données est essentielle et nécessite une étude avancée des matériaux.

La multitude de paramètres métallurgiques (taille de grain, taux de phases, éléments d'addition) ne permet pas d'expliquer les différences d'usinabilité observées entre le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ et le Ti54M. Pour tenter d'identifier les paramètres les plus influents, il est nécessaire de découpler ces paramètres. Ainsi il serait intéressant d'étudier un seul matériau avec différentes taux de phases ou taille de grains et ainsi n'étudier qu'un seul paramètre à la fois comme ont pu le faire Sacristan [Sacristan et al. 16] et [Patil et al. 16].

L'étude des températures de coupe à l'aide du système RTT développé dans le cadre de la thèse a permis d'avoir une connaissance globale de la température de coupe mais elle ne permet pas de mesurer la température en un point précis de l'arête. Plusieurs pistes pourraient être étudiées. L'une d'elle serait d'étudier les oxydes apparaissant sur le foret afin de déterminer les températures qui ont été présentes durant le perçage. L'utilisation de thermocouple pour mesurer la température sur l'arête de coupe comme l'a fait Agapiou [Agapiou et al. 94] et Ramirez [Ramirez et al. 14] est aussi une piste à envisager.

Ces températures élevées sont la principale cause de l'usure des outils par diffusion. Ce paramètre est prépondérant en termes de productivité. Une première analyse a été réalisée mais celle-ci reste néanmoins simple puisque le procédé des couples de diffusion est un essai statique et lent. Une approche plus proche du procédé d'usinage permettrait d'appréhender de façon plus approfondie le phénomène de diffusion. Pour ce faire des essais de diffusion dynamique

sont à mettre en place. Les deux paramètres à étudier et mettre en évidence sont les vitesses de chauffe ainsi que l'influence de la déformation plastique sur l'activation thermomécanique de la diffusion.

L'utilisation de lubrifiants permettrait de limiter les températures et ainsi de diminuer l'usure par diffusion néanmoins les problèmes environnementaux tendent à limiter leurs utilisation. En revanche, l'assistance cryogénique qui est en pleine essor est encore peu étudiée en perçage à cause de la difficulté de sa mise en œuvre. Il serait intéressant de s'intéresser à l'effet de la cryogénie sur les performances des outils en perçage. Cet axe est très prometteur pour le futur.

Références bibliographiques

- [Abdel-Aal et al. 09] ABDEL-AAL, H.A., NOUARI, M., MANSORI, M. *ELInfluence of thermal conductivity on wear when machining titanium alloys*. Tribol. Int. 42(2):359-372, 2009.
- [Abuladze 62] ABULADZE, N.G. *Character and the length of tool-chip contact*. Proc. Mach. Heat-Resist. Titan. Alloys 68-78, 1962.
- [AFNOR 14] Association Française de Normalisation AFNOR. *Matériaux métalliques - Essai de dureté Brinell - Partie 1 : Méthode d'essai*. Norme NF EN ISO 6506-1., novembre 2014.
- [AFNOR 12] Association Française de Normalisation AFNOR. *Implants chirurgicaux. Produits à base de métaux - Partie 3: Alliage à forger à base de titane, d'aluminium 6 et de vanadium 4*. Norme NF EN ISO 5832-3., septembre 2012.
- [AFNOR 07] Association Française de Normalisation AFNOR. *Méthodes d'essai pour produits réfractaires - Partie 1: Détermination du module de Young dynamique (MOE) par excitation de vibration par impulsion*. Norme NF EN ISO 12680-1., février 2007.
- [AFNOR 97] Association Française de Normalisation AFNOR. *Domaine de fonctionnement des outils coupants - Couple outil-matière*. Norme NF E66-520., septembre 1997.
- [AFNOR 93a] Association Française de Normalisation AFNOR. *Grandeur de base pour la coupe et la recification*. Norme NF ISO 3002- 2 E66-502., décembre 1993.
- [AFNOR 93b] Association Française de Normalisation AFNOR. *Essai de durée de vie des outils de tournage à partie active unique*. Norme NF ISO 3685 E66-505., décembre 1993.
- [Agapiou et al. 94] AGAPIOU, J.S., STEPHENSON, D.A. *Analytical and Experimental Studies of Drill Temperatures*. J. Eng. Ind. 116(1):54-60, 1994.
- [A. Ghani et al. 13] A. GHANI, J., CHE HARON, C.H., HAMDAN, S.H., MD SAID, A.Y., TOMADI, S.H. *Failure mode analysis of carbide cutting tools used for machining titanium alloy*. Ceram. Int. 39(4):4449-4456, 2013.
- [Almond 81] ALMOND, E.A. *Towards improved tests based on fundamental properties*. Proc. Int. Conf. Improv. Perform. Tool Mater. Natl. Lab. Met. Soc. Teddington. Middx. 161-169, 1981.

- [Altintas 12] ALTINTAS, Y. *Manufacturing Automation: Metal Cutting Mechanics, Machine Tool Vibrations, and CNC Design*. Cambridge University Press, 2012.
- [Amin et al. 07] AMIN, A.K.M.N., ISMAIL, A.F., NOR KHAIRUSSHIMA, M.K. *Effectiveness of uncoated WC-Co and PCD inserts in end milling of titanium alloy—Ti-6Al-4V*. J. Mater. Process. Technol., The Seventh Asia Pacific Conference on Materials Processing (7th APCMP 2006) 192–193:147-158, 2007.
- [Andrade et al. 94] ANDRADE, U., MEYERS, M.A., VECCHIO, K.S., CHOKSHI, A.H. *Dynamic recrystallization in high-strain, high-strain-rate plastic deformation of copper*. Acta Metall. Mater. 42(9):3183-3195, 1994.
- [Armendia et al. 10] ARMENDIA, M., GARAY, A., IRIARTE, L.-M., ARRAZOLA, P.-J. *Comparison of the machinabilities of Ti6Al4V and TIMETAL® 54M using uncoated WC-Co tools*. J. Mater. Process. Technol. 210(2):197-203, 2010.
- [Arrazola et al. 09] ARRAZOLA, P.-J., GARAY, A., IRIARTE, L.-M., ARMENDIA, M., MARYA, S., LE MAÎTRE, F. *Machinability of titanium alloys (Ti6Al4V and Ti555.3)*. J. Mater. Process. Technol. 209(5):2223-2230, 2009.
- [Arulkirubakaran et al. 16] ARULKIRUBAKARAN, D., SENTHILKUMAR, V., KUMAWAT, V. *Effect of micro-textured tools on machining of Ti-6Al-4V alloy: An experimental and numerical approach*. Int. J. Refract. Met. Hard Mater. 54:165-177, 2016.
- [Arvieu et al. 04] ARVIEU, C., MANAUD, J.P., QUENISSET, J.M. *Interaction between titanium and carbon at moderate temperatures*. J. Alloys Compd. 368(1–2):116-122, 2004.
- [ASM Handbook 92], ASM International., Alloy Phase Diagrams. , Volume 3 - Alloy Phase Diagrams - p.539, 3 - Alloy Phase Diagrams, 3, 1992.
- [Attanasio et al. 13] ATTANASIO, A., GELFI, M., POLA, A., CERETTI, E., GIARDINI, C. *Influence of Material Microstructures in Micromilling of Ti6Al4V Alloy*. Materials 6(9):4268-4283, 2013.
- [Ayed 13] AYED, Y. *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*. Thèse de doctorat. Arts & Métiers ParisTech, 5 décembre 2013.

-
- [Baizeau et al. 16] BAIZEAU, T., ROSSI, F., POULACHON, G., OUTEIRO, J.C. *Prediction of surface integrity using Flamant–Boussinesq analytical model*. CIRP Ann. - Manuf. Technol. 65(1):81-84, 2016.
- [Barelli 16] BARELLI, F. *Développement d'une méthodologie d'optimisation des conditions d'usinage: application au fraisage de l'alliage de titane TA6V*. Thèse de doctorat. Toulouse, INPT, 227 pages, 16 février 2016.
- [Beno et al. 12] BENO, T., HULLING, U. *Measurement of Cutting Edge Temperature in Drilling*. Procedia CIRP, 45th CIRP Conference on Manufacturing Systems 2012 3:531-536, 2012.
- [Bergström et al. 71] BERGSTRÖM, Y., ROBERTS, W. *The application of a dislocation model to dynamical strain ageing in α -iron containing interstitial atoms*. Acta Metall. 19(8):815-823, 1971.
- [Bhagat et al. 08] BHAGAT, S.K., ALFORD, T.L. *Texture formation in Ag thin films: Effect of W–Ti diffusion barriers*. J. Appl. Phys. 104(10):103534, 2008.
- [Bhattacharyya et al. 67] BHATTACHARYYA, A., GHOSH, A. *Diffusion wear of cutting tools*. CIRP Ann. - Manuf. Technol. 16:369-375, 1967.
- [Bittès 93] BITTÈS, G. *Contribution à la connaissance des mécanismes fondamentaux liés à l'usinabilité des aciers de construction mécanique*. Thèse de doctorat. Université de Toulon, 106 pages, 19 novembre 1993.
- [Bonnet 10] BONNET, C. *Compréhension des mécanismes de coupe lors du perçage à sec de l'empilage Ti6Al4V/Composite fibre de carbone*. Thèse de doctorat. Arts & Métiers ParisTech, 206 pages, 10 décembre 2010.
- [Bouchnak 10] BOUCHNAK, T. *Etude du comportement en sollicitations extrêmes et de l'usinabilité d'un nouvel alliage de titane aéronautique le TI555-3*. Thèse de doctorat. Arts & Métiers ParisTech, 10 décembre 2010.
- [Boulaabi 15] BOULAABI, I. *Etude du comportement des alliages de titane*. Thèse de Master. Arts & Métiers ParisTech, 47 pages, 13 juillet 2015.
- [Bouzakis et al. 14] BOUZAKIS, K.D., BOUZAKIS, E., KOMBOGIANNIS, S., MAKRIMALLAKIS, S., SKORDARIS, G., MICHAILIDIS, N., CHARALAMPOUS, P., PARASKEVOPOULOU, R., M'SAOUBI, R., AURICH, J.C., BARTHELMÄ, F., BIERMANN, D., DENKENA, B., DIMITROV, D., ENGIN, S., KARPUSCHEWSKI, B., KLOCKE, F., ÖZEL, T., POULACHON, G., RECH, J., SCHULZE, V., SETTINERI, L., SRIVASTAVA, A., WEGENER, K., UHL-
-

- MANN, E., ZEMAN, P. *Effect of cutting edge preparation of coated tools on their performance in milling various materials*. CIRP J. Manuf. Sci. Technol. 7(3):264-273, 2014.
- [Bridgman 52] BRIDGMAN, P.W. *Studies in large plastic flow and fracture with special emphasis on the effects of hydrostatic pressure*. McGraw-Hill, New York, 1952.
- [Brown et al. 89] BROWN, S.B., KIM, K.H., ANAND, L. *An internal variable constitutive model for hot working of metals*. Int. J. Plast. 5(2):95-130, 1989.
- [Calamaz 08] CALAMAZ, M. *Approches expérimentale et numérique de l'usinage à sec de l'alliage aéronautique TA6V*. Thèse de doctorat. Université de Bordeaux, 2008.
- [Calamaz et al. 08] CALAMAZ, M., COUPARD, D., GIROT, F. *A new material model for 2D numerical simulation of serrated chip formation when machining titanium alloy Ti-6Al-4V*. Int. J. Mach. Tools Manuf. 48:275-288, 2008.
- [Changeux 01] CHANGEUX, B. *Loi de comportement pour l'usinage. Localisation de la déformation et aspects microstructuraux*. Thèse de doctorat. Arts & Métiers ParisTech, 159 pages, 14 juin 2001.
- [Claudin 06] CLAUDIN, C. *Influence des conditions opératoires sur le procédé de perçage : application aux structures mécano-soudées en acier bas carbone*. Thèse de Arts & Métiers ParisTech, 6 septembre 2006.
- [Combres 13] COMBRES, Y. *Traitements thermiques des alliages de titane*, Techniques de l'Ingénieur. Editions T.I., base documentaire: TIB364DUO., M1335, 2013.
- [Combres 10] COMBRES, Y. *Propriétés du titane et de ses alliages*, Techniques de l'Ingénieur. Editions T.I., base documentaire: TIB357DUO., M4780, 2010.
- [Combres 99] COMBRES, Y. *Propriétés du titane et de ses alliages.*, Techniques de l'Ingénieur. Editions T.I., base documentaire: TIB357DUO., ref. article : m4780, 1999.
- [Combres 97] COMBRES, Y. *Métallurgie et recyclage du titane et de ses alliages*, Techniques de l'Ingénieur. Editions T.I., base documentaire: TIB369DUO., M2355, 1997.
- [Cook et al. 66] COOK, N.H., NAYAK, P.N. *The thermal mechanics of tool wear*. J. Manuf. Sci. Eng. 88(1):93-100, 1966.

-
- [Cselle et al. 95] CSELLE, T., BARIMANI, A. *Today's applications and future developments of coatings for drills and rotating cutting tools*. Surf. Coat. Technol., International Conference on Metallurgical Coatings and Thin Films 76–77, Part 2:712-718, 1995.
- [Davies et al. 07] DAVIES, M.A., UEDA, T., M'SAOUBI, R., MULLANY, B., COOKE, A.L. *On The Measurement of Temperature in Material Removal Processes*. CIRP Ann. - Manuf. Technol. 56(2):581-604, 2007.
- [Dearnley et al. 86] DEARNLEY, P.A., GREARSON, A.N. *Evaluation of principal wear mechanisms of cemented carbides and ceramics used for machining titanium alloy IMI 318*. Mater. Sci. Technol. 2(1):47-58, 1986.
- [Denkena et al. 14] DENKENA, B., BIERMANN, D. *Cutting edge geometries*. CIRP Ann. - Manuf. Technol. 63(2):631-653, 2014.
- [Denkena et al. 11] DENKENA, B., LUCAS, A., BASSETT, E. *Effects of the cutting edge microgeometry on tool wear and its thermo-mechanical load*. CIRP Ann. - Manuf. Technol. 60(1):73-76, 2011.
- [Destefani 90] DESTEFANI, J.D. *Properties and selection: Nonferrous alloy and special-purpose materials*. ASM Met. Handb., ASM Metals Handbook 2:1770-1782, 1990.
- [Dorlin 16] DORLIN, T. *Développement d'un modèle généralisé d'efforts de coupe pour l'usinage des alliages de titane aéronautiques. Application aux techniques de tournage et de fraisage*. Thèse de doctorat. Arts & Métiers ParisTech, 228 pages, 15 novembre 2016.
- [Ducobu et al. 14] DUCOBU, F., RIVIÈRE-LORPHÈVRE, E., FILIPPI, E. *Numerical contribution to the comprehension of saw-toothed Ti6Al4V chip formation in orthogonal cutting*. Int. J. Mech. Sci., 2014.
- [Elmer et al. 05] ELMER, J.W., PALMER, T.A., BABU, S.S., SPECHT, E.D. *In situ observations of lattice expansion and transformation rates of α and β phases in Ti-6Al-4V*. Mater. Sci. Eng. A 391(1–2):104-113, 2005.
- [Evans et al. 99] EVANS, C.J., BRYAN, J.B. « *Structured* », « *Textured* » or « *Engineered* » Surfaces. CIRP Ann. - Manuf. Technol. 48(2):541-556, 1999.
- [Ezugwu et al. 05] EZUGWU, E.O., DA SILVA, R.B., BONNEY, J., MACHADO, Á.R. *Evaluation of the performance of CBN tools when turning Ti-6Al-4V alloy with high pressure coolant supplies*. Int J Mach Tools Manuf 45(9):1009–1014, 2005.
-

- [Ezugwu et al. 95] EZUGWU, E.O., TANG, S.H. *Surface abuse when machining cast iron (G-17) and nickel-base superalloy (Inconel 718) with ceramic tools*. J. Mater. Process. Technol., Conference of the Irish Manufacturing Committee on advanced manufacturing technology 55(2):63-69, 1995.
- [Fallqvist et al. 13] FALLQVIST, M., SCHULTHEISS, F., M'SAOUBI, R., OLSSON, M., STÅHL, J.-E. *Influence of the tool surface micro topography on the tribological characteristics in metal cutting: Part I experimental observations of contact conditions*. Wear 298-299:87-98, 2013.
- [García Navas et al. 13] GARCÍA NAVAS, V., ARRIOLA, I., GONZALO, O., LEUNDA, J. *Mechanisms involved in the improvement of Inconel 718 machinability by laser assisted machining (LAM)*. Int. J. Mach. Tools Manuf. 74:19-28, 2013.
- [Germain et al. 13] GERMAIN, G., MOREL, A., BRAHAM-BOUCHNAK, T. *Identification of Material Constitutive Laws Representative of Machining Conditions for Two Titanium Alloys: Ti6Al4V and Ti555-3*. J. Eng. Mater. Technol. 135(3):031002-031002, 2013.
- [Grzesik 08] GRZESIK, W. *Chapter Six - Orthogonal and Oblique Cutting Mechanics*. Adv. Mach. Process. Met. Mater. 69-84, 2008.
- [Gudipati et al. 13] GUDIPATI, P., CAMPBELL, K., KOSAKA, D.Y. *Hot Workability and Deformation Behavior of TIMETAL 54M*. Aeromat 24 Conf. Expo. Am. Soc. Met., 2013.
- [Habak 06] HABAK, M. *Etude de l'influence de la microstructure et des paramètres de coupe sur le comportement en tournage dur de l'acier à roulement 100Cr6*. Thèse de doctorat. Arts & Métiers ParisTech, 11 décembre 2006.
- [Hafsi 16] HAFSI, A. *Développement et comparaison de modèles de coupe appliqués aux alliages de titane*. Thèse de Master. Arts & Métiers ParisTech, 47 pages, 13 juillet 2016.
- [Hartung et al. 82] HARTUNG, P.D., KRAMER, B.M., VON TURKOVICH, B.F. *Tool Wear in Titanium Machining*. CIRP Ann. - Manuf. Technol. 31(1):75-80, 1982.
- [Hatt et al. 16] HATT, O., LARSSON, H., GIULIANI, F., CRAWFORTH, P., WYNNE, B., JACKSON, M. *Predicting Chemical Wear in Machining Titanium Alloys Via a Novel Low Cost Diffusion Couple Method*. Procedia CIRP, 3rd CIRP Conference on Surface Integrity 45:219-222, 2016.

- [Heath 01] HEATH, P.J. *Developments in applications of PCD tooling*. J. Mater. Process. Technol., Containing papers selected from the 2nd international conference on Advanced Manufacturing Technology 116(1):31-38, 2001.
- [Hor 11] HOR, A. *Simulation physique des conditions thermomécaniques de forgeage et d'usinage: caractérisation et modélisation de la rhéologie et de l'endommagement*. Thèse de doctorat. Arts et Métiers ParisTech, 31 janvier 2011.
- [Hua et al. 04] HUA, J., SHIVPURI, R. *Prediction of chip morphology and segmentation during the machining of titanium alloys*. J. Mater. Process. Technol. 150(1-2):124-133, 2004.
- [Huston et al. 98] HUSTON, M.F., KNOBELOCH, G.W. *Cutting Materials, Tools and Market Trends*. Conf. High-Perform. Tools Dusseldorf Ger. p. 21-45, 1998.
- [Ibrahim G. A et al. 09] IBRAHIM G. A, HARON C. H.C, GHANI J. A *Progression and wear mechanism of cvd carbide tools in turning Ti-6Al-4V ELI*. Int. J. Mech. Mater. Eng. 4(1):35-41, 2009.
- [Idhil Ismail et al. 16] IDHIL ISMAIL, A., DEHMAS, M., AEBY-GAUTIER, E., APPOLAIRE, B. *In-Situ Investigation of Phase Transformation Kinetics in Ti-6Al-4V Under Rapid Heating Condition Using High-Energy Synchrotron Diffraction*. Proc. 13th World Conf. Titan. 591-598, 2016.
- [Ikuta et al. 02] IKUTA, A., SHINOZAKI, K., MASUDA, H., YAMANE, Y., KUROKI, H., FUKAYA, Y. *Consideration of the adhesion mechanism of Ti alloys using a cemented carbide tool during the cutting process*. J. Mater. Process. Technol. 127(2):251-255, 2002.
- [Jawaid et al. 00] JAWAID, A., SHARIF, S., KOKSAL, S. *Evaluation of wear mechanisms of coated carbide tools when face milling titanium alloy*. J. Mater. Process. Technol. 99(1-3):266-274, 2000.
- [Jianxin et al. 08] JIANXIN, D., YOUSHENG, L., WENLONG, S. *Diffusion wear in dry cutting of Ti-6Al-4V with WC/Co carbide tools*. Wear 265(11-12):1776-1783, 2008.
- [Johnson et al. 85] JOHNSON, G.R., COOK, W.H. *Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures*. Eng. Fract. Mech. 21(1):31-48, 1985.
- [Johnson et al. 83] JOHNSON, G.R., COOK, W.H. *A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures*, 1983.

- [Joshi et al. 14] JOSHI, S., PAWAR, P., TEWARI, A., JOSHI, S.S. *Effect of β phase fraction in titanium alloys on chip segmentation in their orthogonal machining*. CIRP J. Manuf. Sci. Technol. 7(3):191-201, 2014.
- [Kannatey-Asibu 85] KANNATEY-ASIBU, J., E. *A Transport-Diffusion Equation in Metal Cutting and its Application to Analysis of the Rate of Flank Wear*. J. Eng. Ind. 107(1):81-89, 1985.
- [Kato et al. 72] KATO, S., YAMAGUCHI, K., YAMADA, M. *Stress Distribution at the Interface Between Tool and Chip in Machining*. J. Eng. Ind. 94(2):683-689, 1972.
- [Kay 03] KAY, G. *Failure modeling of titanium-61-4V and 2024-T3 aluminum with the Johnson-Cook material model*. Tech. Rep Lawrence Livermore Natl. Lab. Livermore CA, 2003.
- [Kerrigan et al. 12] KERRIGAN, K., THIL, J., HEWISON, R., O'DONNELL, G.E. *An Integrated Telemetric Thermocouple Sensor for Process Monitoring of CFRP Milling Operations*. Procedia CIRP, Fifth CIRP Conference on High Performance Cutting 2012 1:449-454, 2012.
- [Khanna et al. 12] KHANNA, N., GARAY, A., IRIARTE, L.M., SOLER, D., SANGWAN, K.S., ARRAZOLA, P.J. *Effect of heat Treatment Conditions on the Machinability of Ti64 and Ti54 M Alloys*. Procedia CIRP 1:477-482, 2012.
- [Khanna et al. 13] KHANNA, N., SANGWAN, K.S. *Comparative machinability study on Ti54M titanium alloy in different heat treatment conditions*. Proc. Inst. Mech. Eng. Part B J. Eng. Manuf. 227(1):96-101, 2013.
- [Kikuchi 09] KIKUCHI, M. *The use of cutting temperature to evaluate the machinability of titanium alloys*. Acta Biomater. 5(2):770-775, 2009.
- [Klocke et al. 96] KLOCKE, F., KÖNIG, W., GERSCHWILER, K. *Advanced Machining of Titanium- and Nickel-Based Alloys*. Adv. Manuf. Syst. Technol., International Centre for Mechanical Sciences 7-21, 1996.
- [Kocks 76] KOCKS, U.F. *Laws for Work-Hardening and Low-Temperature Creep*. J. Eng. Mater. Technol. 98(1):76-85, 1976.
- [König 79] KÖNIG, W. *Applied research on the machinability of titanium and its alloys*. AGARD Conf. Proc. 256:1.1-1.10, 1979.
- [König et al. 83] KÖNIG, W., ERINSKI, D. *Machining and Machinability of Aluminium Cast Alloys*. CIRP Ann. - Manuf. Technol. 32(2):535-540, 1983.

-
- [Kosaka et al. 16] KOSAKA, Y., GUDIPATI, P. *Superplasticity and Characterization of TIMETAL@54M Sheets*. Mater. Sci. Forum 838-839:190-195, 2016.
- [Kramer 87] KRAMER, B.M. *On Tool Materials for High Speed Machining*. J. Eng. Ind. 109(2):87-91, 1987.
- [Kusiak et al. 05] KUSIAK, A., BATTAGLIA, J.-L., RECH, J. *Tool coatings influence on the heat transfer in the tool during machining*. Surf. Coat. Technol. 195(1):29-40, 2005.
- [Lampman 90] LAMPMAN, S. *Properties and selection: Nonferrous alloy and special-purpose materials*. ASM Met. Handb., ASM Metals Handbook 2:1782-1784, 1990.
- [Lapovok et al. 12] LAPOVOK, R., MOLOTNIKOV, A., LEVIN, Y., BANDARANAYAKE, A., ESTRIN, Y. *Machining of coarse grained and ultra fine grained titanium*. J. Mater. Sci. 47(11):4589-4594, 2012.
- [Le Calvez 95] LE CALVEZ, C. *Etude des aspects thermiques et métallurgiques de la coupe orthogonale d'un acier au carbone*. Thèse de doctorat. Arts & Métiers ParisTech, 1995.
- [Le Coz et al. 12] LE COZ, G., MARINESCU, M., DEVILLEZ, A., DUDZINSKI, D., VERNOM, L. *Measuring temperature of rotating cutting tools: Application to MQL drilling and dry milling of aerospace alloys*. Appl. Therm. Eng. 36:434-441, 2012.
- [Lee et al. 51] LEE, E.H., SHAFFER, B.W. *The theory of plasticity applied to a problem of machining*. Trans ASME J. Appl. Mech. 18:405-413, 1951.
- [Leroy 93] LEROY, F. *Endommagement des outils de coupe*, Techniques Ingénieur. B7042, 1993.
- [Liang et al. 15] LIANG, L., LIU, X., LI, X., LI, Y.-Y. *Wear mechanisms of WC-10Ni3Al carbide tool in dry turning of Ti6Al4V*. Int. J. Refract. Met. Hard Mater. 48:272-285, 2015.
- [Li 12] LI, B. *A review of tool wear estimation using theoretical analysis and numerical simulation technologies*. Int. J. Refract. Met. Hard Mater. 35:143-151, 2012.
- [Li et al. 15] LI, G., RAHIM, M.Z., DING, S., SUN, S. *Performance and wear analysis of polycrystalline diamond (PCD) tools manufactured with different methods in turning titanium alloy Ti-6Al-4V*. Int. J. Adv. Manuf. Technol. 1-17, 2015.
-

- [Li et al. 04] LI, L., HE, N., XU, J.H. *Experimental Study on High Speed Milling of Ti Alloys*. Mater. Sci. Forum 471-472:414-417, 2004.
- [Loladze 81] LOLADZE, T.N. *Of the Theory of Diffusion Wear*. CIRP Ann. - Manuf. Technol. 30(1):71-76, 1981.
- [Lütjering 98] LÜTJERING, G. *Influence of processing on microstructure and mechanical properties of ($\alpha+\beta$) titanium alloys*. Mater. Sci. Eng. A 243(1-2):32-45, 1998.
- [Mabrouki et al. 08] MABROUKI, T., GIRARDIN, F., ASAD, M., RIGAL, J.-F. *Numerical and experimental study of dry cutting for an aeronautic aluminium alloy (A2024-T351)*. Int. J. Mach. Tools Manuf. 48(11):1187-1197, 2008.
- [Machado et al. 90] MACHADO, A.R., WALLBANK, J. *Machining of Titanium and its Alloys—a Review*. Proc. Inst. Mech. Eng. Part B J. Eng. Manuf. 204(1):53-60, 1990.
- [Marinov 01] MARINOV, V.R. *Hybrid analytical–numerical solution for the shear angle in orthogonal metal cutting — Part II: experimental verification*. Int. J. Mech. Sci. 43(2):415-426, 2001.
- [Matthew et al. 88] MATTHEW, J., DONACHIE, J. *Titanium: A Technical Guide*, ASM International, 1988., 1988.
- [Merchant 45a] MERCHANT, M.E. *Mechanics of the Metal Cutting Process. I. Orthogonal Cutting and a Type 2 Chip*. J. Appl. Phys. 16(5):267-275, 1945.
- [Merchant 45b] MERCHANT, M.E. *Mechanics of the Metal Cutting Process. II. Plasticity Conditions in Orthogonal Cutting*. J. Appl. Phys. 16(6):318-324, 1945.
- [Minton et al. 13] MINTON, T., GHANI, S., SAMMLER, F., BATEMAN, R., FÜRSTMANN, P., ROEDER, M. *Temperature of internally-cooled diamond-coated tools for dry-cutting titanium*. Int. J. Mach. Tools Manuf. 75:27-35, 2013.
- [Molinari et al. 02] MOLINARI, A., NOUARI, M. *Modeling of tool wear by diffusion in metal cutting*. Wear 252(1-2):135-149, 2002.
- [Moreno et al. 05] MORENO, C.M., ARTOLA, G., SANCHEZ, J.M. *Interaction between Ti-6%Al-4%V Alloys and Hardmetals Coated by Cathodic-Arc Technology*. Mater Sci Forum 492-493:353–358, 2005.

- [M'Saoubi et al. 02] M'SAOUBI, R., CALVEZ, C.L., CHANGEUX, B., LEBRUN, J.L. *Thermal and microstructural analysis of orthogonal cutting of a low alloyed carbon steel using an infrared—charge-coupled device camera technique*. Proc. Inst. Mech. Eng. Part B J. Eng. Manuf. 216(2):153-165, 2002.
- [Müller-Hummel et al. 95] MÜLLER-HUMMEL, P., LAHRES, M. *Quantitative measurement of temperatures on diamond-coated tools during machining*. Diam. Relat. Mater. 4(10):1216-1221, 1995.
- [Murray 81] MURRAY, J.L. *The Ti—W (Titanium-Tungsten) system*. Bull Alloy Phase Diagr. 2(2):192-196, 1981.
- [Naerheim et al. 77] NAERHEIM, Y., TRENT, E.M. *Diffusion wear of cemented carbide tools when cutting steel at high speeds*. Met. Technol. 4(1):548-556, 1977.
- [Neo et al. 03] NEO, K.S., RAHMAN, M., LI, X.P., KHOO, H.H., SAWA, M., MAEDA, Y. *Performance evaluation of pure CBN tools for machining of steel*. J. Mater. Process. Technol. 140(1-3):326-331, 2003.
- [Nomani et al. 13] NOMANI, J., PRAMANIK, A., HILDITCH, T., LITTLEFAIR, G. *Machinability study of first generation duplex (2205), second generation duplex (2507) and austenite stainless steel during drilling process*. Wear 304(1-2):20-28, 2013.
- [Nouari et al. 06] NOUARI, M., GINTING, A. *Wear characteristics and performance of multi-layer CVD-coated alloyed carbide tool in dry end milling of titanium alloy*. Surf. Coat. Technol. 200(18-19):5663-5676, 2006.
- [Nouari et al. 13] NOUARI, M., MAKICH, H. *Experimental investigation on the effect of the material microstructure on tool wear when machining hard titanium alloys: Ti-6Al-4V and Ti-555*. Int. J. Refract. Met. Hard Mater. 41:259-269, 2013.
- [Oliaei et al. 16] OLIAEI, S.N.B., KARPAT, Y. *Investigating the influence of built-up edge on forces and surface roughness in micro scale orthogonal machining of titanium alloy Ti6Al4V*. J. Mater. Process. Technol. 235:28-40, 2016.
- [Östberg et al. 06] ÖSTBERG, G., BUSS, K., CHRISTENSEN, M., NORGRÉN, S., ANDRÉN, H.-O., MARI, D., WAHNSTRÖM, G., REINECK, I. *Effect of TaC on plastic deformation of WC-Co and Ti(C, N)-WC-Co*. Int. J. Refract. Met. Hard Mater., Science of hard materials-8. Part II. Selected papers from the 8th International Conference on the Science of Hard Materials 24(1-2):145-154, 2006.

- [Park et al. 11] PARK, K.-H., BEAL, A., KIM, D. (DAE-W., KWON, P., LANTRIP, J. *Tool wear in drilling of composite/titanium stacks using carbide and polycrystalline diamond tools.* Wear 271(11–12):2826-2835, 2011.
- [Patil et al. 16] PATIL, S., KEKADE, S., PHAPALE, K., JADHAV, S., POWAR, A., SUPARE, A., SINGH, R. *Effect of α and β Phase Volume Fraction on Machining Characteristics of Titanium Alloy Ti6Al4V.* Procedia Manuf., 16th Machining Innovations Conference for Aerospace Industry - MIC 2016 6:63-70, 2016.
- [Poletika 69] POLETIKA, M.F. *Contact loads on tool faces.* Mach. Publ., 1969.
- [Pollock et al. 70] POLLOCK, C.B., STADELMAIER, H.H. *The eta carbides in the Fe–W–C and Co–W–C systems.* Metall. Trans. 1(4):767-770, 1970.
- [Pottier et al. 14] POTTIER, T., GERMAIN, G., CALAMAZ, M., MOREL, A., COUPARD, D. *Sub-Millimeter Measurement of Finite Strains at Cutting Tool Tip Vicinity.* Exp. Mech. 54(6):1031-1042, 2014.
- [Poulachon 99] POULACHON, G. *Aspects phénoménologiques, mécaniques et métallurgiques en tournage c-bn des aciers durcis. Application : usinabilité de l'acier 100cr6.* Thèse de doctorat. Arts & Métiers ParisTech, 1 janvier 1999.
- [Poulachon et al. 10] POULACHON, G., FROMENTIN, G. *Usinage à Grande Vitesse,* L'Usine Nouvelle, 2010., L'Usine Nouvelle. Dunod, 2010.
- [Poulachon et al. 98] POULACHON, G., MOISAN, A. *A Contribution to the Study of the Cutting Mechanisms During High Speed Machining of Hardened Steel.* CIRP Ann. - Manuf. Technol. 47(1):73-76, 1998.
- [Qi et al. 96] QI, H.S., MILLS, B. *On the formation mechanism of adherent layers on a cutting tool.* Wear 198(1–2):192-196, 1996.
- [Rahim et al. 06] RAHIM, E.A., SHARIF, S. *Investigation on Tool Life and Surface Integrity when Drilling Ti-6Al-4V and Ti-5Al-4V-Mo/Fe.* JSME Int. J. Ser. C Mech. Syst. Mach. Elem. Manuf. 49(2):340-345, 2006.
- [Rahman Rashid et al. 15] RAHMAN RASHID, R.A., PALANISAMY, S., SUN, S., DARGUSCH, M.S. *Tool wear mechanisms involved in crater formation on uncoated carbide tool when machining Ti6Al4V alloy.* Int J Adv Manuf Technol 83(9-12):1457–1465, 2015.

-
- [Rahmath Z. et al. 05] RAHMATH Z., A., RAHMAN, M., WONG, Y.S. *Binderless CBN Tools, a Breakthrough for Machining Titanium Alloys*. J. Manuf. Sci. Eng. 127(2):277, 2005.
- [Ramirez 13] RAMIREZ, C. *CFRP Drilling Model: Influence of the fiber orientation on thermomechanical load and consequences on the surface integrity*. Thèse de master. Arts & Métiers ParisTech, 32 pages, 27 juin 2013.
- [Ramirez et al. 14] RAMIREZ, C., POULACHON, G., ROSSI, F., M'SAOUBI, R. *Tool Wear Monitoring and Hole Surface Quality During CFRP Drilling*. Procedia CIRP, 2nd CIRP Conference on Surface Integrity (CSI) 13:163-168, 2014.
- [Recht 64] RECHT, R.F. *Catastrophic Thermoplastic Shear*. J. Appl. Mech. 31(2):189-193, 1964.
- [Roebben et al. 97] ROEBBEN, G., BOLLEN, B., BREBELS, A., HUMBEECK, J.V., BIEST, O.V. DER *Impulse excitation apparatus to measure resonant frequencies, elastic moduli, and internal friction at room and high temperature*. Rev. Sci. Instrum. 68(12):4511-4515, 1997.
- [Rumford 04] RUMFORD, B.C. *An Enquiry concerning the Nature of Heat, and the Mode of Its Communication*. Philos. Trans. R. Soc. Lond. 94:77-182, 1804.
- [Sacristan et al. 16] SACRISTAN, I., GARAY, A., HORMAETXE, E., APERRIBAY, J., ARRAZOLA, P.J. *Influence of oxygen content on the machinability of Ti-6Al-4V alloy*. Int. J. Adv. Manuf. Technol. 1-17, 2016.
- [Samantaray et al. 09] SAMANTARAY, D., MANDAL, S., BORAH, U., BHADURI, A.K., SIVAPRASAD, P.V. *A thermo-viscoplastic constitutive model to predict elevated-temperature flow behaviour in a titanium-modified austenitic stainless steel*. Mater. Sci. Eng. A 526(1-2):1-6, 2009.
- [Sato et al. 13] SATO, M., AOKI, T., TANAKA, H., TAKEDA, S. *Variation of temperature at the bottom surface of a hole during drilling and its effect on tool wear*. Int. J. Mach. Tools Manuf. 68:40-47, 2013.
- [Schmidt et al. 49] SCHMIDT, A.O., ROUBIK, J.R. *Distribution of heat generated in drilling*. Trans. ASME 71:245-252, 1949.
- [Settineri et al. 14] SETTINERI, L., PRIARONE, P.C., ARFT, M., LUNG, D., STOYANOV, T. *An evaluative approach to correlate machinability, microstructures, and material properties of gamma titanium aluminides*. CIRP Ann. - Manuf. Technol. 63(1):57-60, 2014.
-

- [Sharif et al. 07] SHARIF, S., RAHIM, E.A. *Performance of coated- and uncoated-carbide tools when drilling titanium alloy—Ti-6Al4V*. J. Mater. Process. Technol. 185(1-3):72-76, 2007.
- [Shaw 05] SHAW, M.C. *Metal cutting principles*, Advanced Manufacturing, Second Edition, 2005. Oxford University Press, New York, 2005.
- [Sima et al. 10] SIMA, M., ÖZEL, T. *Modified material constitutive models for serrated chip formation simulations and experimental validation in machining of titanium alloy Ti-6Al-4V*. Int. J. Mach. Tools Manuf. 50(11):943-960, 2010.
- [Simoneau et al. 07] SIMONEAU, A., NG, E., ELBESTAWI, M.A. *Modeling the effects of microstructure in metal cutting*. Int. J. Mach. Tools Manuf. 47(2):368-375, 2007.
- [Stephenson et al. 97] STEPHENSON, D.A., JEN, T.-C., LAVINE, A.S. *Cutting Tool Temperatures in Contour Turning: Transient Analysis and Experimental Verification*. J. Manuf. Sci. Eng. 119(4A):494-501, 1997.
- [Subhas et al. 84] SUBHAS, B.K., KATTI, R.A. *Experimental Studies on Chemical Reactivity and Dimensional Growth in Machining of Titanium Alloys V005T11A006*, 1984.
- [Sugihara et al. 15] SUGIHARA, T., ENOMOTO, T. *High Speed Machining of Inconel 718 Focusing on Tool Surface Topography of CBN Tool*. Procedia Manuf., 43rd North American Manufacturing Research Conference, NAMRC 43, 8-12 June 2015, UNC Charlotte, North Carolina, United States 1:675-682, 2015.
- [Su et al. 12] SU, H., LIU, P., FU, Y., XU, J. *Tool Life and Surface Integrity in High-speed Milling of Titanium Alloy TA15 with PCD/PCBN Tools*. Chin. J. Aeronaut. 25(5):784-790, 2012.
- [Sun et al. 14] SUN, K., YU, X., TAN, C., MA, H., WANG, F., CAI, H. *Influence of adiabatic shear bands intersection on the ballistic impact of Ti-6Al-4V alloys with three microstructures*. Mater. Sci. Eng. A 606:257-267, 2014.
- [Sutter 05] SUTTER, G. *Chip geometries during high-speed machining for orthogonal cutting conditions*. Int. J. Mach. Tools Manuf. 45(6):719-726, 2005.
- [Sutter et al. 13] SUTTER, G., LIST, G. *Very high speed cutting of Ti-6Al-4V titanium alloy – change in morphology and mechanism of chip formation*. Int. J. Mach. Tools Manuf. 66:37-43, 2013.

-
- [Taylor 07] TAYLOR, F.W. *On the art of cutting metals*. Trans. ASME 28:31-350, 1907.
- [Timothy 87] TIMOTHY, S.P. *The structure of adiabatic shear bands in metals: A critical review*. Acta Metall. 35(2):301-306, 1987.
- [Trent et al. 00] TRENT, E.M., WRIGHT, P.K. *Metal cutting*, Fourth Edition, 2000. Butterworth-Heinemann, Boston, 2000.
- [Tsuchida et al. 02] TSUCHIDA, T., MORITA, N. *Formation of ternary carbide Co₆W₆C by mechanical activation assisted solid-state reaction*. J. Eur. Ceram. Soc. 22(13):2401-2407, 2002.
- [Ueda et al. 07] UEDA, T., NOZAKI, R., HOSOKAWA, A. *Temperature Measurement of Cutting Edge in Drilling -Effect of Oil Mist-*. CIRP Ann. - Manuf. Technol. 56(1):93-96, 2007.
- [van Loo et al. 89] VAN LOO, F.J.J., BASTIN, G.F. *On the diffusion of carbon in titanium carbide*. Metall. Trans. A 20(3):403-411, 1989.
- [Velasquez 07] VELASQUEZ, J.D.P. *Étude des copeaux et de l'intégrité de surface en usinage à grande vitesse de l'alliage de titane TA6V*. Thèse de doctorat. L'UNIVERSITE PAUL VERLAINE DE METZ, 2007.
- [Vyas et al. 99] VYAS, A., SHAW, M.C. *Mechanics of Saw-Tooth Chip Formation in Metal Cutting*. J. Manuf. Sci. Eng. 121(2):163-172, 1999.
- [Wagner 11] WAGNER, V. *Amélioration de la productivité en usinage d'un titane réfractaire: le Ti5553*. Thèse de doctorat. Toulouse, INPT, 223 pages, 11 mars 2011.
- [Wang et al. 14] WANG, X., KWON, P.Y., STURTEVANT, C., KIM, D. (DAE-W., LANTRIP, J. *Comparative tool wear study based on drilling experiments on CFRp/Ti stack and its individual layers*. Wear 317(1-2):265-276, 2014.
- [Wang et al. 05] WANG, Z.G., RAHMAN, M., WONG, Y.S. *Tool wear characteristics of binderless CBN tools used in high-speed milling of titanium alloys*. Wear 258(5-6):752-758, 2005.
- [Williams et al. 70] WILLIAMS, J.E., SMART, E.F., MILNER, D.R. *The metallurgy of machining, part II. The cutting of single phase, two phases and some free machining alloys*. Metallurgia 51-59, 1970.
- [Yaich et al. 16] YAICH, M., AYED, Y., BOUAZIZ, Z., GERMAIN, G. *Numerical analysis of constitutive coefficients effects on FE simulation of the 2D or*
-

- thogonal cutting process: application to the Ti6Al4V*. Int. J. Adv. Manuf. Technol. 1-21, 2016.
- [Yamaguchi et al. 16] YAMAGUCHI, H., HENDERSHOT, P., PAVEL, R., IVERSON, J.C. *Polishing of uncoated cutting tool surfaces for extended tool life in turning of Ti-6Al-4V*. J. Manuf. Process. (Article in press), 2016.
- [Yamaguchi et al. 12] YAMAGUCHI, H., SRIVASTAVA, A.K., TAN, M.A., RIVEROS, R.E., HASHIMOTO, F. *Magnetic abrasive finishing of cutting tools for machining of titanium alloys*. CIRP Ann. - Manuf. Technol. 61(1):311-314, 2012.
- [Yamaguchi et al. 14] YAMAGUCHI, H., SRIVASTAVA, A.K., TAN, M., HASHIMOTO, F. *Magnetic Abrasive Finishing of cutting tools for high-speed machining of titanium alloys*. CIRP J. Manuf. Sci. Technol. 7(4):299-304, 2014.
- [Yang et al. 11] YANG, Y., LI, X.M., TONG, X.L., ZHANG, Q.M., XU, C.Y. *Effects of microstructure on the adiabatic shearing behaviors of titanium alloy*. Mater. Sci. Eng. A 528(7-8):3130-3133, 2011.
- [Zerilli et al. 87] ZERILLI, F.J., ARMSTRONG, R.W. *Dislocation-mechanics-based constitutive relations for material dynamics calculations*. J. Appl. Phys. 61(5):1816-1825, 1987.
- [Zhang et al. 09] ZHANG, S., LI, J.F., DENG, J.X., LI, Y.S. *Investigation on diffusion wear during high-speed machining Ti-6Al-4V alloy with straight tungsten carbide tools*. Int. J. Adv. Manuf. Technol. 44(1-2):17-25, 2009.
- [Zhang et al. 14] ZHANG, X.P., SHIVPURI, R., SRIVASTAVA, A.K. *Role of phase transformation in chip segmentation during high speed machining of dual phase titanium alloys*. J. Mater. Process. Technol. 214(12):3048-3066, 2014.
- [Zhang et al. 12] ZHANG, Y., MABROUKI, T., NELIAS, D., COURBON, C., RECH, J., GONG, Y. *Cutting simulation capabilities based on crystal plasticity theory and discrete cohesive elements*. J. Mater. Process. Technol. 212(4):936-953, 2012.
- [Zhan et al. 14] ZHAN, H., WANG, G., KENT, D., DARGUSCH, M. *Constitutive modeling of the flow behaviour of a β titanium alloy at high strain rates and elevated temperatures using the Johnson-Cook and modified Zerilli-Armstrong models*. Mater. Sci. Eng. A 612:71-79, 2014.

Annexes

Annexe A Module de Young

Ti6Al4V $\alpha+\beta$		Ti54M		Ti6Al4V traité β	
T (°C)	E (GPa)	T (°C)	E (GPa)	T (°C)	E (GPa)
23	117,17	24	113,91	23	118,16
23	117,17	24	113,92	23	118,16
23	117,17	24	113,93	23	118,17
23	117,17	24	113,94	24	118,21
23	117,18	24	113,94	25	118,23
23	117,32	24	114,11	27	118,24
23	117,32	26	113,99	28	118,25
24	117,34	27	114	30	118,25
26	117,34	29	114,01	31	118,23
27	117,34	31	114	33	118,21
29	117,33	33	113,97	34	118,18
30	117,31	35	113,94	36	118,15
31	117,29	37	113,91	39	118,1
33	117,26	39	113,86	41	118,04
34	117,23	41	113,8	43	117,98
36	117,19	43	113,75	45	117,91
39	117,14	45	113,69	48	117,83
41	117,08	47	113,62	50	117,75
43	117,02	49	113,55	52	117,67
45	116,95	51	113,47	54	117,58
48	116,88	53	113,4	57	117,49
50	116,8	55	113,32	59	117,4
52	116,72	57	113,25	61	117,31
54	116,64	59	113,17	63	117,22
57	116,55	61	113,09	66	117,12
59	116,46	63	113,02	68	117,03
61	116,37	65	112,94	70	116,94
63	116,28	67	112,86	72	116,84
66	116,19	69	112,77	75	116,75
68	116,1	71	112,69	77	116,65
70	116	73	112,61	79	116,55
72	115,91	75	112,52	81	116,45
75	115,82	77	112,44	84	116,35
77	115,72	79	112,35	86	116,25
79	115,63	81	112,26	88	116,16
81	115,54	83	112,18	90	116,06
84	115,44	85	112,09	93	115,96
86	115,34	87	112	95	115,86
88	115,25	89	111,92	97	115,76
90	115,15	91	111,83	99	115,66

Annexes

93	115,06	93	111,75	102	115,56
95	114,97	95	111,66	104	115,47
97	114,87	97	111,58	106	115,37
99	114,78	99	111,5	108	115,27
102	114,68	101	111,42	111	115,17
104	114,59	103	111,33	113	115,07
106	114,5	105	111,25	115	114,97
108	114,4	107	111,17	117	114,87
111	114,31	109	111,08	120	114,77
113	114,21	111	111	122	114,66
115	114,12	113	110,92	124	114,56
117	114,03	117	110,75	126	114,46
120	113,93	119	110,67	129	114,36
122	113,84	121	110,58	131	114,26
124	113,74	123	110,5	133	114,16
126	113,65	125	110,42	135	114,06
129	113,55	127	110,33	138	113,96
131	113,45	129	110,25	140	113,86
133	113,36	131	110,16	142	113,76
135	113,26	133	110,08	144	113,66
138	113,17	135	109,99	147	113,56
140	113,07	137	109,91	149	113,46
142	112,97	139	109,84	151	113,36
144	112,88	141	109,76	153	113,25
147	112,78	143	109,67	156	113,15
149	112,69	145	109,59	158	113,05
151	112,59	147	109,5	160	112,95
153	112,49	149	109,42	162	112,85
156	112,4	151	109,34	165	112,75
158	112,3	153	109,26	167	112,65
160	112,2	155	109,17	169	112,54
162	112,11	157	109,08	171	112,44
165	112,01	159	109	174	112,34
167	111,91	161	108,9	176	112,23
169	111,81	163	108,82	178	112,13
171	111,72	165	108,73	180	112,03
174	111,62	167	108,64	183	111,92
176	111,52	169	108,55	185	111,82
178	111,42	171	108,46	187	111,71
180	111,32	173	108,38	189	111,61
183	111,22	175	108,29	192	111,51
185	111,12	177	108,2	194	111,4
187	111,02	179	108,12	196	111,3
189	110,92	181	108,03	198	111,19
192	110,82	183	107,94	201	111,09

194	110,72	185	107,85	203	110,99
196	110,62	187	107,76	205	110,89
198	110,52	189	107,67	207	110,78
201	110,42	191	107,58	210	110,68
203	110,32	193	107,49	212	110,57
205	110,21	195	107,4	214	110,47
207	110,11	197	107,32	216	110,37
210	110,01	199	107,23	219	110,27
212	109,91	201	107,15	221	110,17
214	109,8	203	107,05	223	110,07
216	109,7	205	106,96	225	109,97
219	109,6	207	106,86	228	109,87
221	109,5	209	106,77	230	109,77
223	109,4	211	106,68	232	109,67
225	109,29	213	106,58	234	109,56
228	109,19	215	106,49	237	109,45
230	109,08	217	106,41	239	109,35
232	108,98	219	106,3	241	109,24
234	108,87	221	106,21	243	109,13
237	108,77	223	106,12	246	109,02
239	108,66	225	106,03	248	108,91
241	108,55	227	105,94	250	108,81
243	108,45	229	105,85	252	108,7
246	108,34	231	105,75	255	108,6
248	108,23	233	105,66	257	108,49
250	108,12	235	105,57	259	108,37
252	108,01	237	105,48	261	108,26
255	107,9	239	105,39	264	108,15
257	107,79	241	105,3	266	108,06
259	107,68	243	105,21	268	107,98
261	107,57	245	105,11	270	107,89
264	107,46	247	105,02	273	107,78
266	107,35	249	104,92	275	107,67
268	107,24	251	104,82	277	107,55
270	107,13	253	104,73	279	107,43
273	107,01	255	104,63	282	107,32
275	106,87	257	104,54	284	107,2
277	106,76	259	104,44	286	107,08
279	106,65	261	104,35	288	106,96
282	106,54	263	104,25	291	106,83
284	106,43	265	104,16	293	106,71
286	106,31	267	104,06	295	106,59
288	106,2	269	103,97	298	106,47
291	106,08	271	103,87	300	106,35
293	105,97	273	103,78	302	106,22

Annexes

295	105,85	275	103,68	304	106,1
297	105,74	277	103,58	306	105,97
300	105,62	279	103,49	309	105,85
302	105,5	281	103,39	311	105,72
304	105,38	283	103,3	313	105,6
306	105,27	285	103,21	316	105,47
309	105,16	287	103,12	318	105,35
311	105,04	289	103,02	320	105,23
313	104,93	291	102,92	322	105,1
315	104,81	293	102,83	324	104,98
318	104,69	295	102,73	327	104,85
320	104,58	297	102,63	329	104,73
322	104,47	299	102,53	331	104,6
324	104,35	301	102,43	333	104,48
327	104,23	303	102,33	336	104,36
329	104,11	305	102,23	338	104,23
331	103,99	307	102,13	340	104,11
333	103,88	309	102,03	343	103,98
336	103,76	312	101,93	345	103,87
338	103,64	313	101,82	347	103,76
340	103,52	315	101,72	349	103,62
342	103,4	317	101,62	352	103,5
345	103,28	319	101,52	354	103,39
347	103,16	321	101,42	356	103,26
349	103,04	323	101,32	358	103,11
352	102,93	325	101,22	361	103,01
354	102,81	327	101,12	363	102,89
356	102,69	329	101,02	365	102,76
358	102,57	332	100,92	367	102,64
360	102,45	333	100,82	370	102,49
363	102,33	335	100,72	372	102,4
365	102,21	337	100,61	374	102,28
367	102,09	339	100,51	376	102,14
370	101,97	342	100,41	379	102,02
372	101,85	343	100,31	381	101,88
374	101,73	345	100,21	383	101,76
376	101,61	347	100,11	385	101,64
378	101,5	350	100,01	388	101,5
381	101,37	352	99,91	390	101,33
383	101,26	353	99,81	392	101,2
385	101,14	355	99,71	394	101,12
387	101,01	358	99,61	397	101
390	100,89	359	99,51	399	100,86
392	100,78	362	99,41	401	100,75
394	100,65	364	99,31	403	100,63

397	100,53	366	99,21	406	100,51
399	100,41	368	99,12	408	100,39
401	100,29	370	99,02	410	100,27
403	100,16	371	98,92	412	100,15
406	100,04	373	98,82	415	100,03
408	99,92	375	98,72	417	99,9
410	99,8	378	98,63	419	99,77
412	99,68	379	98,53	421	99,65
415	99,55	381	98,43	423	99,53
417	99,43	383	98,33	426	99,41
419	99,31	385	98,24	428	99,28
421	99,2	387	98,14	430	99,15
423	99,1	389	98,04	433	99,02
426	98,98	392	97,94	435	98,86
428	98,86	394	97,85	437	98,78
430	98,74	396	97,75	439	98,66
433	98,6	398	97,65	442	98,54
435	98,45	399	97,55	444	98,42
437	98,34	402	97,45	446	98,3
439	98,22	404	97,35	448	98,18
442	98,11	406	97,26	451	98,05
444	98	408	97,16	453	97,88
446	97,88	410	97,06	455	97,82
448	97,76	412	96,95	457	97,6
451	97,65	414	96,85	460	97,57
453	97,54	416	96,75	462	97,46
455	97,42	418	96,64	464	97,31
457	97,31	419	96,54	466	97,22
460	97,19	422	96,44	469	97,1
462	97,07	423	96,33	471	96,98
464	96,96	426	96,22	473	96,87
466	96,86	428	96,11	475	96,74
469	96,74	430	96	478	96,63
471	96,62	432	95,9	480	96,52
473	96,51	433	95,79	482	96,4
475	96,39	435	95,68	484	96,28
478	96,28	438	95,57	487	96,17
480	96,17	440	95,46	489	96,04
482	96,05	442	95,35	491	95,92
484	95,94	444	95,25	493	95,81
487	95,83	446	95,14	496	95,69
489	95,71	448	95,05	498	95,57
491	95,6	450	94,94	500	95,44
493	95,49	452	94,84	502	95,28
496	95,37	454	94,75	505	95,22

Annexes

498	95,26	456	94,66	507	95,09
500	95,15	458	94,57	509	94,95
502	95,04	460	94,49	511	94,87
505	94,92	462	94,4	514	94,76
507	94,81	464	94,31	516	94,63
509	94,7	466	94,23	518	94,52
511	94,58	468	94,14	520	94,4
514	94,47	470	94,05	523	94,27
516	94,36	472	93,96	525	94,18
518	94,25	474	93,88	527	94,06
520	94,14	476	93,79	529	93,93
523	94,02	478	93,7	532	93,83
525	93,91	480	93,61	534	93,71
527	93,79	482	93,52	536	93,59
529	93,68	484	93,43	538	93,47
532	93,57	486	93,35	541	93,35
534	93,45	488	93,26	543	93,22
536	93,33	490	93,17	545	93,13
538	93,22	492	93,08	547	93
541	93,1	494	92,99	550	92,88
543	92,98	496	92,9	552	92,76
545	92,87	498	92,81	554	92,64
547	92,75	500	92,72	556	92,52
550	92,63	502	92,63	559	92,4
552	92,52	504	92,54	561	92,3
554	92,4	506	92,45	563	92,16
556	92,28	508	92,36	565	92,04
559	92,16	510	92,27	568	91,93
561	92,04	512	92,18	570	91,81
563	91,92	514	92,09	572	91,68
565	91,8	516	92	574	91,58
568	91,67	518	91,91	577	91,44
570	91,55	520	91,81	579	91,3
572	91,43	521	91,72	581	91,17
574	91,3	524	91,63	583	91,09
577	91,18	526	91,54	586	90,93
579	91,06	528	91,44	588	90,8
581	90,93	530	91,34	590	90,67
583	90,81	532	91,25	592	90,53
586	90,68	534	91,15	595	90,42
588	90,56	536	91,05	597	90,29
590	90,44	538	90,95	599	90,17
592	90,31	540	90,85	601	90,06
595	90,19	542	90,75	604	89,94
597	90,06	544	90,65	606	89,81

599	89,94	546	90,56	608	89,67
601	89,81	548	90,45	610	89,54
604	89,68	550	90,34	613	89,41
606	89,56	552	90,24	615	89,29
608	89,43	554	90,13	617	89,16
610	89,3	556	90,02	619	89,03
613	89,17	558	89,92	622	88,9
615	89,04	560	89,81	624	88,77
617	88,92	562	89,7	626	88,63
619	88,79	564	89,59	628	88,5
622	88,67	566	89,49	631	88,38
624	88,54	568	89,37	633	88,25
626	88,42	570	89,27	635	88,12
628	88,3	572	89,16	637	88,01
631	88,17	574	89,07	640	87,88
633	88,05	576	88,96	642	87,74
635	87,91	578	88,81	644	87,6
637	87,79	580	88,73	646	87,48
640	87,66	582	88,58	649	87,35
642	87,53	584	88,49	651	87,22
644	87,41	586	88,35	653	87,04
646	87,28	588	88,24	655	86,96
649	87,16	590	88,14	658	86,83
651	87,02	592	88,01	660	86,71
653	86,9	594	87,89	662	86,59
655	86,77	596	87,81	664	86,46
658	86,65	598	87,65	667	86,34
660	86,52	600	87,55	669	86,22
662	86,39	602	87,41	671	86,08
664	86,26	604	87,34	673	85,97
667	86,14	606	87,18	676	85,82
669	86,01	608	87,08	678	85,74
671	85,88	610	86,97	680	85,6
673	85,75	612	86,83	682	85,51
676	85,62	614	86,69	685	85,39
678	85,49	616	86,56	687	85,27
680	85,37	618	86,45	689	85,16
682	85,24	620	86,37	691	85,05
685	85,11	622	86,27	694	84,93
687	84,98	624	86,19	696	84,81
689	84,85	626	86,03	698	84,65
691	84,73	628	85,87	700	84,57
694	84,6	630	85,7	703	84,44
696	84,47	632	85,67	705	84,24
698	84,35	634	85,54	707	84,13

Annexes

700	84,22	636	85,38	709	84,08
703	84,09	638	85,18	712	83,96
705	83,96	640	85,12	714	83,82
707	83,84	642	85	716	83,72
709	83,72	644	84,91	718	83,58
712	83,59	646	84,82	721	83,44
714	83,46	648	84,61	723	83,34
716	83,34	650	84,45	725	83,18
718	83,22	652	84,39	727	83,1
721	83,1	654	84,21	730	82,97
723	82,98	656	84,12	732	82,89
725	82,86	658	83,97	734	82,81
727	82,74	660	83,92	736	82,49
730	82,62	662	83,75	739	82,58
732	82,5	664	83,63	741	82,43
734	82,38	666	83,56	743	82,37
736	82,27	668	83,45	745	82,27
739	82,15	670	83,28	748	82,16
741	82,04	672	83,2	750	82,09
743	81,94	674	83,06	752	82
745	81,83	676	82,93	754	81,87
748	81,72	678	82,86	757	81,76
750	81,61	680	82,7	759	81,68
752	81,5	682	82,59	761	81,64
754	81,39	684	82,45	763	81,49
757	81,29	686	82,24	766	81,46
759	81,25	688	82,15	768	81,3
761	81,08	690	82,03	770	81,26
763	80,97	692	82,01	773	81,05
766	80,87	694	81,8	775	81,01
768	80,78	696	81,66	777	80,98
770	80,68	698	81,47	779	80,86
773	80,57	700	81,46	781	80,83
775	80,48	702	81,39	784	80,71
777	80,37	704	81,2	786	80,54
779	80,29	706	81,08	788	80,62
781	80,19	708	80,97	791	80,49
784	80,1	710	80,82	793	80,38
786	80,01	712	80,73	795	80,32
788	79,91	714	80,55	797	80,1
791	79,82	716	80,53	799	80,2
793	79,74	718	80,42	802	80,19
795	79,65	720	80,26	804	79,85
797	79,55	722	80,16	806	80,09
799	79,46	724	80,05	808	79,93

802	79,38	726	79,99	811	79,54
804	79,29	728	79,82	813	79,79
806	79,21	730	79,75	815	79,82
808	79,12	732	79,63	817	79,66
811	79,03	734	79,53	820	79,59
813	78,94	736	79,51	822	79,59
815	78,91	738	79,38	824	79,55
817	78,82	740	79,27	826	79,32
820	78,69	742	79,15	829	79,33
822	78,61	744	78,97	831	79,33
824	78,52	746	78,8	833	79,17
826	78,46	748	78,9	836	79,19
829	78,38	750	78,75	838	78,69
831	78,26	752	78,77	840	79,12
833	78,18	754	78,69	842	79,07
835	78,1	756	78,56	845	78,86
838	77,9	758	78,45	847	78,42
840	77,9	760	78,39	849	78,58
842	77,68	762	78,28	851	78,4
845	77,7	764	78,28	854	78,48
847	77,62	766	78,24	856	78,76
849	77,52	768	78,14	858	78,69
851	77,46	770	78,1	860	78,47
854	77,32	772	78,09	862	78,06
856	77,27	774	78	865	78,46
858	77,17	776	77,95	867	77,9
860	77,07	778	77,9	869	78,07
862	76,97	780	77,79	871	77,74
865	76,87	782	77,76	874	77,9
867	76,76	784	77,87	876	77,88
869	76,66	786	77,67	878	78,01
871	76,56	788	77,62	881	78,04
874	76,45	790	77,55	883	77,19
876	76,34	792	77,4	885	76,98
878	76,24	794	77,37	887	76,95
880	76,13	796	77,28	889	77,19
883	76,01	798	77,2	892	77,36
885	75,9	800	77,09	896	77,18
887	75,78	802	77	898	77,29
889	75,65	804	76,9	901	77,13
892	75,55	806	76,8	903	76,97
894	75,43	808	76,69	908	76,83
896	75,32	810	76,64	912	76,46
899	75,21	812	76,47	914	76,49
901	75,1	814	76,66	917	76,7

Annexes

903	75,07	816	72,51	919	76,6
905	75,03	818	76,22	921	76,36
908	74,87	820	76,1	923	76,25
910	74,71	822	75,85	926	76,26
912	74,84	824	74,98	927	76
914	74,01	825	75,76	930	76,12
916	74,9	828	75,6	932	76,05
919	74,3	830	75,54	935	75,67
921	74,36	832	75,4	937	76,01
923	74,01	834	75,31	939	75,93
925	73,55	836	75,18	941	75,86
928	73,97	838	75,26	944	75,77
930	74,12	840	74,96	946	75,8
932	74,07	842	74,88	948	75,75
935	73,95	844	74,85	950	75,67
937	73,53	846	74,62	953	75,61
939	74,24	848	74,58	955	75,5
941	73,84	850	74,41	957	75,72
943	75,01	852	74,37	959	75,97
946	73,63	854	74,18	962	75,52
948	73,57	856	74,11	964	75,43
950	73,62	858	74	966	75,18
952	73,62	860	75,07	968	75,19
955	73,45	862	73,78	970	75,3
957	74,61	864	73,67	973	75,31
959	73,56	866	73,1	975	75,27
962	73,49	868	74,18	977	75,1
964	73,54	870	73,24	979	75,33
966	73,55	874	72,78	982	74,42
968	73,56	878	73,03	984	75,01
971	73,57	880	73,55	986	75,26
973	73,53	882	73,82	988	75,24
977	74,06	884	72,36	991	75,12
980	74,29	886	72,16	993	74,84
982	73,43	888	72,91	995	75,4
984	73,81	889	72,96	997	75,05
986	73,98	892	70,91	1000	75,51
988	75,05	942	79,9	1002	75,05
991	77,14	958	80,89	1004	75,19
993	77,67	962	81,03	1007	76,01
995	77,13	964	80,97	1009	75,46
998	78,24	1006	79,2	1011	74,23
1000	78,31	1010	81,52	1013	76,09
1002	78,34	1012	83,12	1016	75,82
1005	78,38	1024	80,84	1018	75,97

1007	78,39	1028	80,38	1020	76,46
1009	74,37	1032	80,96	1022	75
1011	74,72	1050	82,42	1025	75,72
1014	78,19			1027	74,28
1016	76,51			1029	74,3
1018	78,73			1033	74,71
1020	76,7			1038	75,05
1022	79,32			1040	76,73
1024	76,69			1043	74,9
1027	78,05			1045	77,14
1029	77,24			1047	76,19
1031	77,67			1050	76,25
1034	78,32			1050	77,44
1036	78,23			1050	75,63
1038	77,67			1050	76,29
1042	77,7			1050	78,41
1045	78,41			1050	78,09
1047	77,56			1050	77,81
1049	79,18				
1050	78,72				
1050	79,47				
1050	77,99				
1050	77,98				
1050	79,09				
1050	82,62				
1050	78,15				

Annexe B Dureté

B.1. Dureté

Position / au bord de pièce (mm)	Dureté Brinell (HBW 2.5/187.5)		
	Ti6Al4V $\alpha+\beta$	Ti54M	Ti6Al4V traité β
10	324	306	308
20	316	306	292
30	317	304	305
40	316	313	326
50	316	307	291
60	308	312	346
70	316	310	315
80	315	310	327
90	316	309	341
100	324	306	313
110	325	306	327

Annexe C Propriétés thermiques

C.1. Chaleur spécifique C_p

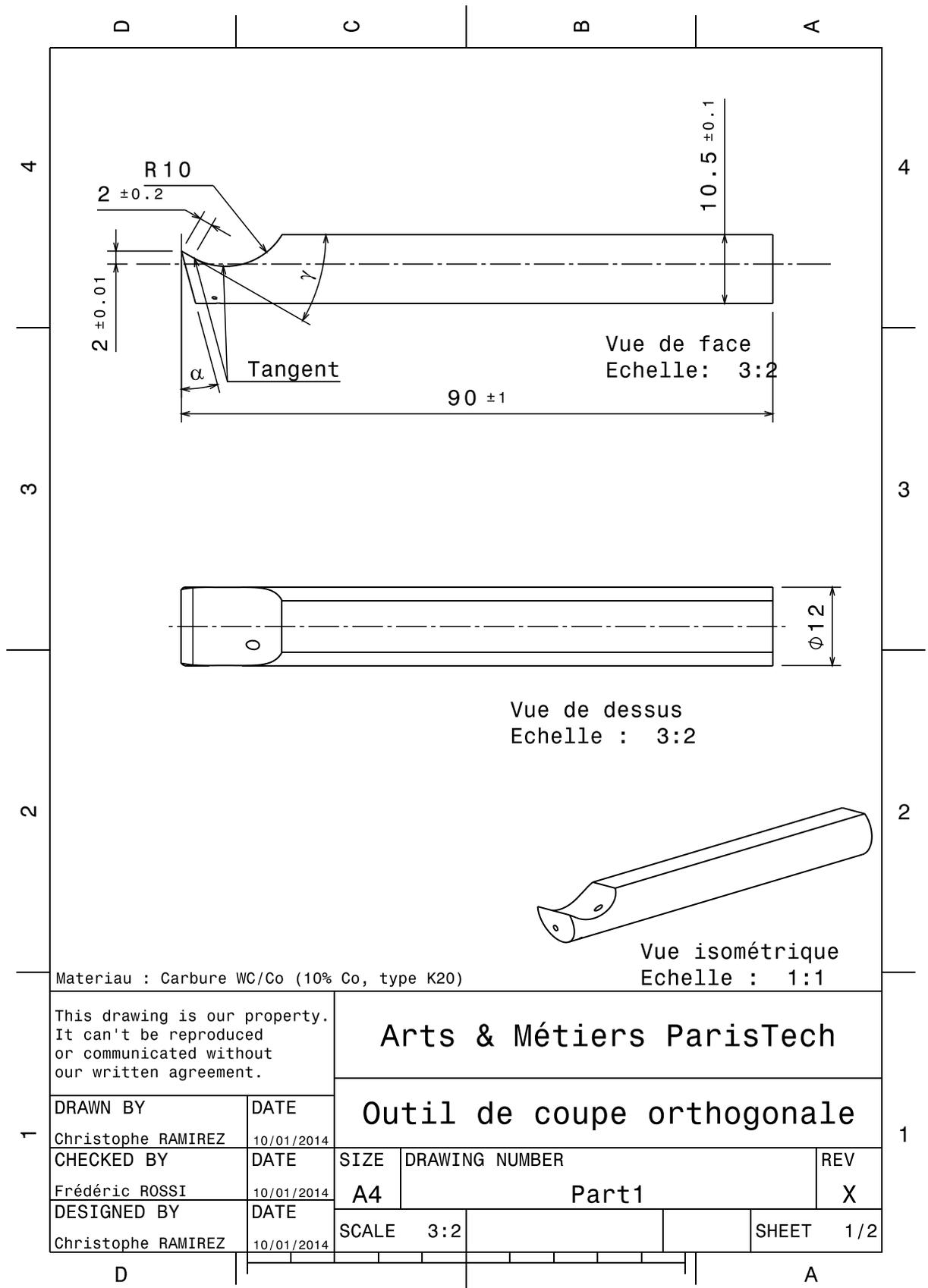
Ti6Al4V $\alpha+\beta$		Ti54M		Ti6Al4V traité β	
T (°C)	C_p (J.kg ⁻¹ .K ⁻¹)	T (°C)	C_p (J.kg ⁻¹ .K ⁻¹)	T (°C)	C_p (J.kg ⁻¹ .K ⁻¹)
51.3	565.62	51.3	559.94	51.3	569.47
76.2	575	76.2	567.4	76.2	572.22
101.1	581.08	101.1	575.13	101.1	577.32
125.9	587.37	125.9	582.14	125.9	584.23
150.8	594.99	150.8	589.79	150.8	590.68
175.7	599.86	175.7	593.14	175.7	594.33
200.6	604.24	200.6	596.83	200.6	599.13
225.5	607.86	225.5	602.66	225.5	602.61
250.4	613.49	250.4	608.48	250.4	607.8
275.3	619.31	275.3	615.58	275.3	613.67
300.1	621.68	300.2	618.99	300.1	618.04
325.0	625.56	325.0	624.69	325.0	624.14
349.9	632.73	349.9	630.15	349.9	630.44
374.8	630.41	374.8	631.89	374.8	631.91
399.7	632.89	399.7	636.38	399.7	630.58
424.6	633.61	424.6	635.7	424.6	636.76
449.5	634.88	449.5	632.35	449.5	632.5
474.4	639.88	474.4	638.15	474.4	638.75
499.2	638.92	499.2	645.39	499.2	639.58
524.1	650.72	524.1	661.3	524.1	650.62
549.0	663.89	549.0	676.57	549.0	664.06
573.9	668.63	573.9	684.13	573.9	670.01
598.8	680.95	598.8	696.33	598.8	679.38
623.7	697.39	623.7	711.7	623.7	701.3
648.6	700.5	648.6	718.22	648.6	709.57
673.4	695.35	673.4	721.6	673.4	708.05
698.3	711.47	698.3	728.42	698.3	712.83
723.2	708.76	723.2	748.45	723.2	706.27
748.1	706.24	748.1	755.27	748.1	709.45
773.0	724.32	773.0	790.06	773.0	713.19
797.8	733.86	797.8	828.29	797.8	737.07
816.0	830	816.0	880	816.2	730
841.2	780	841.2	900	841.3	840
866.3	810	866.4	950	866.4	880
891.4	930	891.5	1020	891.5	950
916.6	940	916.7	1150	916.7	910
941.8	960	941.8	1000	941.9	940
967.0	1020	967.0	520	967.1	1000

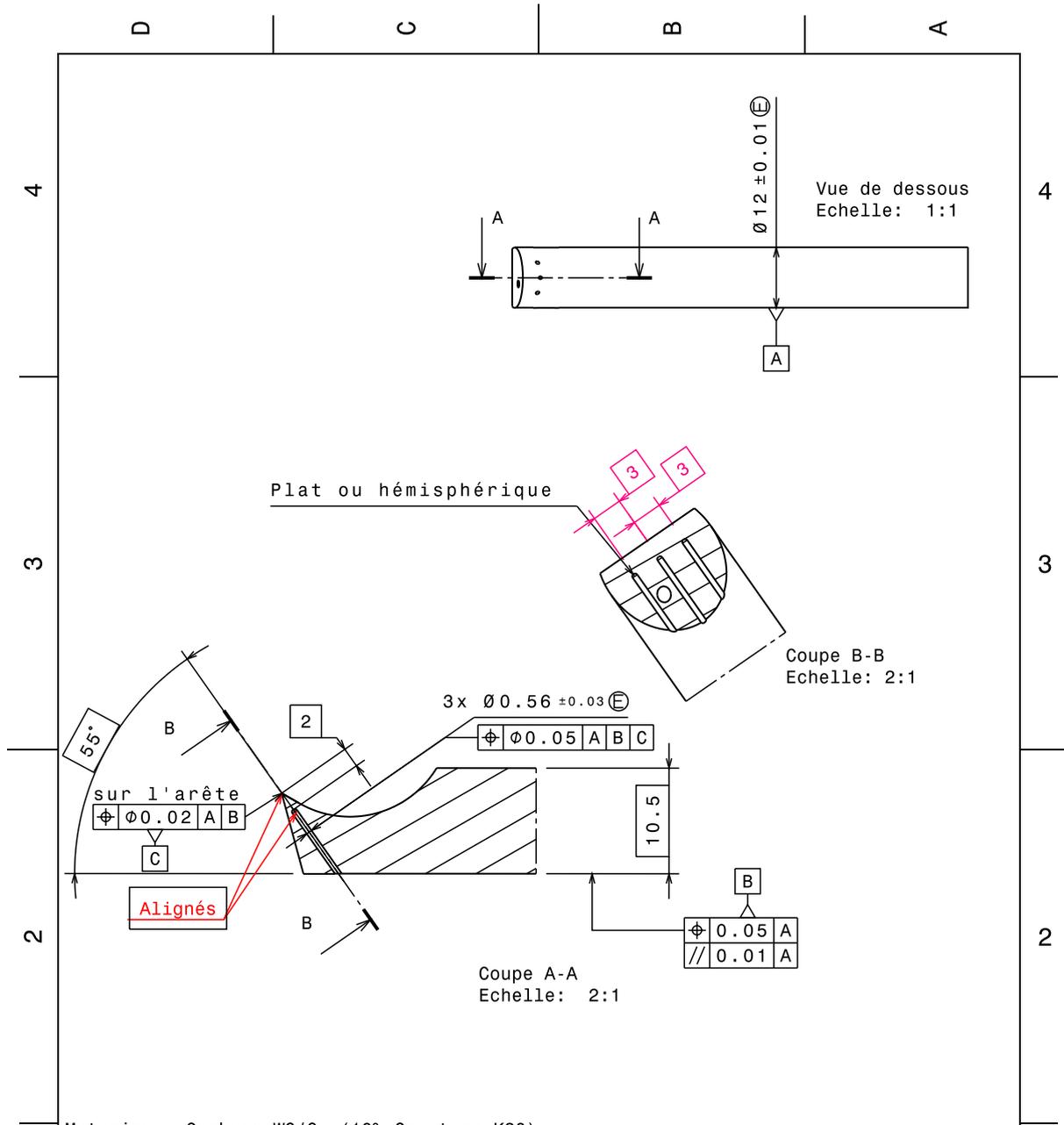
992.2	920	992.1	730	992.3	1000
1017.4	640	1017.4	560	1017.5	660
1042.6	680	1042.6	460	1042.7	620

C.2. Diffusivité thermique

Ti6Al4V $\alpha+\beta$		Ti54M		Ti6Al4V traité β	
T (°C)	D (mm ² .s ⁻¹)	T (°C)	D (mm ² .s ⁻¹)	T (°C)	D (mm ² .s ⁻¹)
25.1	2.902	25.2	2.882	25.3	2.839
50	2.94	49.9	2.998	50	2.799
75.3	3.04				
100.2	3.135	100	3.149	99.9	2.996
199.8	3.48	199.8	3.49	199.9	3.336
299.8	3.778	299.9	3.848	300	3.64
400	4.11	399.9	4.134	399.9	3.983
499.9	4.393	500	4.399	500	4.286
600	4.732	600	4.655	600.1	4.514
700.1	5.094	700	5.031	699.9	4.657
800.2	5.373	800.1	5.344	800.1	4.941
900.2	5.528	900.2	5.575	900.2	5.473
1000.3	6.089	1000.1	6.097	1000.1	6.151

Annexe D Outils de coupe orthogonale





This drawing is our property. It can't be reproduced or communicated without our written agreement.		Arts & Métiers ParisTech		
		Instrumentation thermocouple pour un angle de dépouille de 15°		
T	DRAWN BY	DATE	SIZE	DRAWING NUMBER
	Christophe RAMIREZ	13/03/2014	A4	Part 1
	CHECKED BY	DATE	SCALE	REV
	Frédéric ROSSI	13/03/2014	2:1	X
DESIGNED BY	DATE	SCALE	SHEET	
Christophe RAMIREZ	13/03/2014	2:1	2/2	

Annexe E Analyse post-mortem des copeaux de rabotage

L'analyse post-mortem des copeaux de rabotage présentés ci-dessous sont issus des essais du chapitre 2. Les conditions de coupe sont rappelées dans le Tableau 1.

Angle de coupe γ_n	30°
Angle de dépouille α_n	15°
Epaisseur de l'éprouvette b	3 mm
Epaisseur de copeau non déformé h	0.1 mm
Conditions de lubrification	À sec

Tableau 1 - Rappel des conditions de coupe utilisées pour les essais de rabotage.

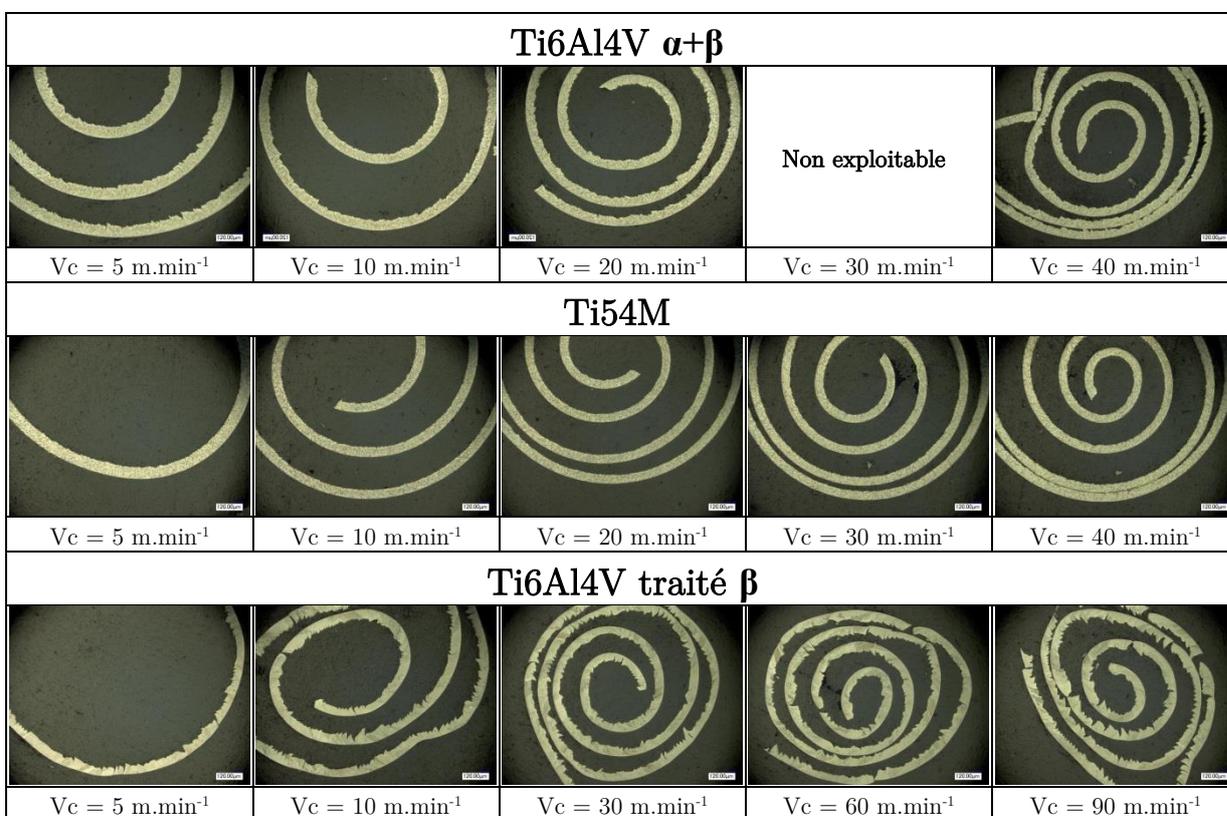


Tableau 2 – Analyse des copeaux post-mortem, grossissement x100.

Ti6Al4V $\alpha+\beta$				
			Non exploitable	
Vc = 5 m.min ⁻¹	Vc = 10 m.min ⁻¹	Vc = 20 m.min ⁻¹	Vc = 30 m.min ⁻¹	Vc = 40 m.min ⁻¹
Ti54M				
Vc = 5 m.min ⁻¹	Vc = 10 m.min ⁻¹	Vc = 20 m.min ⁻¹	Vc = 30 m.min ⁻¹	Vc = 40 m.min ⁻¹
Ti6Al4V traité β				
Vc = 5 m.min ⁻¹	Vc = 10 m.min ⁻¹	Vc = 30 m.min ⁻¹	Vc = 60 m.min ⁻¹	Vc = 90 m.min ⁻¹

Tableau 3 - Analyse des copeaux post-mortem, grossissement x400.

Ti6Al4V $\alpha+\beta$				
			Non exploitable	
Vc = 5 m.min ⁻¹	Vc = 10 m.min ⁻¹	Vc = 20 m.min ⁻¹	Vc = 30 m.min ⁻¹	Vc = 40 m.min ⁻¹
Ti54M				
Vc = 5 m.min ⁻¹	Vc = 10 m.min ⁻¹	Vc = 20 m.min ⁻¹	Vc = 30 m.min ⁻¹	Vc = 40 m.min ⁻¹

Tableau 4 - Analyse des copeaux post-mortem, grossissement x1000

Table des Figures

Figure 0.1 - Comparaison des domaines de coupe et des problématiques rencontrées entre le Ti6Al4V et le CFRP [Bonnet 10].....	2
Figure 0.2 - Partenaires du projet TITUS.	3
Figure 0.3 - Répartition des tâches du projet TITUS.....	3
Figure 1.1 - Cristallographie du titane d'après [Combres 13].	10
Figure 1.2 – Classification et effet des éléments d'additions [Combres 97].	12
Figure 1.3 - Comparaison de la teneur en éléments bétagènes du Ti6Al4V et du Ti54M [Armendia et al. 10].	14
Figure 1.4 - Diagramme pseudo-binaire des alliages de titane [Combres 13].	15
Figure 1.5 - Résumé des différentes microstructures et propriétés mécaniques de chaque classe d'alliages [Combres 13].	15
Figure 1.6 - Cycle d'obtention de la structure duplex [Lütjering 98].....	16
Figure 1.7 - Exemple de microstructure dans le cas du Ti6Al4V ; (a) - Structure α' ; (b) – Structure lamellaire ; (c) – Structure duplex ; (d) Structure équiaxe [Combres 13].	16
Figure 1.8 - Les différentes microstructures possibles dans le TA6V en fonction des différents types de refroidissement [Matthew et al. 88].	18
Figure 1.9 - Récapitulatif des paramètres d'entrée et des critères d'évaluation de l'usinabilité.	20
Figure 1.10 - Distribution de la chaleur dans un acier C45 et un alliage de titane [König 79].	21
Figure 1.11 - Copeaux de 33CrMoV12-9 de types (a) continu et (b) discontinu [Le Calvez 95].	22
Figure 1.12 - Paramètres permettant de caractériser un copeau festonné [Sutter et al. 13].....	22
Figure 1.13 - Bande de cisaillement déformée durant l'usinage du Ti6Al4V obtenue avec une vitesse de coupe $V_c = 360 \text{ m.min}^{-1}$ d'après [Velasquez 07].	24
Figure 1.14 - Bande de cisaillement transformée - (a) obtenue par cisaillement pur (barre de Hopkinson) - (b) formée en usinage dans le cas du 100Cr6 [Habak 06].	24
Figure 1.15 - Les différentes phases de formation du copeau festonné [Poulachon et al. 98]. ...	24
Figure 1.16 - Définition des paramètres de déformation du feston [Joshi et al. 14].	27
Figure 1.17 - Bandes de cisaillement adiabatique - (a) Alliage β , vitesse de déformation 4.10^5 s^{-1} - (b) Alliage β , vitesse de déformation 6.10^5 s^{-1} - (c) Alliage $\alpha+\beta$, vitesse de déformation 4.10^5 s^{-1} - (d) Alliage $\alpha+\beta$, vitesse de déformation 6.10^5 s^{-1} , [Yang et al. 11].	28
Figure 1.18 - Microstructure des alliages de titane étudiés - (a) Ti6Al4V $\alpha+\beta$ – (b) Ti54M – (c) Ti6Al4V traité β	32
Figure 1.19 - Essais de traction sur éprouvette lisse normalisée réalisés sur les trois matériaux dans le cadre de l'étude dans le cadre des essais du chapitre 6 ($\epsilon = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $T = 20 \text{ }^\circ\text{C}$).....	34
Figure 1.20 - Montage pour la mesure du module Young du laboratoire Aurock d'Albi.	35
Figure 1.21 – Schéma de principe de détermination du module de Young par résonance acoustique [Roebben et al. 97].	35
Figure 1.22 - Module de Young en fonction de la température.....	37
Figure 1.23 - Amortissement du signal acoustique en fonction de la température.....	38
Figure 1.24 - Mesure de dureté Brinell (HBW) sur le diamètre.....	39

Figure 1.25 - Résultats de dureté Brinell (HBW 2.5/187.5) en fonction de la position.	39
Figure 1.26 - Empreinte laissée par la bille après essai de dureté Brinell.	40
Figure 1.27 - Schéma de représentation des filiations.	41
Figure 1.28 - Morphologie d'empreinte réalisée par microdureté Vickers (HV 0.05).	41
Figure 1.29 - Valeurs de microdureté maximale, minimale et moyenne pour les trois matériaux.....	42
Figure 1.30 - Empreinte réalisée dans le Ti6Al4V traité β	43
Figure 1.31 - Chaleur spécifique C_p en fonction de la température.	44
Figure 1.32 - Diffusivité thermique « a » en fonction de la température.....	45
Figure 2.1 - Paramétrage géométrique du foret selon la norme NF ISO 3002-1 E66-502.....	50
Figure 2.2 – Coupe orthogonale sur tube ou sur disque.....	51
Figure 2.3 – Configuration de la coupe orthogonale.	52
Figure 2.4 - Dispositif expérimental.....	52
Figure 2.5 - Plan d'essais de la pré-étude de perçage.....	53
Figure 2.6 - Énergie spécifique de coupe en fonction des paramètres de coupe (a) $K_{c,f}=f(V_c)$ - (b) $K_{c,c}=f(V_c)$ - (c) $K_{c,f}=f(f)$ - (d) $K_{c,c}=f(f)$	54
Figure 2.7 – Évolution le long de l'arête du foret de l'angle de coupe dans le plan normal P_n et de l'angle de dépouille dans le plan orthogonal P_o	57
Figure 2.8 – (a) Outils SECO utilisés dans l'étude - (b) Instrumentation thermocouple des outils.....	58
Figure 2.9 Principe du dispositif de rabotage [Baizeau et al. 16].....	58
Figure 2.10 - Dispositif expérimental de rabotage.	59
Figure 2.11 - Microstructure des éprouvettes de rabotage observées avec la caméra rapide....	59
Figure 2.12 - Casse de l'outil (Ti6Al4V traité β , $V_c = 90 \text{ m.min}^{-1}$, $h = 0.1 \text{ mm}$) – Vue de dessus de l'arête de coupe (face de coupe).....	60
Figure 2.13 - Énergie spécifique de coupe en fonction de la vitesse de coupe.	61
Figure 2.14 - Température de coupe maximale atteinte en fonction de la vitesse de coupe....	62
Figure 2.15 – Image de la formation du copeau observée à la caméra rapide.....	63
Figure 2.16 – Analyse post-mortem de la morphologie globale des copeaux lors des essais de rabotage ($V_c = 10 \text{ m.min}^{-1}$).....	63
Figure 2.17 Évolution de l'épaisseur du copeau h_c en fonction de la vitesse de coupe V_c	64
Figure 2.18 – Festonnage aléatoire dans le cas Ti6Al4V traité β - (a) $V_c = 10 \text{ m.min}^{-1}$ - (b) $V_c = 90 \text{ m.min}^{-1}$	64
Figure 2.19 - Analyse post-mortem des copeaux pour une vitesse de 10 m.min^{-1}	65
Figure 2.20 - Angle de cisaillement calculé en fonction de la vitesse de coupe V_c	66
Figure 2.21 - Coefficient de frottement en fonction de la vitesse de coupe V_c	67
Figure 2.22 - Evolution de la longueur de contact outil-copeau dans le cas du rabotage du Ti6Al4V traité β	68
Figure 2.23 - Longueur de contact L_c à l'interface outil/copeau pour les différentes vitesses de coupe.....	68
Figure 2.24 - Comparaison des différents modèles de longueur de contact avec la mesure expérimentale.....	70
Figure 2.25 - Face de coupe des outils de rabotage.....	70
Figure 3.1 - Tendances de marché des outils en 2005 d'après Kennametal [Huston et al. 98]. .	74
Figure 3.2 - Relation entre ténacité et dureté pour différents matériaux d'outils [Heath 01] ..	74

Figure 3.3 - Dureté à chaud des matériaux d'outil [Almond 81].....	76
Figure 3.4 - Les différentes formes d'usure (a) Les formes d'usure typiques durant l'usinage des matériaux difficiles [Dearnley et al. 86] (b) Image MEB de la déformation plastique d'un outil WC-TaC-Co [Östberg et al. 06].....	78
Figure 3.5 - Les principaux mécanismes d'usure [Li 12].....	79
Figure 3.6 - Abrasion de la face de dépouille d'un foret en carbure durant le perçage de CFRP T800M21 ($V_c = 100 \text{ m.min}^{-1}$, $f = 0.05 \text{ mm.tr}^{-1}$) [Ramirez 13].	79
Figure 3.7 - Observation d'une arête rapportée lors de l'usinage d'un acier non allié SAE 1045 avec un outil carbure non revêtu ($V_c = 50 \text{ m.min}^{-1}$).	80
Figure 3.8 - Protocole des essais d'usure.....	81
Figure 3.9 - Méthode de calcul de la longueur usinée d'après Dorlin [Dorlin 16].....	82
Figure 3.10 - Mise au diamètre du lopin pour polissage et attaque de sa surface.	82
Figure 3.11 - Dispositif expérimental - (a) Dispositif de tournage avec observation à la caméra rapide (b) Contrôle de l'usure de l'outil in-situ à l'aide d'un microscope optique Keyence.	83
Figure 3.12 - Essai de coupe sur tube avec le Ti54M (Étape 1).	84
Figure 3.13 - Signaux types d'effort et de température de coupe acquis durant l'essai ($V_c = 10 \text{ m.min}^{-1}$, $f = 0.1 \text{ mm.tr}^{-1}$).	84
Figure 3.14 - Évolution de l'effort et de la température de coupe durant l'usinage du Ti54M ($V_c = 10 \text{ m.min}^{-1}$, $f = 0.1 \text{ mm.tr}^{-1}$).	85
Figure 3.15 - Évolution de l'usure sur la face de dépouille et l'arête de l'outil durant l'usinage du Ti54M ($V_c = 10 \text{ m.min}^{-1}$, $f = 0.1 \text{ mm.tr}^{-1}$).	85
Figure 3.16 - Évolution de l'effort et de la température de coupe durant l'essai n°1 dans le Ti6Al4V traité β ($V_c = 10 \text{ m.min}^{-1}$, $f = 0.1 \text{ mm.tr}^{-1}$).	86
Figure 3.17 - Schéma de principe de polissage par abrasion magnétique [Yamaguchi et al. 16].	87
Figure 3.18 - Caractérisation de l'acuité d'arête [Denkena et al. 11].	88
Figure 3.19 - Cartographie de l'acuité d'arête en fonction du matériau usiné [Denkena et al. 11].	88
Figure 3.20 - Choix des zones de coupe.	90
Figure 3.21 - Méthodologie de qualification des outils en 6 étapes.....	90
Figure 3.22 - Analyse de l'acuité d'arête des outils (a) Outil non préparé - (b) Outil réaffûté et poli.....	91
Figure 3.23 - État de surface des faces de coupe et de dépouille des outils (a) Outil non préparé - (b) Outil réaffûté et poli.	91
Figure 3.24 - Comparaison des efforts par zone - (a) Outil non préparé - (b) Outil réaffûté et poli.....	92
Figure 3.25 - Observation de l'arête rapporté sur la zone de coupe. (a) Outil non préparé - (b) Outil réaffûté et poli.	92
Figure 3.26 - Analyse de l'influence du tube dans le cas de l'outil non préparé - (a) Zone Z1 - (b) Zone Z2.....	93
Figure 3.27 - - Analyse de l'influence du tube dans le cas de l'outil réaffûté et poli - (a) Zone Z1 - (b) Zone Z2.....	94
Figure 3.28 - Rectification du foret.....	95
Figure 3.29 - CAO du porte-outil avec indexage conçu spécialement pour les forets.....	95

Figure 3.30 - Montage expérimental pour observation à la caméra sur centre d'usinage 5 axes Gambin 120CR (Étape 1).....	96
Figure 3.31 - Montage expérimental pour les essais d'usure sur un centre d'usinage 3 axes DMG DMC65V (Étape 2).	96
Figure 3.32 - Évolution de l'effort d'avance F_z en fonction du nombre de trous (a) Évolution sur la plage complète - (b) Zoom sur les 13 premiers trous.	97
Figure 3.33 - Évolution de couple M_z en fonction du nombre de trous (a) Évolution sur la plage complète - (b) Zoom sur les 13 premiers trous.	97
Figure 3.34 - Écaillage des becs du foret.....	98
Figure 3.35 - Collage de titane sur le listel dans le cadre du perçage du Ti54M ($V_c = 30 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$, $f = 0.1 \text{ mm} \cdot \text{tr}^{-1}$).	99
Figure 3.36 - Évolution des efforts et température de coupe dans le cadre des essais sur tube du Ti6Al4V traité β ($V_c = 30 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$, $f = 0.1 \text{ mm} \cdot \text{tr}^{-1}$).....	99
Figure 3.37 - Formation du copeau (a) Ti6Al4V $\alpha+\beta$ - (b) Ti54M - (c) Ti6Al4V traité β ...	100
Figure 3.38 - Formation du copeau de Ti6Al4V $\alpha+\beta$ - (a) 0 trous - (b) 619 trous.	101
Figure 3.39 - Aspect macroscopique des copeaux.....	101
Figure 4.1 - Les différents modèles de diffusion (a) Modèle de diffusion dynamique [Naerheim et al. 77] - (b) Modèle de diffusion quasi-statique [Qi et al. 96].....	108
Figure 4.2 - Profil de diffusion à l'interface de coupe outil-copeau pour différents couples outils-matière [Bittès 93].....	108
Figure 4.3 - Principe du test de diffusion (a) Échantillons dans le four pour essai - (b) Schéma de principe de l'empilement en compression.	111
Figure 4.4 - Échantillon coupé en deux et enrobé pour analyse à la microsonde de Castaing.	112
Figure 4.5 - Microstructure du Ti54M.	113
Figure 4.6 - (a) Microstructure du matériau de l'outil (b) Diagramme de diffraction des rayons X du matériau de l'outil et comparaison avec le modèle calculé.	113
Figure 4.7 - Microstructure des différents couples de diffusion pour les différents temps de maintien à 1100 °C (a) Sans temps de maintien - (b) 15 min. - (c) 30 min. - (d) 2 h.....	114
Figure 4.8 - Microstructure observée après essai de diffusion à 1100 °C avec un maintien de 2h.....	115
Figure 4.9 - Zone lamellaire fine proche de l'interface en raison de la grande concentration en tungstène.	117
Figure 4.10 - Profil de diffusion des éléments dans l'alliage Ti54M après différents temps de maintien.....	118
Figure 4.11 - Graphique de la fonction d'erreur inverse montrant la linéarité des tracés à partir des données reportées sur la Figure 4.10 dans le cas des essais avec des temps de maintien de 30 min et 120 min à 1100 °C.	120
Figure 4.12 - Empreintes de microdureté réalisées sur un échantillon de diffusion à 1100 °C pour un maintien de 2h.....	121
Figure 4.13 - Image MEB de la coupe transversale de l'outil avec arête rapportée.	121
Figure 4.14 - Analyse EDS de la face de coupe de l'outil.	122
Figure 4.15 - Analyse EDS de l'outil sur la coupe transversale (a) Dans la zone de l'outil-(b) Dans la zone d'arête rapportée.	122
Figure 4.16 - Microstructure des couples de diffusion pour les trois matériaux (15 min.).....	123

Figure 5.1 - Principe de mesure par sectionnement des fils thermocouples [Ramirez et al. 14].	128
Figure 5.2 – Récapitulatif des différents moyens de mesure thermique en perçage.....	129
Figure 5.3 – Dispositif expérimental (a) Montage du RTT sur broche couplé à un capteur dynamométrique rotatif (b) Schématisation des thermocouples dans le foret.....	130
Figure 5.4 - Principe de fonctionnement et d'acquisition du RTT.	131
Figure 5.5 - Fréquence d'acquisition maximale en fonction du nombre de thermocouples et du nom de valeurs successives utilisées.	131
Figure 5.6 - Position des thermocouples derrière l'arête du foret.	133
Figure 5.7 - Rebouchage du trou de lubrification pour maintien en place du thermocouple.	133
Figure 5.8 - Configuration de sonnage suivant l'axe Y - (a) Avec le RTT - (b) Sans le RTT.	134
Figure 5.9 - Analyse fréquentielle des différents essais de sonnage.	135
Figure 5.10 - Montage de sonnage libre.	136
Figure 5.11 - Plan d'essais.	137
Figure 5.12 - Description de la mesure de température en fonction des différentes étapes du perçage.....	138
Figure 5.13 - Comparaison des températures de coupe mesurées sur le bec pour les différentes conditions de coupe.....	139
Figure 5.14 - Comparaison des températures de coupe mesurées sur la pointe pour les différentes conditions de coupe.	140
Figure 5.15 - Comparaison des températures de coupe (bec) entre les trois matériaux pour chaque condition de coupe.....	140
Figure 5.16 - Comparaison des températures de coupe (pointe) entre les deux matériaux pour chaque condition de coupe.....	142
Figure 5.17 – Comparaison des températures mesurées sur la pointe et le bec de l'outil (Ti54M, $V_c = 10 \text{ m.min}^{-1}$, $f = 0.2 \text{ mm.tr}^{-1}$)	143
Figure 5.18 – Configurations de perçage pour la compréhension de la thermique en fin de perçage.....	144
Figure 5.19 - Comparaison des trois types de perçage (Ti54M, $V_c = 10 \text{ m.min}^{-1}$, $f = 0.2 \text{ mm.tr}^{-1}$).....	144
Figure 6.1 –Montage expérimental – (a) Moyen d'essai – (b) Éprouvettes cylindrique et chapeau.....	149
Figure 6.2 - Dessin de définition des éprouvettes chapeaux.....	150
Figure 6.3 - Plan d'essais.....	150
Figure 6.4 - Comparaison des essais de compression réalisés par Bouchnak [Bouchnak 10] et ceux de l'étude actuelle dans le cas du Ti6Al4V $\alpha+\beta$	151
Figure 6.5 - Courbe expérimentale et identifiée pour le Ti54M et le Ti6Al4V traité β ($\epsilon = 0.1 \text{ s}^{-1}$, $T = 20 \text{ }^\circ\text{C}$).	152
Figure 6.6 –Courbes expérimentales à différentes températures d'essais et identification ($\epsilon = 0.1 \text{ s}^{-1}$).	153
Figure 6.7 - Courbes expérimentales à différentes vitesses de déformation et identification ($T = 20 \text{ }^\circ\text{C}$).	155
Figure 6.8 - Comparaison de l'identification avec un paramètre m moyen.....	156
Figure 6.9 - Comparaison de l'identification avec un paramètre C moyen.	156

Figure 6.10 – Courbe d’effort en fonction du déplacement dans le cas du Ti54M ($\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$, $T = 20 \text{ °C}$).....	157
Figure 6.11 - Zone de cisaillement [Hor 11].....	158
Figure 6.12 - Courbe expérimentale et identifiée pour le Ti54M et le Ti6Al4V traité β ($\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$, $T = 20 \text{ °C}$).	158
Figure 6.13 - Courbes expérimentales à différentes températures d’essais et identification ($\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$).	159
Figure 6.14 - Courbes expérimentales à différentes vitesses de déformation et identification ($T = 20 \text{ °C}$).....	160
Figure 6.15 - Comparaison de l'identification avec un paramètre m moyen.	160
Figure 6.16 - Comparaison de l'identification avec un paramètre C moyen.	161
Figure 6.17 - Montage expérimental - (a) montage - (b) éprouvettes avec différents rayons d'entaille R	163
Figure 6.18 - Essais de traction sur éprouvettes entaillées pour les différents matériaux ($\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $T = 20 \text{ °C}$).....	164
Figure 6.19 - Comparaison des trois matériaux pour les différents rayons d'entaille ($\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $T = 20 \text{ °C}$).	164
Figure 6.20 - Analyse des faciès de rupture ($\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $T = 20 \text{ °C}$, R_{∞}).....	165
Figure 6.21 - Simulation des essais de traction pour évaluer la déformation au centre de l'éprouvette.	166
Figure 6.22 - Comparaison des essais expérimentaux et des simulations sur éprouvettes entaillées.	166
Figure 6.23 – Identification des paramètres D_1 , D_2 et D_3	167
Figure 6.24 - Simulation des essais de cisaillement pour évaluer la déformation au centre de l'éprouvette.	167
Figure 6.25 - Comparaison des essais expérimentaux et des simulations sur les éprouvettes chapeaux.	168
Figure 6.26 - Identification du paramètre D_4	168
Figure 6.27 - Essai de traction sur éprouvette lisse à différentes températures.	169
Figure 6.28 – Contrainte-déformation en fonction de la température pour le Ti6Al4V $\alpha+\beta$ et le Ti6Al4V traité β ($\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$).....	169
Figure 6.29 - Résultats de traction à chaud sur le Ti54M pour les essais à 400 et 600 °C ($\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$).	170
Figure 6.30 - Résultats de traction à chaud sur le Ti54M pour les essais non répétables à 700, 800 et 900 °C ($\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$).....	170
Figure 6.31 - Comparaison des essais expérimentaux et des simulations sur éprouvettes lisses à différentes températures d’essai.	171
Figure 6.32 - Simulation des essais de traction à chaud pour évaluer la déformation au centre de l'éprouvette.	171
Figure 6.33 - Identification du paramètre D_5	172
Figure 6.34 - Position des configurations par rapport à la géométrie du foret.....	173
Figure 6.35 – Modèle multipart avec conditions aux limites [Yaich et al. 16].	175
Figure 6.36 - Comparaison de la modélisation avec l'essai expérimental dans la configuration 1 du Ti6Al4V $\alpha+\beta$ (a) Modélisation – (b) Observation expérimentale.	176

Figure 6.37 - Comparaison de la modélisation avec l'essai expérimental dans la configuration 1 du Ti6Al4V traité β (a) Modélisation – (b) Observation expérimentale.....	177
Figure 6.38 - Comparaison de la formation du copeau pour les trois configurations dans le cas du Ti6Al4V $\alpha+\beta$	179

Liste des Tables

Table 1.A - Paramètres cristallins [Combres 13].....	10
Table 1.B - Composition chimique d'après la norme NF EN ISO 5832-3 [AFNOR 12].....	17
Table 1.C - Propriétés physiques et mécaniques du Ti6Al4V d'après Lampman [Lampman 90] et TIMET.....	17
Table 1.D - Effet des différents traitements thermiques sur les propriétés mécaniques du Ti6Al4V [Lampman 90].	19
Table 1.E - Valeur moyenne et dispersion de la microdureté pour les quatre microstructures étudiées [Attanasio et al. 13].....	30
Table 1.F - Fraction volumique et nanodureté des grains lamellaires et équiaxes des microstructures étudiées [Attanasio et al. 13].	30
Table 1.G - Analyse de la composition chimique du Ti6Al4V et du Ti54M.....	31
Table 1.H - Grandeurs microstructurales obtenues par analyses d'images.	33
Table 1.I - Récapitulatif des propriétés mécaniques à température ambiante du Ti6Al4V $\alpha+\beta$, du Ti6Al4V traité β et du Ti54M d'après le fournisseur TIMET.....	34
Table 1.J - Valeurs des essais de traction complémentaires réalisés sur les trois matériaux dans le cadre des essais du chapitre 6 ($\epsilon = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $T = 20 \text{ }^\circ\text{C}$).....	34
Table 1.K - Récapitulatif des mesures de dureté Brinell.	39
Table 1.L - Conditions d'essai de microdureté.....	41
Table 1.M - Récapitulatif des mesures de microdureté (HV 0.05) pour les trois matériaux. ...	42
Table 2.A – Évolution de l'usure du foret.	55
Table 2.B - Configuration des paramètres de la caméra en fonction de la vitesse de coupe. ...	60
Table 2.C – Modèles mathématiques de calcul de la longueur de contact outil-copeau.....	69
Table 3.A - Récapitulatif des conditions de coupe.....	83
Table 3.B - Récapitulatif des conditions de coupe.....	89
Table 3.C - Conditions d'essais.....	96
Table 4.A - Composition chimique (% en masse.) du Ti54M.	110
Table 4.B - Composition des phases du Ti54M.	112
Table 4.C – Composition chimique moyenne mesurée par microsonde dans les différentes couches pour un temps de maintien de 2 h à 1100 $^\circ\text{C}$	115
Table 4.D - Évolution des épaisseurs des différentes couches en fonction du temps de maintien.	116
Table 4.E - Évaluation des différentes épaisseurs affectées pour les différents matériaux.	124
Table 5.A - Comparaison du système RTT avec le système ACTARUS utilisé par Le Coz [Le Coz et al. 12].....	132
Table 5.B - Résumé des conditions d'essais.	137
Table 5.C –Écart de température mesurée sur la plage de mesure située entre l'entrée en matière et le débouchage des listels (Étape②) pour le thermocouple TC _{bec}	141
Table 5.D - Températures maximales mesurées pour le thermocouple TC _{bec}	141
Table 6.A – Paramètres de référence.	152
Table 6.B - Coefficients A, B et n des différents matériaux.	153

Table 6.C - Évolution du paramètre m en fonction de la température.....	154
Table 6.D - Évolution du paramètre C en fonction de la vitesse de déformation.....	155
Table 6.E - Récapitulatif des paramètres de la loi de Johnson-Cook déterminés en compression.....	155
Table 6.F - Erreur de modélisation avec des paramètres m et C moyens en compression. ...	156
Table 6.G - Coefficients A , B et n des différents matériaux pour une sollicitation en cisaillement.	158
Table 6.H - Évolution du paramètre m en fonction de la température pour une sollicitation en cisaillement.	159
Table 6.I - Évolution du paramètre C en fonction de la vitesse de déformation.....	160
Table 6.J - Récapitulatif des paramètres de la loi de Johnson-Cook déterminés en cisaillement.	160
Table 6.K - Erreur de modélisation avec des paramètres m et C moyens en cisaillement. ...	161
Table 6.L - Taux de triaxialité en fonction du rayon d'entaille pour une éprouvette de diamètre $\varnothing 6$ mm.	163
Table 6.M - Loi d'endommagement du Ti6Al4V traité β	172
Table 6.N - Paramètres des 3 différentes configurations étudiées.	173
Table 6.O - Récapitulatif des lois de plasticité du Ti6Al4V $\alpha+\beta$ et du Ti6Al4V traité β	174
Table 6.P - Récapitulatif des lois d'endommagement du Ti6Al4V $\alpha+\beta$ et du Ti6Al4V traité β	174
Table 6.Q - Paramètres des matériaux utilisés dans le modèle de coupe.....	175
Table 6.R - Mesure de l'effort de coupe F_c en fonction de la configuration.	178
Table 6.S - Mesure de l'effort d'avance F_f en fonction de la configuration.	178
Table 6.T - Mesure de la température de coupe en fonction de la configuration à l'interface outil/copeau (ZCS).	178

TITUS : CRITERES D'OPTIMISATION DES ALLIAGES DE TITANE POUR AMELIORER LEUR USINABILITE

RÉSUMÉ : L'introduction massive des alliages de titane pour les pièces de structures aéronautiques a soulevé de nouvelles problématiques d'usinage. Du fait que les matériaux réfractaires présentent de faibles propriétés thermiques leur mise en forme par usinage à sec est difficile. L'objectif industriel est d'améliorer la productivité de l'usinage des alliages de titane afin d'en réduire les coûts. Des travaux concernant la coupe du Ti6Al4V $\alpha+\beta$, du Ti54M et du Ti6Al4V traité β ont été réalisés pour mettre en évidence les différences d'usinabilité entre ces trois matériaux. Ces travaux mettent en avant une forte influence du comportement orthotrope et de l'hétérogénéité de la microstructure lamellaire, ainsi que de la taille des grains du Ti6Al4V traité β sur la mise en forme par coupe. L'étude sur l'usure des outils par diffusion montre que le principal élément de diffusion est le titane et que par conséquent aucune différence n'est observée entre les trois matériaux. Pour confirmer que la diffusion est le mode d'usure principal, des essais de perçage instrumentés avec un système de mesure de température sans fil ont été effectués. Les températures à l'arrière de l'arête de coupe atteignent des températures supérieures à 500°C pour de faibles vitesses de coupe. A cette température le phénomène de diffusion est thermiquement activé et confirme les hypothèses évoquées précédemment. Enfin, pour avoir une compréhension des différences d'usinabilité mises en évidence lors des travaux expérimentaux, une recherche sur le comportement des matériaux (Johnson-Cook) et la mise en place d'une simulation numérique ont été réalisées. Les simulations réalisées à l'aide des lois de comportement identifiées précédemment modélisent précisément l'usinage du Ti6Al4V $\alpha+\beta$ et du Ti54M. L'hétérogénéité du Ti6Al4V traité β ne permet pas une bonne modélisation de la formation du copeau. Une modélisation polycristalline serait plus adaptée.

Mots clés : Perçage, Usinabilité, Efforts de coupe, Températures de coupe, Usure par diffusion, Titane, Lois de comportement, Simulation numérique.

TITUS: OPTIMIZATION CRITERIA OF TITANIUM ALLOYS TO IMPROVE THEIR MACHINABILITY

ABSTRACT: The massive introduction of titanium alloys onto the aeronautical structures parts has raised new problems in the machining process. Because of their low thermal properties (refractory materials), they are considered as difficult to cut material. The industrial aim is therefore to improve the productivity of the titanium alloy's machining and to reduce their costs. Some research on Ti6Al4V $\alpha + \beta$, Ti54M and β -treated Ti6Al4V cutting was carried out to point out machinability's differences between these three materials. This work highlights a strong influence of the orthotropic behavior and the heterogeneity of the lamellar microstructure as well as the grain size of the β -treated Ti6Al4V on cutting. The study on the tool wear diffusion shows that the main diffusion element is titanium and therefore no difference is observed between those three materials. To check that diffusion is the main wear mode, instrumented drilling tests with a wireless temperature measurement device were performed. Temperatures behind the cutting edge reach temperatures above 500 °C for low cutting speeds. At this temperature the phenomenon of diffusion is thermally activated. Finally, in order to have an understanding of the machinability consistencies, a research on the materials' behavior (Johnson-Cook) and the implementation of a numerical simulation were realized. The simulations carried out, using the previously identified behavior's laws, model precisely the machining of the Ti6Al4V $\alpha+\beta$ and Ti54M. The heterogeneity of the β -treated Ti6Al4V does not allow a good modeling of the chip formation. Polycrystalline modeling would be more appropriate.

Keywords : Drilling, Machinability, Cutting forces, Cutting temperatures, Diffusion wear, Titanium, Behavior laws, Numerical modeling.