



AVERTISSEMENT

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

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

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

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

LIENS

Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 122. 4

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

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

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

N° d'ordre attribuée par la bibliothèque :

THÈSE

Présentée pour obtenir le grade de

DOCTEUR

De

L'UNIVERSITÉ DE LORRAINE

Spécialité : Sciences des matériaux

École Doctorale C2MP (Chimie - Mécanique - Matériaux- Physique))

Présentée par

Dominique Ibrahima YAMEOGO

Étude expérimentale et modélisation multi-physique de l'évolution de la microstructure dans les procédés d'usinage de l'alliage de titane Ti-6Al-4V

Mémoire

Directeur de thèse : Mohammed NOUARI

Co-encadrants: Badis HADDAG, Hamid MAKICH

Soutenance prévue le mercredi 30 janvier 2019 à 09h30 devant le jury composé de :

Maxence BIGERELLE	Professeur des Universités, LAMIH, Université de Valenciennes	Rapporteur
José OUTEIRO	Maître de Conférences HDR, LaBoMAP, ENSAM de Cluny	Rapporteur
Anne-Sophie BONNET	Maître de Conférences HDR, LEM3, ENIM Metz	Examinateur
François DUCOBU	Maître de Conférences, MDPEL, Université de Mons, Belgique	Examinateur
Guillaume FROMENTIN	Professeur des Universités, LaBoMAP, ENSAM de Cluny	Examinateur
Albert TIDU	Professeur des Universités, LEM3, ENIM Metz	Examinateur
Mohammed NOUARI	Professeur des Universités, LEM3, Université de Lorraine	Examinateur
Badis HADDAG	Maître Assistant HDR, LEM3, Institut Mines-Télécom	Examinateur
Hamid MAKICH	Maître Assistant, LEM3, Institut Mines-Télécom	Invité

Thèse préparée au sein du
Laboratoire LEM3 UMR CNRS 7239, Université de Lorraine
GIP-InSIC, 27 rue de l'innovation, Saint-Dié-des-Vosges, F-88100, France

Remerciements

Ce travail de thèse a été réalisé au sein du Laboratoire d'étude des Microstructures et de mécanique des matériaux (LEM3), à l'université de Lorraine. Il a été réalisé avec le financement l'école des Mines d'Albi, dans les locaux de l'InSIC à Saint-Dié-des-Vosges et du LEM3 à Metz.

Je tiens à adresser mes premiers mots de remerciement à ma famille et à mes proches, et tout particulièrement à ma mère qui a et sera toujours un soutien inestimable pour moi. Je remercie mon frère Ismaël pour ses encouragements, ainsi qu'Aristide qui est pour moi un modèle d'inspiration.

Je te remercie Clémence, toi qui as partagé avec moi au cours de ses 3 années, doutes et victoires. Merci d'être là pour moi et merci à Catherine et Pascal.

Je remercie les membres du LEM3 qui m'ont aidé, en particulier Albert Tidu, qui a été mon professeur à l'ENIM et qui a su m'épauler et m'encourager au cours de cette thèse.

Je remercie mes collègues d'APERAM, et tout particulièrement Vincent Descotes. Ils ont fait preuve d'une grande compréhension et m'ont encouragé à la fin de ma thèse.

Je remercie mes encadrants ainsi que tout le personnel de l'InSIC qui a été accueillant et bienveillant avec moi. Je remercie mes collègues doctorants et collègues de bureau, Issam, Jafar, Jean-Charles, Ahmed, Amal et tous les autres pour ces moments que nous avons partagés ensemble.

Enfin, je ne saurais oublier de dire merci à Oreo, avec qui j'ai passé bien des moments à préparer ma soutenance et qui m'a accompagné lors des voyages.

Table des matières

Table des matières	5
Introduction générale.....	9
Chapitre 1: Étude bibliographique	13
1.1 Généralités sur l'usinage	13
1.1.1 Opérations de coupe	13
1.1.2 La coupe orthogonale	14
1.2 Phénomènes physiques mis en jeu lors de l'usinage des superalliages à base de titane 16	
1.2.1 Propriétés et microstructure du titane.....	16
1.2.2 Usinabilité du titane	20
1.2.3 Morphologie des copeaux Ti-6Al-4V	22
1.2.4 Formation des copeaux segmentés.....	23
1.2.5 Transformations microstructurales lors de l'usinage des alliages de titane	27
1.2.6 Analyse de la microstructure de la surface usinée	31
1.3 Approches de modélisation de l'usinage.....	34
1.3.1 Approches analytiques	34
1.3.2 Approches numériques.....	37
1.4 Lois de comportement du matériau usiné.....	40
1.4.1 Lois de comportement avec couplage thermo-viscoplastique utilisé en usinage	40
1.4.2 Lois de comportement avec couplage mécanique-microstructure	43
1.4.3 Modèles de lois d'évolution de la microstructure	52

1.5	Conclusion	55
Chapitre 2: Étude expérimentale de l'usinage du Ti-6Al-4V		57
2.1	Dispositif expérimental.....	57
2.1.1	Matériau étudié.....	57
2.1.2	Essais de tournage orthogonal instrumenté	59
2.2	Démarche expérimentale : méthodologie Couple Outil Matière.....	60
2.2.1	Protocole expérimental.....	61
2.2.2	Détermination de la vitesse de coupe stable.....	61
2.2.3	Détermination de la vitesse d'avance stable.....	63
2.3	Étude paramétrique.....	64
2.3.1	Protocole expérimental.....	64
2.3.2	Résultats	65
2.4	Analyse microstructurale des copeaux	82
2.5	Conclusion	92
Chapitre 3: Modélisation du comportement du Ti-6Al-4V en usinage.....		93
3.1	Étude des mécanismes de formation du copeau lors de l'usinage du Ti-6Al-4V.....	94
3.1.1	Étude de l'instabilité thermoplastique dans le copeau	94
3.1.2	Étude de l'endommagement ductile.....	103
3.1.3	Simulations EF sans suppression d'éléments.....	107
3.1.4	Simulations avec suppression d'éléments	111
3.2	Étude de l'adoucissement dû à une transformation de la microstructure	114
3.2.1	Comportement du matériau	114
3.2.2	Application à la coupe orthogonale.....	116
3.2.3	Résultats de l'effet de l'adoucissement dû à une transformation de la microstructure.....	116

3.3	Conclusion sur l'étude préliminaire	119
3.4	Hypothèses sur le comportement du matériau.....	122
3.4.1	Endommagement du matériau.....	122
3.4.2	Bandes de cisaillement adiabatiques et recristallisation dynamique.....	123
3.4.3	Interactions entre endommagement et recristallisation	125
3.5	Construction d'un modèle de comportement du Ti-6Al-4V	127
3.5.1	Intégration d'un critère de recristallisation dynamique.....	127
3.5.2	Intégration de la cinétique de la recristallisation.....	131
3.5.3	Intégration d'un modèle d'endommagement dépendant de la microstructure .	136
3.6	Conclusion	141
Chapitre 4: Simulation numérique de la coupe du Ti-6Al-4V		143
4.1	Implémentation de la loi de comportement	143
4.1.1	Formulation de l'élasto-viscoplasticité	143
4.1.2	Implémentation du modèle de comportement	144
4.1.3	Validation de l'implémentation du modèle de comportement	147
4.2	Application du modèle de comportement Hybride à la simulation de la coupe orthogonale du Ti-6Al-4V.....	149
4.2.1	Mise en données du modèle	149
4.2.2	Simulation des essais de coupe du Ti-6Al-4V	153
4.2.3	Prédiction de la morphologie des copeaux.....	153
4.2.4	Prédiction de la déformation plastique.....	160
4.2.5	Prédiction de la température.....	165
4.2.6	Prédiction des efforts de coupe	168
4.2.7	Prédiction de l'évolution de la microstructure – taille des grains	171

4.3	Analyse des mécanismes de formation du copeau : Ti-6Al-4V	174
4.4	Perspectives d'étude : Approche multi-échelle de la coupe	176
4.4.1	Motivations et méthode	176
4.4.2	Modélisation du problème.....	177
4.4.3	Résultats préliminaires	181
4.5	Conclusion	182
	Conclusion générale	185
	Annexe	193
	Implémentation de la loi de comportement.....	193
	Calcul des pentes d'écrouissage	197

Introduction générale

L'usinage par outil coupant est un des procédés de mise en forme les plus utilisés, notamment pour les matériaux métalliques. Il représente environ d'après E. Felder [1] 2,5% du produit national brut des pays développés. Si aujourd'hui on assiste à l'émergence de nouvelles techniques de mise en forme telle que la fabrication additive, l'usinage reste un procédé incontournable pour ses nombreuses qualités en termes d'états des surfaces obtenues, de tolérances géométriques, et de cadences de fabrication qui sont souvent très élevées en comparaison à d'autres procédés. Des études scientifiques sont constamment menées en vue d'améliorer et d'optimiser l'usinage. Notre étude s'inscrit dans ce cadre et s'intéresse particulièrement à l'usinage de l'alliage de titane aéronautique Ti-6Al-4V.

Les alliages de titane sont utilisés dans divers domaines industriels (aéronautique, médical, énergie, etc.). Les avantages de ces matériaux sont nombreux, comme leur résistance spécifique élevée, leur bonne tenue aux températures extrêmes, et leur résistance aux milieux corrosifs. Cependant, l'usinage de ces alliages pose encore de nombreux problèmes pour les industriels comme :

- leur faible module d'élasticité qui entraîne un retour élastique et donc des vibrations [2],
- leur faible conductivité thermique et haute résistance mécanique à l'origine d'une usure prématurée des outils de coupe [3],
- leur réactivité chimique avec les matériaux d'outils de coupe qui engendre une diminution de leur durée de vie [2],
- et enfin leurs transformations microstructurales qui affectent la formation et l'évacuation des copeaux, ainsi que l'intégrité des surfaces des pièces obtenues [4].

Parmi ces différentes problématiques, l'influence de la microstructure sur le comportement du matériau lors de l'usinage constitue un axe de recherche peu exploré ou pas suffisamment exploité. Cependant, la microstructure des pièces usinées impacte directement le résultat des procédés de coupe. Par exemple, la formation de couches blanches, synonyme de transformation de phase, affectant l'intégrité de surface a été rapportée dans divers travaux de la littérature ([4], [5]). Plusieurs études font état de transformations de phases et de recristallisation dynamique dans les bandes de cisaillement adiabatiques qui se manifestent lors de la formation des copeaux de l'alliage Ti-6Al-4V. Ces phénomènes thermiquement activés constituent la première famille de mécanismes sur lesquels s'appuie la littérature pour modéliser et expliquer le comportement du Ti-6Al-4V en usinage. Ce raisonnement s'oppose à un second groupe de travaux qui s'appuient sur des mécanismes d'endommagement ductile avec la formation de microporosités et de microfissures. Le point commun entre ces deux types de mécanismes est l'adoucissement qu'ils induisent dans le matériau. Les simulations par éléments finis, issues de la littérature et prenant en compte l'un ou l'autre de ces phénomènes, ont permis de reproduire certains aspects importants du processus de la coupe, comme la segmentation des

copeaux générés. Toutefois, leur évolution et leur origine sont complètement différentes. Peu d'études dans la littérature discutent la pertinence de l'un ou l'autre de ces mécanismes microstructuraux, de leurs interactions ou de leur prise en compte simultanée.

Notre étude se situe dans ce cadre et s'intéresse à l'influence de la recristallisation dynamique et de l'endommagement ductile sur le comportement de l'alliage aéronautique Ti-6Al-4V lors de l'usinage. Ces deux phénomènes interagissent fortement entre eux et sont sensibles à la fois à la vitesse de déformation et à la température. S'ils ont le même effet qui est de diminuer la contrainte d'écoulement, ils évoluent de manière antagoniste vis-à-vis des grandeurs thermomécaniques. Ces aspects sont analysés dans un premier temps à travers une étude expérimentale de l'usinage en configuration de tournage orthogonal du Ti-6Al-4V. Des observations au MEB couplées à des analyses EBSD ont permis de caractériser les mécanismes microstructuraux sous différentes conditions de coupe. Une étude numérique par éléments finis a été réalisée afin de comprendre la physique des transformations activées thermiquement d'une part, et celle de l'endommagement d'autre part. A partir des résultats de ces études expérimentale et numérique, ainsi que des travaux issus de la littérature, un nouveau modèle de comportement est proposé et puis validé par confrontation avec les essais expérimentaux. Son exploitation a permis de comprendre les mécanismes physiques qui gouvernent l'usinage des alliages de titane.

Ce rapport de thèse est organisé en quatre chapitres.

Le Chapitre 1 présente la synthèse de l'étude bibliographique portant sur : (i) les problématiques de l'usinage, la microstructure et les propriétés mécaniques des alliages de titane ; (ii) les études des transformations microstructurales ; (iii) et enfin la modélisation par éléments finis de la coupe des alliages de titane, les lois de comportement utilisées pour le titane et les modèles d'évolution de la microstructure. Ce chapitre permet aussi de situer la problématique de la thèse en soulignant l'importance de la prise en compte de la microstructure dans la simulation numérique de l'usinage. Plusieurs modèles de comportement y sont présentés.

Le Chapitre 2 présente l'étude expérimentale du tournage orthogonal de l'alliage Ti-6Al-4V. Une analyse Couple/Outil/Matière (COM) est d'abord réalisée afin de déterminer la plage de conditions d'usinage, dans laquelle le procédé sera étudié tout en minimisant certains phénomènes, tel que l'usure. A partir des résultats de l'étude COM, un plan d'expériences est construit avec neuf conditions de coupe. L'objectif est de mettre en évidence l'influence des paramètres d'usinage sur le procédé. Les efforts de coupe et la température de l'outil sont enregistrés in-situ. Ces données sont exploitées afin de caractériser les effets d'écrouissage et d'adoucissement thermique. La morphologie des copeaux ainsi que les transformations microstructurales sont analysées à posteriori et puis discutées.

Le Chapitre 3 débute par l'étude des mécanismes de formation du copeau lors de l'usinage du Ti-6Al-4V. Cette étude est réalisée à travers des simulations EF de la coupe orthogonale. Chacune de ces simulations tient compte d'un des mécanismes mis en évidence dans divers

travaux sur l'usinage, pour modéliser le comportement du Ti-6Al-4V en usinage. Ces mécanismes sont : (i) l'instabilité thermoplastique qui prend en compte la compétition entre l'écroutissage du matériau et l'adoucissement thermique ; (ii) l'endommagement ductile qui est considéré comme responsable de la formation des bandes de cisaillement dans le copeau et de sa segmentation ; (iii) les transformations microstructurales thermiquement activées qui adoucissent le matériau et provoquent également la formation des bandes de cisaillement. Dans un second temps, en s'appuyant sur les résultats de ces simulations et sur les analyses de l'étude expérimentale, un nouveau modèle de comportement est proposé, intégrant les différents mécanismes caractérisés.

Dans le Chapitre 4, le modèle proposé et décrit dans le Chapitre 3 est appliqué à toutes les conditions de coupe de l'étude expérimentale. Le modèle est ainsi évalué et ses performances sont analysées et discutées. L'évolution des paramètres microstructuraux pertinents ainsi que l'épaisseur de la couche déformée plastiquement à la surface de la pièce usinée sont analysées dans cette étude numérique. Les efforts de coupe, l'évolution de la température, la morphologie des copeaux, la déformation plastique, la vitesse de déformation plastique sont prédits et discutés dans ce chapitre. Une perspective portant sur une étude multi-échelle est ensuite proposée. Afin d'analyser les problèmes physiques de manière plus locale et à l'échelle de la microstructure, nous proposons d'appliquer le chargement thermomécanique de l'usinage à un volume élémentaire représentatif où le comportement des phases du Ti-6Al-4V est pris en compte.

Enfin, une conclusion générale est faite, avec la présentation d'un bilan de l'ensemble des résultats de l'étude et des analyses faites tout au long de ce rapport. Une attention particulière est portée à la microstructure, rappelant son rôle et son influence sur l'usinage et l'importance de sa prise en compte dans la modélisation. Quelques perspectives sur les éventuelles poursuites du présent travail sont proposées.

Chapitre 1 :

Étude bibliographique

L'objectif de ce chapitre est de comprendre la physique des mécanismes microstructuraux à l'origine des problèmes d'usinabilité rencontrés lors de la coupe des alliages durs de titane. La prise en compte de ces mécanismes dans les modélisations numériques apporte une meilleure compréhension des phénomènes physiques qui régissent l'usinage de ces superalliages. Dans un premier temps, les différentes opérations d'usinage sont présentées. Ensuite, les problématiques liées à l'usinage des alliages de titane et l'effet de la microstructure sur le comportement thermomécanique de ces matériaux au cours du procédé sont discutées. Enfin, les différentes stratégies de modélisation du processus de coupe et en particulier les méthodes de calcul par éléments finis sont présentées. Quelques modèles de comportement prenant en compte l'influence de la microstructure sont particulièrement analysés.

1.1 Généralités sur l'usinage

L'usinage est un procédé industriel particulièrement important et utilisé dans de nombreux secteurs de haute technologie (aéronautique, aérospatial, nucléaire, biomédical, etc.). Le terme usinage désigne le procédé de mise en forme de pièces par enlèvement de matière. Il existe différents types d'usinage et diverses classifications sont communément données selon l'application considérée (usinage par abrasion, usinage physico, etc.). Cette étude sera focalisée uniquement sur l'usinage par outil coupant.

1.1.1 Opérations de coupe

Suivant les formes que l'opérateur d'usinage souhaite donner à une pièce, il existe différentes opérations par outil coupant. Les trois grandes familles de ces opérations sont :

- Le tournage qui permet de générer des pièces de révolutions. C'est une méthode d'usinage au cours de laquelle la pièce est animée d'un mouvement de rotation tandis que l'outil translate.
- Le fraisage permet de générer des surfaces à géométrie plane. Au cours d'une opération de fraisage, la pièce est fixée sur une table à l'aide d'un étau ou d'un outillage spécifique.

L'outil est animé par un mouvement de rotation, la translation pouvant être faite sur la pièce ou l'outil.

- Le perçage, souvent défini comme un type de fraisage, est une opération qui permet de réaliser des trous.

Le choix des paramètres de coupe est très important, il se fait en fonction de l'état de surface souhaité, la nature des matériaux de l'outil de coupe et de la pièce usinée, la cadence de production voulue, et la durée de vie de l'outil. Leur influence affecte les propriétés du matériau et le résultat final de l'opération. Dans le cas du tournage, on notera :

- La vitesse de coupe : elle est induite par la rotation de la pièce. Elle correspond à la vitesse au point de contact entre l'outil et la pièce,
- La vitesse d'avance : c'est la vitesse avec laquelle l'outil se déplace par rapport à la pièce,
- La géométrie de l'outil : les outils coupants utilisés en usinage présentent des géométries variées. Les principaux paramètres géométriques sont l'angle de coupe, l'angle de dépouille et le rayon d'arête.

1.1.2 La coupe orthogonale

Les opérations possibles en usinage et leurs cinématiques montrent la complexité du chargement auquel peut être soumis le matériau usiné. Le mouvement relatif entre l'outil et la pièce peut être difficile à appréhender. C'est donc dans une optique de simplification que la coupe orthogonale est utilisée. Il existe néanmoins des applications industrielles qui nécessitent encore la configuration de coupe orthogonale comme le brochage ou le rabotage. En coupe orthogonale, la vitesse de coupe est perpendiculaire à l'arête de l'outil (Figure I. 1) avec l'hypothèse de déformations planes est une condition indispensable en coupe orthogonale pour pouvoir négliger les effets de bords. Il faut que la largeur b du copeau soit grande devant l'épaisseur t du copeau non déformé (Figure I. 1). Les déformations dans le plan de coupe (défini par la vitesse de coupe et la direction d'avance de l'outil) sont alors bien plus importantes que les déformations dans le sens de la largeur. Le problème peut alors être ramené à une étude bidimensionnelle.

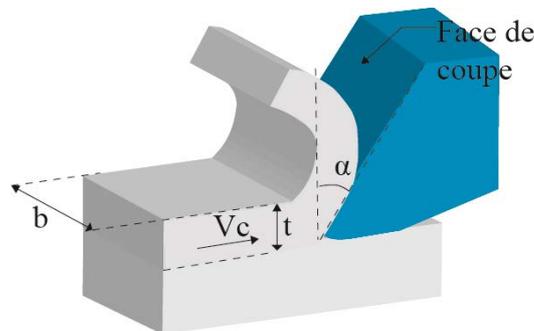


Figure I. 1. Configuration de la coupe orthogonale.

La formation du copeau est accompagnée par une déformation plastique de la matière. Cette déformation se concentre dans des zones de cisaillement illustrées par la Figure I. 2. Lors du processus de coupe, trois régions peuvent être identifiées :

- La zone de cisaillement primaire où le copeau passe d'un état non déformé à un état déformé. Dans cette zone, le comportement thermo-viscoplastique et les mécanismes d'endommagement du matériau gouvernent le comportement thermomécanique de la pièce usinée. Cette zone apparaît en vert sur la Figure I. 2.
- La zone de cisaillement secondaire située à proximité du contact outil-copeau. Dans cette zone, le comportement thermo-viscoplastique du matériau et les mécanismes de frottement sont les principaux phénomènes. Le frottement intense, les fortes températures et les pressions de contact élevées entraînent l'usure de l'outil. Cette zone apparaît en jaune sur la Figure I. 2.
- La zone de cisaillement tertiaire qui est située près de la pointe de l'outil et au niveau du contact entre la face de dépouille et la surface usinée. Dans cette zone, le comportement thermo-viscoplastique du matériau et les phénomènes tribologiques prédominent. On s'intéresse aussi dans cette zone à l'évolution de certaines grandeurs qui définissent l'intégrité de surface telles que la déformation plastique, les contraintes résiduelles, etc. Elle apparaît en bleu sur la Figure I. 2.

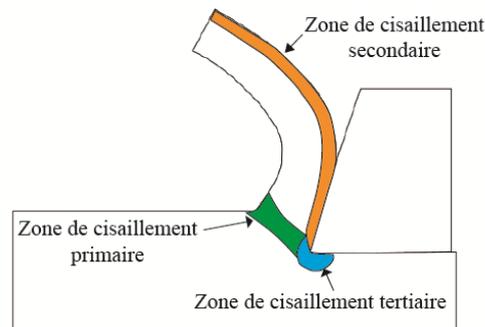


Figure I. 2. Représentation des zones de cisaillement en coupe orthogonale.

La configuration de coupe orthogonale peut être réalisée en utilisant des opérations d'usinage spécifiques :

- Avec un tour, en utilisant une éprouvette de forme cylindrique sur laquelle des disques ont été préalablement usinés. L'outil se déplace perpendiculairement à l'axe de rotation de l'éprouvette. La fréquence de rotation varie au cours de l'opération afin de maintenir une vitesse de coupe constante. La vitesse d'avance de l'outil dans ce cas définit l'épaisseur du copeau non déformé. La largeur des disques définit la largeur du copeau. Cette méthode est illustrée par la Figure I. 3(a). Il existe aussi une méthode en tournage consistant à utiliser des éprouvettes tubulaires et une avance de l'outil parallèle à l'axe de rotation de la pièce.

- Avec une fraiseuse, il est possible de réaliser de la coupe orthogonale en fixant l'outil sur la table de la fraiseuse. La pièce est montée sur le mandrin de la machine. Un mouvement de translation permet alors de réaliser la coupe. Ducobu et al. [6] ont utilisé cette méthode pour étudier le processus de coupe de l'alliage de titane Ti-6Al-4V. Ce dispositif est illustré par la Figure I. 3(b).

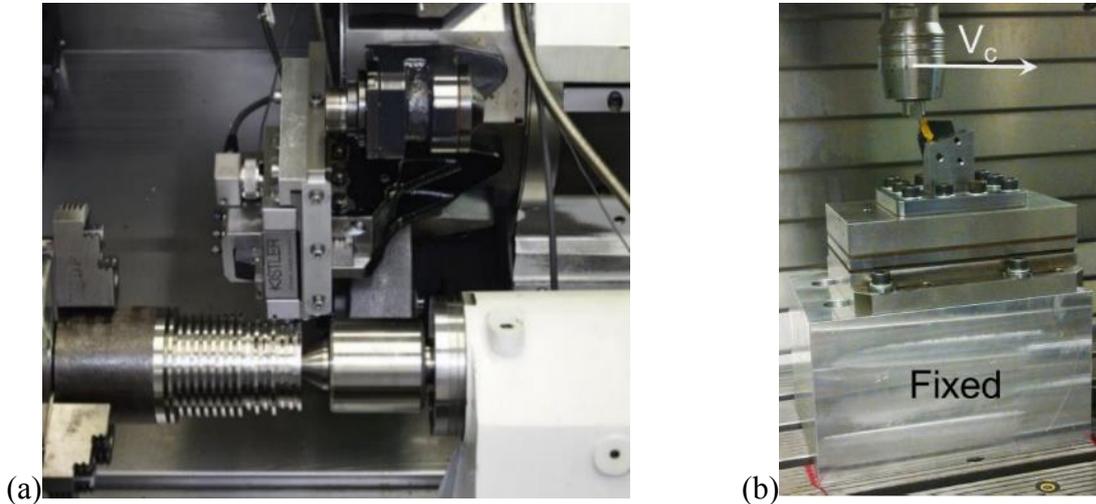


Figure I. 3. (a) Configuration de coupe orthogonale en tournage. (b) Configuration de coupe orthogonale en fraisage, [6].

1.2 Phénomènes physiques mis en jeu lors de l'usinage des superalliages à base de titane

Bien que très appréciés pour de nombreuses qualités, les superalliages de titane posent encore des difficultés pour les industriels lors des opérations d'usinage. Les études expérimentales sur ce matériau ont dans un premier temps montré que ces difficultés étaient liées aux propriétés mécaniques à basse et haute températures. Avec les techniques expérimentales de plus en plus sophistiquées et des analyses plus précises, il apparaît que l'évolution et l'influence de la microstructure joue un rôle primordial dans les difficultés rencontrées. Dans cette section, les grandeurs mesurées lors de l'usinage des alliages de titane sont présentées, de même que les transformations microstructurales observées.

1.2.1 Propriétés et microstructure du titane

Le titane et ses alliages sont utilisés dans les secteurs de pointe comme l'aéronautique, l'automobile F1, le biomédical et l'énergie. Ces matériaux sont utilisés pour leurs propriétés remarquables : bonne résistance mécanique, bonne tenue à haute température, résistance à la corrosion, etc. La Figure I. 4 montre quelques applications dans le domaine aéronautique et biomédical.

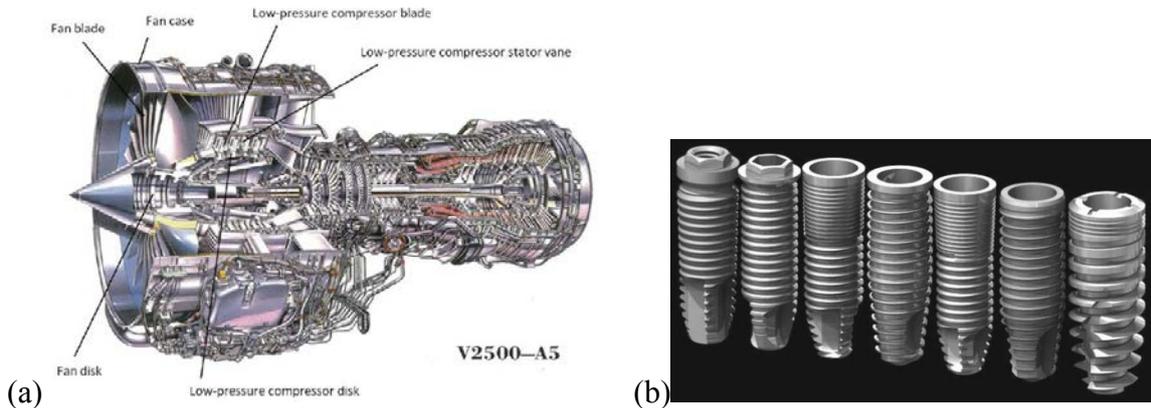


Figure I. 4. (a) Aubes de turbine et carter en alliage de titane [7], (b) Implants dentaires en alliage de titane Ti-6Al-4, [8].

La microstructure du titane pur se présente à température ambiante sous la forme d'une maille hexagonale pseudo-compacte et au-dessus d'une température de 882°C , sous la forme d'une maille cubique centrée (Figure I. 5). La forme hexagonale pseudo-compacte est appelée la phase α et sa forme cubique centrée la phase β .

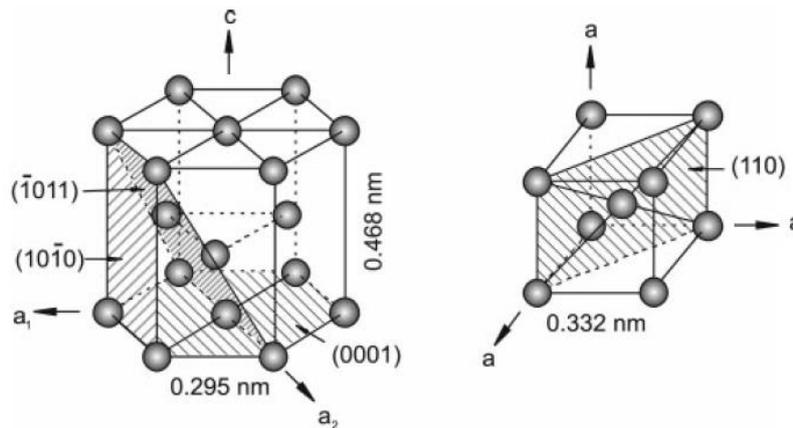


Figure I. 5. Structure cristalline du titane pur (phase α à gauche et phase β à droite) [9].

En rajoutant d'autres éléments dans le titane pur, il est possible de créer des alliages ayant des propriétés plus adaptées aux applications désirées. Les éléments d'addition sont classés en stabilisateurs α et β . Les stabilisateurs sont des éléments chimiques qui favorisent la présence de l'une ou l'autre des phases. A titre d'exemple, l'aluminium est un stabilisateur α qui augmente la température de transition en phase β , alors que le vanadium étant un stabilisateur β aura tendance à la baisser. La Figure I. 6 présente un digramme de phase tridimensionnel du titane avec l'aluminium et le vanadium.

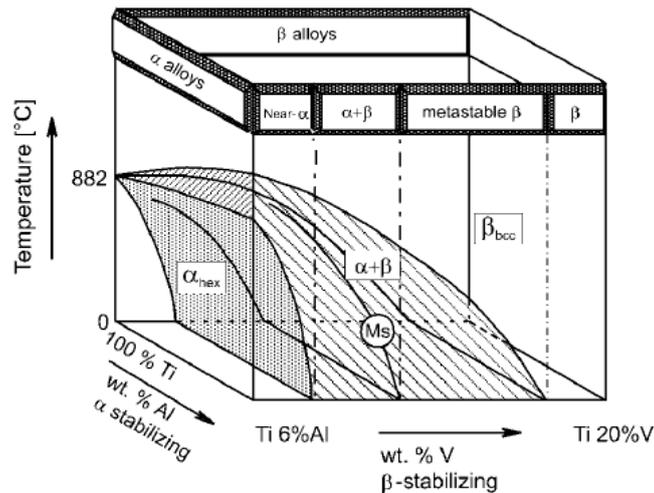


Figure I. 6. Diagramme de phase tertiaire du titane [9].

Les alliages obtenus peuvent être classés en fonction de leur proportion de phase β à température ambiante. La classification suivante est souvent proposée [2] :

- Le titane pur (CP-Ti) qui est l'alliage de titane avec la plus faible résistance mécanique, mais aussi celui qui a la meilleure résistance à la corrosion.
- Les alliages α (α et quasi- α) dont la proportion de phase β à température ambiante est limitée à 5%. La proportion de phase β est limitée même lorsque la température augmente. Ces alliages sont utilisés pour leur bonne résistance au fluage et peuvent être utilisés pour des applications cryogéniques (nuance ELI). L'alliage Ti-5Al-2.5Sn est un exemple d'alliage α .
- Les alliages α - β . La proportion de phase β varie entre 5 et 20%. Le Ti-6Al-4V est l'un de ces alliages. Les alliages α et β se transforment complètement en phase β lorsque la température est suffisamment élevée. Ils présentent une bonne résistance aux températures élevées et à l'oxydation.
- Les alliages β (β , β -riches et β -métastables) avec une proportion de phase β supérieure à 20% à température ambiante. Les alliages β sont connus pour avoir une bonne formabilité et ont une bonne disposition à être mis en forme par des procédés de déformation plastique. Ce type d'alliage présente aussi une résistance mécanique élevée. Parmi ces alliages, il y a l'alliage β -Cez (Ti-5Al-2Sn-4Zr-4Mo-2Cr-1Fe).

Le Tableau I. 1 résume les principaux avantages de chaque classe.

Tableau I. 1 Qualités des différents alliages de titane [2].

Type d'alliage	Proportion de phase β	Qualités
Titane pur	0%	Très bonne résistance à la corrosion
α et Quasi- α	0-5%	Bonne résistance au fluage et aux températures élevées Bonne tenue à faible température Bonne soudabilité
α et β	5-20%	Bonne résistance aux températures élevées et à l'oxydation
β -métastables	> 20%	Résistance mécanique élevée Adapté à la mise en forme à chaud et à froid.

Nous nous intéressons dans le cadre de cette thèse à l'alliage de titane Ti-6Al-4V qui est l'un des alliages de titane les plus importants puisqu'il comptabilise 45% de la masse totale de titane vendu dans le monde au cours de la dernière moitié du 20^e siècle [2]. Le Ti-6Al-4V peut avoir différentes microstructures en fonction des traitements thermiques auxquels il est soumis. La Figure I. 7 montre quatre microstructures pouvant être obtenues en fonction de la température à laquelle le Ti-6Al-4V est chauffé et du type de refroidissement qu'il subit.

En fonction de la microstructure, les propriétés du matériau peuvent changer [9]. Une structure à grains fins permet d'avoir une plus grande résistance mécanique, une meilleure ductilité et retarde l'apparition des fissures tandis que de gros grains vont plutôt mieux résister au fluage et à la fatigue. Une structure équiaxe favorise la ductilité et les grandes déformations tandis que les structures lamellaires permettent d'avoir une bonne ténacité et une bonne résistance au fluage. Ces différentes microstructures peuvent être obtenus grâce à des traitements thermiques, (recuit, trempe, revenu, etc). Le Tableau I. 2 donne un exemple de quelques propriétés physiques du Ti-6Al-4V en fonction du traitement thermique qu'il a subi.

Malgré toutes les qualités que les alliages de titane présentent, ces matériaux posent de nombreux problèmes d'usinabilité qui élèvent leur coût de production. Ces difficultés posées par les propriétés de ces matériaux sont présentées au paragraphe suivant (paragraphe 1.2.2).

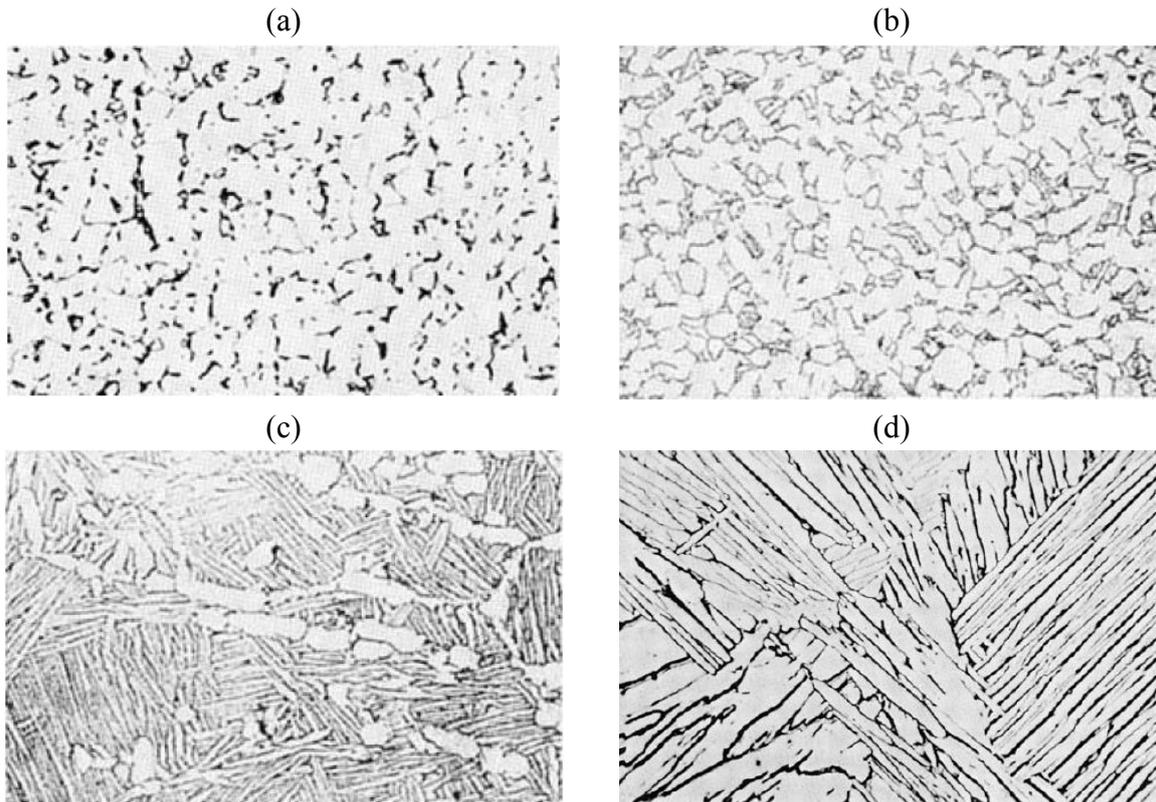


Figure I. 7. Différentes microstructures du Ti-6Al-4V : (a) Structure équiaxe ; (b) Structure équiaxe et aciculaire ; (c) Structure duplex ; (d) Structure de Widmanstätten [2].

Tableau I. 2. Propriétés de l'alliage de titane Ti-6Al-4V [10].

Traitement	R_M (MPa)	E (GPa)	H (HV)	λ (W/mK)	Transus- β ($^{\circ}$)
Recuit	895	110	340	7.3	995
Revenu	1035	-	360	7.5	995

1.2.2 Usinabilité du titane

Le titane et ses alliages sont des matériaux dits difficiles à usiner en raison de nombreux problèmes qu'ils posent lors des opérations d'usinage. Ces problèmes sont dus à certaines propriétés physiques de ces matériaux qui affectent leur comportement mécanique, thermique ou chimique. Le Tableau I. 3 donne quelques propriétés de l'alliage Ti-6Al-4V qui détériorent son usinabilité. La faible conductivité thermique du titane entraîne une localisation de la température lors des opérations d'usinage, qui se concentre à la pointe de l'outil de coupe et le détériore. Le titane a aussi un faible module d'élasticité, à peu près la moitié de celui d'un acier de construction classique. Ce faible module d'élasticité le rend moins rigide et génère des vibrations et des problèmes de tolérances géométriques lors des opérations d'usinage. Les alliages de titane ont une dureté et une résistance mécanique importantes en générale, qui résultent en efforts d'usinage élevés. Ces efforts importants détériorent les outils et consomment une puissance mécanique importante. Le titane a aussi une forte réactivité chimique qui entraîne un durcissement des surfaces usinées par diffusion de nitrogène et d'oxygène.

Tableau I. 3. Quelques propriétés du titane réduisant l'usinabilité [10].

Propriétés	Ti-6Al-4V	Aciers	Alliages d'aluminium
Conductivité thermique (W/mK)	7.3	30-60	170-240
Module d'élasticité (GPa)	110	195-210	69-79
Dureté (HV)	340-360		
Résistance mécanique (MPa)	895-1035	430-800	

La Figure I. 8 montre une étude comparative [11] de l'usinabilité de divers matériaux dont l'alliage de titane Ti-6Al-4V. Diverses méthodes de quantification de l'usinabilité existent. A titre d'exemple l'indice d'usinabilité I_m présenté ici est calculé suivant l'équation (1) [11], et tient compte de la vitesse de coupe et de la durée de vie de l'outil. Il apparait que le Ti-6Al-4V présente une usinabilité assez faible (37% d'usinabilité) en comparaison avec l'acier AISI 1040 (100% d'usinabilité) qui a été choisi comme référence. Ici $(V_{CT})_{mat}$ et $(V_{CT})_{ref}$ sont respectivement les vitesses de coupe du matériau comparé et du matériau de référence permettant de garantir une même durée de vie de l'outil.

$$I_m = \frac{(V_{CT})_{mat}}{(V_{CT})_{ref}} \times 100\% \quad (1)$$

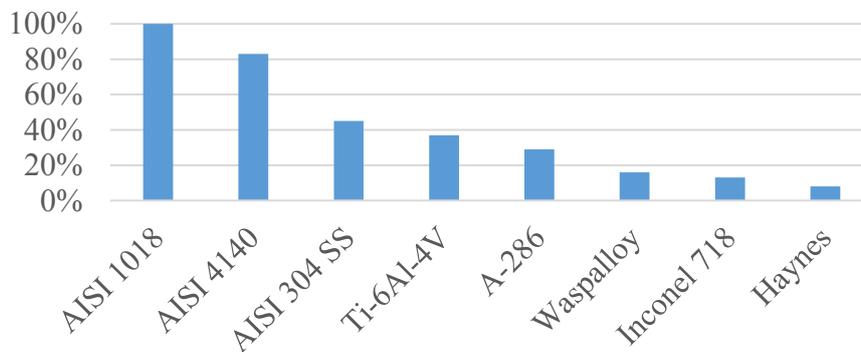


Figure I. 8. Indice d'usinabilité du Ti-6Al-4V en comparaison à d'autres matériaux [11]

Des solutions existent pour pallier aux problèmes d'usinabilité du titane, comme l'emploi d'importantes quantités de lubrifiant pour baisser la température, ou le choix d'une vitesse de coupe peu élevée pour éviter une détérioration trop rapide des outils. Cependant, ces solutions induisent des coûts qui rendent l'usinage de ces alliages plus coûteux. Dans ce contexte, il est important de comprendre les mécanismes physiques qui sont à l'origine de ces problèmes afin de proposer des solutions de plus en plus performantes. L'étude expérimentale de l'usinage du titane permet d'observer les conséquences de son comportement lors des opérations de coupe.

L'étude expérimentale des processus de coupe et plus particulièrement le cas du titane est présenté à la section suivante (section 1.2.3).

1.2.3 Morphologie des copeaux Ti-6Al-4V

La morphologie des copeaux est un aspect important de l'étude du processus de coupe puisqu'elle est le résultat du comportement du matériau soumis au chargement thermomécanique induit par l'opération d'usinage. Ainsi l'étude de la morphologie des copeaux nous donne d'importantes informations sur la rhéologie du matériau sujet à des vitesses de déformation et des températures élevées. Il existe plusieurs classifications de la morphologie des copeaux et souvent des nomenclatures différentes suivant les travaux de la littérature. Astakhov et al. [12] proposent une classification basée sur le mécanisme de formations du copeau, suivant qu'il ait un comportement fragile ou élasto-plastique [12]. H.A.-G. El-Hofy [13] considère trois types de copeaux à savoir : les copeaux continus, les copeaux discontinus et les copeaux avec arrêtes rapportées. Selon Childs et al. [14], quatre géométries de copeaux sont considérées selon la classification suivante :

- Les copeaux continus (Figure I. 9(a)) : ils sont utilisés comme un cas de référence dans l'étude du processus de formation de copeau. Observé en premier par Ernst et Merchant en 1945 [15], le copeau continu se forme lors d'un processus de coupe dit stable au cours duquel le matériau s'écoule selon un comportement parfaitement plastique. Cette approche bien que très approximative à la vue des avancées que nous connaissons aujourd'hui, s'appuie sur la théorie des lignes de glissement. Toutefois ce type de copeau peut poser des problèmes lors de l'usinage en s'enroulant autour de l'outil et perturber ainsi l'opération [13]. Afin d'éviter cela, il est possible d'utiliser des « brises-copeaux » ou de modifier l'angle de coupe de l'outil et ainsi favoriser la rupture du copeau.
- Les copeaux fragmentés ou discontinus (Figure I. 9(b)) : ils correspondent à la formation de copeaux sous la forme de petits fragments. Ce type de géométrie est attribué à la faible ductilité du matériau usiné. Les copeaux fragmentés concernent essentiellement les métaux peu ductiles [14].
- Les copeaux avec arête rapportée (Figure I. 9(c)) : l'arête rapportée est un volume de matière qui se forme au niveau de la pointe de l'outil et qui empêche un contact direct entre celui-ci et la pièce usinée. Elle est constituée de particules du matériau usiné qui se détachent et restent fixée à la surface [13]. Les copeaux avec arête rapportée sont peu souhaitables car ils accélèrent l'usure de l'outil. Ce type de copeau est favorisé par un coefficient de frottement élevé entre le matériau usiné et l'outil de coupe [16].
- Les copeaux segmentés (Figure I. 9(d)) : Il s'agit d'un type de copeau ayant une forme en dents de scie. Cette morphologie est due à un adoucissement du matériau usiné. Le mécanisme de formation de ces copeaux est soit attribué à l'endommagement expliqué par Shaw et Vyas par exemple [17], soit à du cisaillement adiabatique comme évoqué par Zhen-Bin et Komanduri [18].

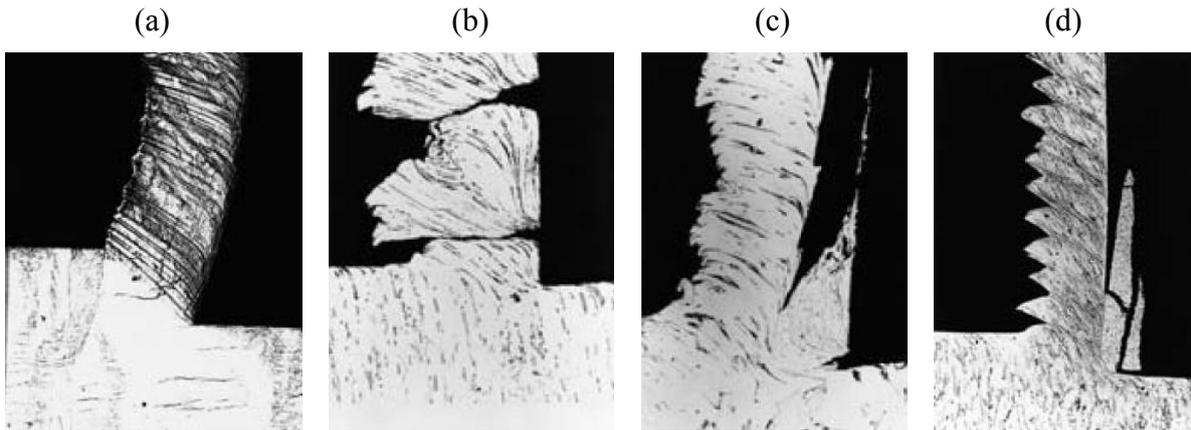


Figure I. 9. Morphologie des copeaux observés. (a) copeau continu; (b) copeau discontinu ou fragmenté; (c) copeau avec arête rapporté; (d) copeau segmenté [14].

1.2.4 Formation des copeaux segmentés

Les copeaux d'alliage de titane ont le plus souvent une forme segmentée. Les observations au microscope optique ou électronique (Figure I. 10) permettent de déterminer très précisément la morphologie du copeau. Le processus de segmentation du titane et de ses alliages est un sujet très étudié et toujours d'actualité ([3], [19], [20], [21]). La segmentation se produit pour les alliages de titane même à des faibles vitesses de coupe.

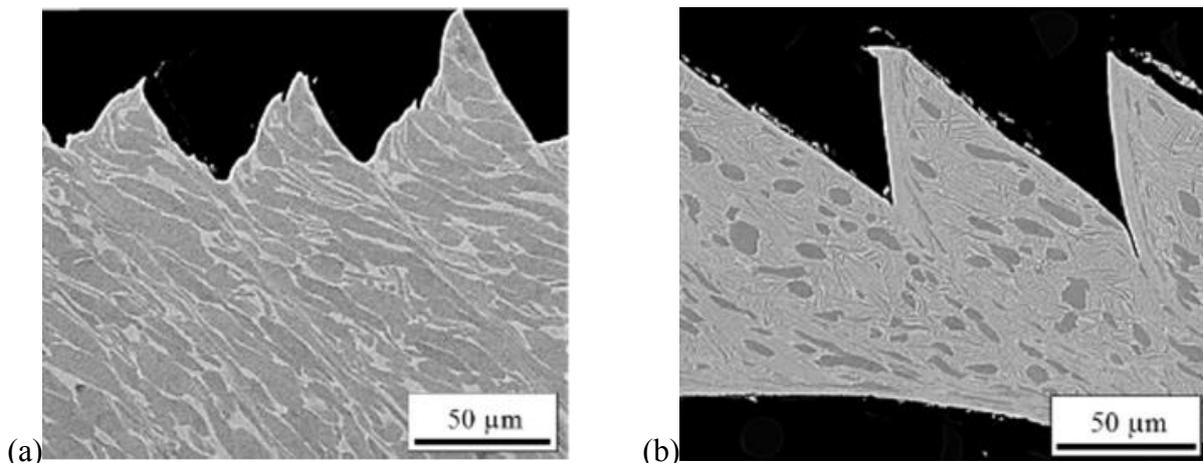


Figure I. 10. Copeaux segmentés obtenus en tournage avec $V_c=120\text{m/min}$, $f=0,1\text{mm/tr}$. (a) Ti 54M. (b) Ti-6246.

Il est d'autant plus important d'étudier ce sujet que la segmentation des copeaux d'alliage de titane est à l'origine de nombreux problèmes rencontrés lors de l'usinage de ces matériaux [22]. La segmentation des copeaux provoque une oscillation des efforts d'usinage (de 30 à 80 kHz) qui est à l'origine de vibrations pouvant conduire à une détérioration des outils de coupe. Il est souvent considéré que la segmentation provoque une mauvaise qualité de surface. Su et al. [23] ont montré qu'elle affectait la rugosité de surface usinée. En comparant un paramètre géométrique lié à la segmentation et l'écart moyen R_a (rugosité), ils ont pu observer une corrélation entre l'état de surface et la morphologie des copeaux illustré par la Figure I. 11 [23].

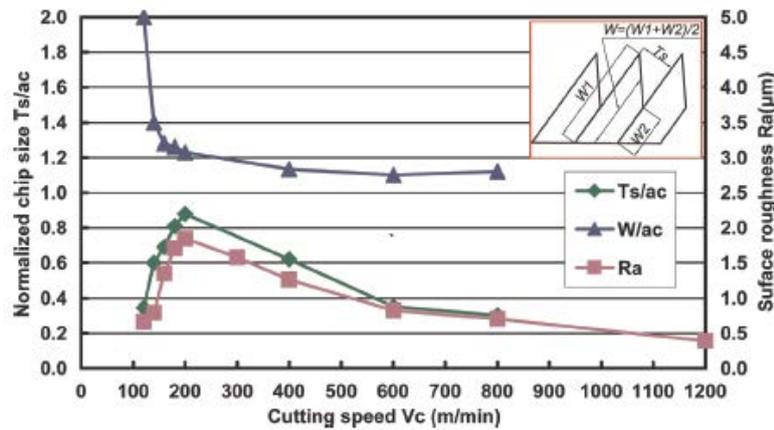


Figure I. 11. Corrélation entre la segmentation et la rugosité de surface [23].

Komanduri et Hou [24] ont étudié le processus de segmentation du Ti-6Al-4V et ont observé notamment que la segmentation a lieu pour des vitesses de coupe supérieures à 9m/min, ce qui correspond à la plage des conditions d'usinage utilisées pour cet alliage. La morphologie des copeaux segmentés est caractérisée par l'analyse de certaines grandeurs dont la fréquence de segmentation ou encore l'espacement entre les copeaux. La fréquence de segmentation désigne le nombre de segments formés par unité de temps. Cette fréquence de segmentation augmente avec la vitesse de coupe. Selon Molinari et al. [25], la fréquence de segmentation augmente avec la vitesse de coupe de manière linéaire avec une pente d'environ 7/4. L'espacement entre les bandes de cisaillement adiabatiques est aussi un paramètre important puisqu'on peut en déduire la fréquence de segmentation. Les travaux de Molinari et al. [25] et Wan et al. [26] montrent que l'espacement entre les segments augmentent avec la vitesse de coupe et la vitesse d'avance pour les alliages de type Ti-6Al-4V (Figure I. 12).

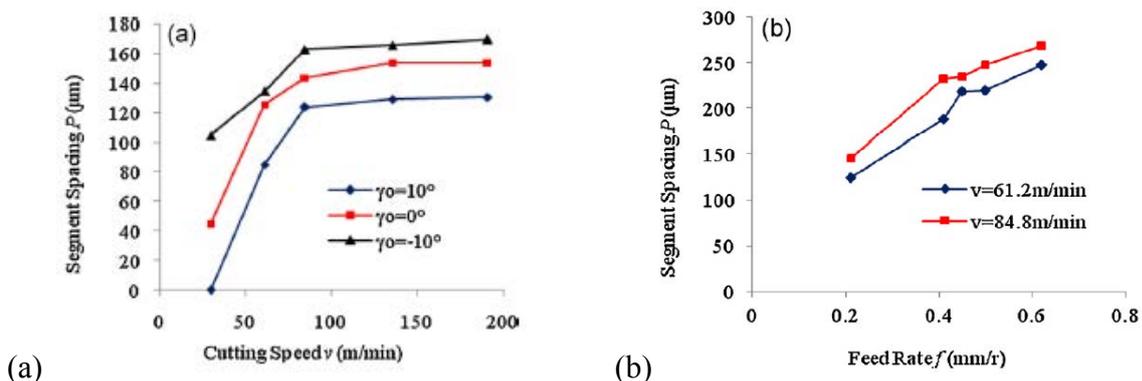


Figure I. 12. Influence des conditions de coupe sur l'espacement entre les segments des copeaux de Ti-6Al-4V, (a) influence de la vitesse de coupe. (b) influence de l'avance [26].

Hua et Shivpuri [21] ont quant à eux observé pour le même matériau une réduction de l'espacement entre les copeaux lorsque la vitesse de coupe augmente (Figure I. 13).

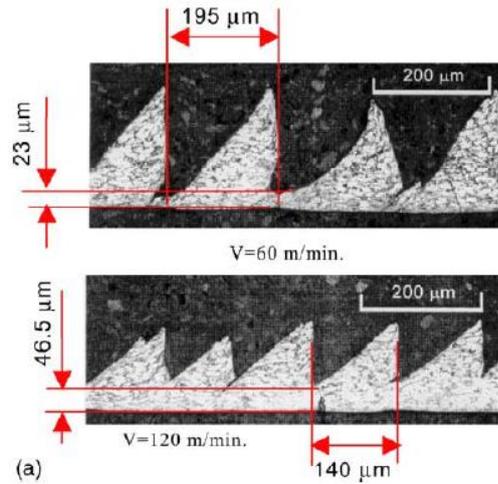


Figure I. 13. Copeaux segmentés de Ti-6Al-4V [21]

Suivant les conditions de coupe, il est donc possible d'observer différentes évolutions de la morphologie des copeaux en fonction des paramètres de coupe, ([21], [25], [26]). Pour comprendre cela, il est nécessaire d'analyser les mécanismes de formation des copeaux et les phénomènes physiques mis en jeu. La Figure I. 14(a) présente le dispositif « quick-stop » mis en place dans le cas d'une opération de tournage pour étudier les mécanismes de formation du copeau. Une goupille destinée à être cisailée maintient le porte-outil en position. Un projectile est lancé avec une vitesse très élevée au moment d'arrêter la coupe sur le porte-outil. Le choc du projectile lorsqu'il heurte le porte-outil rompt la goupille et arrête la coupe. Le copeau encore attaché à la pièce peut alors être étudié dans une configuration où il est en train de se former. La Figure I. 14(b) montre la formation d'un copeau de titane Ti-48 dont le processus de formation a été étudié par Nabhani [27]. En s'appuyant sur ces observations, cet auteur explique que la formation du copeau est due à un processus de cisaillement « catastrophique » qu'il associe à de possibles transformations de la microstructure.

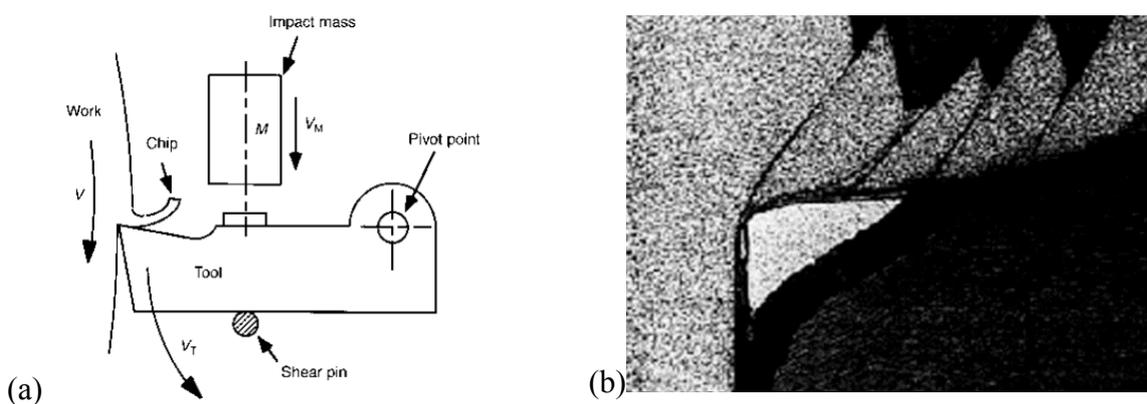


Figure I. 14. Protocole Quick Stop. (a) Schéma du dispositif [14]. (b) Copeau de Ti48 obtenu par Quick-Stop [27].

La Figure I. 15(a) montre schématiquement les paramètres morphologiques des copeaux étudiés par Gente et Hoffmeister [28] lors de l'usinage de l'alliage Ti-6Al-4V à très grandes vitesses (300-6000m/min). Selon leurs observations (Figure I. 15(b)) réalisées en utilisant la technique « Quick-Stop », la formation des segments commence par une localisation de la déformation à

la pointe de l'outil, puis une propagation de celle-ci. Des fissures se forment en partant de la surface libre du copeau. Ils ont aussi pu mesurer l'angle de cisaillement ϕ (Figure I. 15(a)).

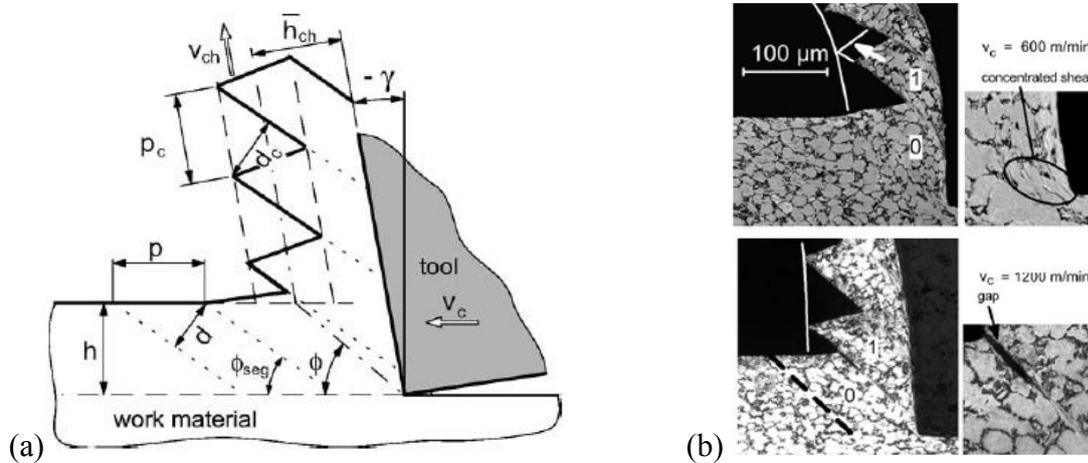


Figure I. 15. (a) Schéma de la formation d'un copeau segmenté d'après Gente et Hoffmeister [28]. (b) Copeaux de Ti-6Al-4V capturés en cours de formation avec le dispositif Quick-stop [28].

En plus des essais « Quick-stop », un autre moyen d'étudier le mécanisme de la coupe est l'utilisation de caméras rapides. Cependant, cette technique est difficile à mettre en place et est limitée à des vitesses de coupe faibles. Calamaz [29] a réalisé ce type d'analyse sur l'alliage de titane Ti-6Al-4V (Figure I. 16). Ses observations ont montré là encore que la formation des segments commence par l'apparition d'une bande de cisaillement adiabatique à la pointe l'outil qui se propage vers la surface libre du copeau. Aucune fissure n'a été observée dans le cas présenté à la Figure I. 16.

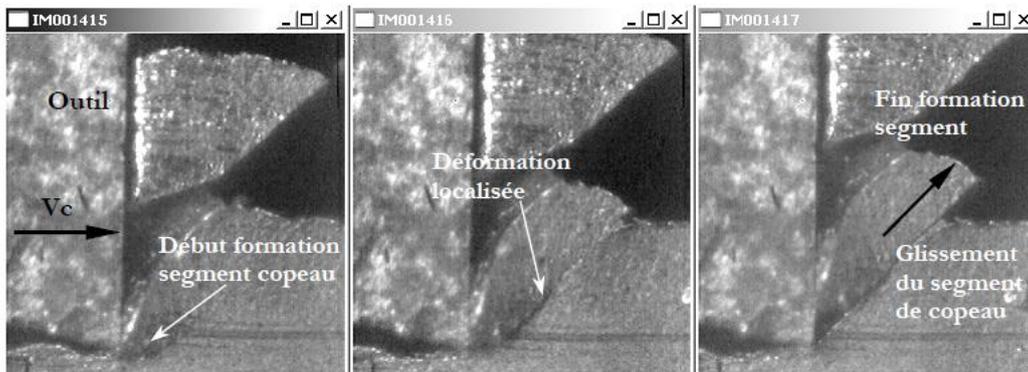


Figure I. 16. Processus de formation d'un copeau de Ti-6Al-4V observé avec une caméra rapide [29].

Ces différentes observations ont abouti à deux grands raisonnements sur le mécanisme de la coupe du titane :

- D'une part il est considéré que la segmentation des copeaux de titane est due à l'endommagement. En 1974, Nakayama [30] propose d'expliquer la segmentation par un mécanisme de rupture cyclique. Shaw et Vyas [17] expliquent aussi la segmentation par des fissures qui s'amorcent à la surface libre du copeau pour se propager vers la

pointe de l'outil. La matière glisse ensuite sur la zone de cisaillement fragilisée par l'endommagement et le chargement se déplace pour créer un nouveau segment.

- D'autre part, il est considéré que la segmentation est due à un effet thermique, responsable de la formation des bandes de cisaillement adiabatiques. Ces bandes de cisaillement seraient provoquées par une instabilité thermoplastique. La localisation de la température entraîne un adoucissement du matériau responsable de la déformation plastique intense qui s'en suit. Zhen-Bin et Komanduri [18] ont étudié ce phénomène sur deux matériaux, l'acier AISI 4340 et l'alliage de titane Ti-6Al-4V et expliquent que la bande de cisaillement adiabatique se forme lorsque l'effet de la température devient plus important que l'écroutissage. Il y a alors une localisation de la déformation qui donne lieu à la segmentation.

Afin d'infirmier ou de confirmer ces deux raisonnements, plusieurs travaux expérimentaux ont été réalisés pour observer les phénomènes évoqués précédemment à l'échelle de la microstructure.

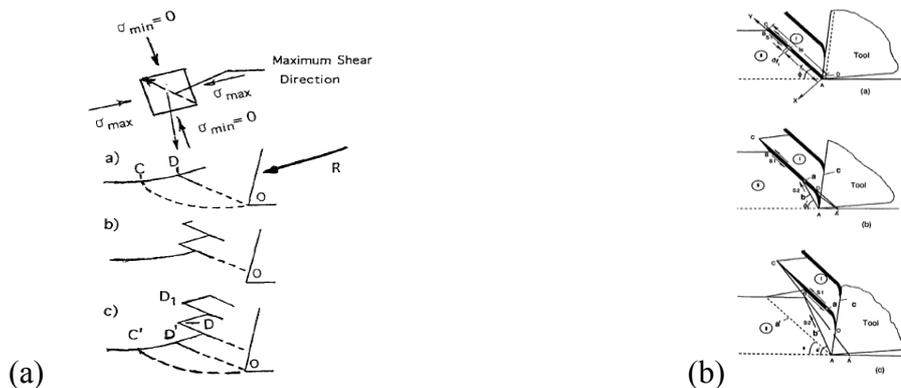


Figure 1. 17. Mécanisme de formation d'un copeau segmenté. (a) Mécanisme de rupture cyclique selon Nakayama [30]. (b) Mécanisme de l'instabilité thermoplastique selon Zhen-Bin et Komanduri [18].

1.2.5 Transformations microstructurales lors de l'usinage des alliages de titane

1.2.5.1 Analyse de la microstructure des copeaux

Les deux grands mécanismes intervenant dans le processus de coupe des alliages de titane sont l'endommagement et les mécanismes d'origine thermique (formation des bandes de cisaillement adiabatiques) comme expliqué précédemment. Cependant, de plus en plus de travaux tendent à s'orienter vers des transformations microstructurales pour expliquer le comportement du matériau au cours du processus de formation du copeau, et leurs implications dans la formation des bandes de cisaillement. En effet, la segmentation est due à une localisation de la déformation plastique lors de l'écoulement du copeau. Cette localisation n'est possible qu'avec un adoucissement ou une perte de rigidité de la matière. Les transformations microstructurales impliquant une baisse de la contrainte d'écoulement (recristallisation, restauration, transformation de phase) constituent donc une piste intéressante pour expliquer l'origine de l'adoucissement responsable de la segmentation des copeaux. Les observations microscopiques ont aussi permis de mieux comprendre les mécanismes d'endommagement se

manifestant par la formation de fissures. La Figure I. 18 présente les variations de morphologies que peuvent présenter les copeaux de Ti-6Al-4V soumis à différentes températures. Cette étude a été menée par Joshi et al. [31] qui ont noté la présence de fissures et de bandes de cisaillement adiabatiques dans les copeaux segmentés de Ti-6Al-4V. En réalisant des essais de tournage avec des pièces préchauffées à différentes température, ils ont pu observer un changement des mécanismes dans le copeau. A température ambiante, des fissures traversant toute l'épaisseur du copeau sont observées. En préchauffant la pièce usinée à différentes températures, allant de 100 à 350°C, ils ont noté que la fissure était de moins en moins importante et que la bande de cisaillement adiabatique était de plus en plus grande. Ils ont considéré que la formation des bandes de cisaillement était due à la recristallisation dynamique, un phénomène au cours duquel les obstacles au mouvement des dislocations sont réduits. La recristallisation dynamique est un phénomène thermiquement activé qui est de plus en plus important lorsque l'on augmente la température au détriment des phénomènes d'endommagement qui sont favorisés lorsque la température est faible et donc le matériau peu ductile.

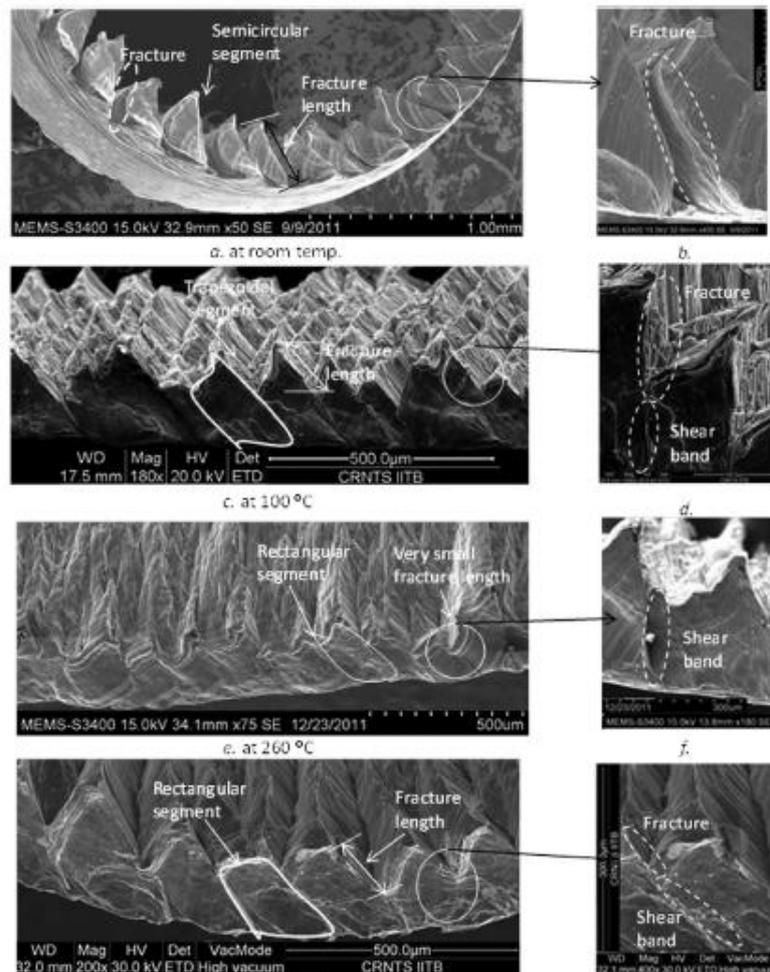


Figure I. 18. Images MEB en électrons secondaires de copeaux de Ti-6Al-4V de pièces préchauffées à différentes températures (20°C-350°C) [31] : (a) 20°C ; (b) 100°C, (c) 260°C, (d) 350°C.

Wan et al. [26] ont étudié les phénomènes qui se passent dans les bandes de cisaillement à l'intérieur d'un copeau de Ti-6Al-4V. Ils ont observé pour différentes conditions d'usage

l'évolution de la microstructure. Selon leur travail, une vitesse de coupe faible (30 et 59 m/min) entraîne une déformation plastique dans la bande de cisaillement. Une augmentation de cette vitesse vers des valeurs plus élevées (81 et 126 m/min) entraîne une transformation de phase dans une partie seulement de la bande de cisaillement. A des vitesses de coupe élevées, la microstructure de la bande de cisaillement est complètement transformée (178 et 281 m/min). Cette évolution de la microstructure est illustrée par une image qui est reportée dans la Figure I. 19. Ayant observé l'absence de fissures pour certaines conditions, Wan et al. [26] ont conclu que la formation des copeaux segmentés est due au cisaillement adiabatique.

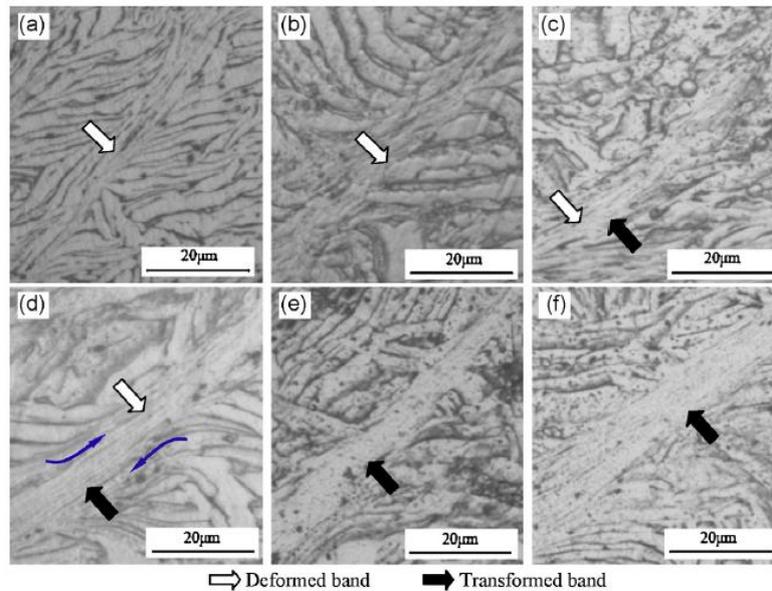


Figure I. 19. Microstructure dans un copeau de Ti-6Al-4V pour différentes vitesses de coupe (30,2m/min à 281m/min) [26]. (a) 30m/min, 59m/min, 81m/min, 126m/min, 178m/min, 281m/min.

La Figure I. 20 montre l'application de la technique EBSD sur des copeaux de Ti-6Al-4V pour analyser l'évolution de leur microstructure. Un grain étant différent d'un autre par son orientation cristalline, la technique d'EBSB permet de voir si le processus de formation des copeaux a modifié la texture du matériau. La Figure I. 20(a) montre la microstructure observée par Sagapuram et al. [32] et il apparaît que la microstructure de la bande de cisaillement est difficile à déterminer en raison de la forte déformation plastique. Shrock et al. [33] (Figure I. 20(b)) ont considéré qu'il y avait un changement de la taille des grains dans la bande de cisaillement des copeaux.

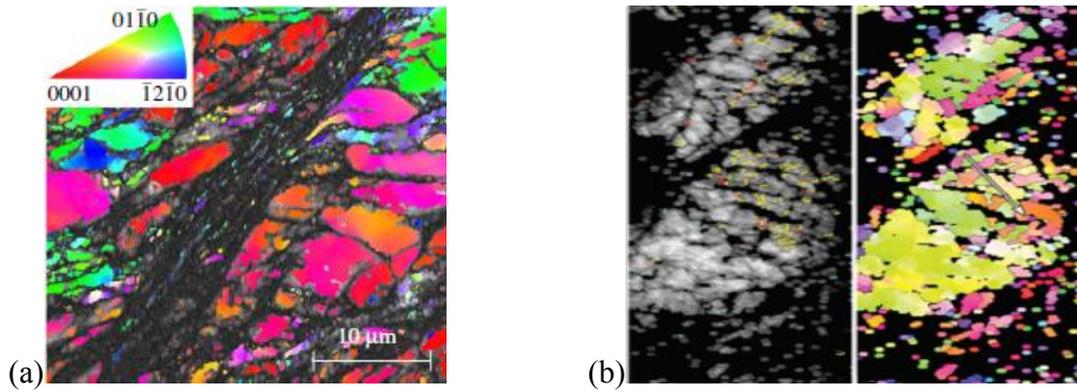


Figure I. 20. Analyse EBSD de copeaux de Ti-6Al-4V. (a) bande de cisaillement observée par Sagapuram et al. [32]. (b) Observation réalisée par Shrock et al. [33]

Malgré la difficulté d'observer la microstructure à l'intérieur des bandes de cisaillement adiabatique en raison des fortes déformations plastiques, Courbon [34] a pu identifier le phénomène de recristallisation dynamique dans un copeau segmenté d'acier C45 (Figure I. 21). Les grains dans les zones de cisaillements primaire et secondaire sont nanométriques et de tailles nettement plus faibles que ceux du matériau initial.

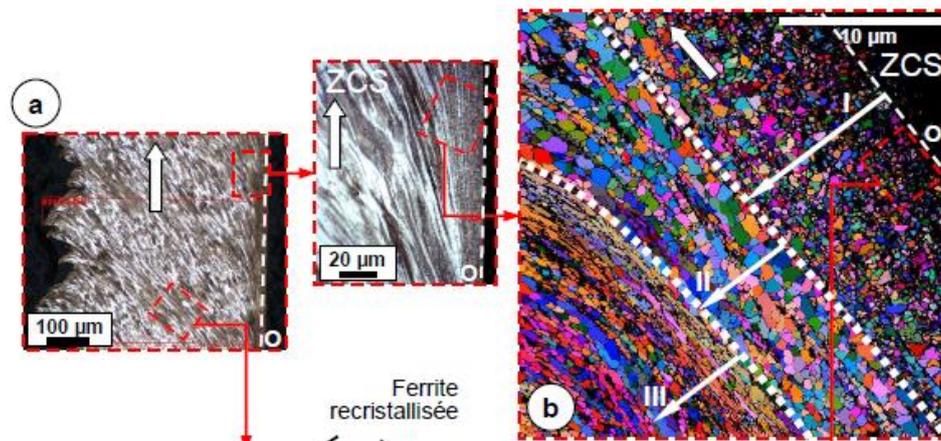


Figure I. 21. Analyses MEB et EBSD d'un copeau segmenté d'acier C45 [34].

Wan et al. [26] ont analysé les bandes de cisaillement adiabatique de copeaux de Ti-6Al-4V au MET et ont observé un raffinement de grains et une transformation des grains β en grains α'' (Figure I. 22(a)). Ce raffinement de la taille de grains, caractéristique d'une recristallisation dynamique a été observé aussi par Sagapuram et al. [32]. Ils ont observés des grains nanométriques dans les bandes de cisaillement adiabatique de copeau de Ti-6Al-4V (Figure I. 22(b)).

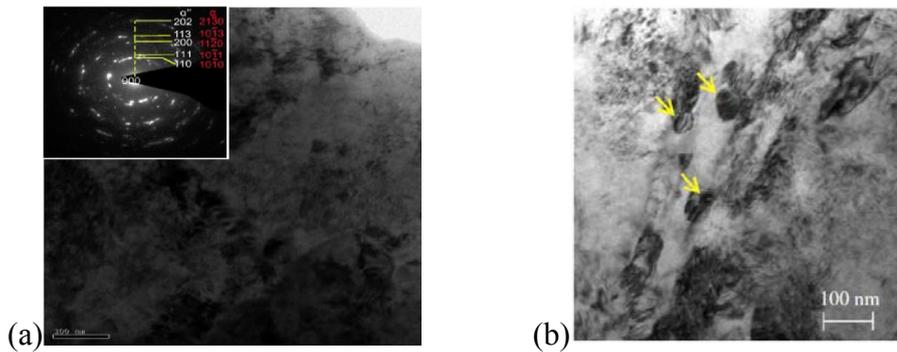


Figure I. 22. Image MET des bandes de cisaillement adiabatiques de copeaux de Ti-6Al-4V. (a) selon [26] .(b) selon [32].

Le diffractogramme de la Figure I. 23 montre les phases observées par Wan et al. [26] dans les bandes de cisaillement d'un copeau de Ti-6Al-4V. Ces auteurs ont conclu qu'une transformation de phase martensitique de la phase β en phase α'' a eu lieu lors de la formation des copeaux de titane.

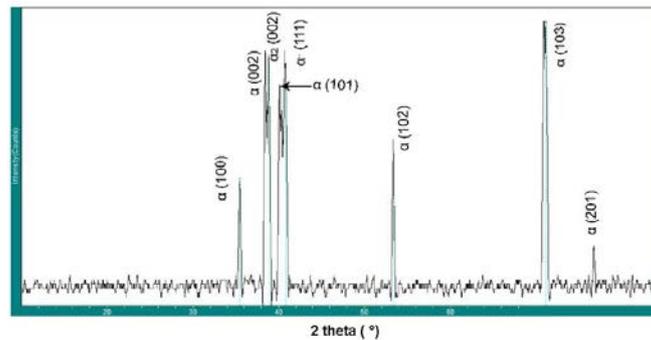


Figure I. 23. Diffractogramme par rayon X d'un copeau de Ti-6Al-4V pour une vitesse de coupe de 126m/min, vitesse d'avance de 0,21mm/tr, profondeur de coupe de 0,3mm et angle de coupe de 0° [26]

1.2.6 Analyse de la microstructure de la surface usinée

Les opérations d'usinage affectent la surface usinée car le chargement thermomécanique dû à la coupe entraîne de la déformation plastique, des contraintes résiduelles, des transformations de phases, et une modification de la dureté superficielle. Ces grandeurs caractérisent l'intégrité de surface qui est un paramètre clé pour les industriels. L'intégrité de surface est intimement liée aux modifications de la microstructure du matériau. L'usinage entraîne une déformation plastique intense qui dépend des conditions de coupe. Puerta-Velazquez et al. [35] ont étudié l'influence de la vitesse de coupe sur la microstructure de la surface usinée de l'alliage Ti-6Al-4V. Ils ont identifié 3 zones différentes en subsurface du matériau usiné, (Figure I. 24(a)) :

- Une zone P_1 qui correspond au matériau initial qui n'est pas affecté.
- Une zone P_2 peu déformée.
- Une zone P_3 très fortement déformée (Figure I. 24(b)).

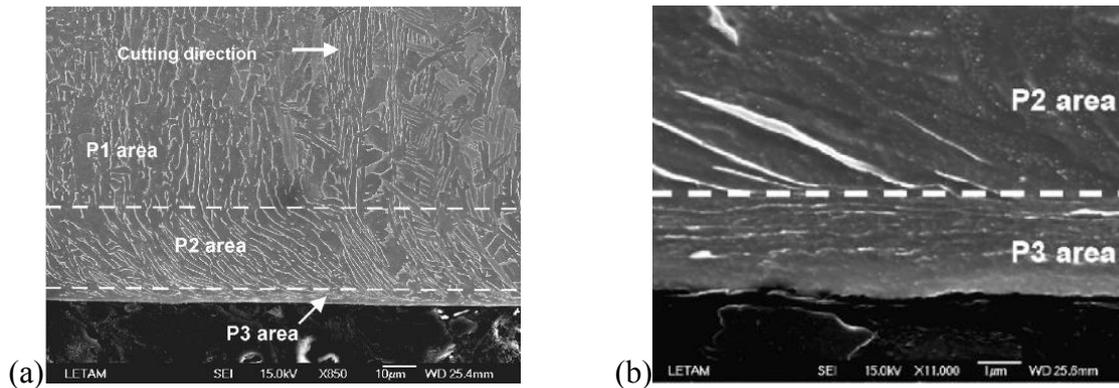


Figure I. 24. Microstructure d'une surface usinée de Ti-6Al-4V $V_c=260\text{m/min}$, $f=0,12\text{mm/tr}$, [35]. (a) les trois zones en subsurface. (b) Zoome sur la zone fortement déformée.

Ils sont observés entre autres que l'épaisseur de la zone P_3 augmente avec la vitesse de coupe (Figure I. 25(a)). L'épaisseur totale déformée plastiquement ($P_2 + P_3$) augmente avec la vitesse de coupe, variant de $5\mu\text{m}$ à 20m/min jusque $35\mu\text{m}$ à 420m/min . En étudiant l'évolution des contraintes résiduelles (Figure I. 25(b)), ils ont pu observer des changements très importants qu'ils ont associés à l'épaisseur de la zone P_3 .

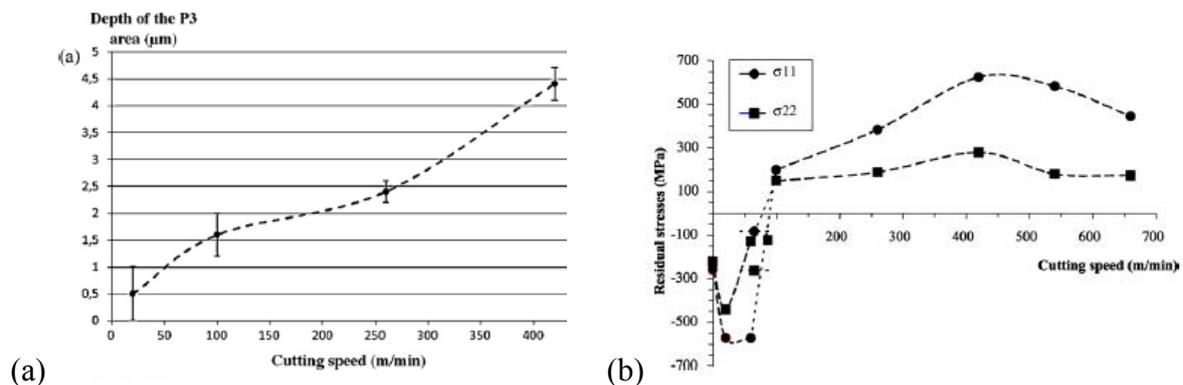


Figure I. 25. Influence de la vitesse de coupe sur l'intégrité de surface du Ti-6Al-4V. (a)- Évolution de la taille de la zone déformée plastiquement sous la surface usinée. (b)- Évolution des contraintes résiduelles [35].

Ginting et Nouari [36] ont étudié l'intégrité de surface suite à l'usinage d'un alliage de titane Ti-6242. Ils ont réalisé des essais de tournage orthogonal pour deux vitesses de coupe (100 et 125m/min) et deux vitesses d'avance (0,15 et 0,2mm/tr), et ont observés que la surface était affectée jusqu'à $350\mu\text{m}$ sous la surface usinée en mesurant la dureté de la subsurface usinée, Figure I. 26. Jusqu'à $100\mu\text{m}$ la subsurface a une dureté plus faible que celle du matériau initial due à un adoucissement que les auteurs ont attribué au vieillissement du matériau. D'une profondeur de $100\mu\text{m}$ à $350\mu\text{m}$, la subsurface a une dureté plus élevée que celle du matériau initial qui a été attribué à l'écrouissage du matériau. En outre, Ginting et Nouari [36] ont fait remarqué que la modification de la dureté du matériau pourrait éventuellement être attribuée à une modification de la taille de grain et donc à de la recristallisation.

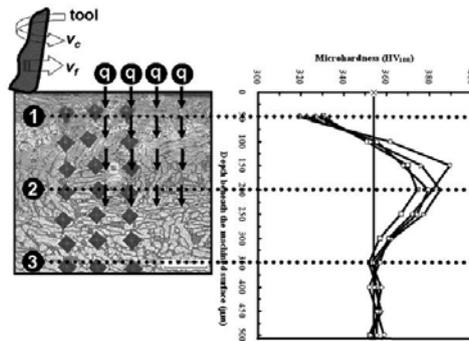


Figure I. 26. Évolution de la dureté sous la surface usinée du Ti-6242 [36].

Che-Haron et Jawaid [4] ont observé l'évolution de la dureté en subsurface d'une pièce en Ti-6Al-4V usinée en tournage. Ils ont réalisé des essais avec différents paramètres d'usinage, pour une vitesse de coupe variant de 45 à 100m/min, des vitesses d'avance de 0,25 et 0,35mm/tr et une profondeur de coupe de 2mm. Ils ont observé que la dureté a été modifiée jusqu'à 0,5mm en dessous de la surface. Leurs résultats donnent une augmentation de la dureté sur les 10 premiers micromètres où la déformation plastique est la plus élevée. Puis une baisse de la dureté attribuée à du vieillissement dû à la hausse de température subie par le matériau. Ensuite la dureté augmente à nouveau du fait de l'écroutissage avant de s'atténuer peu à peu pour retrouver les caractéristiques du matériau initial. Les 10 premiers micromètres apparaissant en blanc au MEB (Figure I. 27) constituent une couche communément appelée couche blanche dont la microstructure n'est pas bien définie. La couche blanche est observée pour d'autres matériaux comme l'acier, elle est le siège de transformations de phase et de recristallisation. Dans le cas du titane, les transformations sont mal connues et mal définies. Contrairement à Che-Haron et Jawaid [4] et Ulutan et Ozel [5], Puerta-Velasquez et al. [35] ont remis en cause l'existence de cette couche blanche après plusieurs analyses de la microstructure de l'alliage de titane Ti-6Al-4V.

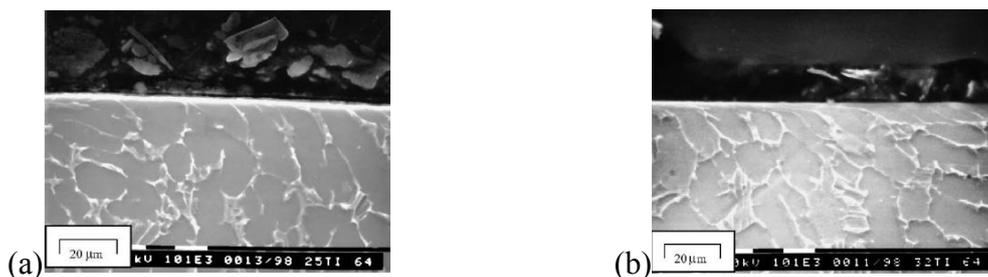


Figure I. 27. Microstructure de la surface usinée du Ti-6Al-4V. (a) $V_c=100\text{m/min}$ et $f=0,25\text{mm/tr}$.
(b) $V_c=45\text{m/min}$ et $0,35\text{mm/tr}$ [4].

Arisoy et Ozel [37] ont étudié l'évolution de la taille de grain à la surface usinée de l'alliage Ti-6Al-4V soumis à différentes conditions de coupe ($V_C=55$ et 90m/min et $f=0,1$ et $0,05\text{mm/tr}$) et ont observés une modification de la taille de grains. La microstructure initiale présentait des grains de $15\mu\text{m}$. Suivant les conditions de coupe, ils ont observé un grossissement ou un raffinement des grains. La Figure I. 28 montre un raffinement de la taille de grain observé pour une vitesse de coupe de 55m/min et une avance de $0,05\text{mm/tr}$. Ce changement de la taille

de grain est dû à un phénomène de recristallisation dynamique. Leurs observations ont aussi montré pour certaines conditions un grossissement des grains qui évoque le processus de restauration dynamique.

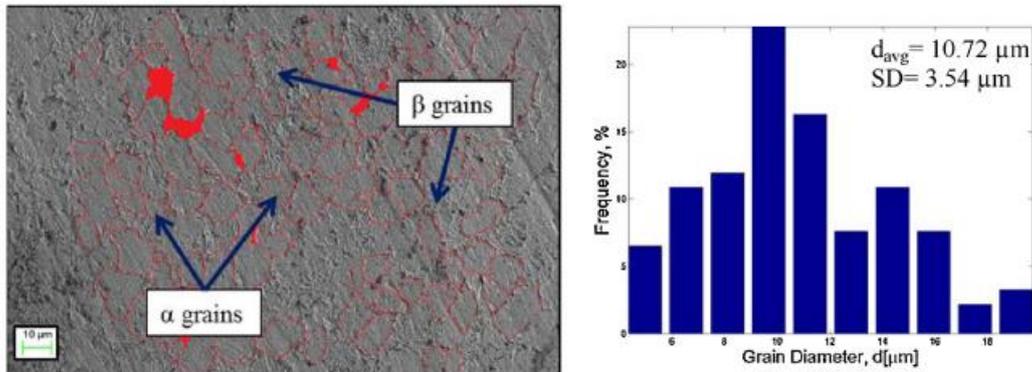


Figure I. 28. Taille de grain de la surface usinée du Ti-6Al-4V $V_c = 55\text{m/min}$, $f = 0,05\text{mm/tr}$ [37].

La modélisation de l'usinage permet d'étudier les phénomènes physiques de la coupe et leurs interactions, d'accéder à des grandeurs difficiles à obtenir expérimentalement. Il est alors possible d'analyser le processus de formation de copeaux, l'évolution de la température, la déformation plastique ou encore les paramètres microstructuraux comme la densité de dislocations et la taille des grains dans la pièce usinée. La modélisation a aussi pour but d'expliquer certains couplages complexes comme le couplage entre la plasticité, l'endommagement et la recristallisation dynamique, et son effet sur le comportement du matériau pendant l'usinage. Un modèle robuste qui tiendrait compte de tous ces aspects pourrait donner alors une optimisation fiable et précise de ce procédé. Cependant, l'état de l'art actuel de l'usinage des alliages de titane montre un manque important dans la prise en compte des phénomènes microstructuraux dans les modélisations numériques.

1.3 Approches de modélisation de l'usinage

1.3.1 Approches analytiques

La modélisation analytique étudie le processus de coupe en s'appuyant sur les équations de la mécanique des milieux continus. Ces équations décrivent les phénomènes physiques comme le frottement, la déformation plastique, l'écrouissage, etc. Merchant [15] a modélisé le processus de coupe en 1945 sous la forme d'un problème de déformations planes. L'intérêt de cette approche tient au fait qu'elle constitue la base des modèles utilisés aujourd'hui pour étudier le processus de coupe. L'approche de Merchant présentée dans plusieurs références ([11], [14], [38]) montre l'aspect fondamental de la théorie de la coupe. Il est possible de considérer le problème de la coupe comme un problème plan à condition que la largeur du copeau soit assez grande devant la profondeur de coupe (ou épaisseur du copeau non déformé), et que le mouvement de l'outil soit plan (selon Time [39]). Dans ces conditions, l'hypothèse des

déformations planes ou de coupe orthogonale est alors valable. Le modèle de Merchant est construit en faisant les considérations suivantes :

- L'outil est parfaitement affûté et ne présente pas de rayon d'arête. (rayon d'arête nul).
- Le cisaillement du copeau s'opère dans un plan fin appelé plan de cisaillement primaire. Ce plan est repéré sur la Figure I. 29 par l'angle ϕ .
- Les contraintes sont constantes le long du plan de cisaillement.
- L'effort de frottement est constant à l'interface outil-copeau.
- Les efforts provenant de la zone de cisaillement tertiaire sont considérés nuls.
- Le matériau a un comportement rigide et plastiquement parfait.

Sur la base de ces hypothèses, l'équilibre des forces est réalisé et peut se représenter sous la forme d'un cercle connu comme étant le cercle de Merchant (Figure I. 29). L'angle α est l'angle de coupe de l'outil et l'angle β est l'angle de frottement dû aux efforts à l'interface outil-copeau.

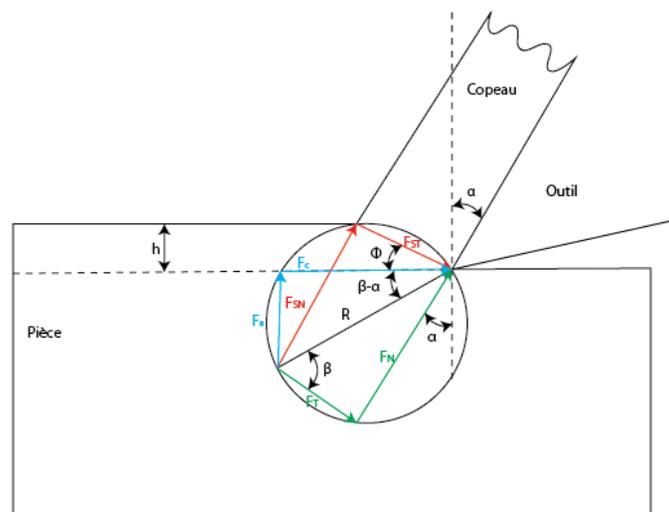


Figure I. 29. Modèle de la coupe orthogonale selon Merchant [15].

Le modèle de Merchant a présenté plusieurs écarts par rapport aux résultats expérimentaux (rappelés par Astakhov [40]). Il s'en est suivi plusieurs améliorations pour se rapprocher de plus en plus des phénomènes réels en atténuant les fortes hypothèses de ce modèle. Nous citerons à titre d'exemple les travaux décrits ci-dessous :

- Lee & Shafer [41] en 1951 ont été parmi les premiers à modéliser une zone de cisaillement à la place du simple plan de cisaillement de Merchant. Leur travail s'appuie sur la théorie des lignes de glissement. Plutôt que de considérer que le cisaillement du matériau s'effectue dans un plan infiniment fin, ils ont considéré un champ de lignes de glissement dans lequel le matériau est sollicité. En considérant que l'état de contrainte

est uniforme dans cette zone, ils en ont déduit l'expression de l'angle de cisaillement ϕ en utilisant le cercle des contraintes de Mohr.

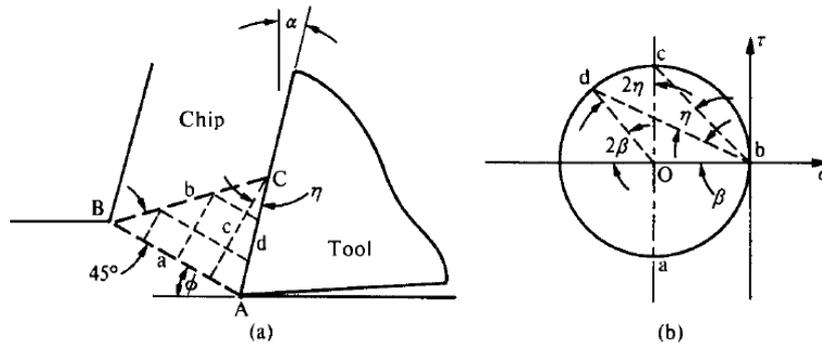


Figure I. 30. Représentation de la coupe orthogonale selon (Lee & Shafer [41]). (a) Formation du copeau. (b) Cercle des contraintes de Mohr.

- Zorev en 1966 [42] propose un modèle qualitatif dans lequel des lignes de cisaillement courbes limitent la zone plastique. Il associe à ce modèle une représentation simplifiée dans laquelle les lignes courbes sont remplacées par des lignes droites. Par des considérations géométriques, et en superposant le cisaillement et le frottement, qu'il considère comme indépendants l'un de l'autre, il propose une formule permettant de calculer l'angle de cisaillement ϕ_{sp} . Ce modèle est connu sous l'appellation de modèle à plan de cisaillement spécifique.

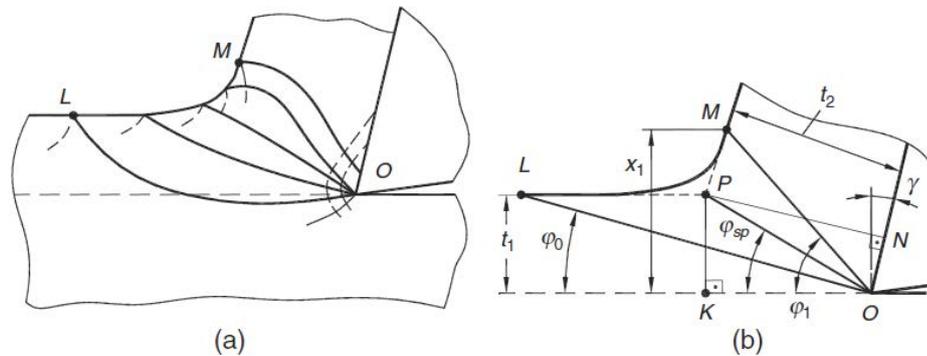


Figure I. 31. Modèle de la coupe orthogonale de Zorev. (a)Modèle qualitatif (b) Modèle simplifié [43].

- L'amélioration suivante est due à Oxley [44] qui en 1989 a introduit plusieurs concepts. En utilisant un modèle basé sur la théorie des lignes de glissement, il remet en cause l'hypothèse de la contrainte uniforme le long du plan de cisaillement primaire. En considérant l'influence de la déformation, de la vitesse de déformation et de la température, son travail a influencé grandement la modélisation du processus de coupe.

Parmi les modèles analytiques les plus récents nous pourrions citer entre autres Fang et al. [45] qui ont développé un modèle universel de lignes de glissement. Ce modèle a été étendu pour

tenir compte du rayon d'arête de l'outil [46]. Karpát et Özel [47] ont développé un modèle à partir de la théorie des lignes de glissement en utilisant la loi de comportement de Johnson-Cook. Jin et Altintas [48] ont proposé un modèle pour étudier la coupe dans le cadre du micro-usinage. Cette liste n'est pas exhaustive mais permet de situer le cadre des modèles analytiques modernes. Un article d'Arrazola et al. [49] présente de manière plus complète les récentes avancées de modélisation analytique de l'usinage.

1.3.2 Approches numériques

La modélisation de l'usinage par l'approche analytique présente quelques limites comme la prise en compte de l'évolution du comportement du matériau au cours de l'opération de coupe et les couplages thermique, rhéologique et tribologique.

Dans l'étude de l'usinage, la modélisation numérique par éléments finis a comblé les lacunes des modèles analytiques ([50]). Bien qu'ils ne se soient pas complètement substitués aux modèles analytiques, les modèles numériques sont de plus en plus utilisés. Leur succès étant dû en majeure partie à leur capacité à prendre en compte les différents couplages en usinage. Le couplage thermomécanique a été le premier à être considéré, mais la prise en compte de lois de comportement thermo-viscoplastique ou encore l'influence de la microstructure sont aussi possible avec cette méthode. Il existe différentes techniques d'utilisation des éléments finis pour simuler le processus de coupe en usinage. Il est alors question de « formulation » :

- La formulation eulérienne dans laquelle le maillage est fixe dans l'espace et la matière s'écoule dans celui-ci (Figure I. 32). L'approche eulérienne est intéressante pour simuler des copeaux continus pour lesquels la coupe est stable. Dans ce cas, l'attention sera portée par exemple à la variation de vitesse qu'il peut y avoir à différents endroits du copeau. Les formulations eulériennes permettent aussi un gain de temps si on les compare aux formulations lagrangiennes. L'un des problèmes posés par l'approche eulérienne est qu'il faut définir à l'avance les dimensions du copeau ou alors utiliser une condition physique supplémentaire permettant d'obtenir l'épaisseur du copeau. En général, on utilise des principes de minimum d'énergie ou des approches variationnelles [51]. L'approche Eulérienne a notamment été introduite par Strenkowski et Carrol [52] en 1986 pour simuler la formation d'un copeau en régime stable..

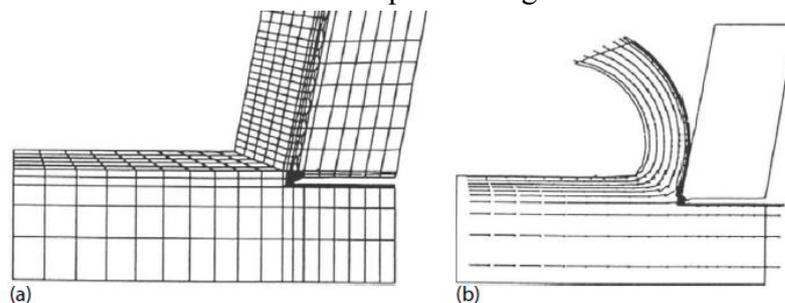


Figure I. 32. Modèle Eléments Finis pour la coupe avec une approche eulérienne. (a) Maillage. (b) Champs de vitesse [52].

- La formulation lagrangienne est la plus intuitive. Le maillage est fixe par rapport au volume de matière et se déforme avec celui-ci. L'approche lagrangienne permet de simuler pratiquement toutes les morphologies de copeaux (continu, segmenté, en dents de scie, fragmenté, ...). Le principal inconvénient de cette approche est dû aux fortes déformations que subissent les éléments du modèle. Les déformations engendrées provoquent des erreurs de calculs qui entravent ainsi les simulations. Une autre problématique des modèles lagrangiens vient du fait qu'il faille séparer le copeau de la pièce. Pour se faire une couche de séparation est souvent utilisée avec une fonction de suppression d'éléments. Le choix du critère de séparation du copeau est capital et doit être justifié physiquement. Des techniques de remaillage adaptatif peuvent être utilisées pour éviter l'utilisation d'une couche de séparation et la distorsion d'éléments. Parmi les premiers à avoir travaillé avec l'approche lagrangienne, on retrouve Marusich et Ortiz [53] qui ont développé un modèle lagrangien tenant compte de l'écroutissage, de l'adoucissement thermique et de la sensibilité à la vitesse de déformation pour simuler la coupe. La Figure I. 33 présente un exemple de simulation de la coupe du Ti-6Al-4V avec ce modèle.

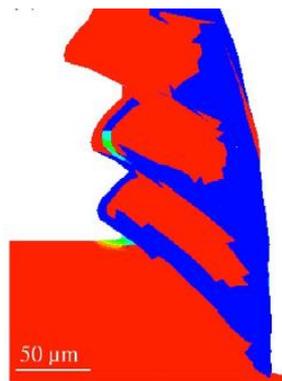


Figure I. 33. Simulation de la formation du copeau avec l'approche Lagrangienne [53]

- La formulation Arbitrairement Lagrangienne Eulérienne (ALE) est aussi utilisée et rassemble certains avantages des approches lagrangiennes et eulériennes. Dans ce cas, le maillage n'est ni fixe, ni lié au matériau. Il est défini de sorte à pouvoir se mouvoir librement dans le volume de matière. L'approche ALE est tout de même limitée à la simulation des copeaux continus, mais ne nécessite pas de définir à l'avance la morphologie de celui-ci comme dans le cas de la formation Eulérienne. Cette approche est souvent préférée pour la simulation du processus de coupe stable à la place des modèles eulériens.

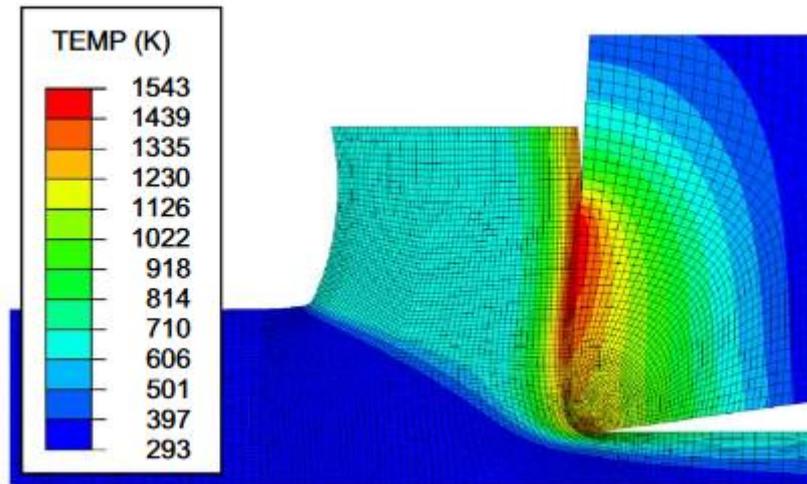


Figure I. 34. Application de l'approche ALE pour la simulation du processus de coupe de l'acier AISI 4340 [54].

- La formulation Couplée Eulérienne Lagrangienne (CEL) est une approche introduite par Ducobu et al. [55] qui permet notamment d'éviter les problèmes de distorsion d'éléments. La pièce est modélisée par un domaine eulérien. On définit un volume dont une fraction seulement est occupée par la matière. Ce qui permet au copeau, lorsqu'il se forme d'occuper cet espace. Les conditions aux limites sont lagrangiennes et l'outil est défini comme un domaine lagrangien. Shuang et al. [56] ont utilisé cette approche pour modéliser le processus de coupe du Ti-6Al-4V et ont réussi à reproduire la segmentation du copeau. L'approche ALE permet donc de reproduire jusqu'à un certain point la morphologie du copeau tout en évitant les problèmes posés par la distorsion des éléments.

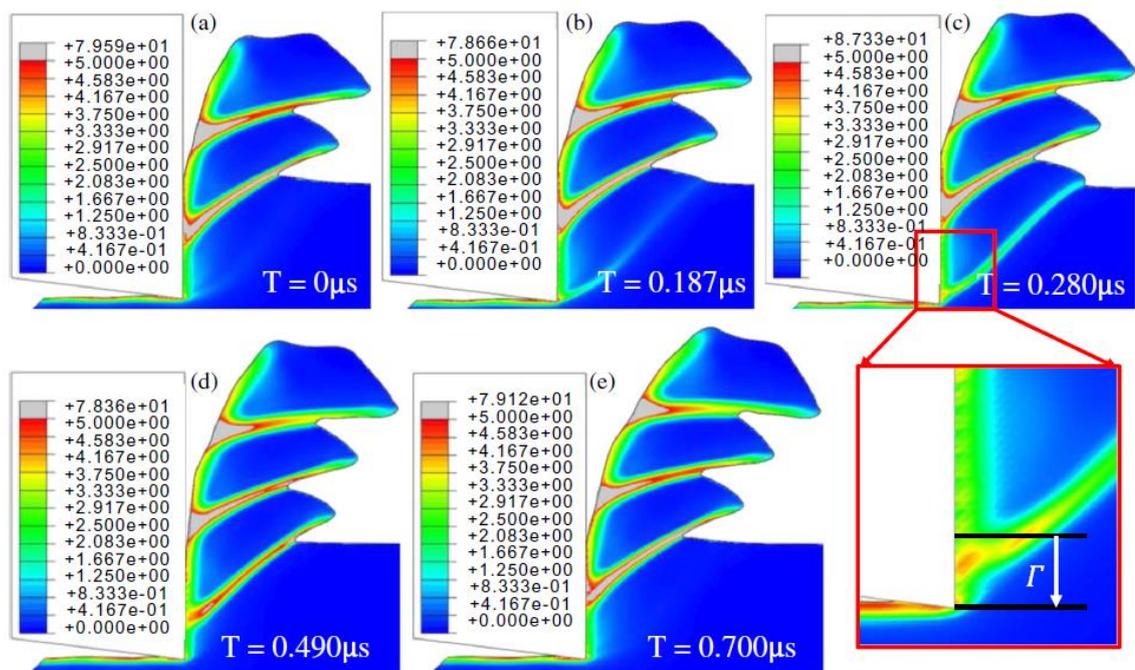


Figure I. 35. Application de l'approche CEL pour la simulation du processus de coupe du Ti-6Al-4V [55].

1.4 Lois de comportement du matériau usiné

Les lois de comportement utilisées en usinage sont des lois thermo-viscoplastiques. Les raisons de ce choix sont comme suit :

- L'écrouissage du matériau doit être pris en compte puisque le matériau se trouve fortement déformé. Un ordre d'idée des déformations dans le copeau est donné par une étude de Jasper et Dautzenberg [57] sur un acier AISI 1045 et un alliage d'aluminium AA8062 . Ils ont estimé la déformation plastique équivalente dans la bande de cisaillement primaire entre 1 et 3. Sous l'influence d'une telle déformation, le matériau se voit être écroui.
- La vitesse de déformation a un effet sur le comportement des matériaux. Cette vitesse de déformation est très élevée en usinage. Jasper et Dautzenberg [57] ont estimé à $20000s^{-1}$ la vitesse de déformation dans la zone de cisaillement primaire. D'autres travaux antérieurs donnent le même ordre de grandeur. On a notamment les travaux réalisés par Oxley en utilisant un dispositif « quick-stop » en coupe orthogonale et une grille tracée sur la pièce. Il a alors estimé que la vitesse de déformation variait entre 15000 et $20000s^{-1}$ pour un acier. Moufki et al. [58] rappellent dans leur article que la vitesse de déformation peut atteindre $100000s^{-1}$ dans la zone de cisaillement primaire. La prise en compte de la vitesse de déformation est donc cruciale dans le comportement des matériaux en usinage.
- Les températures atteintes en usinage sont très élevées. Childs [14] explique qu'elles peuvent atteindre $700^{\circ}C$ en générale pour la coupe des alliages durs. Selon Moufki et al. [58], lorsque des aciers sont usinés, des températures de 400 à $500^{\circ}C$ sont courantes dans la zone de cisaillement primaire, tandis qu'elles sont de l'ordre de $1000^{\circ}C$ à l'interface outil-copeau. Du fait de ces fortes valeurs de température, il est nécessaire de tenir compte de l'adoucissement thermique provoqué dans la matière.

1.4.1 Lois de comportement avec couplage thermo-viscoplastique utilisé en usinage

Dans les modèles qui suivent ε , $\dot{\varepsilon}$ et T sont respectivement la déformation plastique, la vitesse de déformation et la température.

1.4.1.1 Loi puissance

La loi puissance est une loi utilisée pour modéliser le comportement des matériaux lorsqu'ils sont soumis à de fortes sollicitations thermomécaniques. Elle se présente comme suit [59]:

$$\sigma = \sigma_0 \left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} \right)^n \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right)^m \left(\frac{T}{T_0} \right)^{\tau} \quad (2)$$

ε_0 , $\dot{\varepsilon}_0$ et T_0 sont les valeurs de référence correspondantes. Les valeurs n , m et τ représentent respectivement l'écrouissage, la sensibilité à la vitesse de déformation et l'adoucissement thermique. De nombreuses modélisations s'appuient sur cette loi. Nous citerons à titre d'exemple Lei et al. [60] ont utilisé cette loi puissance pour simuler le processus de coupe orthogonale.

1.4.1.2 Loi d'écoulement plastique de Johnson-Cook [61]

La loi d'écoulement plastique de Johnson-Cook est décrite par l'équation suivante :

$$\sigma = \left(A + B\varepsilon^n \right) \left(1 + C \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right) \left(1 - \left(\frac{T - T_{ref}}{T - T_f} \right)^m \right) \quad (3)$$

Cette loi se présente sous la forme d'une multiplication de trois termes. De la gauche vers la droite, le premier terme caractérise l'écrouissage du matériau dû à la déformation plastique. Ainsi le paramètre A correspond à la limite élastique du matériau, B la pente d'écrouissage et ε est la déformation plastique équivalente. Le second terme représente l'écrouissage dû à la vitesse de déformation. C est un coefficient de dépendance à la vitesse de déformation, $\dot{\varepsilon}$ est la vitesse de déformation plastique et $\dot{\varepsilon}_0$ est la vitesse de déformation de référence. Le troisième terme correspond à l'adoucissement thermique. T_{ref} est la température de référence, T_f la température de fusion et m est le coefficient d'adoucissement thermique.

1.4.1.3 Loi de Maekawa [62]

Maekawa et al. [62] ont proposé une loi de comportement empirique prenant en compte l'histoire du chargement en termes de vitesse de déformation et de température. Cette loi est donnée par l'équation :

$$\sigma = A \left(10^{-3} \dot{\varepsilon} \right)^M e^{k\theta} \left(10^{-3} \dot{\varepsilon} \right)^m \left[\int e^{-k\theta/N} \left(10^{-3} \dot{\varepsilon} \right)^{-m/N} d\varepsilon \right]^N \quad (4)$$

En réalisant des essais dynamiques à différentes vitesses et à différentes températures, ils ont pu observer que lorsque l'on soumet deux éprouvettes du même matériau à des conditions de chargement différentes, celles-ci se comportaient différemment par la suite lorsqu'elles étaient soumises aux mêmes conditions de chargement. A partir de plusieurs essais, ils ont proposé la relation donnée par l'équation (4) où la partie intégrale tient compte des effets de l'histoire du chargement. Ce modèle a été utilisé par Maekawa et Shirakashi [63] pour simuler la formation d'un copeau continu. Ozel et Altan [64] ont aussi utilisé cette loi pour simuler en 2D la formation d'un copeau lors d'une opération de fraisage. Nous citerons aussi à titre d'exemple, l'article de Dirikolu et al. [65] qui ont utilisé ce modèle pour réaliser des simulations de coupe orthogonale, de même que Lin et Lin [66].

1.4.1.4 Modèle de Marusich et Ortiz [53]

Marusich et Ortiz [53] ont proposé un modèle prenant en compte la sensibilité à la vitesse de déformation et l'adoucissement thermique. Ce modèle se présente comme suit :

$$\begin{cases} a) \sigma = \sigma_0 \theta(T) \left(1 + \frac{\varepsilon}{\varepsilon_0}\right)^{1/n} \\ b) \left(1 + \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right) = \frac{\sigma_{eq}}{\sigma} \end{cases} \quad (5)$$

Dans l'équation (5), la première partie (équation (5) a)), donne la contrainte d'écoulement σ qui est dépendante de l'écrouissage du matériau et de l'adoucissement thermique. σ_0 est la limite d'écoulement initiale du matériau. L'écrouissage du matériau s'exprime par le terme $\left(1 + \frac{\varepsilon}{\varepsilon_0}\right)^{1/n}$ où ε_0 une déformation plastique de référence et n l'exposant d'écrouissage. $\theta(T)$ est une fonction représentant l'adoucissement thermique qui prend la valeur 1 à température ambiante et 0 lorsque l'on atteint la température de fusion. La dépendance à la vitesse de déformation est donnée par l'équation (5) b) où $\dot{\varepsilon}_0$ est la vitesse de déformation de référence, σ_{eq} est la contrainte de Hubert-Von-Mises. Cette loi est implémentée dans le logiciel commercial ThirdWave AdvantEdge. Nous pourrions citer à titre d'exemple le travail de Grzesik et al. [67], où cette loi a été utilisée pour réaliser des simulations de la coupe orthogonale.

1.4.1.5 Loi d'Umbrello [68]

Umbrello et al. [68] ont développé un modèle destiné à l'usinage des matériaux durs (dureté supérieure à 45HRC). Ils ont construit ce modèle en s'appuyant sur des résultats expérimentaux d'essais de compression et de bars de Hopkinson issus de la littérature. En étudiant des aciers ayant des duretés différentes, ils ont construit une loi d'écoulement sous la forme :

$$\sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T, HRC) = B(T) (C\varepsilon^n + F + G\varepsilon) \left(1 + \left(\ln(\dot{\varepsilon})^m - A\right)\right) \quad (6)$$

Dans cette équation, HRC est la dureté initiale du matériau usiné. Le terme $(C\varepsilon^n + F + G\varepsilon)$ correspond à l'écrouissage du matériau. Le terme $C\varepsilon^n$ donne l'écrouissage selon une loi puissance avec C et n des paramètres matériaux. F et G sont des fonctions linéaires qui affectent la limite d'écoulement initiale du matériau et sa pente d'écrouissage respectivement. $B(T)$ est une fonction représentant l'adoucissement thermique. $B(T)$ est définie comme étant le rapport de la résistance mécanique du matériau à une température T donnée sur celle à 20°C.

Dans l'article présentant la loi d'Umbrello [68], $B(T)$ est approché par une fonction polynomiale d'ordre 5 à partir de résultats expérimentaux. Le terme $\left(1 + \left(\ln(\varepsilon)^m - A\right)\right)$ introduit l'influence de la vitesse de déformation. On notera que m représente la sensibilité à la vitesse de déformation et A une constante du matériau.

1.4.2 Lois de comportement avec couplage mécanique-microstructure

Cette section concerne les modèles de lois d'écoulement ayant été utilisés pour la simulation du processus de coupe des matériaux métalliques, en considérant les paramètres de la microstructure. Il a été évoqué précédemment que lors de la coupe, la matière peut subir des transformations microstructurales : restauration et recristallisation dynamiques. Afin de prendre cela en compte, des lois de comportement ont été développés. Après un rappel sur les évolutions que peut subir la microstructure, nous citons ici quelques-unes de ces lois qui ont été utilisées pour la simulation des processus de coupe.

1.4.2.1 Rappel des phénomènes physiques liées à la microstructure et à son évolution sous l'effet d'un chargement

(i)- La déformation plastique

La déformation plastique dans les matériaux cristallins se fait par glissement de défauts linéaires appelés dislocations. Dans les cristaux, la déformation plastique s'effectue par glissement de plans atomiques. En 1926, Frenkel a évalué la contrainte de cisaillement nécessaire pour provoquer ce glissement. La Figure I. 36 illustre ce mécanisme. μ est le module de cisaillement. Sur cette figure, a représente la distance entre les plans atomiques concernés par le glissement. b est la distance interatomique dans la direction du cisaillement. x est le déplacement imposé par le cisaillement. La contrainte de cisaillement alors nécessaire pour effectuer ce déplacement est donnée par l'équation (7).

$$\tau = \frac{\mu b}{2\pi a} \sin\left(\frac{2\pi x}{b}\right) \quad (7)$$

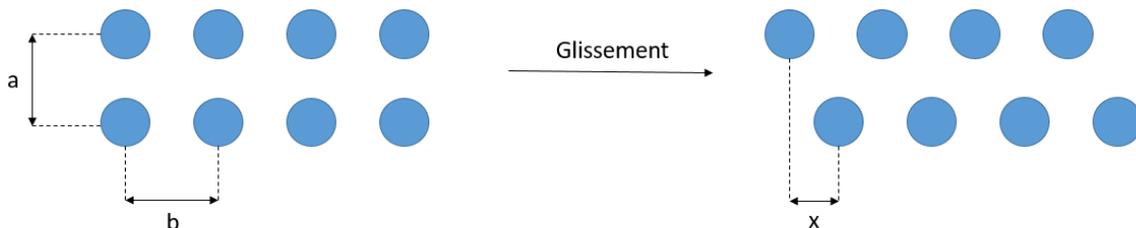


Figure I. 36. Glissement de deux plans atomiques dans un cristal parfait.

La contrainte de cisaillement est donc périodique en b . La valeur maximale de cette fonction est obtenue quand la fonction sinus prend la valeur 1. On parle alors de contrainte théorique de cisaillement critique τ_{th} , donnée par :

$$\tau_{th} = \frac{\mu b}{2\pi a} \quad (8)$$

La contrainte théorique de cisaillement critique est proportionnelle au module de cisaillement.

Des formules théoriques plus élaborées donne des valeurs $\tau_{th} \approx \frac{\mu}{30}$. Cependant, cette contrainte

théorique de cisaillement est calculée en considérant que le cristal est parfait. Cette valeur est supérieure de plusieurs ordres de grandeurs aux valeurs observées couramment pour les métaux (10^{-4} à $10^{-8}\mu$ (MPa)). Cette différence importante entre la contrainte théorique de cisaillement et la contrainte réelle mesurée a été attribuée aux dislocations dès 1934 par Orowan, Polanyi et Taylor [69]. Dans un cristal réel, les plans atomiques ne glissent pas l'un sur l'autre par rupture simultanée des liaisons atomiques. Ce qui conduirait à des valeurs très élevées de la contrainte nécessaire pour générer une rupture. A la place, les dislocations se déplacent et décalent les plans atomiques les uns après les autres comme schématisé sur la Figure I. 37.

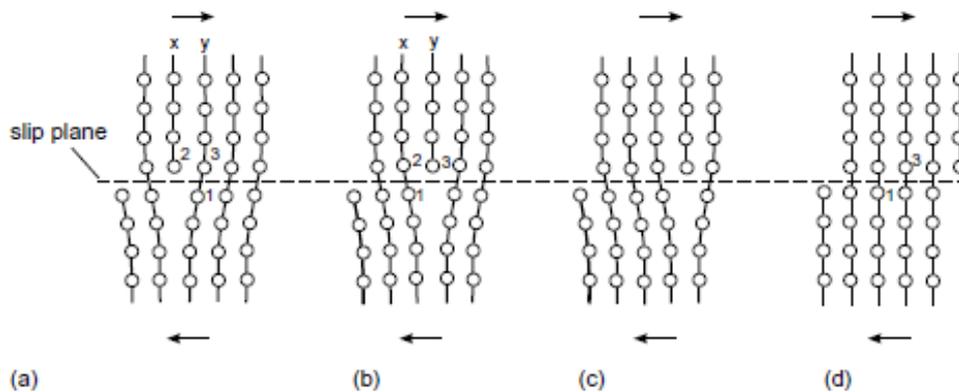


Figure I. 37. Déplacement d'une dislocation coin [69]

La quantité de dislocation dans un matériau est appelée la densité de dislocation et se mesure en longueur de dislocation par volume de matière ($m / m^3 = m^{-2}$). Dans un métal recuit la densité de dislocations varie entre 10^{10} et $10^{12} m^{-2}$. Cette densité de dislocations augmente rapidement quand le matériau est soumis à la déformation plastique par des mécanismes de multiplication (qui ne seront pas détaillés ici). Ainsi, dans des métaux laminés, les densités de dislocations varient entre 10^{14} et $10^{15} m^{-2}$. A température ambiante les dislocations présentent surtout des mouvements de glissement alors qu'à haute température, les montées de dislocations sont les plus importantes.

(ii)- L'énergie de défaut d'empilement

L'énergie de défaut d'empilement est une grandeur importante puisqu'elle influence les processus de restauration et de recristallisation dynamiques qui sont définies plus loin. Une dislocation parfaite est une dislocation qui, après son passage, préserve la structure cristalline du matériau parfaite. Cependant lors de son déplacement, pour des raisons énergétiques, cette dislocation peut se séparer en deux dislocations partielles (on parle de dislocations partielles de Shockley). Ces deux dislocations partielles peuvent s'éloigner d'une certaine distance. Cette distance d'éloignement est issue d'un équilibre entre la force de répulsion des dislocations dues à des interactions élastiques qui tend à les éloigner l'une de l'autre, et l'énergie de défaut d'empilement qui tend à les rapprocher l'une de l'autre. L'énergie de défaut d'empilement est une propriété du matériau et va affecter le type de mouvements de dislocation possibles dans ce matériau. En effet plus l'énergie de défaut d'empilement est élevée, moins les dislocations partielles s'éloignent. Les glissements parfaits, les glissements déviés et les montées se produisent relativement facilement. La mobilité des dislocations est donc élevée. Cependant, lorsque l'énergie de défaut d'empilement est faible, les dislocations partielles peuvent s'éloigner l'une de l'autre. Ce qui rend difficile les mouvements de glissement dévié et de montées de dislocations. La mobilité des dislocations est réduite.

(iii)- La taille de grain

La taille de grain va affecter les phénomènes microstructuraux comme la recristallisation dynamique. Un grain ou un cristal est un ensemble de mailles liées l'une à l'autre et orientées de manière similaire dans l'espace. La plupart des métaux que l'on rencontre sont des polycristaux, c'est-à-dire des cristaux où des grains rassemblés mais ayant des orientations différentes et séparés par des frontières appelées des joints de grain. La taille de grain affecte certaines propriétés mécaniques du matériau comme la dureté ou la résistance à la rupture.

(iv)- L'écroutissage

Lorsqu'un matériau est déformé plastiquement, sa densité de dislocation augmente. Les dislocations présentent cependant des interactions entre elles de sorte qu'elles se gênent les unes les autres. De ce fait, lorsque le nombre de dislocations augmentent, l'énergie et donc la contrainte nécessaire pour les déplacer et déformer le matériau, augmente. C'est le phénomène d'écroutissage que l'on observe lorsque l'on déforme un matériau plastiquement. Une relation bien connue est donnée par l'équation (9).

$$\tau = \alpha \mu b \sqrt{\rho} \quad (9)$$

Dans cette relation α est un coefficient qui varie entre 0,05 et 1. μ est le module de cisaillement. b est le vecteur de Burgers et ρ est la densité de dislocations. Ainsi, on voit que la contrainte de cisaillement et la densité de dislocations varient de manière similaire.

(v)- La restauration dynamique

Lorsque la température dans un matériau est suffisamment élevée (0,3 fois la température de fusion), des mécanismes de diffusion de défauts ponctuels sont alors possibles : la diffusion des lacunes et des interstices. Ces processus de diffusion étant possibles à haute température, le matériau va tendre à réduire son énergie interne. Notamment l'énergie stockée dans les dislocations. Les dislocations vont être sujettes à des mouvements qui ne sont possibles que sous activation thermique, à savoir les montées. Des phénomènes d'annihilation et de réarrangement apparaissent. L'annihilation est le fait que deux dislocations de sens contraire se rencontrent. Elles vont alors s'annuler l'une l'autre. Les arrangements de dislocations correspondent par exemple à deux dislocations qui se mettent ensemble pour en former une seule et réduire leur énergie totale. Ces différentes reconfigurations ont pour but de diminuer l'énergie totale du matériau qui vise à atteindre l'état le plus stable (avec une énergie minimale). Il y a donc à une baisse de la densité de dislocation. Il s'agit de la restauration. Lorsque celle-ci a lieu sans déformation on parle de restauration statique. Lorsqu'elle a lieu au cours d'une déformation plastique, la restauration est qualifiée de dynamique. La restauration a une influence sur certaines propriétés mécaniques du matériau. En diminuant la densité de dislocations, elle permet au matériau de se réapproprier une partie de ses propriétés physiques comme la ductilité. La limite d'écoulement et la dureté baissent aussi. La restauration est un processus souvent nécessaire. Dans les processus de mise en forme des matériaux par déformation plastique, le recours aux traitements thermiques permet de réduire l'écrouissage et les contraintes induites dans le matériau. La restauration intervient dans ce processus. Enfin, l'apparition de la restauration dynamique dépend aussi de certaines propriétés du matériau comme l'énergie de défaut d'empilement. La restauration dynamique aura lieu plus facilement pour des matériaux ayant une énergie de défaut d'empilement élevée. Une énergie de défaut d'empilement élevée favorisera les mouvements de montées et de glissement déviés des dislocations, permettant ainsi aux dislocations de s'annihiler et de se réarranger.

(vi)- La recristallisation dynamique

La recristallisation est une transformation microstructurale au cours de laquelle de nouveaux grains relativement dépourvus de dislocations apparaissent dans le matériau. C'est un mécanisme thermiquement activé qui s'amplifie à haute température. Comme pour la restauration, lorsque la recristallisation se passe sans déformation, elle est désignée par le terme de recristallisation statique, alors que lorsqu'elle a lieu au cours d'une déformation elle est dite dynamique. Il existe plusieurs types de recristallisations dynamiques suivant le mode de formation des nouveaux grains :

- La recristallisation dynamique discontinue : lorsque l'on ne précise pas de quel type de recristallisation il s'agit, en général c'est à ce type de recristallisation que l'on fait allusion. La recristallisation dynamique discontinue (RDD) est reconnaissable à deux grandes étapes : la germination de nouveaux grains et la croissance. La RDD est

caractérisée par une déformation critique de recristallisation ε_c et un adoucissement du matériau. Cette déformation critique correspond au déclenchement de la recristallisation dynamique. La déformation critique dépend des conditions thermomécaniques. Elle augmente avec la vitesse de déformation et diminue avec la température. La courbe de contrainte-déformation lorsqu'il y a RDD est caractérisée par un pic de contrainte (Figure I. 38(a)). La déformation qui correspond à ce pic de contrainte est notée ε_p . La déformation critique est proportionnelle à la déformation ε_p . L'adoucissement du matériau (baisse de la contrainte d'écoulement) est observé après le pic de contrainte. Une oscillation de la courbe de contrainte-déformation (plusieurs pics) est souvent observée, comme illustré à la Figure I. 38(a). Le nombre de pics de la courbe contrainte-déformation dépend de la taille de grain initiale et des conditions thermomécaniques du chargement. Une température élevée et une vitesse de déformation faible ou une taille de grain initiale faible, favorisent l'apparition des oscillations. Quelle que soit la forme de la courbe, il est important de noter que la contrainte tend à se stabiliser lorsque la déformation augmente. A cette contrainte stabilisée, correspond aussi une taille de grain de l'état stabilisé. Ainsi, après la germination de nouveaux grains, on assiste à une saturation de la croissance des grains. La taille des grains stabilisée dépend des conditions thermomécaniques (et donc du chargement) et peut être plus faible (raffinement) ou plus élevée (grossissement) que la taille de grains initiale. La Figure I. 38(b)) illustre le processus de RDD. A l'inverse, une température faible, une vitesse de déformation élevée ou une taille de grain initiale importante auront pour effet de ne faire apparaître qu'un seul pic sur la courbe. La taille de grain initiale a aussi un effet sur la cinétique de la recristallisation. Lorsque la taille de grain est faible, les joints de grains sont plus nombreux. La germination des nouveaux grains se produit au niveau des joints de grains existants, où l'énergie élastique stockée est importante. Plus la taille des grains est faible, plus il y a des joints de grains et plus les sites de germination sont nombreux, accélérant ainsi le processus de recristallisation.

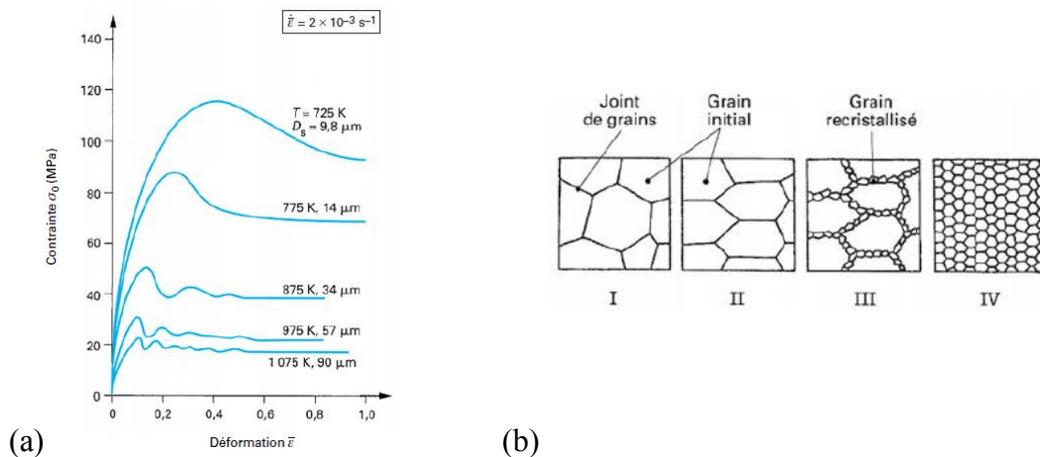


Figure I. 38. (a) Courbes de contrainte-déformation du cuivre lors d'un processus de RDD. (b) Schéma du processus de RDD [70].

- La recristallisation dynamique continue (RDC) est caractérisée par une forte restauration dynamique. Lors de la RDC, les dislocations vont se réorganiser de sorte à former des sous-joints de grains (Figure I. 39). Ces sous-joints de grains vont diviser les grains initiaux en sous grains ayant une faible désorientation. A mesure que la déformation se poursuit, la désorientation entre les sous-joints va augmenter, les transformant ainsi en grains. Un adoucissement du matériau est observable et s'étend sur des valeurs de déformation importantes (Figure I. 39). La RDC concerne les matériaux ayant une valeur élevée d'énergie de défaut d'empilement.

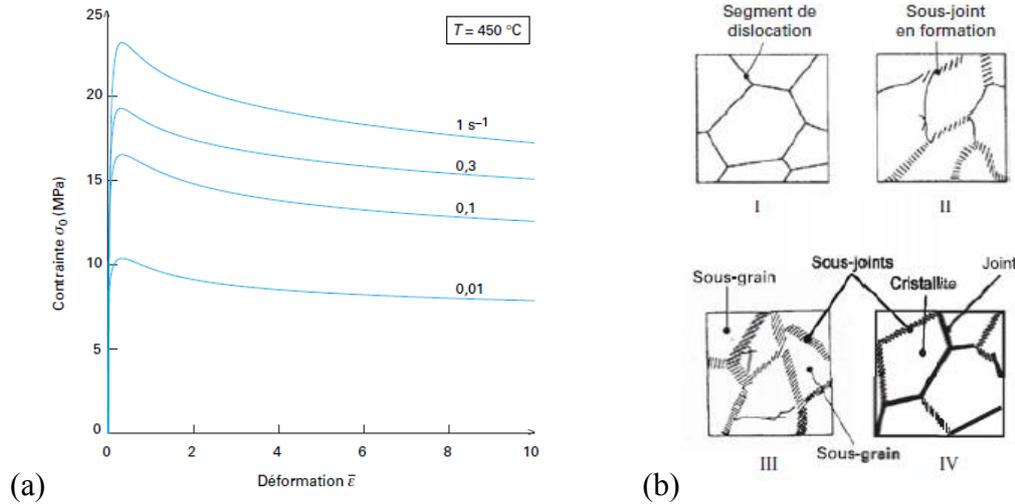


Figure I. 39. (a) Courbes de contrainte-déformation d'aluminium (RDC). (b) Schéma du processus de RDC [70].

1.4.2.2 Lois Tanh [19]

La loi phénoménologique Tanh tangente hyperbolique a été proposée en 2007 par Calamaz et al. [19]. Ce modèle est une modification de la loi de comportement de Johnson-Cook visant à prendre en compte l'effet de la recristallisation dynamique.

$$\sigma = \left[A + B \varepsilon^n \left(\frac{1}{\exp(\varepsilon^a)} \right) \right] \left[1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right] \left[1 - \left(\frac{T - T_0}{T_m - T_0} \right)^m \right] \left[D + (1 - D) \tanh \left(\frac{1}{(\varepsilon + S)^c} \right) \right] \quad (10)$$

$$\text{avec } D = 1 - \left(\frac{T}{T_m} \right)^d \text{ et } S = \left(\frac{T}{T_m} \right)^b.$$

La recristallisation dynamique entraîne une baisse de la contrainte d'écoulement. Cette baisse de la contrainte d'écoulement est prise en compte par le 4^e terme de l'équation (10). L'écrouissage du matériau prend aussi une forme différente dans le 1^{er} terme avec l'apparition d'une forme exponentielle. Calamaz et al. [19] ont simulé la formation d'un copeau segmenté

de Ti-6Al-4V. Les paramètres du modèle sont les mêmes que ceux du modèle de Johnson-Cook. Les paramètres a , b , c et d sont des paramètres supplémentaires introduits pour le modèle Tanh.

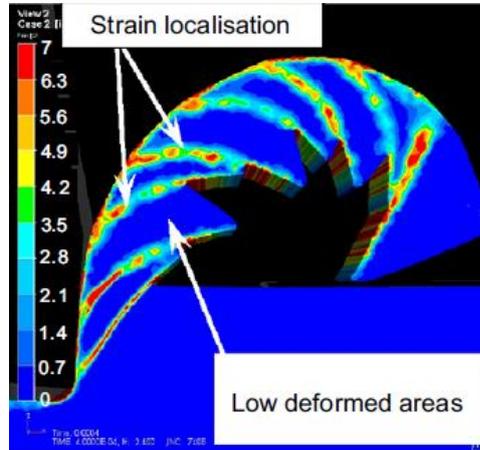


Figure I. 40. Copeau segmenté obtenu par simulation numérique à une vitesse de coupe de 60m/min et une avance de 0,1mm [19].

1.4.2.3 Loi de Zerilli-Armstrong [71]

La loi d'écoulement plastique de Zerilli-Armstrong [71] est décrite par l'équation suivante :

$$\begin{cases} a) \sigma = \Delta\sigma_G + C_2\sqrt{\varepsilon} \exp(-C_3T + C_4T \ln \dot{\varepsilon}) + \frac{k}{\sqrt{l}} \\ b) \sigma = \Delta\sigma_G + C_1 \exp(-C_3T + C_4T \ln \dot{\varepsilon}) + C_5\varepsilon^n + \frac{k}{\sqrt{l}} \end{cases} \quad (11)$$

Cette loi propose de calculer la contrainte d'écoulement en fonction de la structure cristallographique. L'expression a) pour une maille cubique à face centrée (CFC) et l'expression b) pour une maille cubique centrée (CC). Zerilli et Armstrong [71] ont construit cette loi en utilisant la théorie des dislocations. Ils soulignent dans leur article que la contrainte d'écoulement a une dépendance à la température et à la vitesse de déformation plus élevée dans le cas d'une structure CC que dans le cas d'une structure CFC. Dans l'équation (11) ε , $\dot{\varepsilon}$ et T sont respectivement la déformation, la vitesse de déformation et la température. $\Delta\sigma_G$ est une contrainte additionnelle due aux solutés et à la densité de dislocation initiale du matériau.

La quantité $\frac{k}{\sqrt{l}}$ est aussi une contrainte additionnelle traduisant la résistance rencontrée par les dislocations lorsqu'elles franchissent les joints de grains. k est un paramètre du modèle lié au matériau et l est le diamètre moyen des grains. Ainsi, plus les grains sont petits, plus il y a de joints de grains et plus cette résistance augmente. Les autres paramètres C_i ($i=1, \dots, 5$) sont des paramètres à identifier du modèle.

1.4.2.4 Loi de Zerilli-Armstrong renforcée [72]

La loi Zerilli-Armstrong renforcé a été proposé par Liu et al. [72]. Ce modèle est proposé pour le titane dans le cadre de l'article [72] en particulier et peut être utilisé plus généralement pour les matériaux à maille hexagonale. Son expression est donnée par l'équation (12).

$$\sigma = \left[\Delta\sigma_G + C_2 \sqrt{\varepsilon_r \left(1 - \exp\left(\frac{-\varepsilon}{\varepsilon_r}\right)\right)} \exp(-C_3 T + C_4 T \ln \dot{\varepsilon}) + \frac{k}{\sqrt{t}} \right] \left[H + (1-H) \left(\tanh\left(\frac{a}{\varepsilon}\right) \right)^k \right] \quad (12)$$

Dans cette équation deux modifications principales ont été rajoutées au modèle original de Zerilli-Armstrong. La déformation plastique qui intervenait sous la forme $\sqrt{\varepsilon}$ est remplacée par $\sqrt{\varepsilon_r \left(1 - \exp\left(\frac{-\varepsilon}{\varepsilon_r}\right)\right)}$ où ε_r est une déformation de référence pour la restauration. Cette modification permet de prendre en compte l'effet de la restauration dynamique sur la contrainte du matériau. La seconde modification du modèle est la multiplication par le terme $\left[H + (1-H) \left(\tanh\left(\frac{a}{\varepsilon}\right) \right)^k \right]$. Ce terme permet d'introduire l'adoucissement du matériau du fait de l'endommagement. Dans ce modèle a , H et k sont des paramètres du modèle. L'effet de la restauration dynamique et de l'endommagement est représenté par la Figure I. 41(a). La Figure I. 41(b) présente un copeau obtenu en utilisant ce modèle.

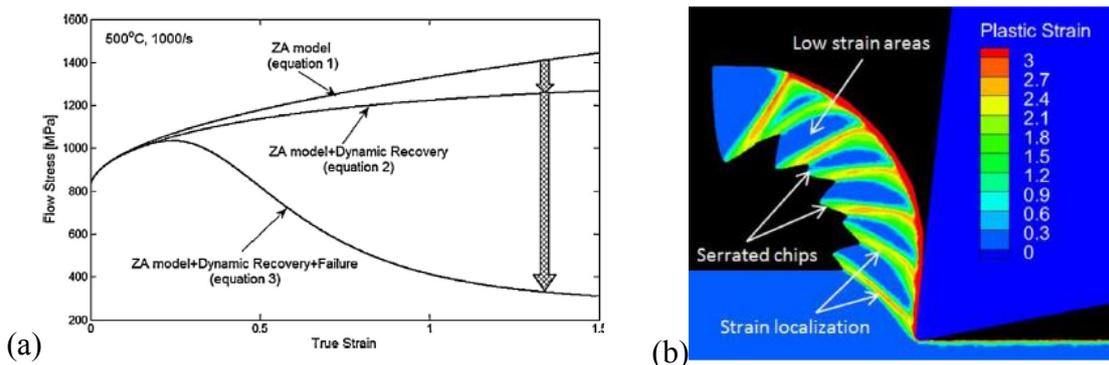


Figure I. 41. (a) Schéma de l'effet de la restauration dynamique et de l'endommagement sur le comportement de l'alliage de titane Ti-6Al-4V (b) Copeau de Ti-6Al-4V simulé avec la loi de Zerilli-Armstrong renforcée. [72].

1.4.2.5 Loi MTS [73]

Melkote et al. [73] ont proposé une loi physique tenant compte des transformations microstructurales. Ils évoquent notamment l'effet de Hall Petch inverse qui induit un adoucissement de la matière. Le modèle se présente comme la somme de trois contraintes

(équation (13)): une contrainte athermique σ_a , une contrainte thermique σ_{th} et une contrainte liée aux forces de trainées des dislocations σ_d .

$$\sigma = \sigma_a + \sigma_{th} + \sigma_d \quad (13)$$

Avec

$$\sigma_a = \frac{\alpha_G \mu \sqrt{b}}{\sqrt{D}} + \alpha_\rho \mu b \sqrt{\rho} ; \sigma_{th} = \left[1 - \left(\frac{kT}{g_0 \mu b^3} \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}_0}{\varepsilon} \right) \right)^{1/q} \right]^{1/q} \sigma_0 ; \sigma_d = \alpha_d \dot{\varepsilon}.$$

La contrainte athermique rassemble les contraintes nécessaires pour franchir les obstacles que sont les joints de grains et les dislocations de la forêt. α_G et α_ρ sont des paramètres du matériau. μ est le module de cisaillement, b le vecteur de burgers, ρ est la densité de dislocations et D est le diamètre de grains moyens. La contrainte thermique caractérise l'intensité des interactions entre les obstacles à courtes portée (solutés, résistance du réseau cristallin) et les dislocations mobiles. k est la constante de Boltzmann, g_0 est l'énergie d'activation normalisée, $\dot{\varepsilon}_0$ est une vitesse de déformation de référence. σ_0 est la contrainte nécessaire pour franchir les obstacles à courtes portées à 0°K. p et q sont des paramètres du modèle. Il est expliqué dans la référence [73] qu'à haute vitesse de déformation ($>10^3 \text{s}^{-1}$), le mouvement des dislocations est entravé par des forces de frottement à caractère visqueux. Ce sont ces forces de frottement qui sont représentées par la contrainte de trainée des dislocations σ_d . α_d est un coefficient de trainée. La Figure I. 42 illustre les copeaux simulés en utilisant ce modèle et la comparaison avec les copeaux réels [73].

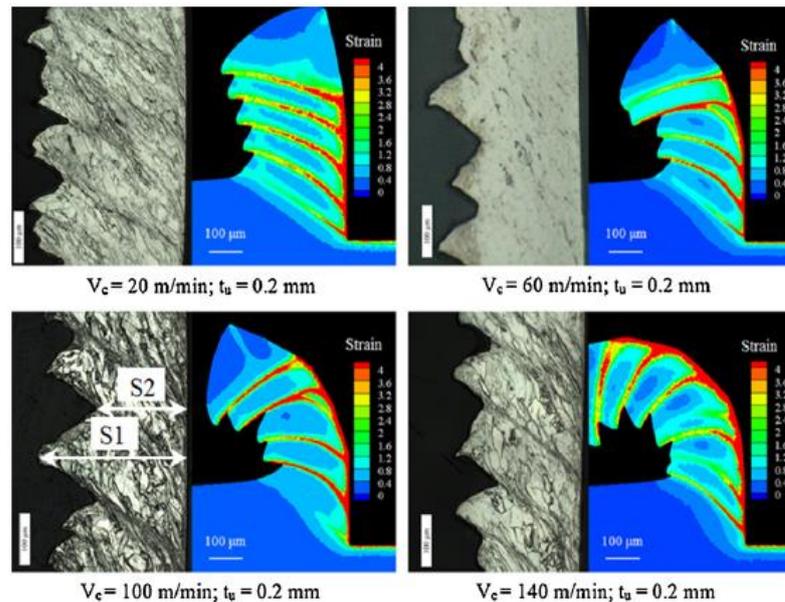


Figure I. 42. Comparaison entre les copeaux simulés et les copeaux réels [73].

1.4.3 Modèles de lois d'évolution de la microstructure

1.4.3.1 Modèle de Zener-Hollomon [74]

Le paramètre de Zener-Hollomon Z donné par l'équation (14) traduit l'équivalence entre une augmentation de la température et une baisse de la vitesse de déformation. L'écroutissage d'un matériau est moins important lorsque l'on augmente par exemple la température ou lorsque l'on diminue la vitesse de déformation. Dans l'équation (14), Q est l'énergie d'activation du phénomène considéré, R est la constante de Boltzmann. Il peut être utilisé pour caractériser la recristallisation par exemple. Auquel cas, Q correspond à l'énergie d'activation de la recristallisation.

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (14)$$

L'équation (15) donne la taille de grain d obtenue suite à une recristallisation dynamique et est calculée à partir du paramètre de Zener-Hollomon. Dans cette équation, d_0 est la taille de grain initiale, b et m sont des paramètres du modèle. A titre d'exemple, Rotella et al. [75] ont utilisé cette approche pour prédire l'évolution de la taille de grain suite à la recristallisation dynamique lors de l'usinage de l'alliage d'aluminium AA7075-T651 (Figure I. 43). Jafarian et al. [76] l'ont aussi appliqué à l'usinage de l'Inconel 718.

$$d = d_0 \cdot b \cdot Z^m \quad (15)$$

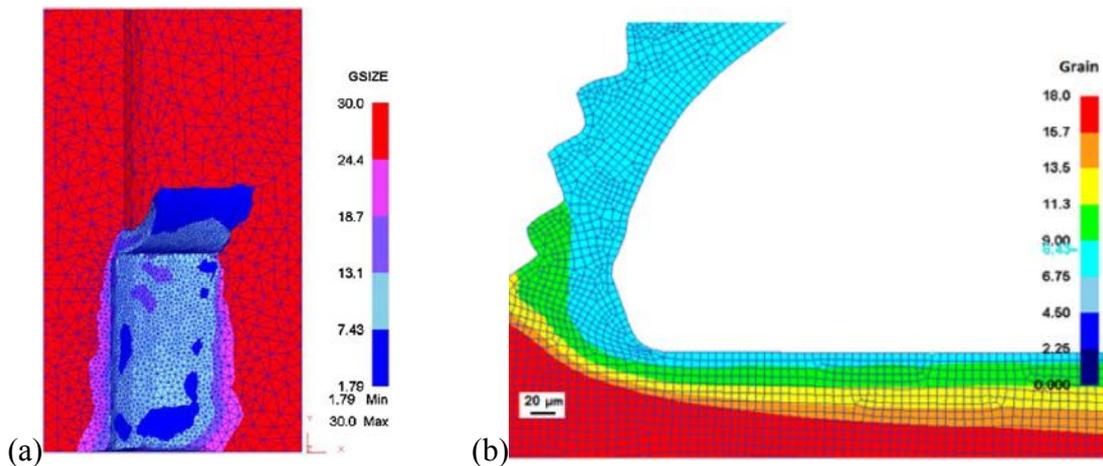


Figure I. 43. Prédiction de la taille de grains recristallisés basé sur le paramètre de Zener-Hollomon lors d'un processus d'usinage. (a) alliage AA4075-T651 [75]. (b) Inconel 718 [76].

1.4.3.2 Loi de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov [77]

Le modèle de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) [77] est un modèle phénoménologique qui permet la prédiction de la recristallisation dynamique, ainsi que l'évolution de celle-ci. Ce modèle est adapté à la recristallisation dynamique discontinue.

L'équation (16) donne l'expression d'une déformation critique ε_{crit} qui marque le début de la recristallisation dynamique. Cette équation a la forme d'une équation d'Arrhenius et est donc sensible par la vitesse de déformation et à la température (voir paragraphe 1.4.2.1). La déformation critique dépend aussi de la taille de grain du matériau initiale. En effet la nucléation des nouveaux grains se passe préférentiellement au niveau des joints de grains qui sont des sites où l'énergie stockée est importante. Cette énergie est une force motrice pour la recristallisation. De ce fait, une microstructure raffinée favorise la recristallisation avec une déformation critique plus faible, puisque les joints de grains sont plus nombreux.

$$\varepsilon_{crit} = a_2 a_1 d_0^{h_1} \dot{\varepsilon}^{m_1} \exp\left(\frac{Q_{act} m_1}{RT}\right) \quad (16)$$

Une fois, la nucléation des grains initiée, la recristallisation va se poursuivre progressivement et l'équation (17) prédit cette cinétique par le calcul de X_{DRX} qui est la fraction volumique recristallisée.

$$X_{DRX} = 1 - \exp\left[-\beta_d \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_{crit}}{\varepsilon_{0.5}}\right)^{k_d}\right] \quad (17)$$

La taille des grains recristallisée d_{DRX} peut être calculée par l'équation (18).

$$d_{DRX} = a_8 \varepsilon^{n_8} \dot{\varepsilon}^{m_8} \exp\left(\frac{Q_{act} m_8}{RT}\right) \quad (18)$$

Arisoy et Ozel [37] ont utilisé ce modèle pour prédire la taille de grain au niveau de la surface usinée lors de l'usinage de l'alliage de titane Ti-6Al-4V.

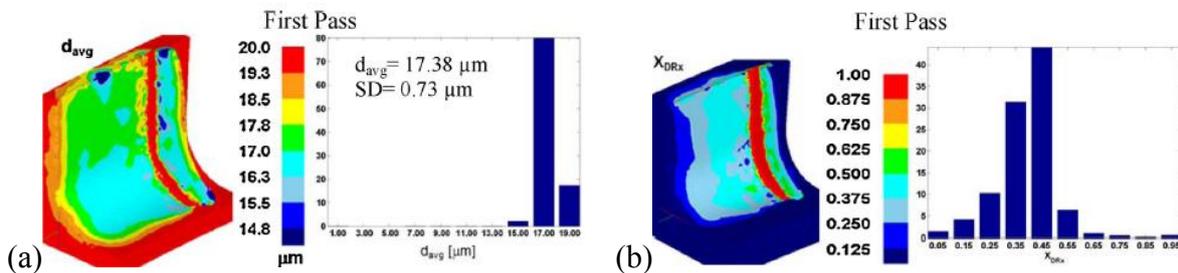


Figure I. 44. Prédiction de la microstructure lors de l'usinage du Ti-6Al-4V basée sur le modèle de JMAK. (a) Taille de grain. (b) Fraction volumique recristallisée [37].

1.4.3.3 Loi de la densité de dislocation [78]

La loi de la densité de dislocation de Kock et Mecking [78] permet de prédire l'évolution de la microstructure d'un matériau ayant une structure de cellules. Ce modèle considère plusieurs types de dislocations et calcule une densité moyenne ρ suivant l'équation (19). Il y a les dislocations qui sont situées à l'intérieur de la cellule ρ_c et celles situées dans les parois de la cellule ρ_w . Parmi les dislocations situées dans les parois, il y a les dislocations statistiques ρ_{ws} et les dislocations géométriques ρ_{wg} . Ce modèle prend en compte les phénomènes de restauration, de recristallisation et donc les mécanismes d'annihilation ou de réarrangement des dislocations.

$$\rho = f(\rho_{ws} + \rho_{wg}) + (1-f)\rho_c \quad (19)$$

Avec

$$\dot{\rho}_{ws} = \beta^* \left(\frac{\sqrt{3}(1-f)}{fb} \right) \sqrt{\rho_{ws} + \rho_{wg}} \dot{\gamma}_c^r + (1-\xi)\beta^* \left(\frac{6(1-f)^{2/3}}{bdf} \right) \dot{\gamma}_c^r - k_0 (\dot{\gamma}_c^r / \dot{\gamma}_0)^{-1/n} \rho_{ws} \dot{\gamma}_w^r ;$$

$$\dot{\rho}_{wg} = \xi\beta^* \left(\frac{6(1-f)^{2/3}}{bdf} \right) \dot{\gamma}_c^r ;$$

$$\dot{\rho}_c = \alpha^* \left(\frac{1}{\sqrt{3}b} \right) \sqrt{\rho_{ws} + \rho_{wg}} \dot{\gamma}_w^r - 6\beta^* (bdf(1-f)^{1/3})^{-1} \dot{\gamma}_c^r - k_0 (\dot{\gamma}_w^r / \dot{\gamma}_0)^{-1/n} \rho_c \dot{\gamma}_c^r$$

A partir de la densité de dislocation prédite, il est possible de calculer la taille de grain suivant l'équation (20).

$$d = \frac{H}{\sqrt{\rho}} \quad (20)$$

Atmani et al. [79] ont utilisé ce modèle pour prédire l'évolution de la microstructure lors de l'usinage du cuivre (Figure I. 45).

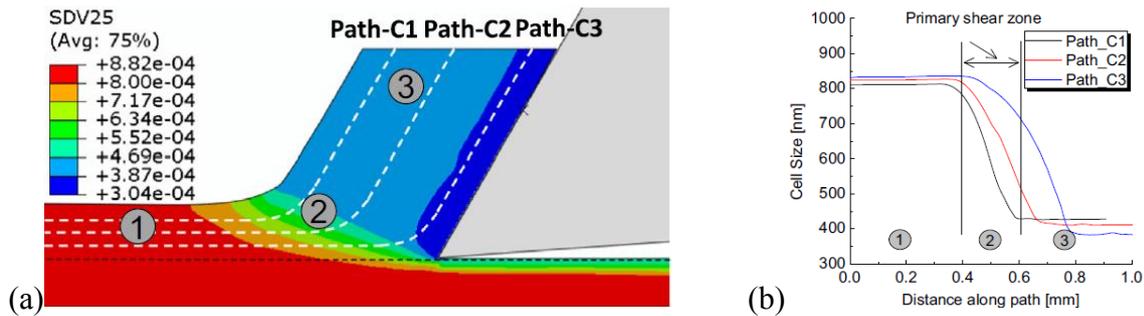


Figure 1. 45. Prédiction de la microstructure lors de l'usinage du cuivre basée sur le modèle de la densité de dislocation [79]. (a) Prédiction de la taille de grain simulé en coupe orthogonale (b) Évolution de la taille de grain le long des chemins choisis.

1.5 Conclusion

L'usinage des alliages de titane a suscité un intérêt croissant ces dernières années en raison des nombreuses difficultés rencontrées en milieu industriel qui se manifestent par une usure prématurée des outils de coupe, un état de surface de faible qualité, et une altération de l'intégrité de surface. Les investigations faites jusqu'à présent indiquent que les problèmes rencontrés lors de l'usinage sont liés au comportement des alliages de titane : le faible module d'élasticité qui entraîne un comportement peu rigide et donc des vibrations, la faible conductivité thermique qui entraîne une localisation de la chaleur intensifiant la détérioration des outils, etc.

Ce travail de thèse se focalise sur le processus de coupe du Ti-6Al-4V et au rôle que joue la microstructure du matériau dans son comportement. L'étude bibliographique souligne que les transformations de la microstructure lors de l'usinage des alliages de titane affectent son comportement. Ce qui a pour conséquence d'une part de générer des copeaux segmentés avec les problèmes de vibrations, d'oscillations des efforts ou encore de mauvaise qualité de surface qui s'en suivent, et d'autre part de modifier les propriétés du matériau telle que la dureté superficielle et donc d'altérer l'intégrité de surface.

Les études de la littérature s'appuient sur deux techniques d'approches pour étudier ces phénomènes :

- Les études expérimentales qui révèlent que le titane est sujet à de la recristallisation dynamique et des transformations de phases lors de l'usinage. Ce qui se manifeste par la formation des bandes de cisaillement adiabatiques dans les copeaux et par une déformation plastique intense. Au niveau de la surface usinée, une augmentation de la dureté, des contraintes résiduelles, et la formation de couche blanche sont souvent constatées.
- Les études numériques qui ont pour but de formuler des hypothèses sur le comportement de ces matériaux à partir des observations expérimentales faites, et de valider ces hypothèses lorsque les modèles proposés reproduisent les mécanismes observés. Les modèles permettent aussi la prédiction des grandeurs qui intéressent les industriels.

Toutefois pour l'usinage des alliages de titane, les phénomènes microstructuraux sont encore mal définis et mal compris, et leur prise en compte dans les modélisations est marginale. C'est dans ce cadre que s'inscrit ce travail afin d'apporter une contribution dans l'étude de l'influence et de l'évolution de la microstructure lors de l'usinage de l'alliage de titane Ti-6Al-4V.

Chapitre 2 :

Étude expérimentale de l'usinage du Ti-6Al-4V

L'usinage des alliages de titane pose de nombreux problèmes aux industriels : une forte augmentation de la température, des efforts de coupe importants et, des transformations de la microstructure qui compromettent l'intégrité des surfaces usinées. Afin d'améliorer la compréhension de ces phénomènes, des essais d'usinage instrumentés réalisés sur l'alliage Ti-6Al-4V sont présentés dans ce chapitre. Dans un premier temps, une étude COM (couple outil-matière) est conduite afin de définir les différentes plages des conditions de coupe utilisées. Par la suite, une étude de l'influence des paramètres d'usinage sur les grandeurs mesurées au cours de l'opération est présentée. Les efforts de coupe et la température ont été mesurés au cours des essais et les copeaux analysés pour comprendre les phénomènes physiques mis en jeu. La morphologie et la microstructure des copeaux ont été observées au MEB. La déformation plastique, la taille des grains, la texture d'orientation ont été analysés en utilisant la technique EBSD (Electron BackScattered Diffraction). Les résultats obtenus sont confrontés à ceux de la littérature et une interprétation des phénomènes physiques observés est proposée. Le travail présenté dans ce chapitre sert de base pour la construction d'un modèle de comportement dont l'élaboration est expliquée dans le Chapitre 3.

2.1 Dispositif expérimental

2.1.1 Matériau étudié

Le matériau étudié est l'alliage de titane Ti-6Al-4V. Sa composition chimique est donnée dans le Tableau II. 1. Les principaux additifs sont l'aluminium et le vanadium. Le premier stabilise la phase α , tandis que le second stabilise la phase β . Le transus- β est à 980°C pour le Ti-6Al-4V tandis que le titane pur a une température de transition à 882°C.

Tableau II. 1 Composition chimique en pourcentage massique du Ti-6Al-4V.

Al	V	C	Fe	H	W	O	Ti
6%	4%	≤0,08%	≤0,3	≤0,0125	≤0,07	≤0,2	Balance

La microstructure du matériau initial a été analysée. Des échantillons ont été prélevés, puis soumis successivement à un polissage mécanique et mécano-chimique. Cette première phase de polissage permet d'obtenir un état de surface de l'ordre du micron. Ils sont ensuite soumis à un polissage électrolytique permettant d'atteindre une taille sub-micrométrique et de supprimer les contraintes résiduelles induites par le polissage mécanique. Enfin les échantillons sont observés au microscope électronique à balayage (MEB) avec la technique de l'EBSD, afin de caractériser la microstructure initiale du matériau. L'alliage Ti-6Al-4V étudié est un matériau biphasé avec environ 95% de phase α et 5% de phase β . La structure est équiaxe avec une phase β inter-granulaire (Figure II. 1). Les grains ne présentent pas de forme particulière et il n'y a pas de texture particulière.

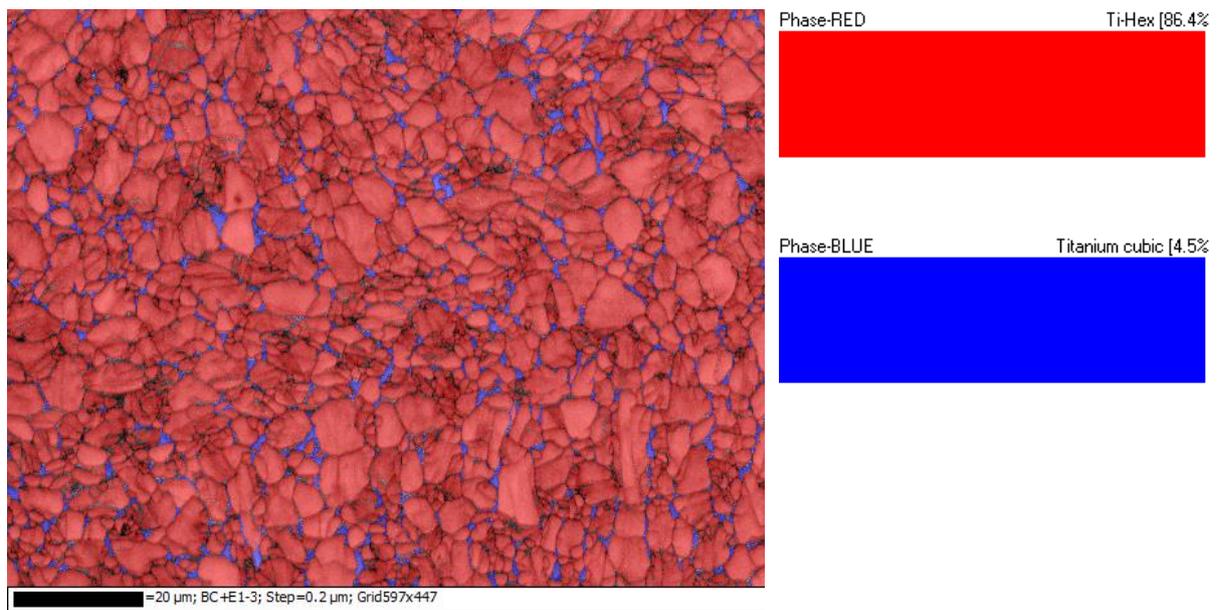


Figure II. 1. *Microstructure du matériau. Cartographie en contraste de phase.*

La Figure II. 2 présente une cartographie en contraste d'orientation. On note qu'il n'y a pas d'orientation préférentielle des grains. Le matériau peut être considéré comme isotrope dans le cas présent. La taille des grains a été mesurée pour 686 grains α et 211 grains β . La taille moyenne de ces grains est respectivement de 3,13 μm et 0,6 μm . La taille des grains α varient entre 0,2 et 14 μm avec un écart type moyen de 2,2 μm . La taille des grains β varient entre 0,2 et 3 μm avec un écart type moyen de 0,4 μm (Figure II. 3).

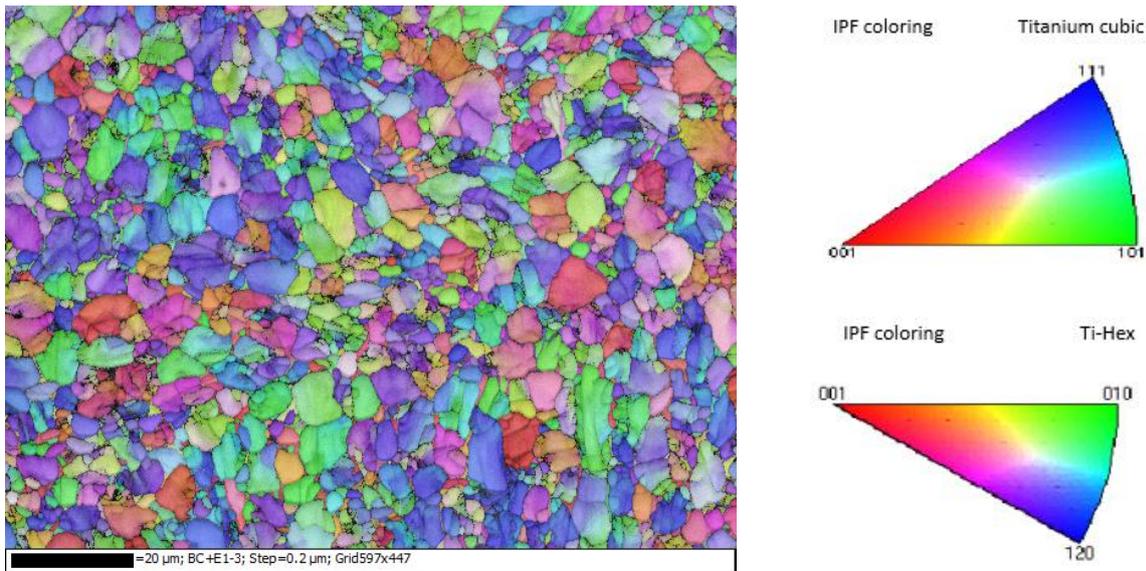


Figure II. 2. Microstructure du matériau. Cartographie d'orientation.

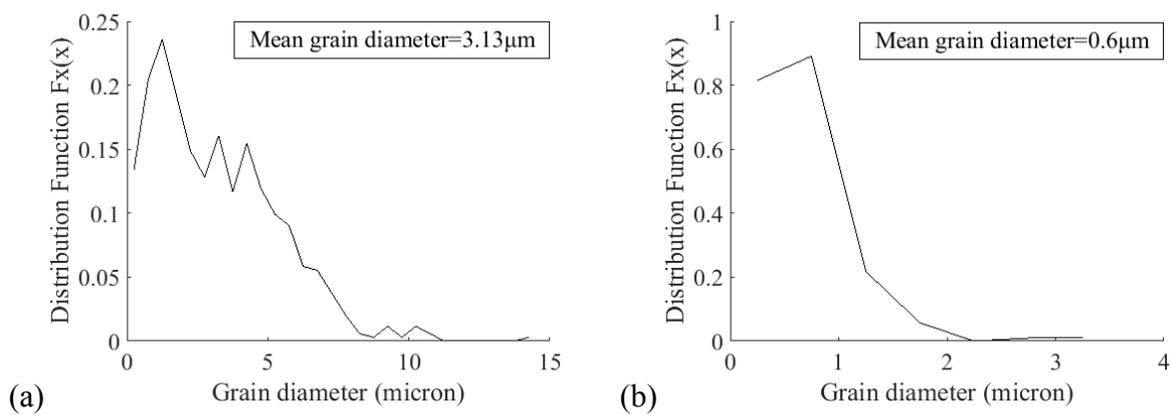


Figure II. 3. Distribution de la taille des grains. (a) Phase α . (b) Phase β .

2.1.2 Essais de tournage orthogonal instrumenté

Lors de cette étude des opérations de tournage orthogonal ont été réalisées. Un centre de tournage horizontal à commande numérique de marque MAZAK 200M a été équipé d'un dynamomètre KISLER (9129AA) afin de mesurer les efforts d'usinage. La Figure II. 4(a) montre l'emplacement du dynamomètre. Les outils de coupe utilisés ont été percés et équipés d'un thermocouple afin de mesurer la température (Figure II. 4(b)). Les fréquences d'acquisition du dynamomètre et du thermocouple sont respectivement de 2048Hz et de 2000Hz.

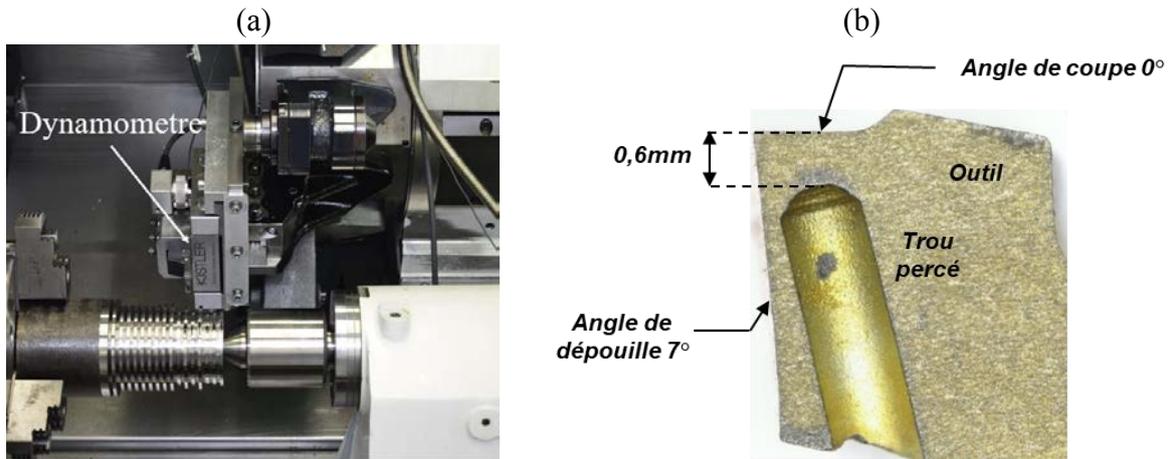


Figure II. 4. (a) Tour instrumenté d'un dynamomètre. (b) Outil percé pour l'instrumentation avec un thermocouple.

L'opération de tournage orthogonal consiste dans notre cas à usiner des disques sur des éprouvettes (Figure II. 5). L'outil se déplace dans le sens radial de l'éprouvette, et réduit le diamètre des disques. La largeur de l'outil est de 6mm tandis que celle des disques est de 3mm. L'outil est en carbure de tungstène non-revêtu. Il a un angle de coupe de 0° et un angle de dépouille de 7° . Le diamètre initial des disques est de 70mm et le diamètre après usinage est de 40mm. Les avances choisies sont suffisamment faibles devant la largeur des disques pour que l'hypothèse de coupe orthogonale soit valable. Le mouvement relatif de l'outil par rapport à l'éprouvette s'inscrit dans le plan défini par la vitesse de coupe et la vitesse d'avance.

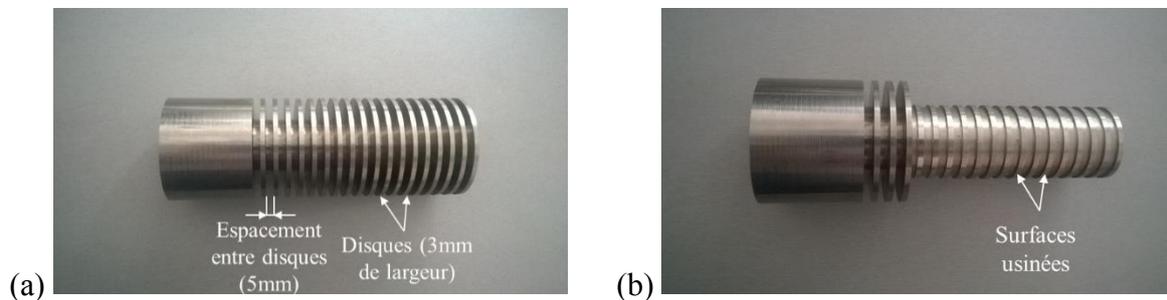


Figure II. 5. Éprouvette d'usinage. (a) Forme initiale. (b) Forme usinée.

2.2 Démarche expérimentale : méthodologie Couple Outil Matière

Afin de caractériser le procédé d'usinage de l'alliage Ti6-Al-4V la méthodologie normalisée Couple Outil-Matière (COM) est utilisée. Cette étude permet de définir les plages de fonctionnement des paramètres de coupe : la vitesse de coupe V_c , et la vitesse d'avance f . À l'issue de l'étude, doivent être identifiées les valeurs maximale et minimale des vitesses de coupe et d'avance permettant de ne pas avoir une usure prématurée des outils, un mauvais état de surface, etc. Deux paramètres peuvent être observés à l'issue d'une étude COM afin de juger si les conditions permettent un usinage stable ou pas. Ces paramètres sont les efforts de coupe (ou la puissance de coupe) et l'usure de l'outil. Dans le cadre de notre étude, nous nous intéressons plus spécifiquement à l'évolution des efforts de coupe. Le protocole de l'étude COM est défini dans les normes NF E66-520-1 à NF E66-520-4.

2.2.1 Protocole expérimental

Le protocole COM se fait en plusieurs étapes :

- Détermination du point de qualification : il s'agit de choisir une condition de coupe (V_{cq} , et f_q) employée couramment pour l'alliage et l'outil considéré. Cette condition servira de point de référence pour l'étude.
- Détermination de la vitesse de coupe stable (V_{cs}). Pour se faire, l'avance du point de qualification est utilisée (f_q). La vitesse de coupe est ensuite variée autour du point de qualification.
- Détermination de la vitesse d'avance stable (f_s). La vitesse de coupe stable est utilisée (V_{cs}) et on fait varier la vitesse d'avance autour du point de qualification.

On utilise ensuite les conditions stables obtenues pour définir la plage dans laquelle notre étude sera conduite.

2.2.2 Détermination de la vitesse de coupe stable

Des conditions de coupe couramment utilisés pour l'usinage de pièces de turbine en Ti-6Al-4V sont données par Donachie [2]. Pour un outil en carbure de tungstène en tournage, les vitesses de coupe entre 45 et 90m/min et les vitesses d'avance entre 0,152mm/tr et 0,254mm/tr sont proposées. Pour notre étude, le point de qualification adopté est défini par une vitesse de coupe de 75m/min et une vitesse d'avance de 0,1mm/tr.

La valeur de la vitesse d'avance de 0,1mm/tr est choisie afin de pouvoir tester des vitesses de coupe plus élevées que 75m/min sans détériorer l'outil prématurément. Des vitesses de coupe sont donc choisies de part et d'autre de la valeur du point de qualification. Le Tableau II. 2 indique les conditions testées.

Tableau II. 2 Essais réalisés pour la détermination de la vitesse de coupe stable (COM).

Essai	N°1	N°2	N°3	N°4	N°5	N°6	N°7
Vitesse de coupe (m/min)	10	25	50	75	100	150	250
Vitesse d'avance (mm/tr)	0,1	0,1	0,1	0,1	0,1	0,1	0,1

Les essais ont été répétés 3 fois. Pour chaque essai, le signal des efforts est d'abord filtré afin de réduire les bruits en utilisant un filtre médian. Puis la moyenne est calculée. La Figure II. 6 illustre ce traitement.

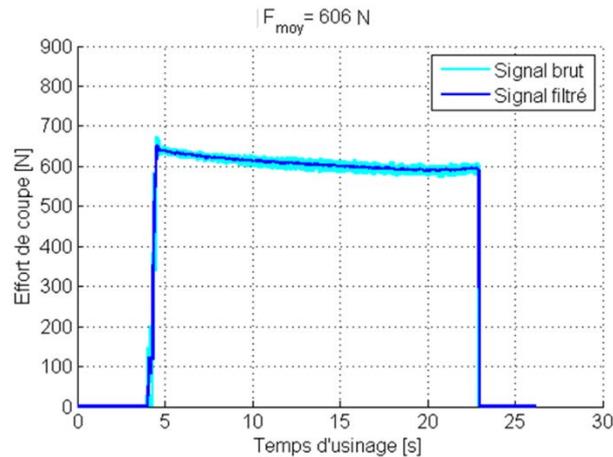


Figure II. 6. Effort de coupe mesuré pour $V_c=75\text{m/min}$ et $f=0,1\text{mm/tr}$.

La Figure II. 7(a) montre l'évolution des efforts de coupe en fonction de la vitesse de coupe). On y distingue deux domaines :

- Un premier domaine où l'on peut noter une baisse des efforts quand la vitesse de coupe augmente, jusqu'à 100m/min. Cette baisse peut être attribuée à l'élévation de la température. Plus la vitesse de coupe est élevée, plus la chaleur générée par frottement est élevée et plus le coefficient de frottement baisse. Ce qui a pour effet d'intensifier l'effet de l'adoucissement thermique du matériau usiné.
- Puis un deuxième domaine où les efforts augmentent avec la vitesse de coupe entre 100m/min et 250m/min. Dans cette deuxième zone, on considère que les efforts augmentent du fait de l'effet de la vitesse de déformation et d'une augmentation de l'usure. Il est bien connu que la contrainte d'écoulement a tendance à augmenter avec la vitesse de déformation. L'augmentation de la vitesse de coupe entraîne une augmentation de la vitesse de déformation dans le copeau. Ce qui a pour conséquence de générer des contraintes, et donc des efforts plus importants.

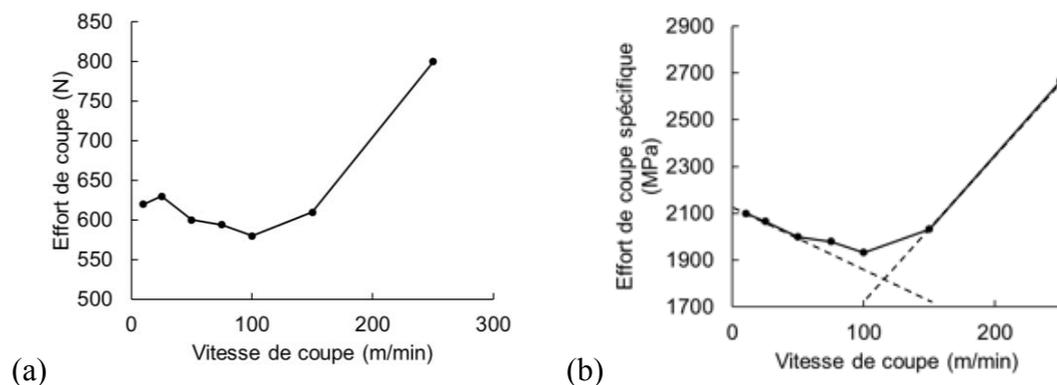


Figure II. 7. Évolution des efforts en fonction de la vitesse de coupe pour $f=0,1\text{mm/tr}$. (a) Efforts de coupe. (b) Efforts spécifiques de coupe.

Les effets de l'adoucissement thermique et de la vitesse de déformation sont présents dans les deux zones décrites ci-dessus. Cependant, l'effet thermique est plus important de 10 à 100m/min, tandis que l'effet de la vitesse de déformation prend le dessus au-delà de 100m/min.

Afin de déterminer la vitesse de coupe stable, il est nécessaire de tracer l'évolution des efforts spécifiques de coupe en fonction de la vitesse. Cette courbe est présentée sur la Figure II. 7(b). L'effort spécifique de coupe ou pression de coupe (K_c) est le rapport de l'effort de coupe sur la section du copeau. L'équation (21) rappelle cette relation avec F_c l'effort de coupe, f la vitesse d'avance et a_p la largeur du copeau.

$$K_c = \frac{F_c}{f \cdot a_p} \quad (21)$$

Il permet de mesurer la contrainte moyenne s'exerçant sur la section du copeau et donc de comparer les efforts de coupe obtenus pour différentes conditions indépendamment de l'avance et de la largeur du copeau. La vitesse de coupe stable est alors déterminée en traçant la tangente aux deux zones décrites précédemment (Figure II. 7(b)). L'intersection des deux tangentes donne la vitesse de coupe stable qui est celle présentant l'effort de coupe spécifique le plus faible et donc la plus favorable pour le couple outil-matière. La vitesse de coupe stable retenue ici est de 100m/min.

2.2.3 Détermination de la vitesse d'avance stable

Pour déterminer la vitesse d'avance stable, la vitesse de coupe est fixée à 100m/min et la vitesse d'avance varie autour du point de qualification choisi 0,1mm/tr. La vitesse de coupe stable est adoptée (100m/min). L'avance varie alors autour de 0,18mm/tr. Une valeur inférieure au point de qualification et quatre valeurs supérieures à ce point sont choisies. Au total, six conditions de coupe sont testées pour déterminer la vitesse d'avance stable (Tableau II. 3).

Tableau II. 3 Essais réalisés pour la détermination de la vitesse d'avance stable (COM).

Essai	N°8	N°9	N°10	N°11	N°12	N°13
Vitesse de coupe (m/min)	100	100	100	100	100	100
Vitesse d'avance (mm/tr)	0,05	0,1	0,15	0,25	0,3	0,4

L'évolution des efforts de coupe en fonction de la vitesse d'avance est présentée par la Figure II. 8(a). On observe une augmentation presque linéaire des efforts. Ce résultat est attendu et puisque l'augmentation de la vitesse d'avance équivaut à une augmentation du flux de matière enlevée. L'analyse des efforts spécifiques de coupe (Figure II. 8(b)) permet de distinguer deux zones :

- Une zone de forte baisse de la vitesse d'avance de 0,05mm/tr à 0,15mm/tr.
- Une seconde zone de 0,15mm/tr à 0,4mm/tr, avec une diminution plus faible des efforts spécifiques.

En traçant les tangentes à ces deux zones et en relevant leur intersection, la vitesse d'avance stable est estimée à 0,18mm/tr.

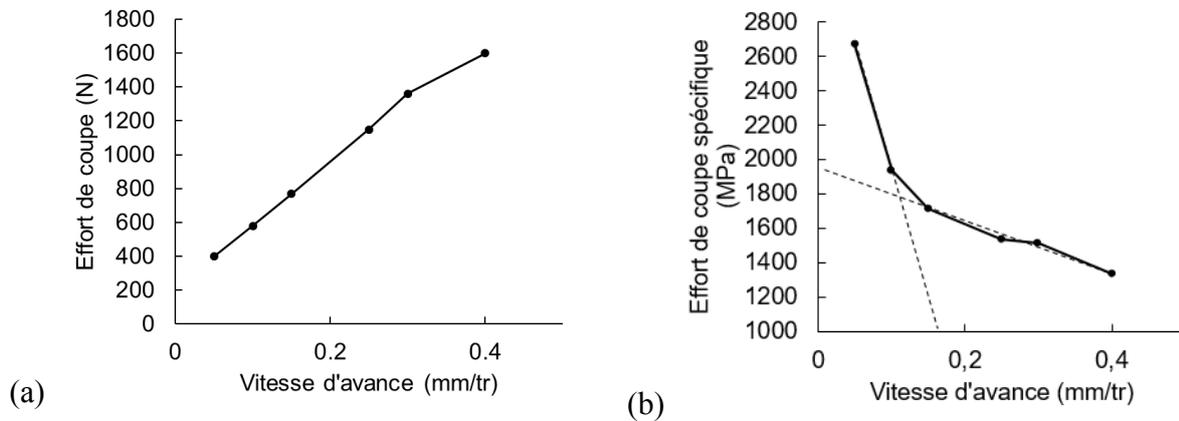


Figure II. 8. Évolution des efforts en fonction de la vitesse d'avance pour $V_c=100$ m/min. (a) Efforts de coupe. (b) Efforts spécifiques de coupe.

2.3 Étude paramétrique

2.3.1 Protocole expérimental

A partir de l'étude COM, la condition stable est définie pour une vitesse de coupe de 100m/min et une vitesse d'avance de 0,18mm/tr. Afin d'étudier l'influence de la vitesse de coupe et celle de la vitesse d'avance sur le processus d'usinage du Ti-6Al-4V, une étude paramétrique est menée en tournage orthogonal. 9 conditions de coupe sont étudiées pour 3 vitesses de coupe et 3 vitesses d'avance. Les conditions testées sont rassemblées dans le Tableau II. 4.

Tableau II. 4 Essais réalisés pour la détermination de la vitesse d'avance stable (COM).

Essai	N°14	N°15	N°16
Vitesse de coupe (m/min)	25	100	150
Vitesse d'avance (mm/tr)	0,075	0,075	0,075
Essai	N°17	N°18	N°19
Vitesse de coupe (m/min)	25	100	150
Vitesse d'avance (mm/tr)	0,18	0,18	0,18
Essai	N°20	N°21	N°22
Vitesse de coupe (m/min)	25	100	150
Vitesse d'avance (mm/tr)	0,35	0,35	0,35

Chacune des conditions de coupe est répétée trois fois. Les opérations d'usinage sont faites sans lubrification (à sec) pour d'une part simplifier l'étude, et d'autre part s'aligner sur les thématiques industrielles actuelles visant à rendre les procédés plus écologiques. L'outil utilisé est le même que celui utilisé pour les essais COM de même que les éprouvettes d'usinage. Le

tour est instrumenté à l'aide d'une table KISLER pour la mesure des efforts, et un thermocouple inséré dans l'outil pour la mesure de la température. Les copeaux sont récupérés pour chaque essais afin d'être analysés. L'objectif de cette étude paramétrique est d'analyser l'effet des paramètres d'usinage sur le comportement du Ti-6Al-4V lors du processus de coupe.

2.3.2 Résultats

2.3.2.1 Efforts et frottement

La Figure II. 9(a) montre l'évolution des efforts de coupe. Pour une vitesse de coupe fixée, l'augmentation de l'avance entraîne une augmentation des efforts de coupe. Ce qui est cohérent vis-à-vis des observations de l'étude COM. Plus le flux de matière enlevée est important, plus les efforts sont importants. A avance fixe, les efforts de coupe sont quasiment constants lorsque la vitesse de coupe augmente. Ce résultat est cohérent avec plusieurs études de la littérature pour des plages de vitesses de coupe similaires. Il est illustré par le travail de thèse de Calamaz [29] sur le Ti-6Al-4V qui a observé des efforts de coupe quasi constants pour une vitesse d'avance de 0,1mm/tr et des vitesses de coupe entre 21 et 235m/min. Ces essais ont été réalisés en tournage orthogonal avec un outil à angle de coupe nul. Sun et al. [3] ont aussi réalisé des essais de coupe orthogonale à sec sur l'alliage Ti-6Al-4V pour une avance de 0,28mm/tr, une largeur de coupe de 1,5mm et des vitesses de coupe allant de 9 à 260mm/tr. Ils ont observé un effort de coupe qui diminue globalement avec la vitesse de coupe, mais pas de tendance particulière entre 20 et 132m/min. D'autres références présentent une baisse de F_c avec l'augmentation de V_c (ex. Barry et al. [80], Nouari et al. [81]). Comme cela a été expliqué plus haut, la baisse des efforts de coupe est attribuée à l'adoucissement thermique. La vitesse de glissement entre l'outil et le copeau s'intensifie lorsque l'on augmente la vitesse de coupe, et donc la chaleur produite par frottement. Dans notre cas, l'effet de l'adoucissement thermique dû à la hausse de température est assez faible. On observe plutôt un effort constant, ce qui laisse penser que la hausse de température est très localisée dans notre cas.

La Figure II. 9(b) montre qu'une augmentation de la vitesse d'avance entraîne une augmentation des efforts d'avance. Ce qui est prévisible puisqu'une augmentation de l'avance entraîne une augmentation du flux de matière, et donc une augmentation des efforts. La vitesse de coupe quant à elle lorsqu'elle augmente, entraîne globalement une augmentation des efforts d'avance, à l'exception des essais à 0,075mm/tr. Selon Barry et Byrne [80], l'effort d'avance dépend fortement des phénomènes à l'interface outil-copeau. Selon eux, des phénomènes de micro-soudage sont observés au niveau de l'outil et s'intensifient avec la vitesse de coupe, entraînant ainsi une augmentation des efforts d'avance. Calamaz [29] explique que l'augmentation des efforts d'avance est due à l'intensification des phénomènes d'usure de l'outil avec la vitesse de coupe. Plus la vitesse de coupe est élevée, plus l'usure de l'outil est importante. On peut alors voir un lien entre les phénomènes de microsoudure à l'interface outil copeau et l'usure prématurée de l'outil.

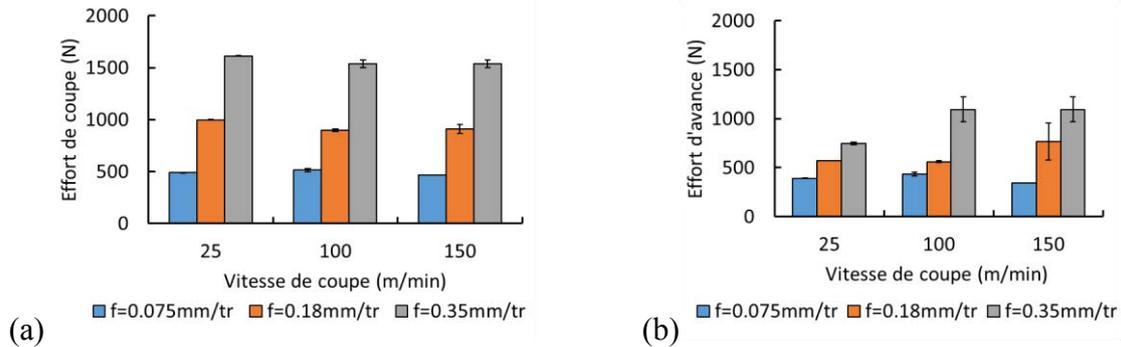


Figure II. 9. Évolution des efforts en fonction des conditions de coupe. (a) Efforts de coupe. (b) Efforts d'avance.

La Figure II. 10(a) montre l'évolution des efforts spécifiques de coupe en fonction des conditions de coupe. L'effort spécifique est la contrainte qui s'exerce sur la section du copeau. On peut voir dans le cas présent qu'une augmentation de l'avance entraîne une baisse de l'effort spécifique de coupe. Ce résultat est cohérent avec ceux de l'étude COM (Figure II. 8(b)). L'augmentation de la vitesse de coupe quant à elle n'affecte pas significativement l'effort spécifique de coupe. Une très légère baisse due à l'adoucissement thermique peut être remarquée. Ce résultat est cohérent avec ceux de la Figure II. 9(a). L'analyse des efforts spécifiques d'avance (Figure II. 9(b)) montre une baisse lorsque l'on augmente la vitesse d'avance, et une augmentation avec la vitesse de coupe pouvant être associée aux phénomènes d'usure et de microsoudure à l'interface outil-copeau (sauf pour l'avance de 0,075mm/tr).

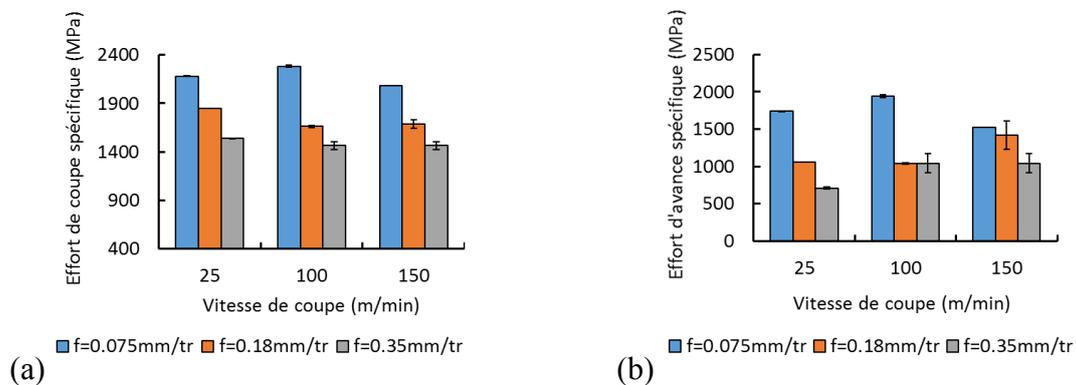


Figure II. 10. Évolution des efforts spécifiques en fonction des conditions de coupe. (a) Efforts de coupe. (b) Efforts d'avance.

Afin de caractériser le comportement de l'alliage Ti-6Al-4V lors de l'usinage, il est intéressant d'estimer et d'analyser l'évolution du coefficient de frottement. Il est communément considéré en usinage que l'effort d'avance en coupe orthogonale est la conséquence des phénomènes de frottement entre l'outil et le copeau. Plusieurs travaux ont montré que le frottement n'est pas uniforme le long de la zone de contact outil-copeau. Il y a souvent une zone collante où la vitesse de glissement à l'interface est nulle et une zone glissante. Une estimation du coefficient de frottement global, appelé coefficient de frottement apparent est donné par le modèle de Merchant [38]. En considérant différentes hypothèses, dont notamment un état de contrainte uniforme le long du plan de cisaillement primaire du copeau, et un coefficient de frottement constant le long de la zone de contact outil-copeau. L'équation (22) est proposée pour calculer

le « coefficient de frottement apparent ». La Figure II. 11 donne le coefficient de frottement apparent estimé pour les neuf conditions étudiées.

$$\mu = \frac{F_a + F_c \tan(\alpha)}{F_c - F_a \tan(\alpha)} \quad (22)$$

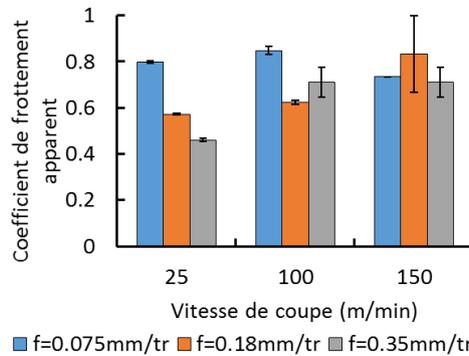


Figure II. 11. Évolution du frottement en fonction des conditions de coupe.

La Figure II. 11 montre qu'une augmentation de la vitesse d'avance entraîne une baisse du coefficient de frottement excepté pour les conditions (0,18mm/tr ; 150m/min) et (0,35mm/tr, 100m/min). Une augmentation de la vitesse d'avance entraîne une augmentation du flux de matière enlevée et donc de la quantité de matière déformée plastiquement. L'augmentation de la déformation plastique signifie plus d'énergie de déformation inélastique et donc une température plus importante dans le matériau. La température adoucit la matière et baisse la contrainte tangentielle, d'où la baisse du coefficient de frottement. La condition stable de 0,18mm/tr et 100m/min montre cependant un coefficient de frottement particulièrement faible. Ce qui est normal puisque c'est la condition de référence où les autres phénomènes physiques sont le moins influents, notamment l'usure et le frottement. Une augmentation de la vitesse de coupe entraîne une augmentation du coefficient de frottement. Ce résultat est cohérent avec les analyses des efforts précédemment réalisées. Il avait été noté que l'augmentation de la vitesse de coupe entraînait une augmentation des efforts d'avance, probablement dû à l'intensification des phénomènes d'usure. Ce qui explique que plus la vitesse de coupe est élevée, plus le frottement apparent est important dans le cas du couple outil-matière étudié carbure de tungstène – Ti-6Al-4V. La Figure II. 12 présente l'évolution des efforts d'usinage en fonction du temps. Il est intéressant de noter que pour les faibles avances (essais 14, 15 et 16 ; 0,075mm/tr), les efforts d'avance et les efforts de coupe sont proches, ce qui signifie que le frottement est important. Pour les avances de 0,18mm/tr (essais 17,18 et 19) et les avances de 0,35mm/tr (essais 20, 21 et 22), les coefficients de frottement deviennent de plus en plus faibles. Pour les essais 14, 16 et 20, des vibrations relativement importantes sont perceptibles. Pour l'essai 22, une forte augmentation de l'effort d'avance, caractérisant une dégradation importante de l'outil. Il s'agit de la condition où le débit matière est le plus important (0,35mm/tr, 150m/min).

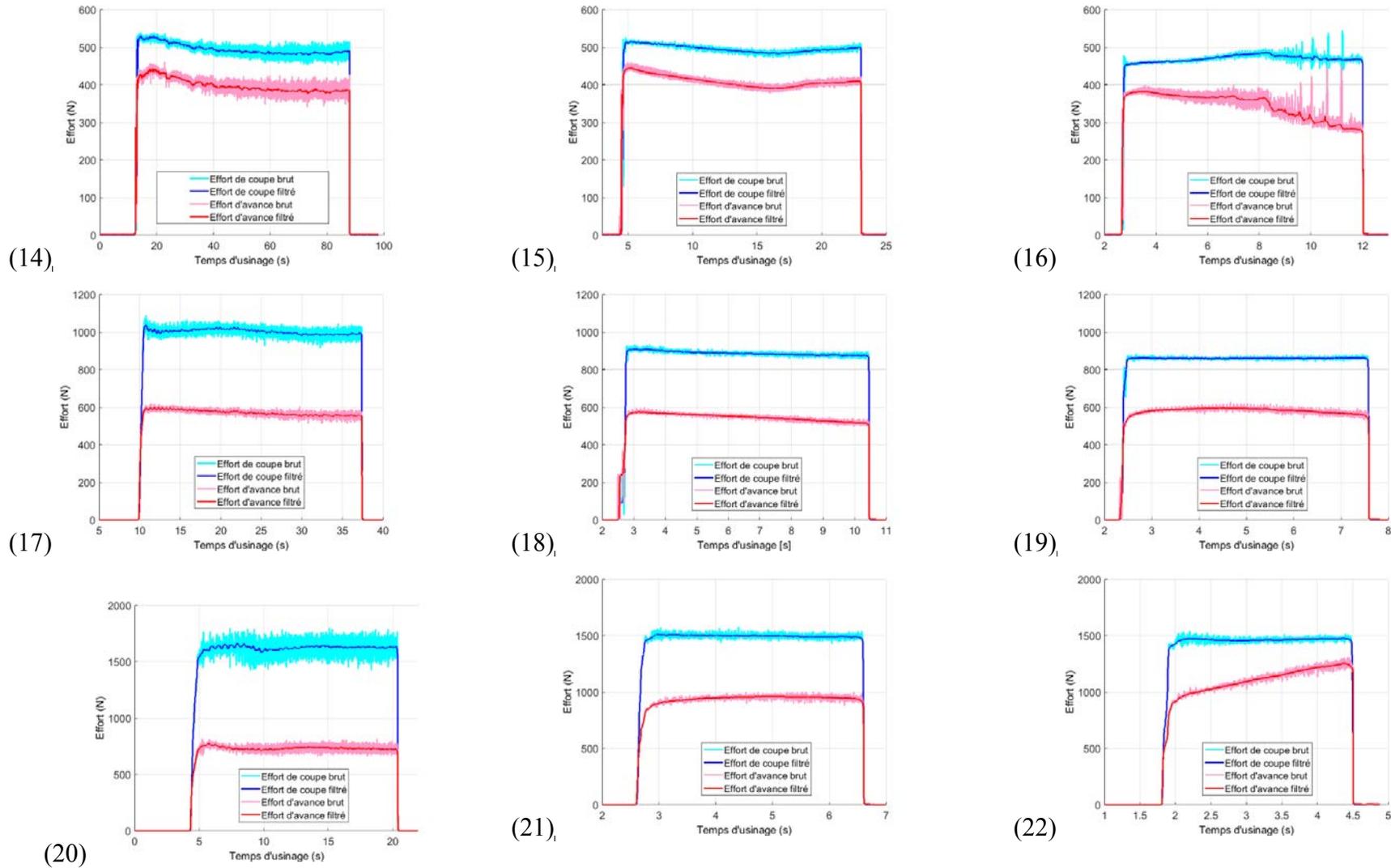


Figure II. 12. Efforts d'usinage en fonction du temps (Numéros correspondants aux numéros des essais Tableau II. 4.

2.3.2.2 Température

Le thermocouple inséré dans l'outil pour la mesure de la température est positionné dans le sens du flux de chaleur, perpendiculairement aux lignes de niveau de la température Figure II. 13(a). Le but étant de ne pas perturber la diffusion de la chaleur à travers l'outil. On peut alors considérer, en faisant l'hypothèse que l'outil est positionné parfaitement dans le sens du flux, que l'équation de la chaleur à la pointe du thermocouple peut s'écrire en une dimension. Étant donné qu'il n'y a pas de source de chaleur au niveau du thermocouple, l'équation de la chaleur s'écrit :

$$\frac{\lambda}{\rho C_p} \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} = \frac{\partial T}{\partial t} \quad (23)$$

Dans cette équation λ est la conductivité thermique, ρ est la masse volumique, C_p est la chaleur spécifique. Leurs valeurs sont données dans le Tableau II. 5.

Tableau II. 5. Propriétés physiques des matériaux et de l'outil (Ducobu et al. [6]).

Matières	E (GPa)	λ (W/mK)	α (K ⁻¹)	C_p (J/kgK)	ρ (kg/m ³)
Ti-6Al-4V	113,8	7,3	$8,6 \cdot 10^{-6}$	580	4430
WC-Co	800	46	$4,7 \cdot 10^{-6}$	203	15000

Le modèle EF décrit dans ce paragraphe est utilisé pour modéliser la coupe orthogonale. Le

Le terme $\lambda \frac{\partial^2 T}{\partial x^2}$ est équivalent à la densité de flux de chaleur. Ainsi, la dérivée de la température par rapport au temps $\frac{\partial T}{\partial t}$ au coefficient de la diffusivité thermique près, est proportionnelle au flux de chaleur au point de mesure. Ce flux est dû à l'augmentation de la chaleur à l'interface outil-copeau du fait des phénomènes de frottement et de la déformation plastique.

La Figure II. 13(b) présente une courbe typique ([82], [83], [84]) de l'évolution de la température en fonction du temps lors d'une opération d'usinage. L'analyse de cette courbe et de sa dérivée, c'est-à-dire le taux d'élévation de la température permet de comprendre l'évolution de la température au sein de l'outil, ainsi que celle du flux de chaleur.

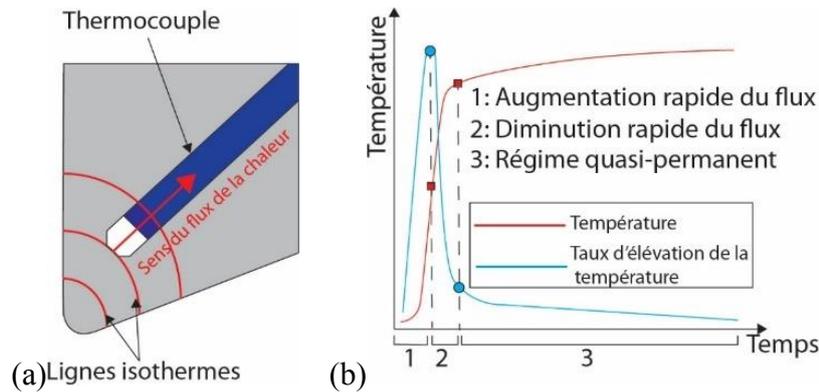


Figure II. 13. (a) Positionnement du thermocouple par rapport au flux de chaleur. (b) Courbe typique d'évolution de la température dans l'outil lors d'une opération d'usinage.

Il est proposé ici de considérer l'évolution de la température dans l'outil en trois phases :

- Une phase d'échauffement rapide, qui commence au moment du contact entre l'outil et la pièce et qui se termine lorsque la courbe $T(t)$ change de convexité. On a donc en ce point $\frac{\partial^2 T}{\partial t^2} = 0$. Cette rapide augmentation à l'issue de laquelle le flux de chaleur atteint son maximum est due à l'initiation très rapide du processus de coupe, similaire à un choc thermique. La température monte rapidement à l'interface outil-copeau et l'outil étant complètement froid, le gradient de température atteint un maximum.
- La seconde phase correspond à une baisse du flux de chaleur. La température de l'outil augmentant, la différence de température entre l'interface outil-copeau et le thermocouple baisse, ce qui conduit à une baisse du flux.
- La dernière phase correspond à l'établissement d'un régime quasi permanent. Le flux de chaleur est faible et décroît linéairement avec une faible pente, le flux est presque constant.

La Figure II. 13(b) illustre ces trois phases. L'évolution de la température et de son taux d'élévation est présentée à la Figure II. 14 pour toutes les conditions de coupe. On peut observer qu'une augmentation de la vitesse de coupe V_c entraîne une augmentation de la température et du flux de chaleur. Plus on augmente V_c et plus l'établissement du régime quasi-permanent est lent comparé à la phase d'augmentation du flux. Cela signifie que la température à l'interface est de plus en plus élevée. La diffusivité de l'outil restant presque constante, le gradient de température entre l'interface et l'outil est plus élevé. La phase de stabilisation du flux de chaleur devient donc de plus en plus importante, comparée à la phase du choc thermique. La même observation est faite lorsque l'on s'intéresse à l'influence de la vitesse d'avance f . La température est plus élevée lorsque l'on augmente f , de même que le flux de chaleur. Le régime quasi permanent s'établit lentement.

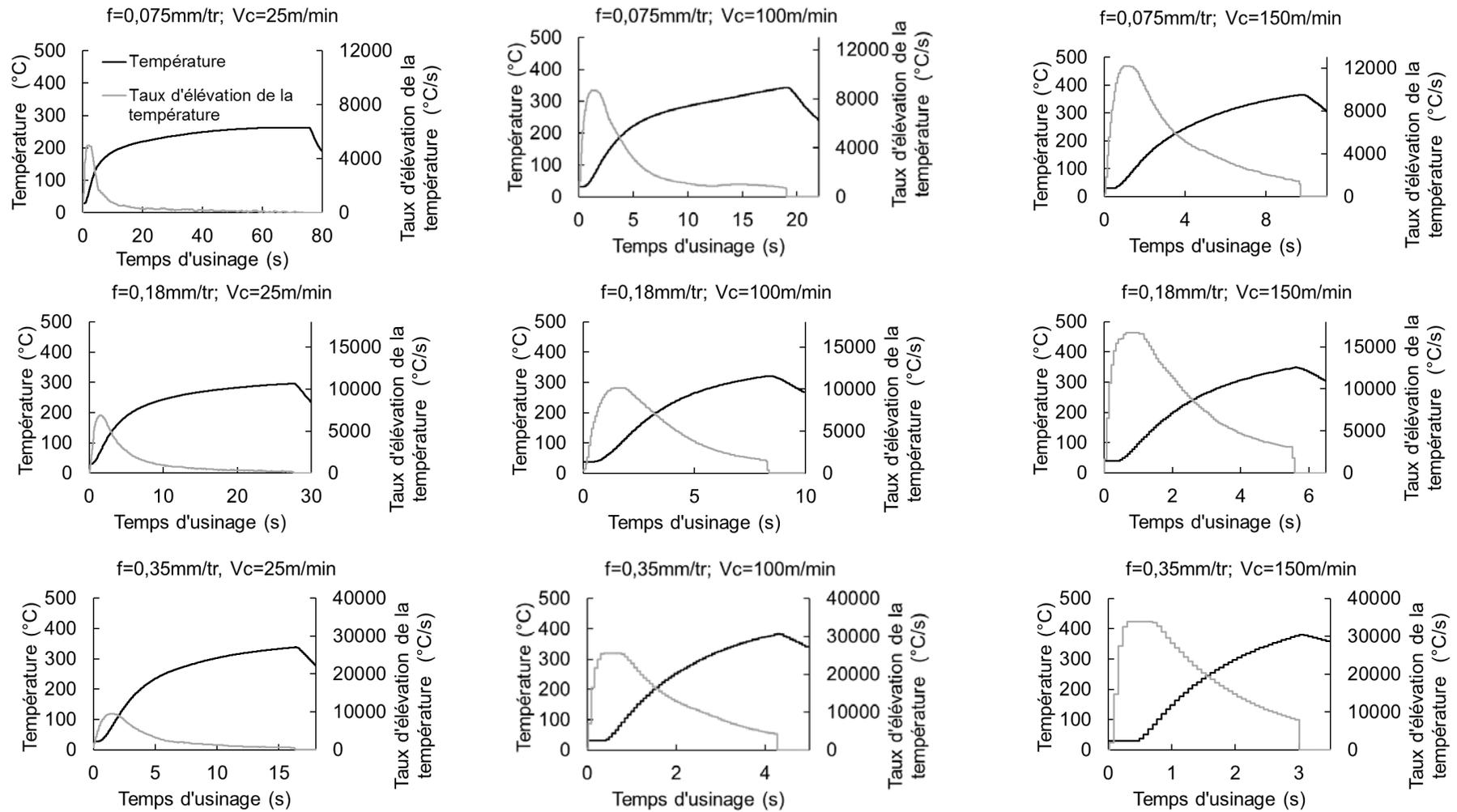


Figure II. 14. Température mesurée dans l'outil en fonction du temps pour différentes conditions d'usinage.

Les résultats précédents peuvent être synthétisés grâce à la Figure II. 15 qui montre les températures et les taux maximaux mesurés dans l'outil lors des opérations réalisées. On peut voir que l'augmentation de la température lorsque l'on augmente la vitesse d'avance ou la vitesse de coupe. Une augmentation de l'avance entraîne un flux de matière plus important et donc une chaleur générée par déformation plastique plus importante. Alors qu'une augmentation de la vitesse de coupe intensifie la chaleur générée par frottement, bien que cette augmentation soit moins nette. Ces tendances de température tendent à confirmer les évolutions des efforts mesurés et analysés au paragraphe 2.3.2.1. L'augmentation de la température avec la vitesse d'avance est plus soulignée que celle avec la vitesse de coupe.

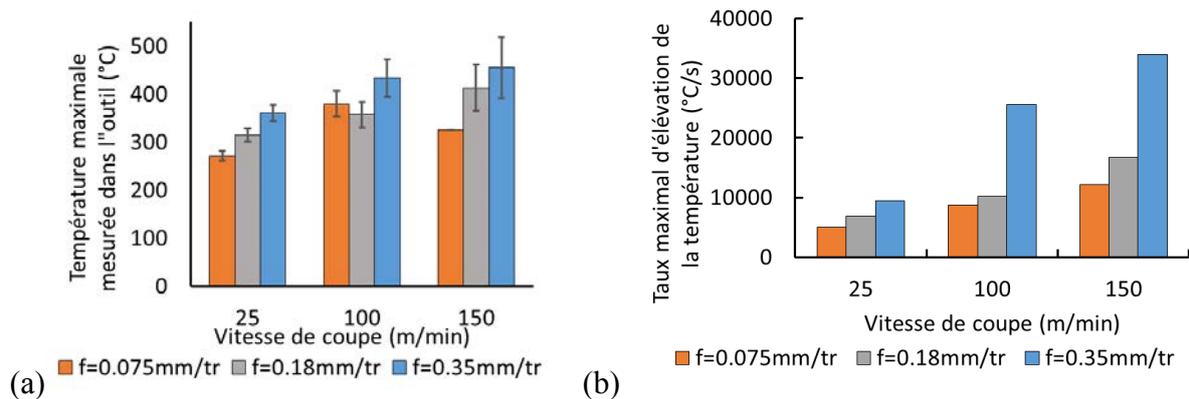


Figure II. 15. Mesures thermiques dans l'outil. (a) Température maximale atteinte. (b) Taux d'élévation de la température.

La Figure II. 16 montre l'évolution de la température en fonction du volume matière pour les différentes conditions de coupe. Les Figure II. 16(a), (b) et (c) ont été tracées à avance constante, respectivement pour les vitesses d'avance de 0,075, 0,18 et 0,35 mm/tr. Ces courbes montrent que plus la vitesse de coupe est élevée, plus la quantité de matière à usiner pour atteindre le régime quasi-stationnaire est importante. Plus la vitesse d'avance est élevée, plus les courbes tendent à se confondre. Les Figure II. 16(d), (e) et (f) ont été tracées à vitesse de coupe constante, respectivement pour les vitesses de coupe de 25, 100 et 150 mm/tr. Plus la vitesse d'avance est importante, plus la quantité de matière à usiner pour atteindre le régime quasi-stationnaire est importante. Ainsi ; plus le débit de matière est important, plus la quantité de matière à enlever avant d'atteindre le quasi-équilibre thermique est important. On remarque aussi qu'en augmentant V_c ou f , les courbes tendent à se confondre. Cela signifie qu'il y a une courbe limite à l'évolution de la température mesurée dans l'outil. Cette courbe limite est probablement définie par la diffusivité thermique de l'outil qui est un paramètre matériau.

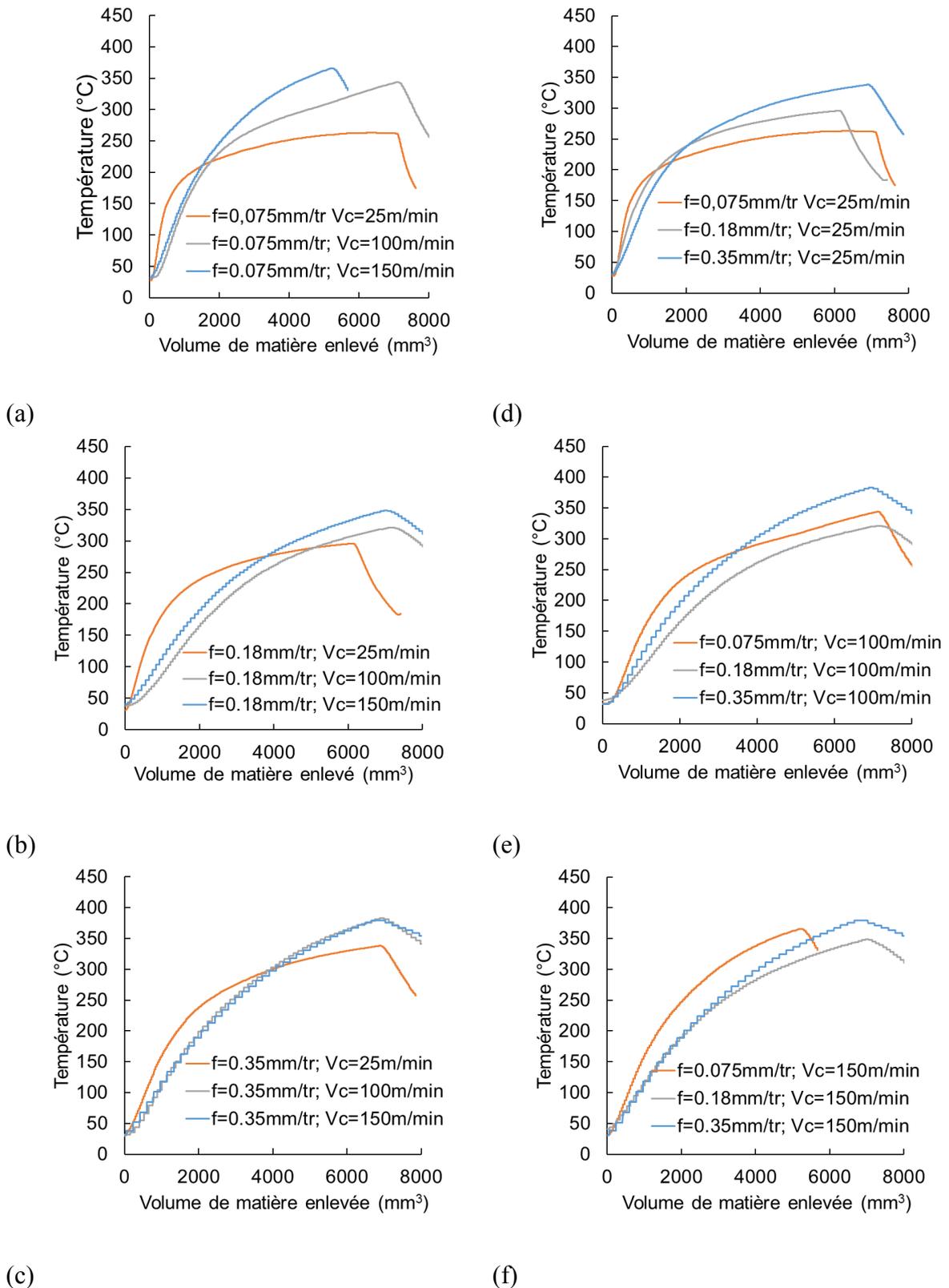


Figure II. 16. Évolution de la température en fonction du volume de matière usiné. (a), (b) et (c) avance constante. (d), (e) et (f) vitesse de coupe constante.

2.3.2.3 Morphologie des copeaux

2.3.2.3.1 Analyse macroscopique

La Figure II. 18 présente les formes des copeaux obtenus pour les différentes conditions étudiées. Il existe une classification normalisée des différents types de copeaux (Figure II. 17), donnée par la norme ISO 3685 [85]. La Figure II. 18 montre quatre types de copeaux :

- Essais 14 et 17 : copeaux tubulaires longs.
- Essai 15 : copeaux enchevêtrés.
- Essai 16 et 18 : copeaux hélicoïdaux courts et longs.
- Essais 19 : copeaux en ruban enchevêtrés.
- Essais 20, 21 et 22 : copeaux en spirale plats.

On note que l'augmentation de la vitesse de coupe V_c a tendance à augmenter le rayon de courbure des copeaux. L'augmentation de la vitesse d'avance f produit des copeaux courts, ce qui suggère une accentuation des phénomènes d'endommagement.

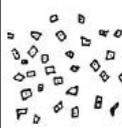
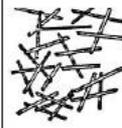
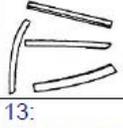
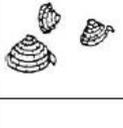
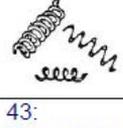
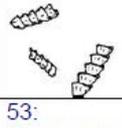
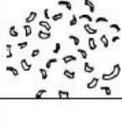
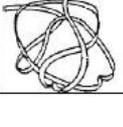
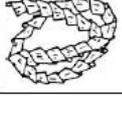
1 : copeau ruban	2 : copeau tubulaire	3 : copeau en spirale	4 : copeau hélicoïdal en rondelle	5 : copeau hélicoïdal conique	6 : copeau élémentaire	7 : copeau aiguille	8 : copeau en arc
11 : Long 	21 : Long 	32 : plat 	41 : Long 	51 : Long 	61 : Enchevêtré 		
12 : Court 	22 : Court 	32 : Conique 	42 : Court 	52 : Court 	62 : détaché 		
13: Enchevêtré 	23: Enchevêtré 		43: Enchevêtré 	53: Enchevêtré 			

Figure II. 17. Classification des copeaux en fonction de leur morphologie selon la norme ISO 3685 [85].



Figure II. 18. Morphologie macroscopique des copeaux de l'alliage Ti-6Al-4V en fonction des conditions de coupe.

2.3.2.3.2 Analyse microscopique

Les copeaux présentés sur la Figure II. 18 ont été enrobés et polis, puis observés à l'aide d'un microscope. La Figure II. 19 montre un copeau de Ti-6Al-4V obtenu pour 0,35mm/tr et 100m/min. Le copeau est segmenté, ce qui est un résultat bien connu lors de l'usinage du titane ([3], [19], [20], [21]). La morphologie des copeaux est un élément important qui indique le comportement du matériau de la coupe. Dans le cas du titane, il est considéré dans la littérature que la segmentation peut être le résultat de deux types de phénomènes :

- Des mécanismes d'endommagement qui conduisent à un adoucissement de la matière et donc à une localisation de la déformation et une segmentation.
- Des mécanismes d'origine thermique pouvant conduire jusqu'à des transformations de la microstructure aboutissant au même résultat.

L'analyse des copeaux segmentés peut se faire au moyen de paramètres morphologiques ([6], [19]) que l'on mesure directement sur les copeaux. Ces paramètres sont présentés sur la Figure II. 19 :

- H représente l'épaisseur maximale du copeau, prise à la pointe du segment.
- h représente l'épaisseur minimale du copeau, prise au creux situé entre 2 segments.
- d représente la distance pointe à pointe ou l'espacement entre deux segments.
- L représente la longueur non déformée du copeau. En effet, c'est la face du segment n'ayant pas subi de déformation plastique et pouvant être assimilée à la distance usinée entre la formation de 2 segments.

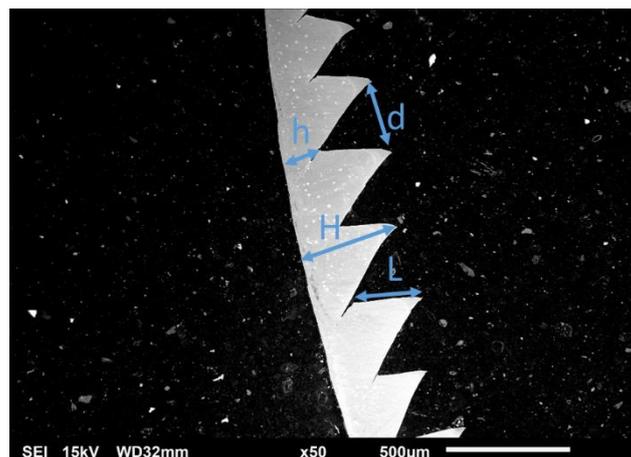


Figure II. 19. Copeau de Ti-6Al-4V obtenu pour la condition de coupe ($f=0,35\text{mm/tr}$ et $V_c=100\text{m/min}$). Définition des paramètres morphologiques.

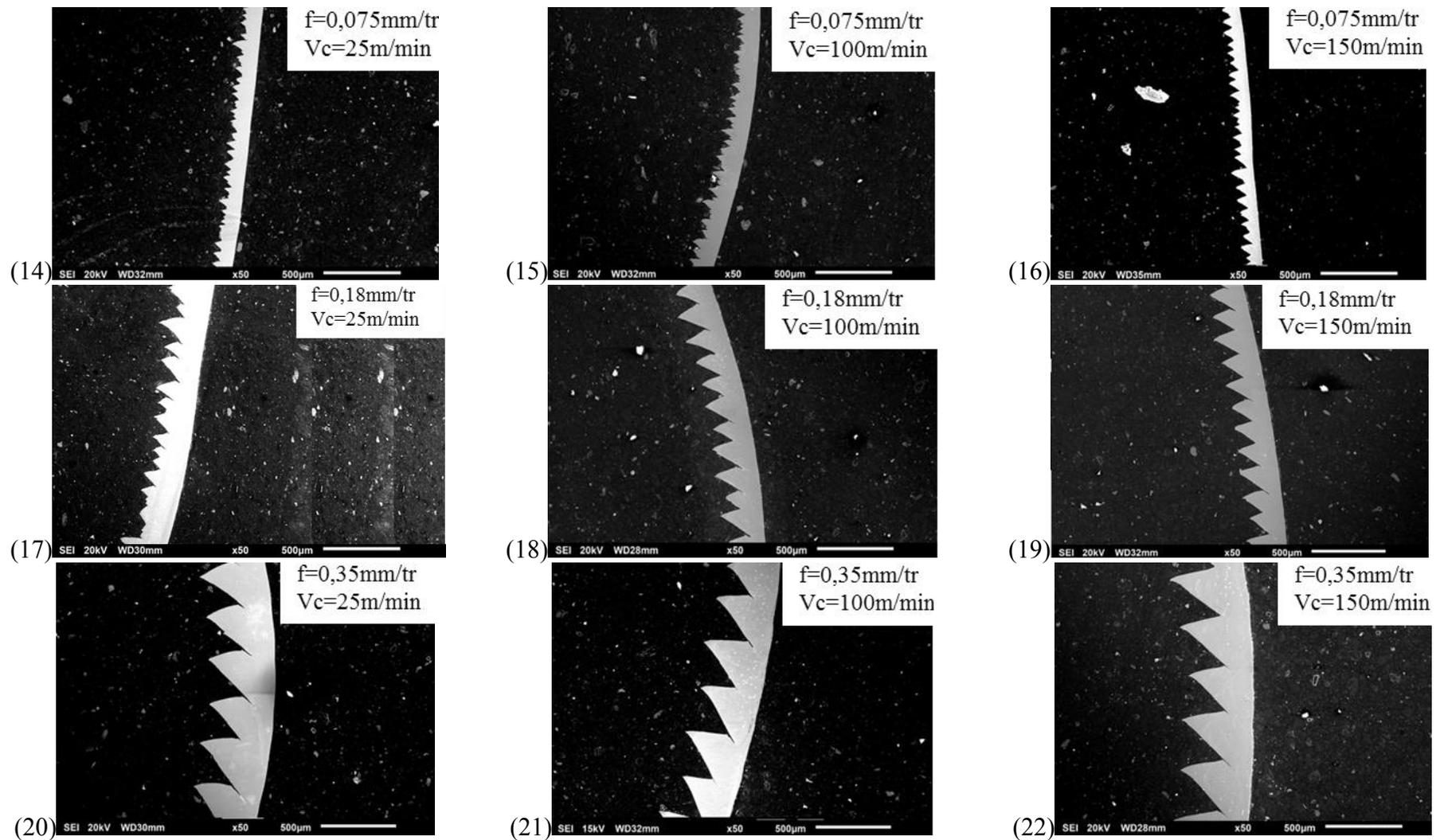


Figure II. 20. Morphologie des copeaux de l'alliage Ti-6Al-4V observés au microscope (grossissement X 50) après polissage.

La Figure II. 20 montre les copeaux obtenus pour toutes les conditions étudiées, et on peut voir qu'ils sont segmentés. A faible vitesse d'avance et de coupe (essais 14, 15 et 17)), le processus de segmentation est irrégulier. Il devient beaucoup plus périodique lorsque l'on augmente la vitesse de coupe ou la vitesse d'avance. Les paramètres morphologiques H et h permettent de caractériser la déformation plastique dans le copeau. Le rapport de compression RC , permet d'estimer pour un copeau continu en coupe stable, la déformation plastique. C'est le rapport de l'épaisseur du copeau déformé sur l'épaisseur du copeau non déformé. Ce rapport est toujours supérieur à 1. Dans le cas des copeaux segmentés, on peut définir trois rapports de compression [86] puisque l'épaisseur du copeau varie (H et h). On a donc un rapport maximal RC_{max} lorsque l'on considère l'épaisseur maximale H , un rapport minimal RC_{min} lorsque l'on considère l'épaisseur minimale h , et un rapport de compression moyen RC_{moyen} en considérant l'épaisseur moyenne. L'équation (24) décrit le calcul de ces rapports de compression.

$$RC_{max} = \frac{H}{f}, \quad RC_{min} = \frac{h}{f}, \quad RC_{moyen} = \frac{(H+h)}{2f} \quad (24)$$

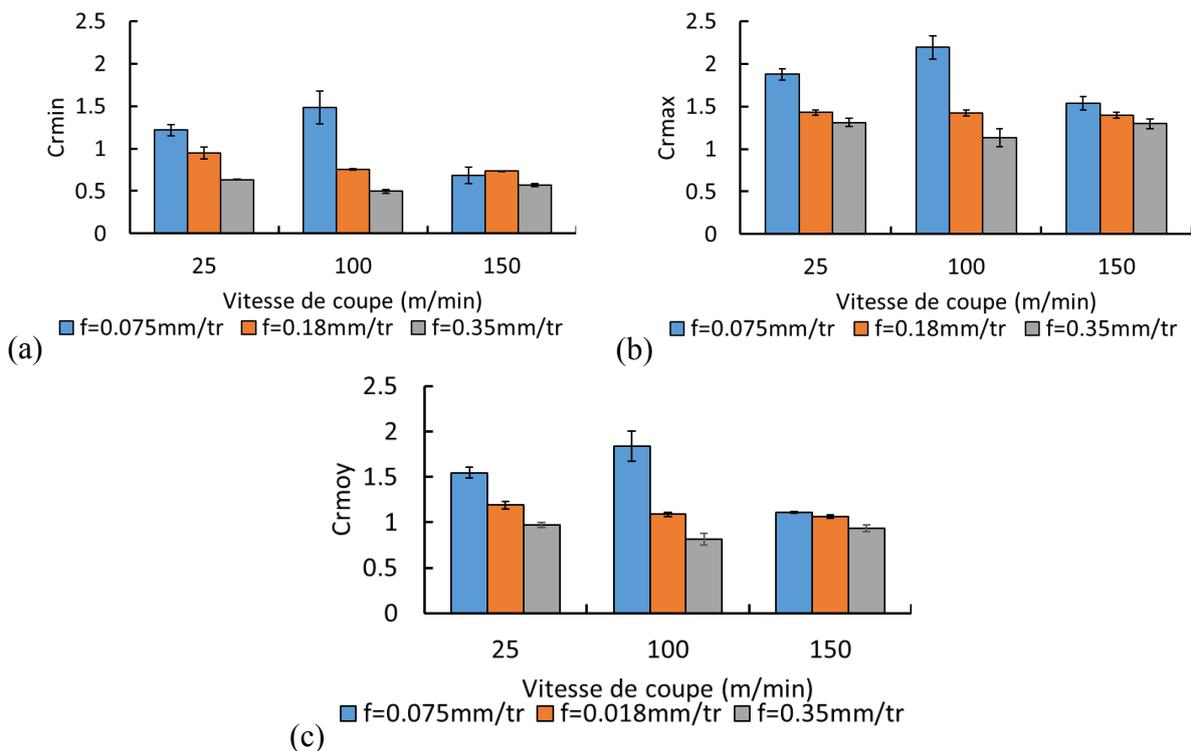


Figure II. 21. Évolution des rapports morphologiques en fonction des conditions de coupe. (a) Rapport de compression maximal. (b) Rapport de compression minimal. (c) Rapport de compression moyen.

La Figure II.21 donne l'évolution de ces rapports de compression pour les neuf conditions de coupe étudiées. On peut voir que les différentes valeurs de RC diminuent lorsque V_c ou f augmentent. Ce résultat est souvent observé lors de l'usinage des matériaux métalliques, ([43],

[87], [88]). Les tendances observées sont donc celles qui sont attendues. Astakhov [43] explique que plus la vitesse de coupe augmente, plus la déformation plastique dans le copeau diminue, le rapport de compression étant une mesure brute de la déformation plastique dans le copeau, il diminue aussi. Toutefois, dans le cas du Ti-6Al-4V pour lequel les copeaux sont segmentés, la déformation plastique n'est pas homogène. On remarque ainsi certaines anomalies quand on calcule RC , puisque certaines valeurs sont inférieures à 1 alors que le ratio de compression devrait être toujours supérieur à 1. Une autre grandeur, le rapport de segmentation, est introduite afin d'estimer l'intensité de la segmentation. Plusieurs méthodes de calcul sont proposées [86] de manière similaire aux différentes méthodes utilisées pour calculer le rapport de compression. L'utilisation du rapport de segmentation maximal RS_{max} est adoptée pour notre étude car son interprétation est simple et plus lisible. La Figure II. 22 illustre la valeur de RS_{max} en fonction de la forme du copeau.

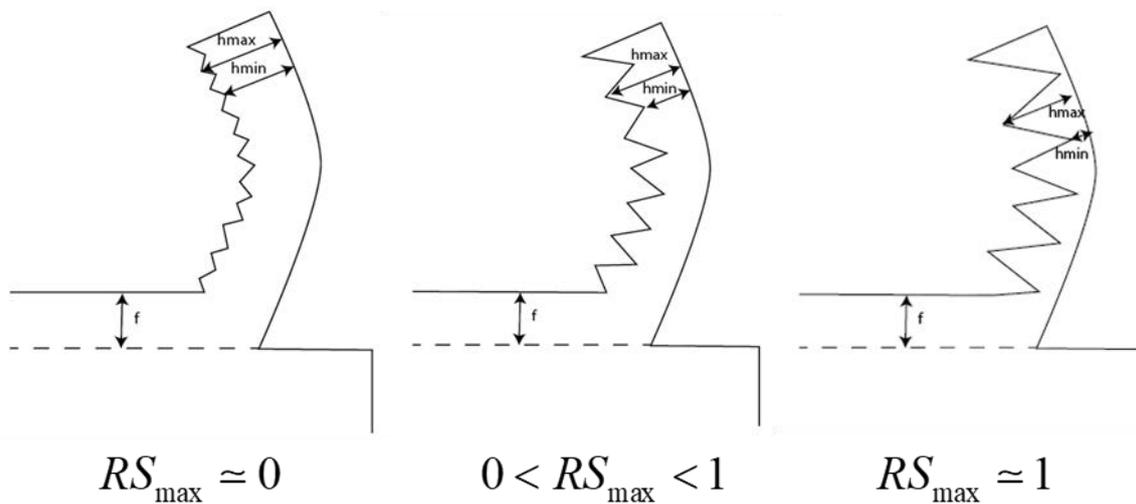


Figure II. 22. Évolution du rapport de segmentation maximal en fonction de la forme du copeau.

L'équation (25) donne le calcul de RS_{max} . Sa valeur varie entre 0 et 1. 0 correspond à un copeau continu de coupe stable sans segmentation, 1 correspond à un copeau fragmenté et discontinu.

$$RS_{max} = \frac{H - h}{H} \quad (25)$$

La Figure II. 23 montre l'évolution de RS_{max} pour les neuf conditions étudiées. On peut voir que RS_{max} augmente globalement avec la vitesse de coupe et la vitesse d'avance. Ce qui signifie que plus on augmente le débit de matière, plus les copeaux sont segmentés. Ce résultat correspond aux observations faites dans la littérature. Shulz et al. [89] ont introduit RS_{max} en l'appelant le degré de segmentation afin d'analyser l'évolution de la morphologie des copeaux de l'alliage d'aluminium AlZnMgCu. Ils ont conclu dans leur travaux qu'une augmentation de

V_C ou de f conduisait à une augmentation du degré de segmentation. Kouadri et al. [86] ont observé en étudiant l'aluminium que le phénomène de segmentation s'intensifiait avec l'augmentation de la vitesse de coupe. Komanduri et Hou [24] ont noté une transition de morphologie pour les copeaux de Ti-6Al-4V, qui devenaient segmentés pour des vitesses de coupe supérieures à 9m/min. Joshi et al. [90] ont observé une augmentation du rapport de segmentation lorsque V_C augmente. Wan et al. [26] ont observé qu'une augmentation de V_C entraînait une augmentation de RS_{max} , avec des valeurs variant de 0,2 à 0,6 pour des vitesses de coupe de 30 à 200m/min et des vitesses d'avance de 0,2 à 0,6 mm/tr (outil de coupe avec un angle de coupe de 0°). Les valeurs de RS_{max} obtenues dans notre étude varient entre 0,3 et 0,6 et sont en concordance avec les résultats de la littérature.

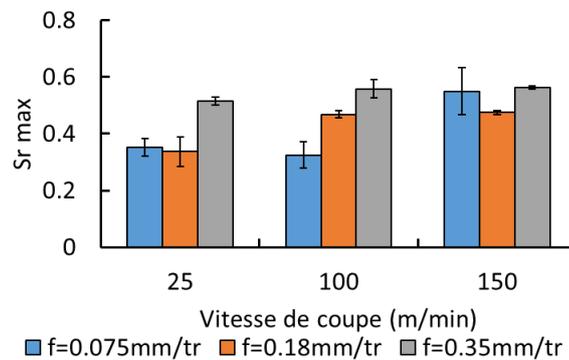


Figure II. 23. Évolution du rapport de segmentation maximal en fonction des conditions de coupe.

Ainsi, plus le débit de matière est important, plus le phénomène de segmentation s'intensifie. Sachant que la segmentation est expliquée soit par le cisaillement catastrophique d'origine thermique [91], [92], [93], soit par des mécanismes d'endommagement [30], [94]. L'interprétation de l'évolution du rapport de segmentation doit se faire en considérant ces deux phénomènes. Les phénomènes liés au cisaillement catastrophiques et donc favorisés par les températures élevées sont susceptibles de s'intensifier lorsque l'on augmente le débit matière puisque l'augmentation de V_C ou de f entraîne une augmentation de la température. L'interprétation est moins évidente lorsqu'il s'agit des phénomènes d'endommagement. Si l'augmentation de V_C entraîne une augmentation de la vitesse de déformation et donc de l'endommagement, il est aussi évident que l'on assiste à une augmentation de la température qui est défavorable à l'endommagement. Le paramètre morphologiques L présenté sur la Figure II. 19 a une importance particulière puisqu'il permet de déterminer la fréquence de segmentation f_s . La segmentation des copeaux entraîne une fluctuation des efforts de coupe qui peut détériorer les outils [3] ou affecter l'intégrité de surface [23]. La fréquence de segmentation est donc un paramètre important. f_s peut être calculé soit en utilisant l'espacement entre les segments d [26], ou encore la longueur non déformée du copeau L

[6]. Dans la présente étude, la distance L est considérée. La Figure IV. 24(a) montre l'évolution de L en fonction des paramètres de coupe. On peut voir que la longueur non déformée du copeau (ou l'espacement) augmente avec la vitesse de coupe ou la vitesse d'avance. Cette observation est similaire aux résultats de la littérature [26]. Joshi et al. [31] ont observé lors de la coupe du Ti-6Al-4V que plus la température est élevée, plus l'espacement entre les bandes de cisaillement ou la distance L augmente. Cette observation est cohérente avec nos résultats puisqu'une augmentation de V_c ou de f entraîne une augmentation de la température. A partir de la distance L , on peut calculer la fréquence de segmentation f_s suivant l'équation (26).

$$f_s = \frac{V_c}{L} \quad (26)$$

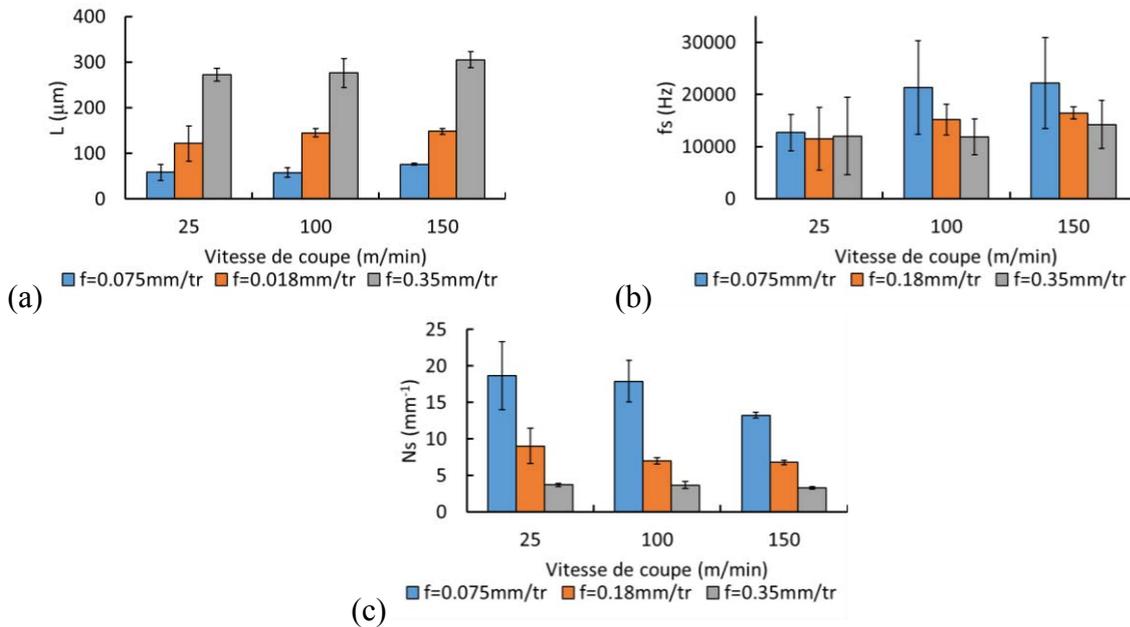


Figure II. 24. (a) Évolution de la longueur non usinée en fonction des paramètres de coupe. (b) Évolution de la fréquence de segmentation en fonction des paramètres de coupe. (c) Évolution du nombre de segments formés par unité de longueur usinée.

L'évolution de la fréquence de segmentation f_s est inverse à celle de la longueur non déformée du copeau L . On peut voir cette évolution sur la Figure II. 24(b), qui montre que f_s augmente lorsque V_c augmente mais diminue lorsque f augmente. La grandeur N_s est le nombre de segments par unité de longueur de copeau. Plus il est élevé et plus le nombre de segments formés pour une même longueur de copeau est important. Il est donné par l'équation (27). On peut ainsi voir que lorsque l'on augmente V_c ou f , le nombre de segments formés diminue (Figure II. 24(c)).

$$N_s = \frac{1}{L} \quad (27)$$

2.4 Analyse microstructurale des copeaux

Les copeaux obtenus ont été préparés et observés au MEB comme le montre la micrographie de la Figure II. 25 qui illustre une bande de cisaillement adiabatique caractérisé par son épaisseur fine. Sur la Figure II. 26 on peut voir que ces bandes de cisaillement sont diffuses pour la plus faible vitesse d'avance 0,075mm/tr et se localise davantage lorsque la vitesse d'avance ou la vitesse de coupe augmente. On note aussi que les fissures sont les plus importantes pour une avance de 0,18mm/tr et une vitesse de coupe de 100m/min. L'analyse des efforts spécifiques de coupe faite au paragraphe 2.3.2.1, montre que les contraintes les plus faibles (conditions de coupe 18 à 22), correspondent aux copeaux présentant des fissures (Figure II. 28). Ainsi, il est logique de penser que lorsque les mécanismes d'endommagement sont importants lors de la formation des copeaux, ils entraînent une baisse des efforts de coupe. De plus, ces fissures apparaissent surtout pour les vitesses de coupe et les vitesses d'avances les plus importantes, c'est-à-dire pour les conditions 18 à 22.

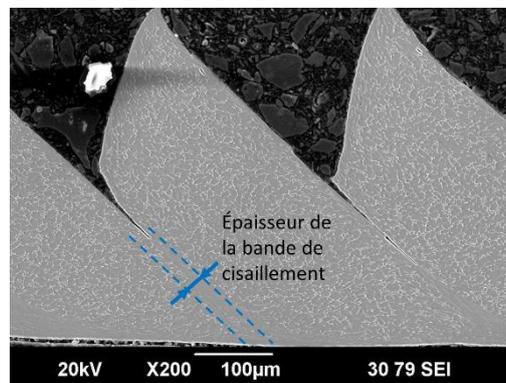


Figure II. 27. Microstructure d'un copeau de Ti-6Al-4V obtenu à $V_c=100\text{m/min}$ et $f=0,35\text{mm/tr}$.

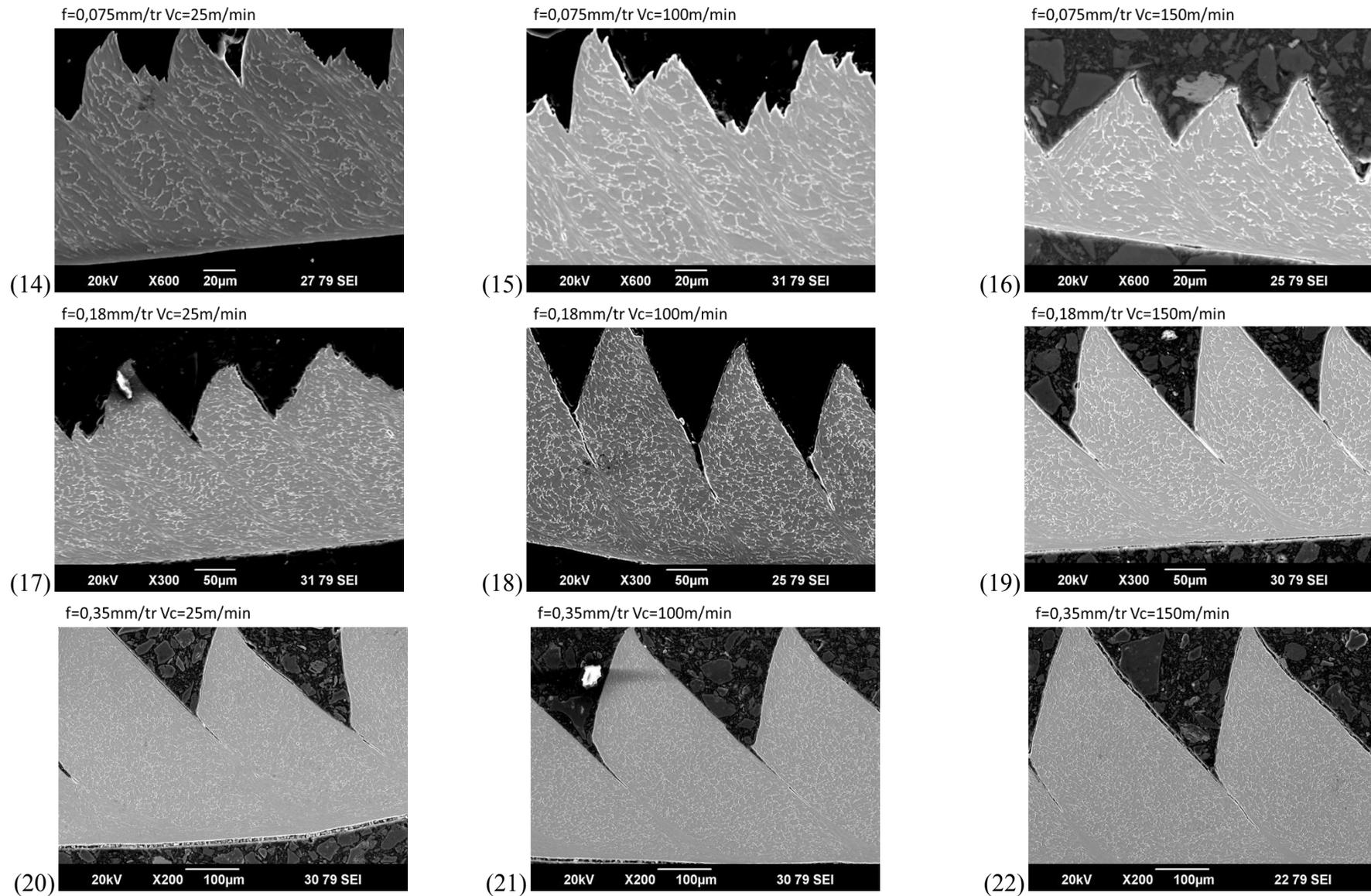


Figure II. 28. Microstructure des copeaux pour les différentes conditions de coupe.

L'épaisseur des bandes de cisaillements est analysée sur la Figure II. 29. On remarque qu'une augmentation de la vitesse de coupe entraîne un amincissement des bandes de cisaillement. Ce qui est cohérent avec les images MEB de la Figure II. 28 qui montrent que les bandes de cisaillements sont plus diffuses pour une faible vitesse de coupe et se localisent au fur et à mesure qu'elle augmente. Cette observation a aussi été faite par Molinari et al. [25], Nouari et Makich [95] ou encore Miguélez et al. [96]. Selon Miguélez et al. [96], lorsque la vitesse de coupe augmente, on a une augmentation de la vitesse de déformation et donc la température a moins de temps pour diffuser dans la matière. La zone affectée par l'adoucissement thermique est donc plus réduite, ce qui entraîne une bande de cisaillement plus fine. On remarque aussi qu'une augmentation de la vitesse d'avance entraîne une augmentation de l'épaisseur de la bande de cisaillement. L'épaisseur de la bande de cisaillement augmente avec la taille du copeau.

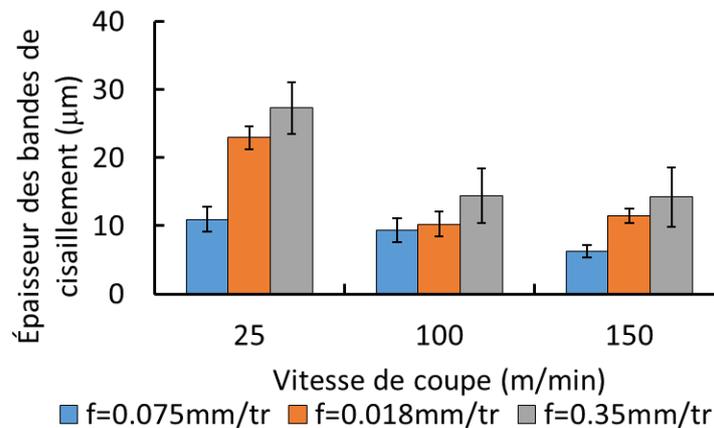
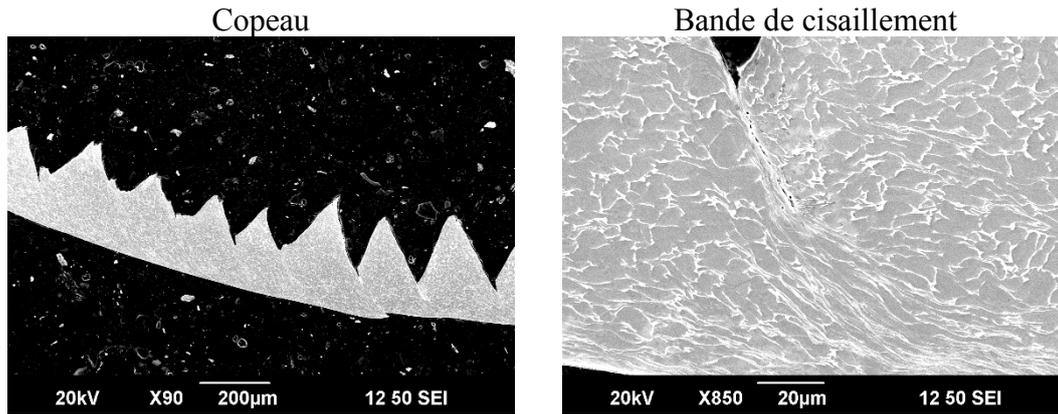
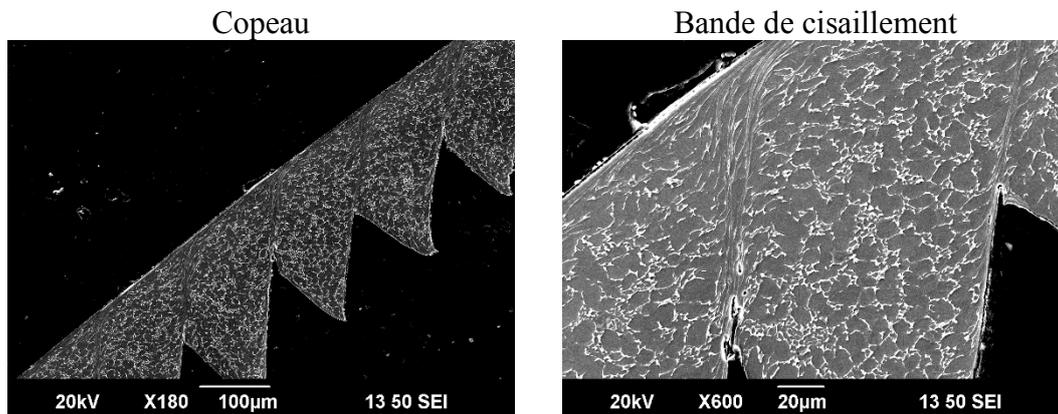


Figure II. 29. Évolution de l'épaisseur des bandes de cisaillement adiabatique en fonction des conditions de coupe.

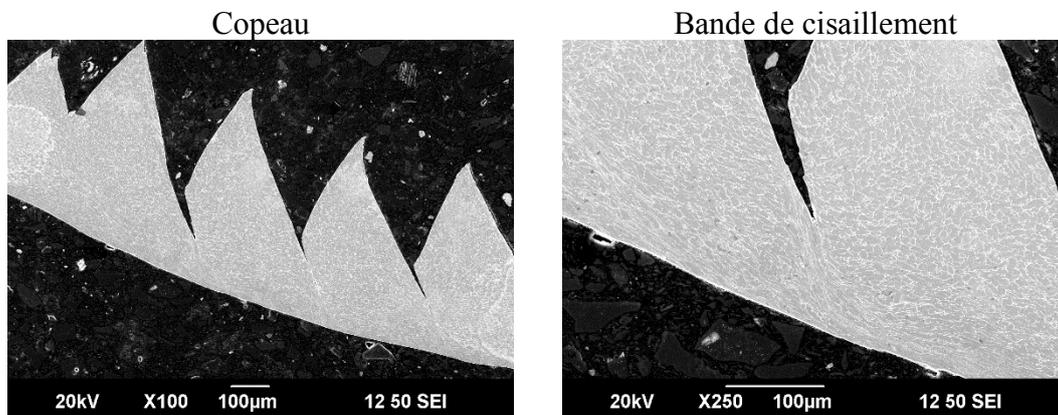
La Figure II. 30 montre la microstructure des copeaux pour 2 conditions différentes. On constate bien les deux phases du Ti-6Al-4V, avec la phase α qui apparaît en gris et la phase β qui apparaît en gris clair ou en blanc. La structure du matériau étudié est équiaxe. On constate dans un premier temps que la déformation plastique est répartie de manière hétérogène dans les copeaux. Elle se localise dans les bandes de cisaillement adiabatique et dans les zones de cisaillement secondaire. Entre deux bandes de cisaillements successives, on constate que la matière est peu ou non-déformée. On peut constater que pour le copeau formé à 0,18mm et 25m/min présente uniquement de la déformation plastique dans les bandes de cisaillement, alors que celle à 0,35mm/tr et 25m/min présentent des fissures en plus. Les mécanismes de segmentation peuvent donc varier en fonction des conditions de coupe, comme évoqué dans la littérature [31]. On a une transition entre mécanismes de rupture, et mécanismes de cisaillement plastique « catastrophique ».



(a) Copeau de Ti-6Al-4V ; $f = 0,18\text{mm/tr}$; $V_C = 25\text{m/min}$



(b) Copeau Ti-6Al-4V ; $f = 0,18\text{mm/tr}$; $V_C = 150\text{m/min}$



(c) Copeau Ti-6Al-4V ; $f = 0,35\text{mm/tr}$; $V_C = 25\text{m/min}$

Figure II. 30. Microstructure des copeaux obtenus pour différentes conditions de coupe.

Le copeau obtenu à $0,35\text{mm/tr}$ et 25m/min présente des fissures importantes qui suggèrent un mécanisme de rupture prédominant (Figure II. 30(c)). La Figure II. 32 montre l'analyse qui a été conduite sur ce mécanisme de rupture. La Figure II. 32(a) montre la zone de cisaillement primaire. On peut voir que la déformation plastique y est moins importante aux alentours de la fissure mais plus importante dans son prolongement. Cela suggère que l'état de chargement est différent suivant la localisation dans la zone de cisaillement primaire. Le copeau est ensuite observé dans le sens indiqué par la Figure II. 32(b). On peut voir qu'un copeau segmenté vu

d'en haut est une alternance de plans inclinés. Ces plans sont les deux surfaces formant chaque segment. Ces plans sont séparés par des creux et des sommets. Une micrographie de ces surfaces est présentée sur la Figure II. 31 (c). Les surfaces qui ont été créées par rupture lors de la formation du segment apparaissent en gris clair. Les surfaces sombres sont les surfaces formées par usinage et présentent des stries caractéristiques du passage de l'outil de coupe. Les creux se présentent sous la forme de lignes sombres. Les autres lignes séparant les surfaces correspondent aux sommets. Un grossissement de l'une des surfaces de rupture est donné sur la Figure II. 32(d). On peut voir que le faciès de rupture présente des cupules allongées. Ce motif est caractéristique d'une rupture ductile en cisaillement [97]. Wang et Liu [98] ont identifié les mêmes motifs sur des surfaces de rupture de copeaux de Ti-6Al-4V. Les cupules sont caractéristiques du comportement ductile avec les mécanismes de formation de porosités et de coalescence. La forme allongée est due au cisaillement. On parle souvent de motif de rivière.

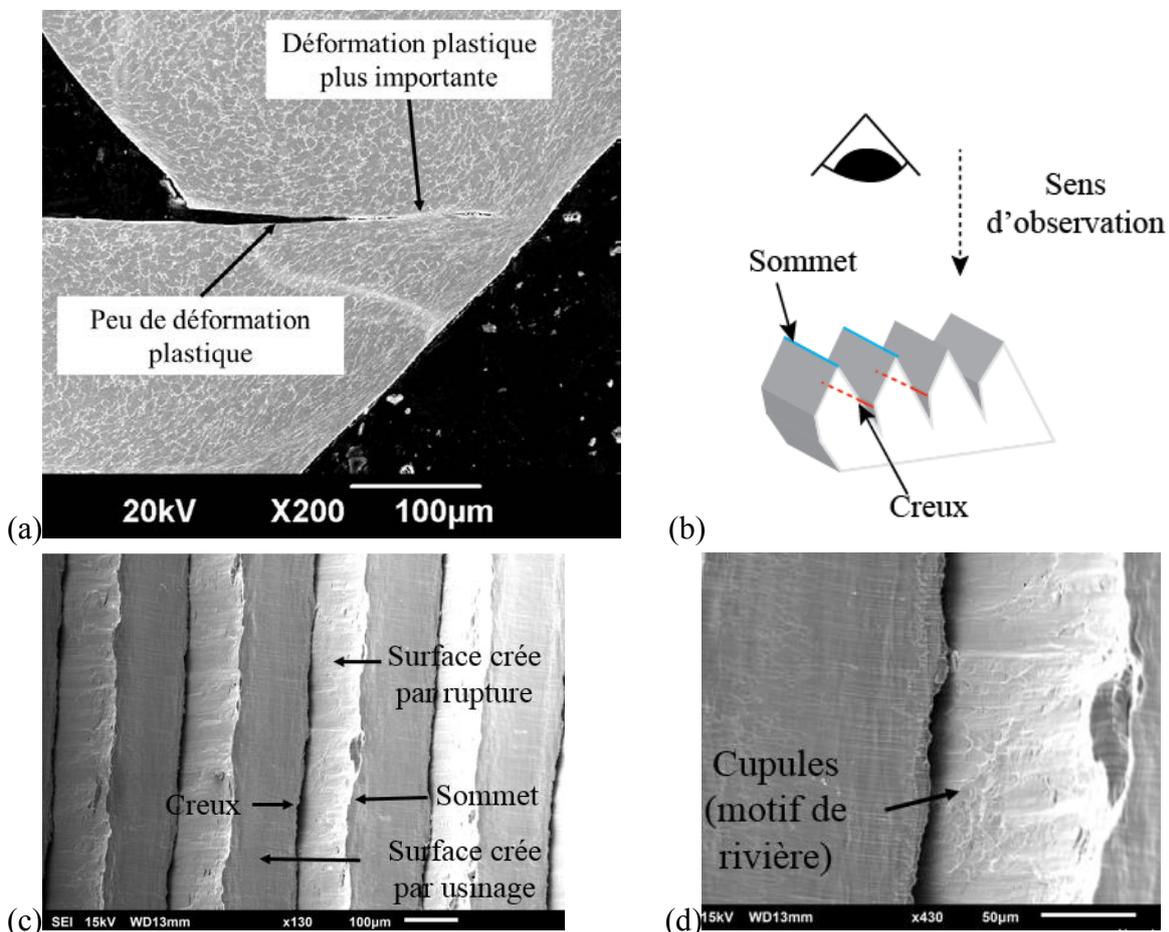


Figure II. 32. Observation des fissures et des surfaces de rupture d'un copeau obtenu à 0,35mm/tr et 25m/min. (a) Fissure d'un copeau. (b) Sens d'observation du copeau. (c) Surface du copeau. (d) Faciès de rupture.

La formation de fissures dans les copeaux relève donc bien d'un mécanisme de rupture ductile. L'observation au MEB d'un copeau obtenu à 0,18mm/tr et 150m/min est donnée par la Figure II. 33(a). On s'intéresse en particulier à la microstructure dans la bande de cisaillement. La localisation de la déformation plastique dans la bande de cisaillement se voit à l'allongement des grains. La Figure II. 33(b) est la cartographie de contraste de phase de la même zone. La

phase α apparaît en rouge et la phase β en bleu. Les grains β bien visibles sur la Figure II. 33 (a) en blanc ne sont pas indexés sur la cartographie de contraste de phase. Une comparaison des 2 figures (a) et (b), nous indiquent que les zones non indexées (en noir sur la figure (b)), sont occupées par les grains β . Les grains α sont donc indexés avec une précision acceptable. La Figure II. 33(c) nous donne la cartographie d'orientation et n'indique aucun changement de texture particulier dans les bandes de cisaillement. La taille des grains α est mesurée dans la bande de cisaillement et est affichée sur la Figure II. 33(d). On mesure une taille de grain moyenne de $0,37\mu\text{m}$. Il y a donc une réduction de la taille de grain par rapport à la taille de grain initiale de $3\mu\text{m}$. Cette réduction de la taille de grain est attribuée au phénomène de recristallisation dynamique.

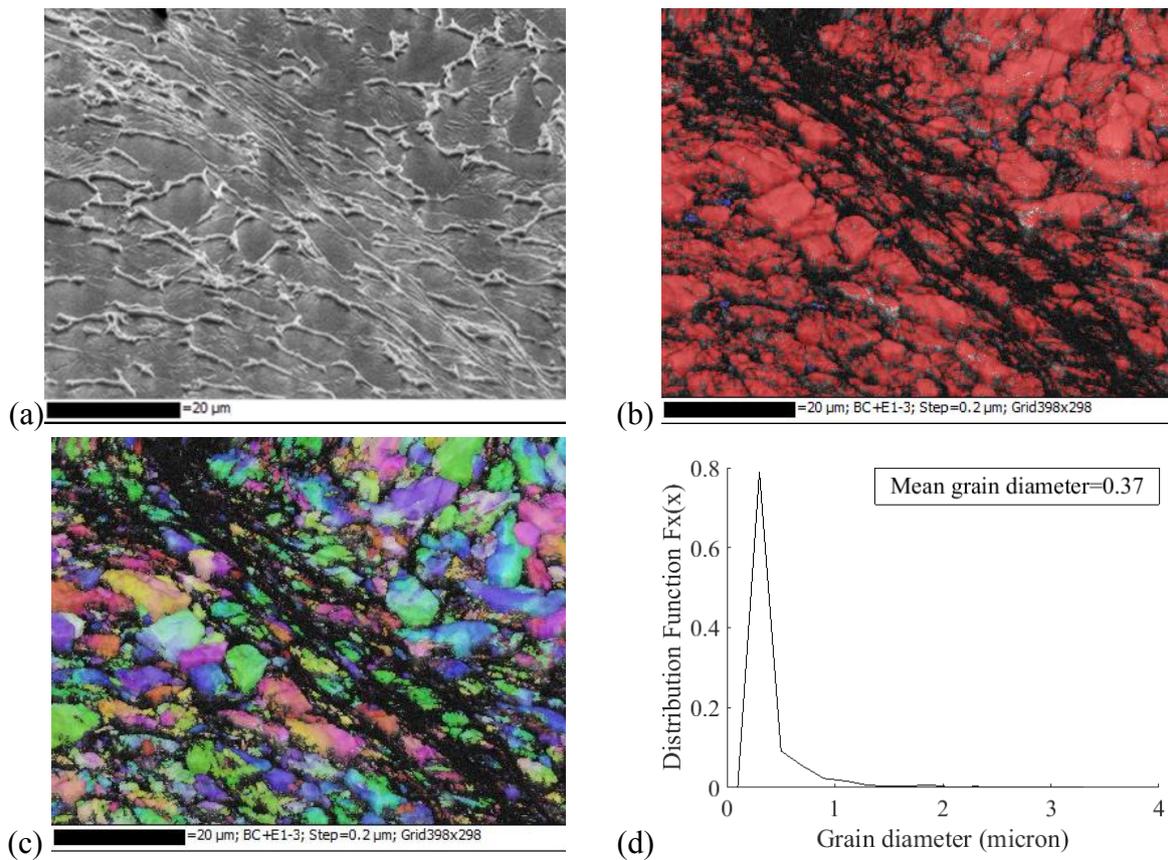


Figure II. 33. Bande de cisaillement adiabatique obtenu pour $V_c=150\text{m/min}$ et $f=0,18\text{mm/rev}$. (a) Micrographie MEB. (b) Cartographie de contraste de phase obtenu par la technique EBSD. (c) Cartographie d'orientation obtenue en EBSD. (d) Fonction de distribution de la taille des grains alpha.

Bayoumi et Xie [99] ont étudié la microstructure de copeaux de Ti-6Al-4V pour des conditions allant de 30 à 480m/min pour la vitesse de coupe et de 0,03mm/tr à 0,5mm/tr pour l'avance. Des observations au MEB et des analyses au rayon X les ont conduites à conclure qu'il y avait des changements de phases dans les bandes de cisaillements adiabatiques. Ils expliquent que les grains β se transforment en grains α avec une germination de nouveaux grains. Sagapuram et al. [32] ont aussi analysé la microstructure dans les bandes de cisaillement du Ti-6Al-4V pour une vitesse de coupe de 60m/min. Après des observations MEB et des analyses au microscope optique, ils ont identifié des grains d'une taille de 20 nm qui suggère de la

recristallisation dynamique. Wan et al. [26] ont étudié la microstructure des copeaux du même matériau et ont conclu que des transformations dans la microstructure sont bien présentes dans les bandes de cisaillement avec un raffinement des grains. Ces travaux vont dans le sens des observations faites dans la présente étude. La microstructure se transforme dans les bandes de cisaillement adiabatique avec une réduction de la taille de grains. Cette réduction est probablement due à de la recristallisation dynamique.

Les deux mécanismes évoqués dans la littérature, à savoir l'endommagement et le cisaillement adiabatique ont été identifiés. L'endommagement se manifeste par les fissures dans le copeau (avec peu de déformation plastique), tandis que le cisaillement adiabatique est accompagné par les transformations microstructurales d'origine thermique observées. Il est possible d'avoir l'un ou l'autre des phénomènes, ou alors une combinaison des 2. La Figure II. 34(a) présente un copeau obtenu à 0,075mm/tr et 25m/min. On peut voir qu'il n'y a pas de fissures dans les bandes de cisaillements. La Figure II. 34(b) présente un copeau obtenu à 0,35mm/tr et 25m/min. On peut voir dans ce segment que la fissure s'étend presque jusqu'à la zone de cisaillement secondaire du copeau.

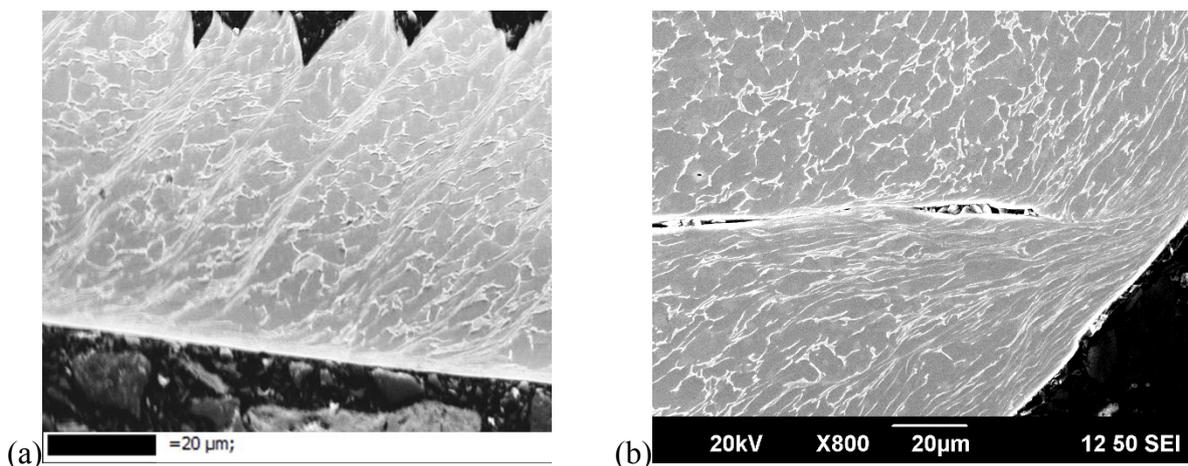


Figure II. 34. (a) Cisaillement adiabatique dans un copeau obtenu à 0,075mm/tr et 25m/min. (b) Fissures dans un copeau obtenu à 0,35mm/tr et 25m/min.

Les phénomènes d'endommagement et de cisaillement adiabatique (avec transformation de la microstructure) sont donc présents. Pour quantifier quel phénomène est majoritaire, la longueur des fissures L_F et celle de la zone de cisaillement primaire L_S peuvent être utilisées (Figure II. 35)

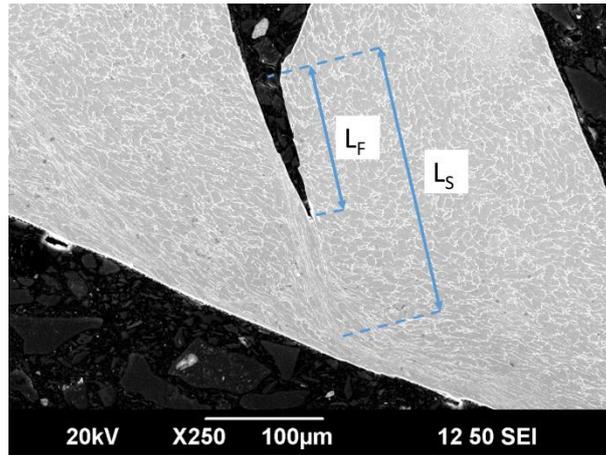


Figure II. 35. Longueurs de la fissure et de la zone de cisaillement primaire. Copeau obtenu à 0,35mm/tr et 25m/min.

L'équation (28) donne le rapport de la longueur de la fissure sur la longueur de la zone de cisaillement primaire. Ce rapport de longueurs M_R rend compte du mécanisme physique prédominant. Lorsqu'il vaut 0, c'est le cisaillement adiabatique et donc les mécanismes microstructuraux qui sont prédominants. Lorsqu'il vaut 1, les phénomènes d'endommagement sont les plus intenses avec une rupture complète du copeau.

$$M_R = \frac{L_F}{L_S} \quad (28)$$

La Figure II. 36(a) donne l'évolution de L_F . On peut voir que pour les avances de 0,075mm/tr, il n'y a pas de fissures. Les copeaux sont segmentés mais sans fissuration. Pour les autres avances (0,18 et 0,35mm/tr), les fissures sont plus grandes pour les faibles vitesses de coupe, et plus faibles lorsque V_C augmente. Joshi et al. [31] ont observé une diminution des fissures avec l'augmentation de la température d'usinage. Dans le cas de notre étude, une augmentation de la température est observée lorsque l'on augmente V_C . Il est donc probable que la réduction des fissures soit liée à l'augmentation de la température. Une augmentation de l'avance entraîne une augmentation de la taille des fissures cependant. La Figure II. 36(b) montre globalement une baisse de la longueur de la zone de cisaillement primaire L_S lorsque V_C augmente. Une augmentation de l'avance entraîne une augmentation de L_S .

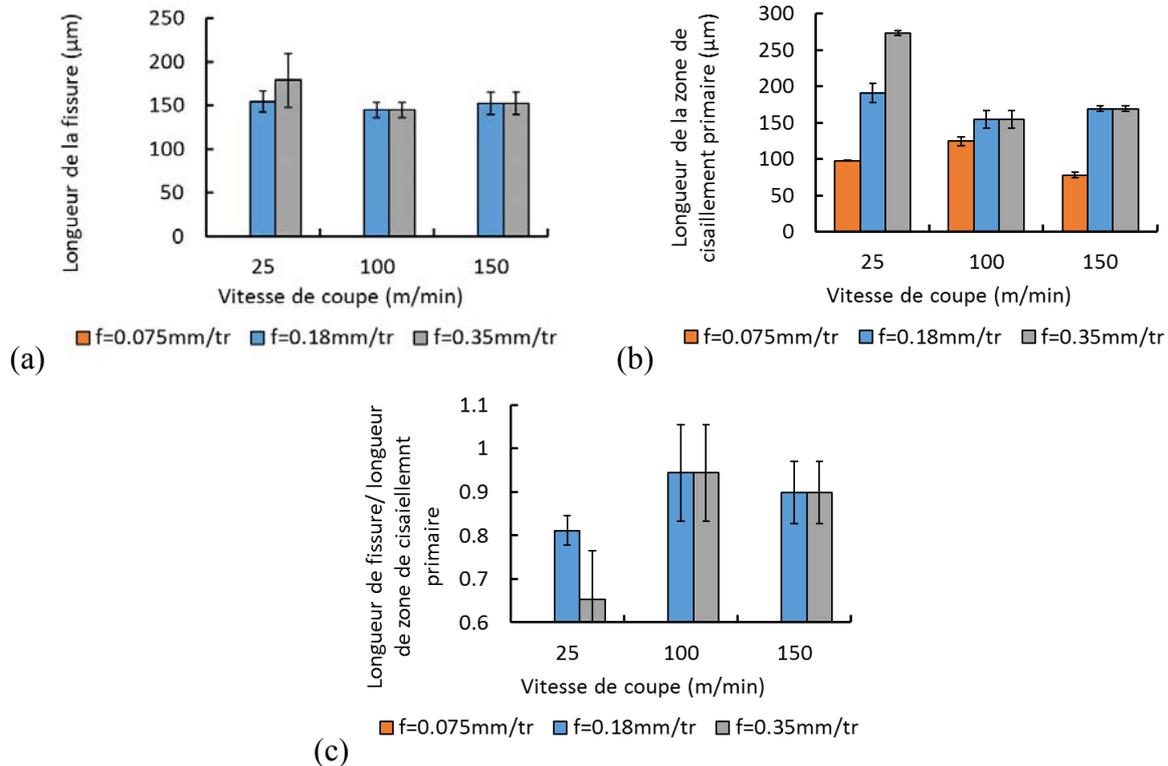


Figure II. 36. (a) Évolution de la longueur des fissures. (b) Évolution de la zone de cisaillement primaire. (c) Évolution du paramètre M_R .

La Figure II. 36(c) montre l'évolution du rapport M_R en fonction des paramètres de coupe. On observe pour l'avance de $0,075\text{mm/tr}$ que ce rapport est nul, indiquant un mécanisme de cisaillement adiabatique. Pour les autres avances ($0,18$ et $0,35\text{mm/tr}$), M_R prend la valeur la plus faible pour la vitesse de coupe la plus faible, à savoir 25m/min . Il y a ensuite une forte augmentation à 100m/min . Puis une légère baisse à 150m/min . L'endommagement le plus important est donc mesurée pour $V_C=100\text{m/min}$.

La Figure II. 37 montre la relation entre le rapport de compression, les efforts spécifiques de coupe et la température maximale mesurée dans l'outil. Tout d'abord le rapport de compression moyen qui est le rapport de l'épaisseur du copeau moyen sur l'avance est une mesure brute de la déformation plastique. Ainsi, plus il y a de déformation plastique, et plus les efforts spécifiques sont importants. Ce qui confirme un résultat bien connu, à savoir que les contraintes lorsque l'on coupe un matériau métallique sont essentiellement dues à l'énergie nécessaire pour plastifier le métal. On voit aussi à l'exception de quelques points de mesures, que plus la température est élevée et plus les efforts sont faibles. L'adoucissement thermique joue un certain rôle dans le processus de coupe.

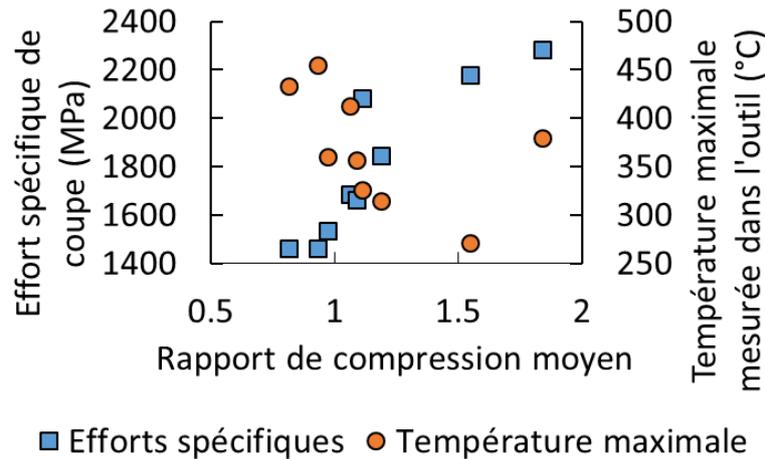


Figure II. 37. Corrélation entre efforts spécifiques, déformation plastique et température.

La Figure II. 38 montre la corrélation entre la déformation plastique, la segmentation et mécanismes physiques microscopique ayant lieu lors de la coupe. On note tout d'abord que plus il y a de la déformation plastique et moins il y a de segmentation. Cette tendance est davantage confirmée par la morphologie macroscopique des copeaux (Figure II.18). Les copeaux présentent un rayon de courbure de plus en plus faible lorsque l'on augmente V_c ou f , ce qui indique une déformation plastique de plus en plus faible. On peut le voir à la Figure II. 18, en effet les copeaux les plus enroulés ont le rayon de courbure le plus faible. De même, plus on augmente V_c ou f , plus on augmente la segmentation. Ainsi, plus la segmentation s'intensifie, moins il y a de déformation plastique, et moins les efforts sont importants. On s'intéresse aussi au rapport M_R qui indique le mécanisme physique ayant lieu lors de la coupe ($M_R=0$ si endommagement et 1 si cisaillement adiabatique avec recristallisation). On observe que plus il y a de la déformation plastique et moins il y a de l'endommagement. On peut aussi voir que plus il y a de l'endommagement, plus le copeau est segmenté. Ces résultats montrent que les phénomènes physiques ayant lieu à l'échelle microscopique ont une forte influence sur les efforts de coupe et la température. Les transformations de la microstructure et l'endommagement ductile sont les mécanismes principaux observés. Afin d'avoir une vision plus précise des interactions entre les différents phénomènes évoqués, une analyse numérique est présentée dans les chapitres suivants.

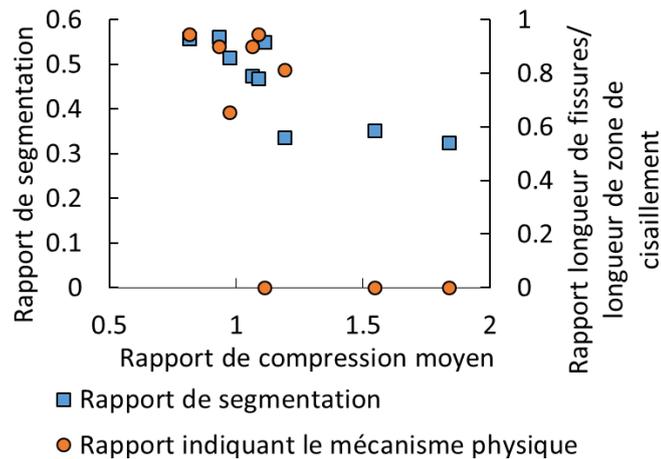


Figure II. 38. Corrélation entre le rapport de segmentation, le rapport de compression moyen et le rapport indiquant le mécanisme physique mis en jeu.

2.5 Conclusion

Des essais de coupe orthogonale sont présentés dans ce chapitre et des analyses ont été réalisées sur les efforts de coupe, la température, la morphologie des copeaux et les mécanismes de la microstructure. Un regard particulier est porté à la microstructure des copeaux. Deux mécanismes physiques ont été identifiés : l'endommagement ductile et la recristallisation dynamique. Les mécanismes d'endommagement sont absents pour les faibles vitesses de coupe et les faibles vitesses d'avance et apparaissent lorsque l'on augmente ces paramètres. Ils sont particulièrement pour la condition de coupe stable identifiée lors de l'étude COM ($V_C = 100\text{m/min}$ et $f = 0,18\text{mm/tr}$). On observe pour cette condition des efforts spécifiques assez faibles, ce qui signifie que les mécanismes d'endommagement entraînent une baisse des efforts de coupe. A l'inverse l'analyse des copeaux obtenus pour l'avance la plus faible ($0,075\text{mm/tr}$) pour laquelle on n'observe que du cisaillement adiabatique, on a les efforts spécifiques les plus élevés.

Le phénomène de segmentation a aussi été étudié et on note que l'augmentation du débit de matière entraîne une augmentation de l'intensité de la segmentation qui entraîne des efforts de coupe moins élevés. Les différentes observations faites dans ce chapitre nécessitent des approfondissements qui seront apportés à travers l'étude numérique menée dans la suite de ce rapport. Les analyses de la microstructure permettront la construction d'un modèle de comportement qui prendra en compte les différents mécanismes physiques observés, à savoir la déformation plastique, la recristallisation dynamique et l'endommagement.

Chapitre 3 :

Modélisation du comportement du Ti-6Al-4V en usinage

Les phénomènes microstructuraux ayant lieu lors de l'usinage du Ti-6Al-4V ont été analysés dans l'étude expérimentale du Chapitre 2. Cette dernière ne permet pas à elle seule une compréhension complète du rôle joué par les transformations microstructurales dans le processus de coupe et donc de formation des copeaux. Plusieurs hypothèses ont été formulées par différents auteurs. L'objectif de ce chapitre est donc de proposer un modèle de comportement prenant en compte les phénomènes microstructuraux qui gouvernent l'usinage, en se basant sur les hypothèses de la littérature et les observations du Chapitre 2.

La construction du modèle de comportement comprend deux grandes parties :

- Pour la première partie, les différents mécanismes observés lors des essais d'usinage du Ti-6Al-4V et discutés dans la littérature sont étudiés dans le cadre d'une modélisation éléments finis (EF). L'objectif de cette étude est de mieux comprendre le rôle de chacun de ces mécanismes. L'instabilité thermoplastique, l'endommagement et l'adoucissement dû à la recristallisation dynamique sont simulés séparément, chacun dans un modèle différent afin de comprendre leur influence sur le mécanisme de coupe. Ces différents modèles sont appliqués pour deux conditions de coupe et les résultats obtenus sont discutés. L'analyse de ces mécanismes constituent donc une étude préliminaire.
- Pour la seconde partie, des hypothèses sur le comportement du matériau au cours du processus de coupe sont faites en s'appuyant sur les observations expérimentales et les résultats de l'étude préliminaire. Un nouveau modèle de comportement est ainsi proposé. L'adoucissement du matériau dû à la recristallisation est pris en compte, de même que l'effet de l'endommagement. L'interaction entre ces deux phénomènes est aussi modélisée. La construction du modèle est faite en trois étapes :
 - o Tout d'abord un modèle « Multi-Branche » est proposé avec deux comportements différents, l'un tenant compte de la recristallisation et l'autre non. Un critère est introduit pour permettre de déterminer quel comportement

adopter en fonction des conditions thermomécaniques.

- Ensuite, un modèle dit « Hybride » est construit en introduisant la cinétique de la transformation dans la transition du comportement du matériau, de son état initial vers son état recristallisé.
- Enfin, l'endommagement est introduit et son interaction avec la recristallisation est considérée.

Le modèle de comportement du Ti-6Al-4V proposé est appliqué à la simulation d'une condition de coupe stable et les résultats sont analysés. Une validation du modèle est faite en confrontant les résultats expérimentaux et numériques. Le rôle de la recristallisation dynamique lors de la formation du copeau est discuté. Les performances du modèle de comportement proposé sont discutées, avant son application au chapitre suivant sur l'ensemble des conditions de coupe.

3.1 Étude des mécanismes de formation du copeau lors de l'usinage du Ti-6Al-4V

Les mécanismes physiques de la coupe utilisés pour modéliser l'usinage des alliages de titane sont étudiés dans cette section. Ces mécanismes sont l'instabilité thermoplastique, l'endommagement ductile et l'adoucissement dû à une transformation thermiquement activée (recristallisation dynamique par exemple). Afin de déterminer comment ces mécanismes influencent le processus de la coupe et interagissent entre eux, ils sont introduits tour à tour dans le comportement du matériau et simulés pour comprendre les mécanismes physiques mis en jeu.

3.1.1 Étude de l'instabilité thermoplastique dans le copeau

3.1.1.1 Comportement du matériau usiné

Lors de l'usinage de l'alliage de titane Ti-6Al-4V, une instabilité thermoplastique a lieu dans la zone de coupe, précisément dans la zone primaire de cisaillement. Cette instabilité se manifeste par la formation de bandes où le chargement dominant est de type cisaillement. La morphologie des copeaux porte la signature du comportement du matériau usiné. L'instabilité thermoplastique est l'une des causes proposées pour expliquer le phénomène de la segmentation des copeaux lors de l'usinage. Zhen-Bin et Komanduri [18] ont développé un modèle analytique permettant d'étudier la segmentation des copeaux. Le mécanisme de segmentation par instabilité thermoplastique est expliqué de la façon suivante :

- Lors de la formation d'un copeau, le matériau est soumis à un adoucissement thermique et à un écrouissage.
- Les matériaux ayant une faible conductivité thermique, comme le titane, les superalliages de nickel ou les aciers renforcés, présentent lors de leur usinage une localisation de la température.
- La localisation de la température entraîne de manière périodique un adoucissement du

matériau. L'effet de l'adoucissement thermique qui tend à faire baisser la contrainte d'écoulement dans le matériau devient plus important que celui de l'écrouissage. Cela crée une localisation de la déformation plastique : c'est l'instabilité thermoplastique.

Dans l'analyse de Zhen-Bin et Komanduri [18], trois éléments sont indispensables pour obtenir une segmentation par instabilité thermoplastique : l'écrouissage du matériau, l'adoucissement thermique et une faible conductivité thermique. L'écrouissage du matériau et l'adoucissement thermique sont couramment pris en compte dans les lois d'écoulement thermo-viscoplastiques utilisées en usinage. La loi de Johnson-Cook (JC) [61] est introduite ici comme point de départ pour justifier à la fin la nouvelle formulation de la contrainte d'écoulement proposée. Elle est donnée sous cette forme :

$$\bar{\sigma} = (A + B\varepsilon^n) \left(1 + C \left[\ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] \right) \left(1 - \left(\frac{T - T_0}{T_m - T_0} \right)^m \right) \quad (29)$$

Dans cette loi, le comportement du matériau est représenté par une loi multiplicative composée de trois termes. Le premier terme représente l'écrouissage du matériau, le second la sensibilité à la vitesse de déformation et le dernier l'effet de l'adoucissement thermique dû à l'auto-échauffement du matériau. Le détail des différentes variables et des paramètres a été précisé dans le Chapitre 1. Les paramètres de la loi de JC utilisés pour le Ti-6Al-4V sont rapportés dans le Tableau III. 1. La Figure III. 1 illustre la sensibilité du Ti-6Al-4V à la vitesse de déformation et à la température pour un trajet monotone en traction uniaxiale.

Tableau III. 1. Paramètres du modèle de Johnson-Cook [6].

A (MPa)	B (MPa)	C	m	n
968	380	0,02	0,577	0,421

La conductivité thermique du matériau est prise en compte à travers l'équation de la chaleur, donnée par l'équation (23). Dans cette équation λ est la conductivité thermique, ρ est la masse volumique, C_p est la chaleur spécifique. Leurs valeurs sont données dans le Tableau III. 2. η est le coefficient de Taylor-Quinney pris égal à 09, et permet le calcul de la part d'énergie de déformation transformée en chaleur.

$$\lambda \Delta T + \eta \bar{\sigma} \dot{\varepsilon} = \rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} \quad (30)$$

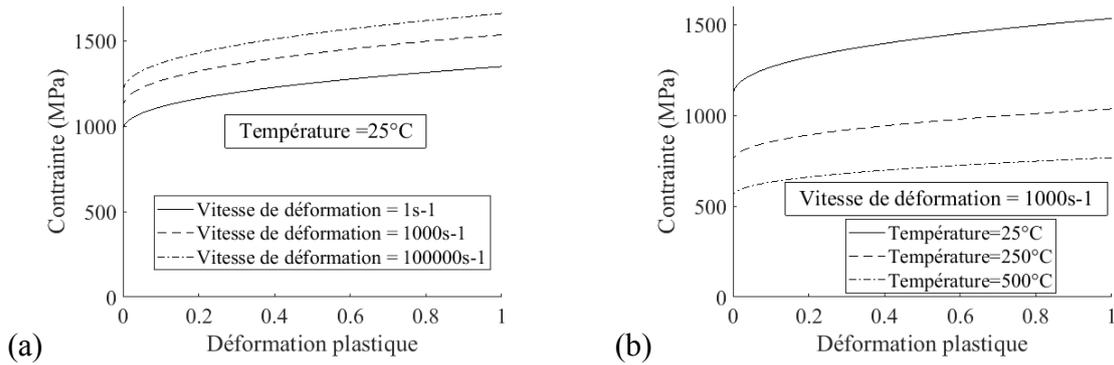


Figure III. 1. Comportement du Ti-6Al-4V avec le modèle de Johnson-Cook : (a) Influence de la vitesse de déformation et (b) Influence de la température.

3.1.1.2 Application à la coupe orthogonale

Le processus de coupe est modélisé par la méthode des EF en utilisant le logiciel Abaqus/Explicit. Les simulations présentées sont réalisées avec l'hypothèse de coupe orthogonale. Cette hypothèse permettra d'étudier le processus de coupe en déformation plane avec un modèle bidimensionnel (2D). Les conditions suivantes sont remplies et permettent de travailler dans le cadre de la configuration de coupe orthogonale : (i) Les opérations d'usinage modélisées sont les essais de tournage orthogonal décrits dans le Chapitre 2. Le mouvement de l'outil s'effectue dans le plan décrit par la vitesse de coupe et la direction d'avance. (ii) La largeur des copeaux est de 3mm et leurs épaisseurs non déformées varie entre 0,075mm et 0,35mm, ce qui correspond aux avances. Selon Ducobu et al. [6], le rapport de la largeur sur l'épaisseur non-déformée du copeau doit être supérieur à 3,5. Cette condition permet de garantir que la déformation dans le sens de la largeur est suffisamment faible pour considérer l'hypothèse de déformation plane.

L'approche EF lagrangienne, basée sur un maillage EF lié à la matière au cours de la déformation, est choisie. Marusich et Ortiz font partie des premiers auteurs à avoir travaillé sur l'usinage en utilisant cette approche [53]. Elle est décrite dans plusieurs ouvrages comme celui de Markopoulos [50]. En effet, cette approche permet de reproduire la morphologie du copeau la plus fidèle possible aux observations expérimentales, telle que appliquée par Mabrouki [100], Atlati et al. [101] et Kouadri et al. [86]. Le modèle EF est représenté par la Figure III. 2. Une couche fine, associée à un critère de suppression d'élément, est définie pour séparer le copeau de la pièce. Les éléments sont supprimés lorsqu'ils sont complètement endommagés. Le modèle d'endommagement utilisé est décrit au paragraphe 3.2.1.

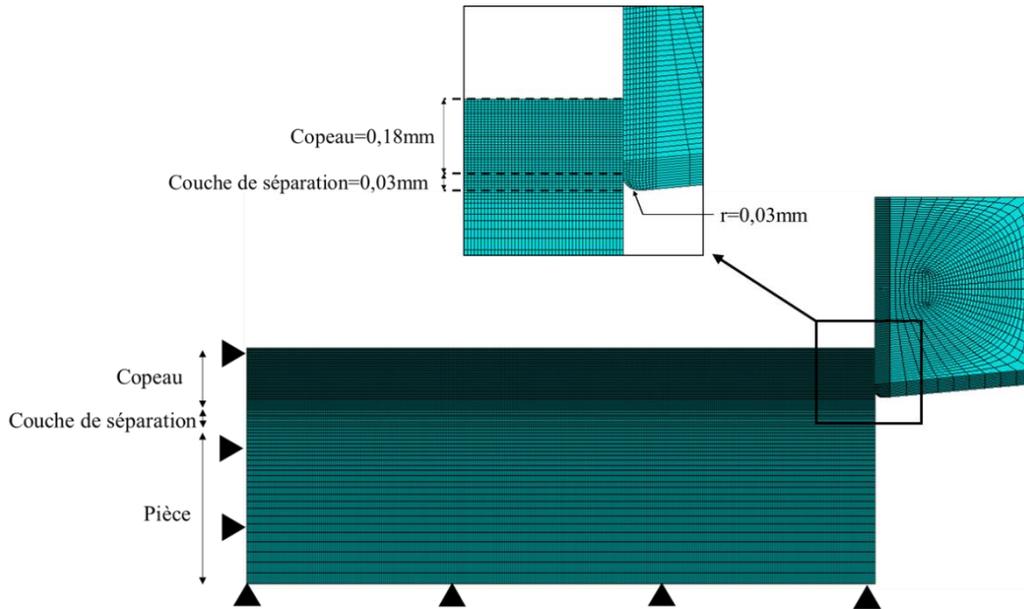


Figure III. 2. Modèle éléments-finis avec l'approche lagrangienne pour $V_c=100\text{m/min}$ et $f=0,18\text{mm/tr}$.

L'outil est modélisé comme un corps rigide avec la prise en compte de la conduction de la chaleur. La géométrie de l'outil est la même pour toutes les simulations numériques. Elle est précisée au Chapitre 2. Le coefficient de frottement est pris égal à 0,6 sur la base des mesures expérimentales présentées au Chapitre 2. Cette valeur équivaut à la moyenne du coefficient de frottement apparent mesuré expérimentalement pour l'ensemble des conditions de coupe.

Le maillage est raffiné dans le copeau et la couche de séparation, avec une taille de maille égale à $10\mu\text{m}$. Un maillage progressif est utilisé dans la pièce avec un grossissement au fur et à mesure que l'on s'éloigne de la surface. La taille minimale des éléments est de $10\mu\text{m} \times 10\mu\text{m}$ à la surface et la taille maximale est de $50\mu\text{m} \times 10\mu\text{m}$. Des éléments quadratiques linéaires (CPE4RT) sont utilisés. Les propriétés physiques du matériau et de l'outil sont rassemblées dans le Tableau III. 2. La composition chimique de l'alliage étudiée, le Ti-6Al-4V est donnée au chapitre 2.

Tableau III. 2. Propriétés physiques des matériaux et de l'outil (Ducobu et al. [6]).

Matières	E (GPa)	λ (W/mK)	α (K^{-1})	C_p (J/kgK)	ρ (kg/m^3)
Ti-6Al-4V	113.8	7,3	$8,6 \cdot 10^{-6}$	580	4430
WC-Co	800	46	$4,7 \cdot 10^{-6}$	203	15000

Le modèle EF décrit dans ce paragraphe est utilisé pour modéliser la coupe orthogonale. Le comportement du matériau considéré ici est celui décrit au paragraphe 3.1.1.1 et modélisé par l'équation (21), représentant le comportement thermo-viscoplastique du matériau. Cette modélisation de la coupe orthogonale est appliquée à deux conditions de coupe. La vitesse d'avance est la même pour les deux conditions mais la vitesse de coupe varie. D'après Zhen-Bin et Komanduri [18], les propriétés thermiques du titane sont responsables de l'instabilité

thermoplastique qui se manifeste par l'apparition des bandes de cisaillements dans les copeaux. L'influence du coefficient d'adoucissement thermique m du modèle de Johnson-Cook et de la conductivité thermique λ sont donc étudiées pour vérifier si l'adoucissement thermique du matériau et la faible conductivité thermique conduisent bien à une instabilité thermoplastique, responsable de la segmentation du copeau. Pour faire cela, nous faisons varier les valeurs de ces paramètres. Le Tableau III. 3 présente les cas simulés.

Tableau III. 3. Cas simulés pour l'instabilité thermoplastique.

	Vitesse de coupe (m/min)	Avance (mm/tr)	m	λ (W/m K)
Cas 1	100		0,577	7,3
Cas 2	150		0,577	7,3
Cas 3	100	0,18	0,8	7,3
Cas 4	150		0,8	7,3
Cas 5	100		0,577	2
Cas 6	150		0,577	2

3.1.1.3 Résultats de l'effet des paramètres thermiques

Les copeaux obtenus par simulation numériques sont tous continus. Pour tous les cas simulés, il n'y a pas eu de segmentation. L'épaisseur du copeau déformé h et le rapport de compression RC sont analysés. Le rapport de compression est le quotient de l'épaisseur du copeau déformé h sur l'épaisseur du copeau non déformé f correspondant à l'avance, et est donné au Chapitre 2. Le rapport de compression est un paramètre qui permet d'évaluer le niveau de déformation plastique dans le copeau ([14], [38]). Il est toujours supérieur à 1, et plus il est élevé, plus le copeau est déformé. C'est également un indicateur de l'énergie de coupe. Il est toutefois adapté à l'analyse des copeaux continus. Les valeurs obtenues par simulation numérique sont rassemblées dans la Figure III. 3. Les copeaux numériques sont présentés à la Figure III. 4.

Pour les cas 1 et 2, les paramètres physiques du Ti-6Al-4V correspondent aux valeurs classiques couramment utilisées [6]. On observe que l'augmentation de la vitesse de coupe entraîne une diminution de l'épaisseur du copeau et donc du rapport de compression (Figure III. 3). L'influence du coefficient d'adoucissement thermique m est étudié par les cas 3 et 4 en fixant sa valeur à 0,8. En les comparant aux cas 1 et 2, pour lesquels m vaut 0,577, les copeaux dans les cas 3 et 4 sont plus épais et le rapport de compression est donc plus important (Figure III. 3). Plus m est élevé, plus l'effet de l'adoucissement thermique est important. Le matériau s'adoucit de manière plus intense et se déforme plus, ce qui conduit à un rapport de compression plus élevé. L'influence de la conductivité thermique λ est étudiée dans les cas 5 et 6, en passant d'une valeur initiale de 7,3W/mK pour les cas 1 et 2 à une valeur de 2W/mK. Pour tous les cas précédents (de 1 à 4), l'épaisseur du copeau diminuait avec la vitesse de coupe. Cependant, les cas 5 et 6, montrent qu'une conductivité thermique très faible entraîne l'effet

inverse. Le copeau est plus épais et le rapport de compression plus important à 150m/min qu'à 100m/min. Iqbal et al. [88] ont étudié l'influence de la vitesse de coupe sur le rapport de compression de l'alliage de titane Ti-6al-4V. Ils ont observé une forte dispersion du rapport de compression sans tendance marquée. Ils en ont conclu que cela était dû au phénomène de segmentation qui était difficilement représenté par le rapport de compression. En revanche, ils ont pu observer pour un acier AISI 1045, pour lequel il n'y a quasiment pas de segmentation, une baisse du rapport de compression à mesure que la vitesse de coupe augmentait. Ainsi, une conductivité thermique suffisamment faible entraîne un adoucissement thermique suffisamment intense pour provoquer une augmentation de RC avec la vitesse de coupe.

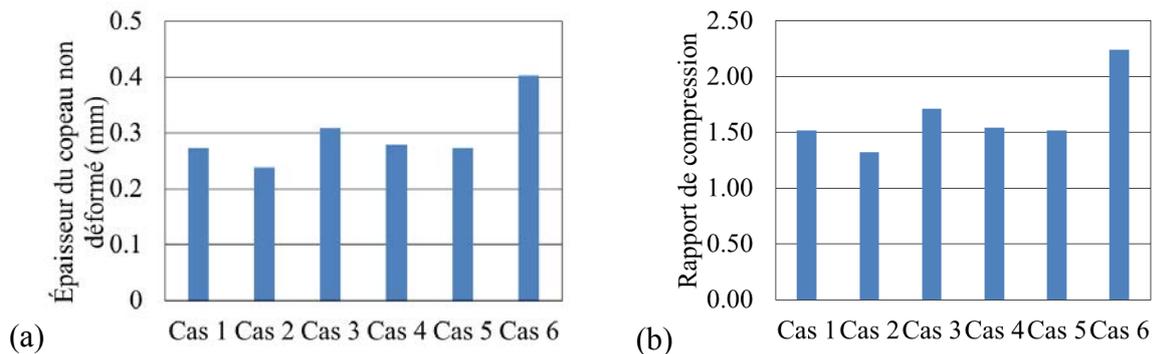


Figure III. 3. Morphologie des copeaux obtenus par simulations numériques : (a) Épaisseur du copeau non déformé et (b) rapport de compression. Le Tableau III. 3 donne le détail des cas simulés.

Dans les cas étudiés ici, les phénomènes de segmentation ne sont pas reproduits par le modèle thermo-viscoplastique de Johnson-Cook. Les copeaux simulés sont tous continus. On peut voir une baisse du rapport de compression avec la vitesse de coupe. Ce qui correspond bien aux observations faites quand des copeaux continus sont produits. On peut attribuer ce phénomène à l'augmentation de la vitesse de déformation avec la vitesse de coupe. Le matériau a tendance sous l'effet de la vitesse de déformation, à voir sa contrainte d'écoulement augmenter. Cela résulte en une déformation plastique plus faible et donc un rapport de compression plus faible. En revanche, pour les cas 5 et 6, pour lesquelles on diminue la conductivité thermique, le rapport de compression augmente de manière importante. En effet, l'élévation de la température dans la zone de déformation, due à la faible conductivité thermique, accentue l'adoucissement thermique du matériau. Ceci intensifie la déformation du matériau et donc le rapport de compression. Le copeau du cas 6 se retrouve alors beaucoup plus épais que celui du cas 5, en dépit de l'augmentation de la vitesse de coupe. Les résultats de la Figure III. 4 montrent qu'une modification du coefficient d'adoucissement thermique m a un effet sur le comportement du matériau, mais ne modifie pas l'évolution de l'épaisseur du copeau avec la vitesse de coupe. En revanche, la conductivité thermique va modifier la répartition de la température et cela peut affecter non seulement l'épaisseur du copeau, mais aussi l'évolution de l'épaisseur du copeau avec la vitesse de coupe. Le niveau de déformation plastique maximal dans le copeau est sensiblement le même pour les différents cas (Figure III. 4). La localisation de la déformation et l'apparition de bandes de localisation, caractérisant la segmentation du copeau, pour les différents cas n'est pas observée. La déformation est cependant plus importante au niveau de la zone de contact avec l'outil que dans le reste du copeau. La Figure III. 4 montre que la

déformation est d'environ 300% dans la zone de cisaillement secondaire, et entre 100 et 200% dans le reste du copeau.

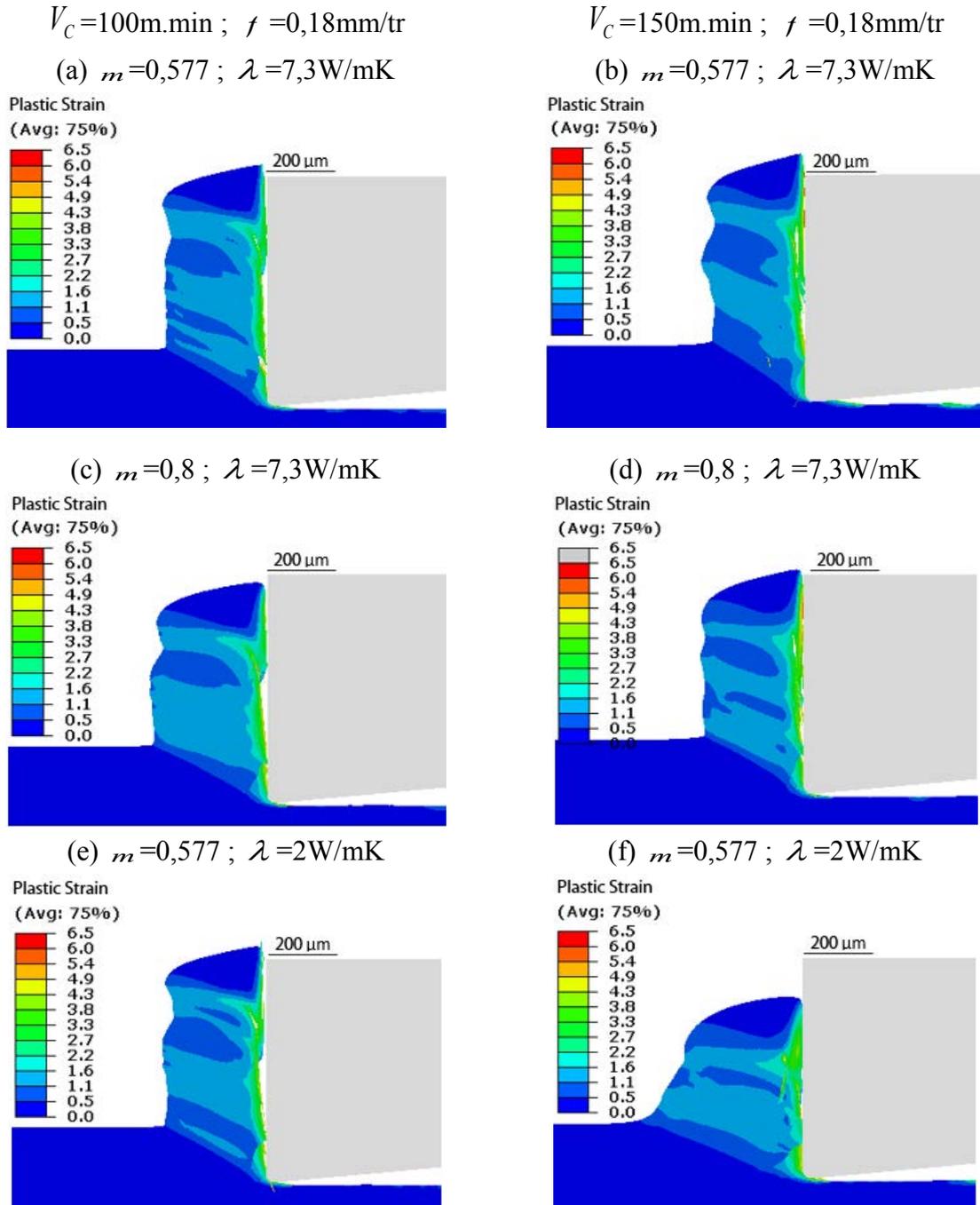


Figure III. 4. Déformation plastique dans les copeaux obtenus par simulation numérique. (a) cas 1, (b) cas 2, (c) cas 3, (d) cas 4, (e) cas 5, (f) cas 6. Le Tableau III. 3 donne le détail des cas simulés.

La température maximale dans le copeau est sensiblement la même pour les différents cas et se situe au niveau de l'interface outil-copeau (Figure III. 5). On note cependant qu'une augmentation de m ou une baisse de λ entraîne une température plus importante dans le copeau. La température augmente avec la vitesse de coupe pour tous les cas.

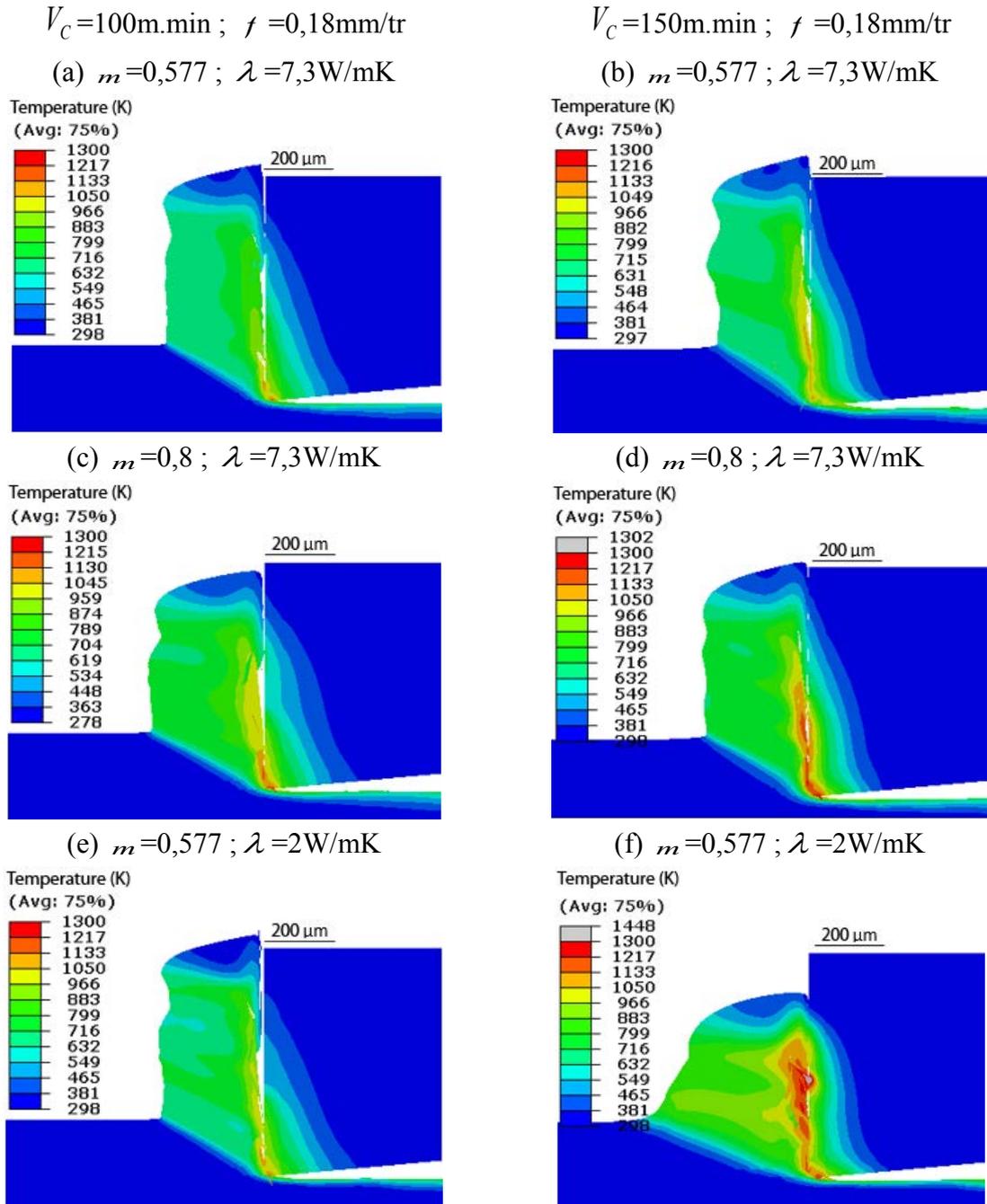


Figure III. 5. Température dans les copeaux obtenus par simulation numérique. (a) cas 1, (b) cas 2, (c) cas 3, (d) cas 4, (e) cas 5, (f) cas 6. Le Tableau III. 3 donne le détail des cas simulés.

Pour les cas 1 à 4 (Figure III. 5) on constate qu'une augmentation de la vitesse de coupe entraîne une augmentation de la vitesse de déformation. Pour une même vitesse de coupe, on note un niveau de vitesse de déformation du même ordre de grandeur quelle que soit la valeur de m (Figure III. 6). L'étude des cas 1 à 4 montre donc que la constante m n'influence pas la vitesse de déformation. L'étude des cas 5 et 6 montre en revanche qu'une très faible valeur de λ entraîne une localisation plus importante de la chaleur qui entraîne une baisse de la vitesse de déformation lorsque la vitesse de coupe augmente.

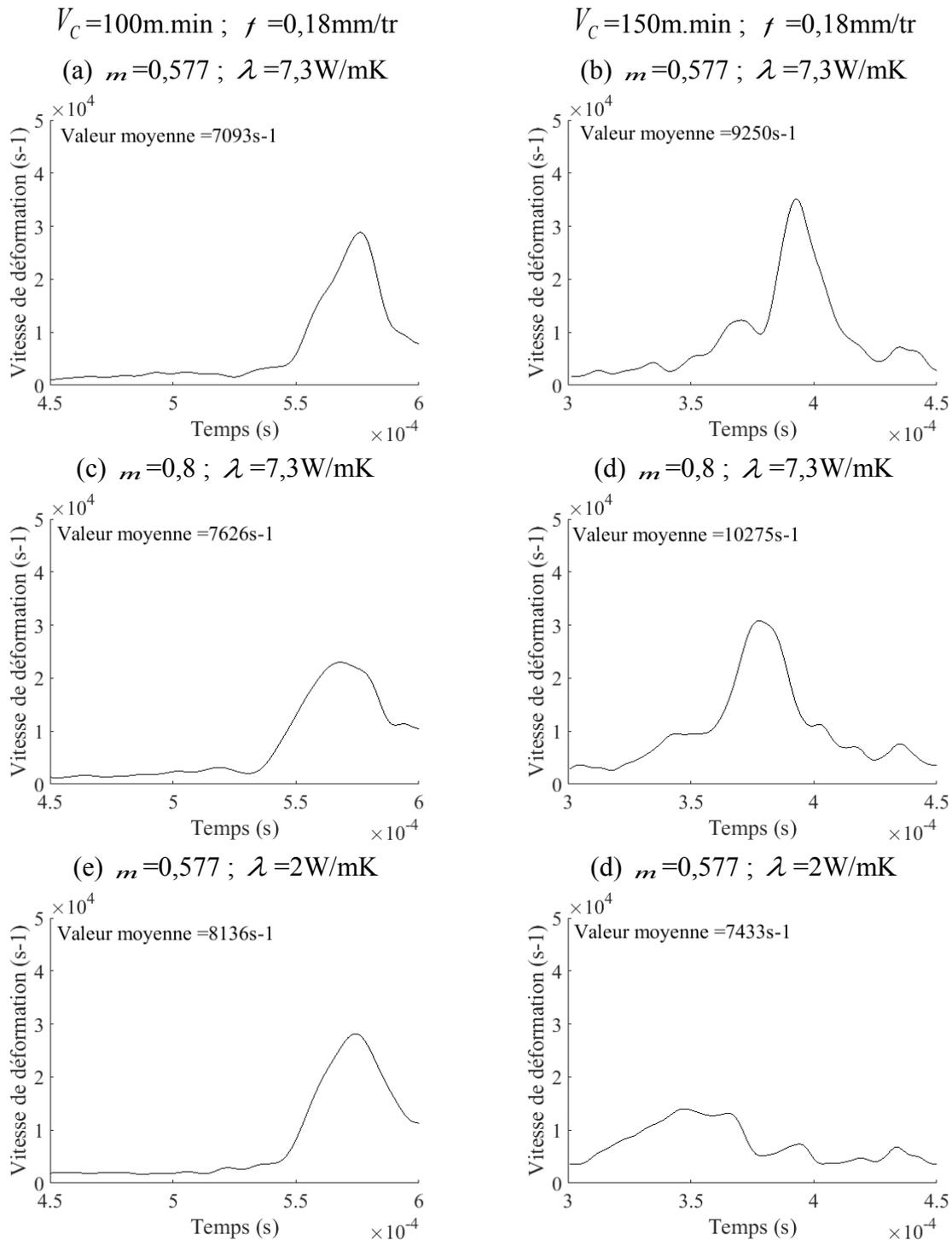


Figure III. 6. Vitesse de déformation mesurée dans les bandes de cisaillement adiabatiques obtenue par simulation numérique : (a) cas 1, (b) cas 2, (c) cas 3, (d) cas 4, (e) cas 5, et (f) cas 6. Le Tableau III. 3 donne le détail des cas simulés.

Dans tous les cas étudiés, les efforts augmentent avec la vitesse de coupe (Figure III. 7). Les cas 1 à 4 concernent l'influence de m . Pour les cas 1 à 4, l'augmentation de la vitesse de coupe entraîne des efforts plus importants dû à l'effet de la vitesse de déformation. Les cas 5 et 6 permettent d'étudier l'influence de λ . On constate qu'une baisse de λ entraîne une localisation et un adoucissement thermique plus important. En conséquence, une augmentation

de la vitesse de coupe produit des efforts plus importants car le copeau subit plus de déformation plastique.

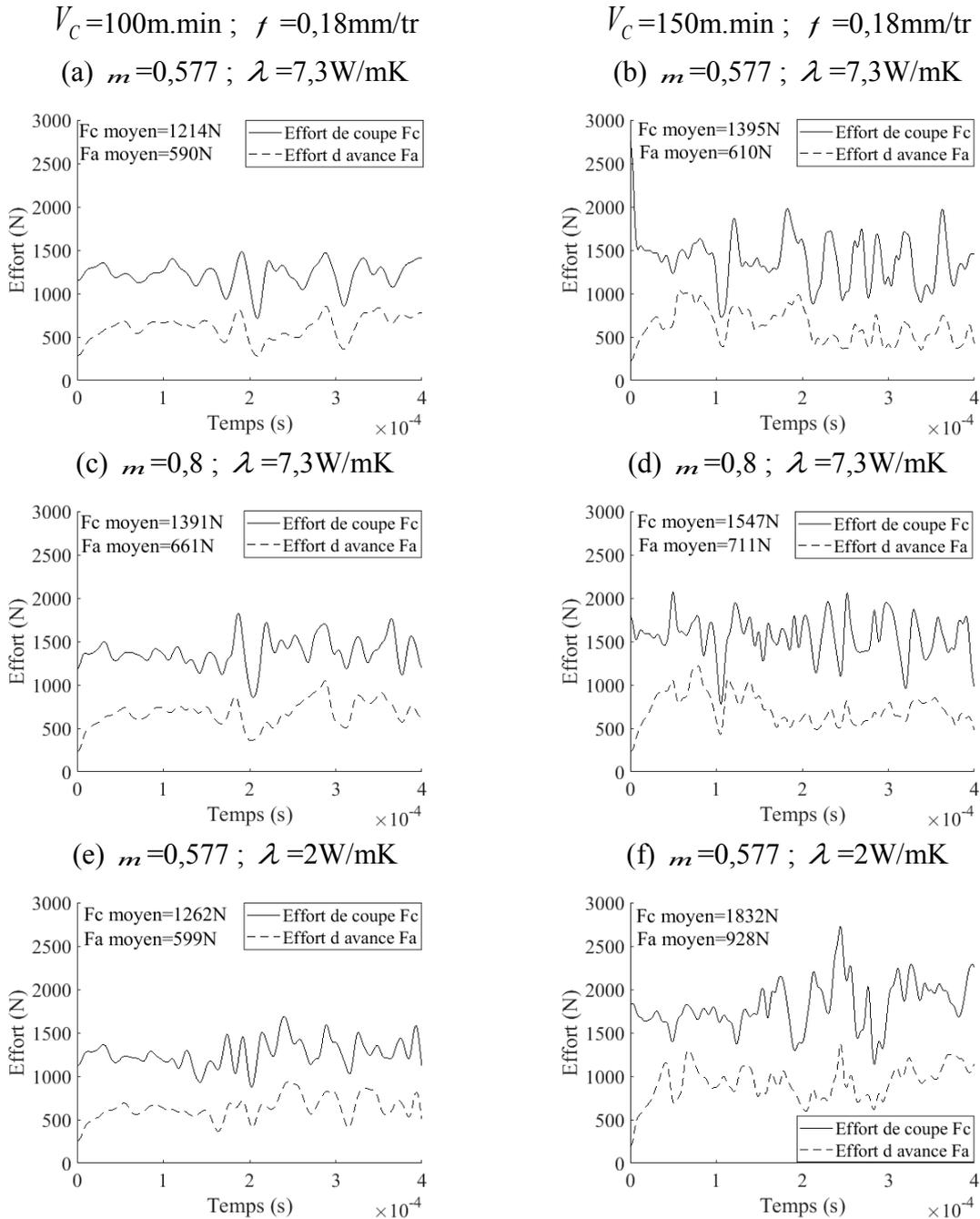


Figure III. 7. Efforts d'usinage obtenus par simulation numérique : (a) cas 1, (b) cas 2, (c) cas 3, (d) cas 4, (e) cas 5, et (f) cas 6. Le Tableau III. 3 donne le détail des cas simulés.

3.1.2 Étude de l'endommagement ductile

3.1.2.1 Comportement du matériau

Le mécanisme de rupture cyclique introduit par Nakayama [30], et repris par d'autres auteurs dont Shaw et Vyas [94], décrit la formation des copeaux segmentés par l'endommagement. Dans ces études, on considère que sous l'effet des efforts de l'outil sur la matière, une fissure

est amorcée à la surface libre du copeau, où la pression hydrostatique est nulle. La matière va ensuite glisser le long de cette nouvelle surface créée jusqu'à apparition d'une autre fissure. Ce phénomène se répète de manière cyclique permettant ainsi la formation d'un copeau segmenté. Cette idée se confronte à celle de l'instabilité thermoplastique et s'appuie sur des essais de coupe orthogonale à très faibles vitesses de coupe ayant aboutis à la formation de copeaux segmentés. L'essai de coupe orthogonale de Nakayama [30] à très faible vitesse en est un exemple. Les faibles vitesses de coupe génèrent une faible augmentation de la température. Le fait que des copeaux segmentés puissent se former à faible température constitue un argument justifiant que les mécanismes d'endommagement sont responsables de la segmentation indépendamment de l'effet de la température. Pour représenter l'adoucissement dû à l'endommagement, un critère d'initiation de l'endommagement est introduit. Le déclenchement de l'endommagement est décrit en utilisant la variable scalaire w , allant de 0 (pas d'endommagement) à 1 (initiation de l'endommagement), et est donné par :

$$0 \leq \left[w = \int \frac{d\bar{\varepsilon}_p}{\varepsilon_f} \right] \leq 1 \quad (31)$$

où $\bar{\varepsilon}_p$ est déformation plastique équivalente et ε_f est la déformation à rupture. Plusieurs auteurs ont proposé des lois ou modèles d'évolution de la déformation à rupture (Johnson et Cook [102], Kolmogorov et Smirnov [103], Bai et Wierzbicki [104]). Le modèle d'endommagement de Johnson et Cook [102] est introduit ici :

$$\varepsilon_f = \left[d_1 + d_2 \exp\left(d_3 \frac{P}{\bar{\sigma}}\right) \right] \left[1 + d_4 \ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right) \right] \left[1 + d_5 \frac{T - T_0}{T_m - T_0} \right] \quad (32)$$

où d_1 , d_2 , d_3 , d_4 et d_5 sont des paramètres du modèle. P et $\bar{\sigma}$ sont respectivement la pression hydrostatique et la contrainte équivalente. Le rapport $\frac{P}{\bar{\sigma}}$ est la triaxialité des contraintes qui permet de prendre en compte l'état de contraintes appliquées. Ce rapport prend la valeur 0 pour le cisaillement pur, -1/3 pour la compression uniaxiale et 1/3 pour la traction uniaxiale. L'endommagement subi par le matériau, à partir de l'initiation de celui-ci, est décrit, en utilisant la variable d'endommagement isotrope d , variant de 0 (pas d'endommagement) à 1 (rupture totale), par :

$$d = \frac{u_{pl}}{u_{pl}^f} = \frac{L\bar{\varepsilon}_p}{L\bar{\varepsilon}_p^f} \quad (33)$$

u_{pl} et u_{pl}^f sont respectivement le déplacement cumulé à partir du début de la dégradation et le déplacement cumulé à la rupture. $\bar{\varepsilon}_p$ et $\bar{\varepsilon}_p^f$ sont respectivement la déformation cumulée à partir

du début de la dégradation et la déformation cumulée à la rupture. L est une longueur caractéristique liée à l'élément fini décrivant sa géométrie. La contrainte d'écoulement effective (c.-à-d., affectée par l'endommagement) du matériau est donnée par :

$$\bar{\sigma} = (1-d) \left[\left(A + B\varepsilon^n \right) \left(1 + C \left[\ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right]^p \right) \left(1 - \left(\frac{T-T_0}{T_m-T_0} \right)^m \right) \right] \quad (34)$$

Les valeurs des paramètres du modèle d'endommagement de Johnson-Cook [105] utilisés sont donnés dans le Tableau III. 4.

Tableau III. 4. Paramètres du modèle d'endommagement de Johnson-Cook [105].

d_1	d_2	d_3	d_4	d_5
-0,09	0,25	-0,5	0,014	3,87

L'énergie à fournir pour que le matériau atteigne la rupture, une fois que l'endommagement est initié, est appelé l'énergie de rupture, notée G_f (air hachuré dans la Figure III. 8). Cette énergie est liée au déplacement à rupture u_{pl}^f par l'équation de Hillerborg [106] suivante :

$$G_f = \int^{\varepsilon_{pl}^f} L \sigma_y d\varepsilon = \int \sigma_y du \quad (35)$$

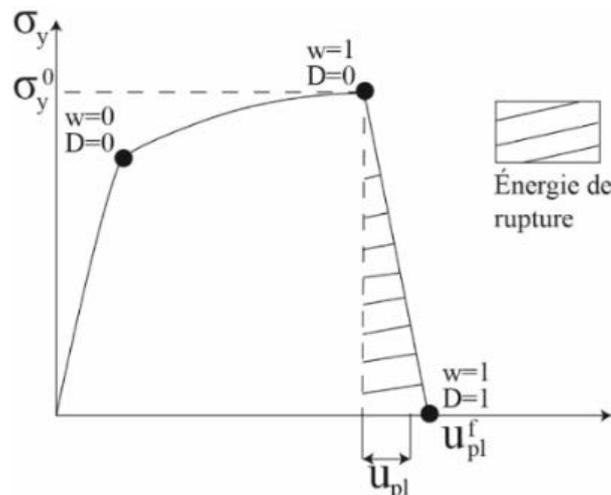


Figure III. 8. Schéma du comportement d'un matériau soumis à une rupture ductile.

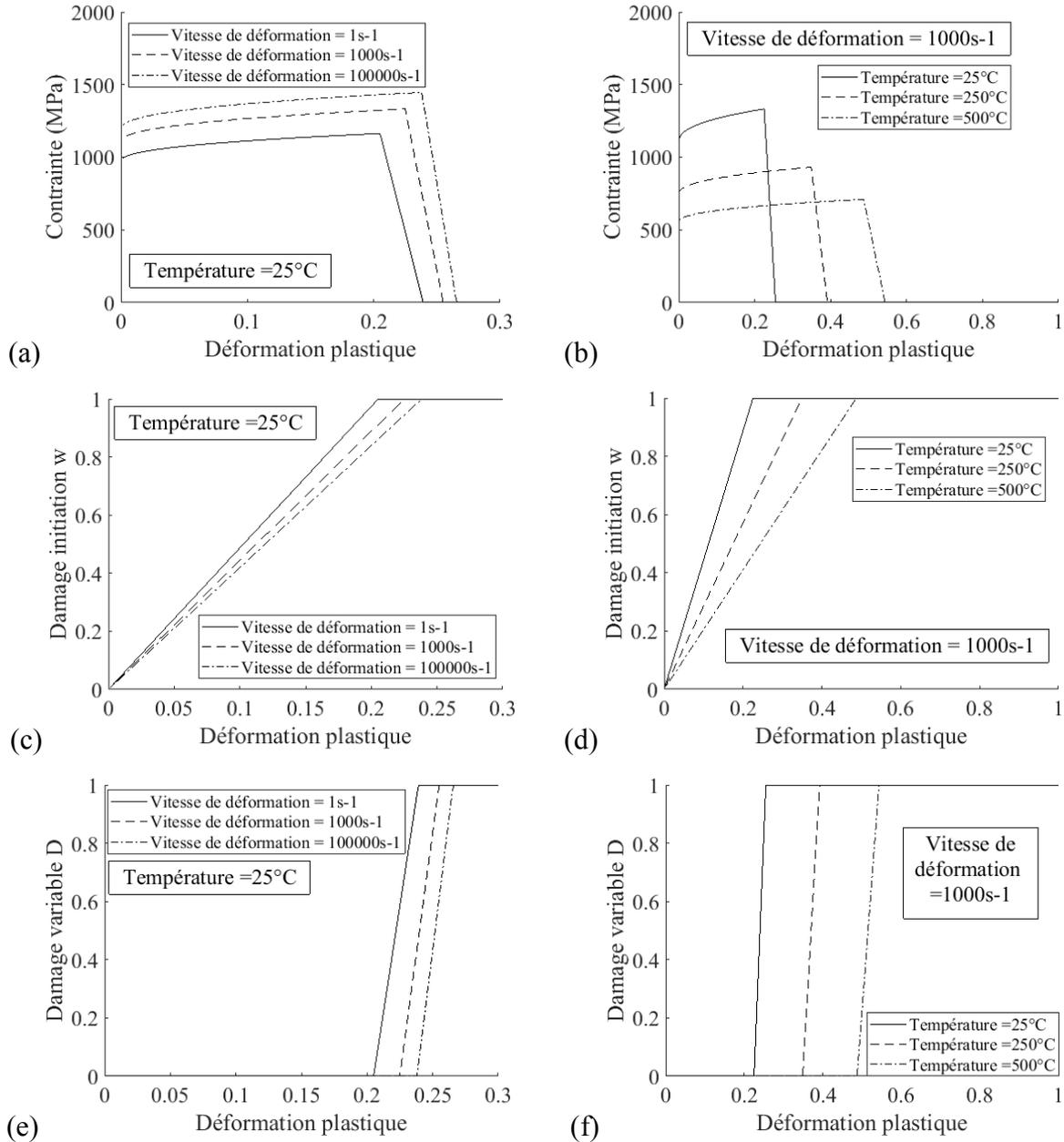


Figure III. 9. Comportement de l'alliage Ti-6Al-4V modélisé par la loi thermo-viscoplastique de Johnson-Cook couplé au modèle d'endommagement de Johnson-Cook. Effet de la vitesse de déformation : (a) Contrainte-Déformation. (c) Variable d'initiation à l'endommagement. (e) Variable d'endommagement. Effet de la température : (b) Contrainte-Déformation. (d) Variable d'initiation à l'endommagement. (f) Variable d'endommagement.

Le modèle précédent est appliqué pour reproduire le comportement rhéologique du Ti-6Al-4V soumis à différentes conditions de chargement en traction uniaxiale (voir Figure III. 9). Il est constaté que l'augmentation de la vitesse de déformation durcit le matériau et augmente la déformation à rupture. L'augmentation de la température adoucit le matériau et augmente la déformation à rupture. L'endommagement une fois déclenché, fait chuter la contrainte jusqu'à 0, ce qui correspond à la rupture.

3.1.2.2 Application à la coupe orthogonale

La modélisation EF de la coupe orthogonale, décrite au paragraphe 3.1.1.2, est appliquée à la simulation du processus de coupe du Ti-6Al-4V pour deux conditions de coupe. Le comportement du matériau usiné représenté par le modèle thermo-viscoplastique de Johnson-Cook couplé au modèle d'endommagement de Johnson-Cook. L'objet de l'étude est d'analyser l'effet de l'adoucissement et de l'endommagement sur le processus de coupe. La variation de la vitesse de coupe permet aussi d'observer l'influence des conditions thermomécaniques sur le processus de segmentation des copeaux. Les deux conditions de coupe sont simulées en activant et désactivant la fonction de suppression des éléments finis endommagés. Cette fonction permet de simuler la formation des fissures et la rupture. Le Tableau III. 5 présente les cas simulés.

Tableau III. 5. Cas simulés avec prise en compte de l'endommagement.

	Vitesse de coupe (m/min)	Vitesse d'avance (mm/tr)	Suppression d'EF
Cas 1	100	0,18	Non
Cas 2	150	0,18	Non
Cas 3	100	0,18	oui
Cas 4	150	0,18	oui

3.1.2.3 Résultats de la simulations EF sans suppression d'éléments

Pour les deux conditions de coupe simulées (cas 1 et 2 : sans suppression des EF), il y a eu segmentation des copeaux, comme le montre la Figure III. 10. Pour analyser ce phénomène de segmentation, divers paramètres morphologiques sont introduits (H , h , d et L), définis sur la Figure III. 10 (b).

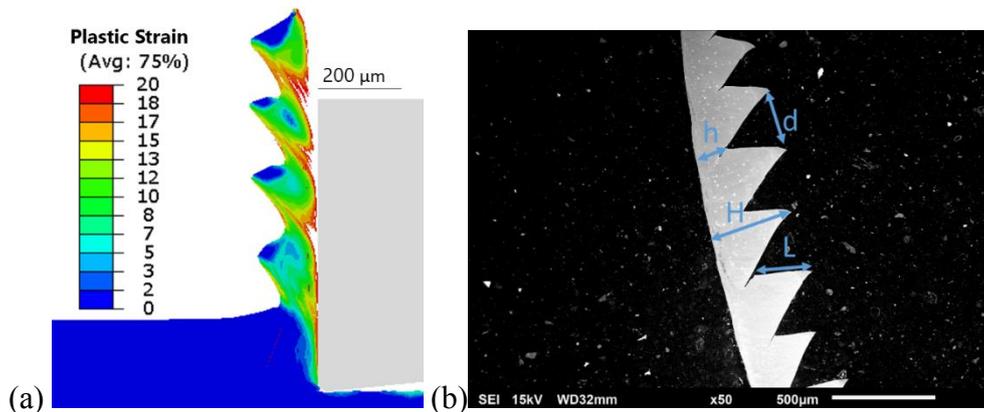


Figure III. 10. (a) Coupeau segmenté et (b) paramètres définissant la morphologie d'un copeau segmenté.

Le rapport de compression ([14], [38]) est analysé. Étant donné que l'épaisseur du copeau varie le long de sa longueur, en fonction de l'épaisseur considérée (maximale H et minimale h),

trois rapports de compressions sont définis suivant l'équation (36). Le rapport de segmentation RS_{max} et la fréquence de segmentation f_s définis au chapitre 2 sont aussi analysés. Ils sont donnés respectivement par les équations (25) et (26).

$$RC_{max} = \frac{H}{f}, \quad RC_{min} = \frac{h}{f}, \quad RC_{moyen} = \frac{(H+h)}{2f} \quad (36)$$

$$RS_{max} = \frac{H-h}{H} \quad (37)$$

$$f_s = \frac{V_c}{L} \quad (38)$$

Le rapport de compression moyen RC_{moyen} donne une information sur le niveau de déformation dans le copeau. Plus il est élevé, plus la déformation plastique globale subit par le copeau est importante. D'autres paramètres sont définis, comme l'espacement entre deux segments successifs d et la profondeur de crête L . Les valeurs obtenues par simulation numérique pour les cas 1 et 2 sont présentées à la Figure III. 11(a). On notera notamment que l'espacement d entre les segments augmente avec la vitesse de coupe. Ce qui a pour conséquence un nombre de segments plus important à 100m/min qu'à 150m/min pour la même longueur usinée. On observe en effet sur la Figure III. 12, quatre segments formés à 100m/min et seulement trois à 150m/min, les images ayant été prises pour la même longueur usinée. Les segments sont plus volumineux à 150m/min et les longueurs H , h , d et L sont plus importantes dans le cas où la vitesse est de 100m/min (Figure III. 11.(a)). En conséquence le rapport de compression moyen RC_{moyen} augmente avec la vitesse de coupe (Figure III. 11.(b)) Le copeau à 150m/min est plus épais et présente moins de segments que celui à 100m/min. Le rapport de segmentation RS_{max} augmente avec la vitesse de coupe, ce qui correspond aux observations expérimentales. La fréquence de segmentation f_s augmente avec la vitesse de coupe, ce qui était attendu puisqu'elle est proportionnelle à la vitesse de coupe. Le nombre de segments produits par unité de longueur de temps est donc plus important.

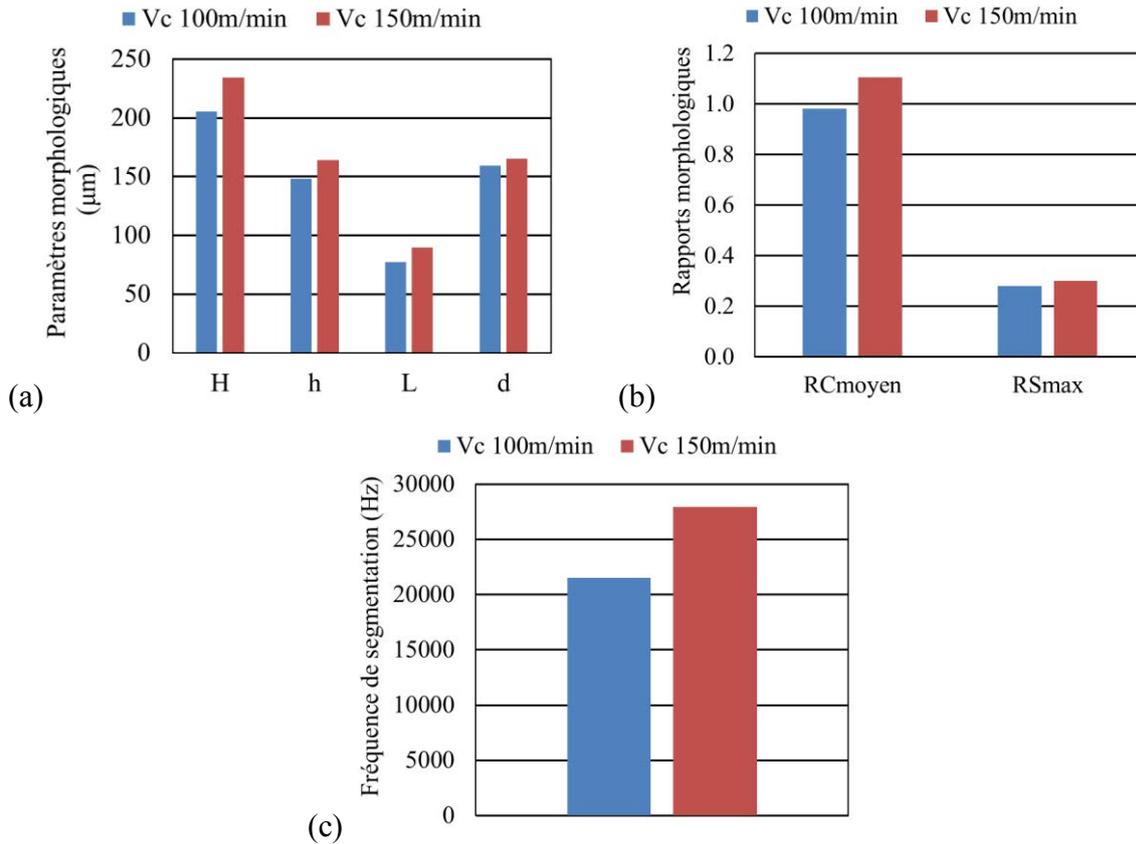


Figure III. 11. Morphologie des copeaux obtenus par simulation EF : (a) Paramètres morphologiques (b) rapport de compression. (c) Fréquence de segmentation

L'analyse des champs thermomécaniques (Figure III. 12) montre que la déformation plastique est sensiblement la même dans les deux cas (100m/min et 150m/min). La température augmente avec la vitesse de coupe, et est accompagnée par une augmentation de la déformation à rupture. En conséquence moins de segments sont produits et les copeaux se déforment globalement plus. Cette observation est cohérente avec les observations expérimentales faites au Chapitre 2 pour l'avance de 0,18mm/tr. La variable d'endommagement atteint une valeur d'environ 0,7 pour les cas 1 et 2 (Figure III. 12(e) et (f)). On remarque aussi que l'endommagement est diffus et pas concentré dans les bandes de cisaillements. Il s'agit d'une conséquence de la limitation de la variable d'endommagement pour éviter la suppression d'éléments. La vitesse de déformation est plus élevée à 150m/min ($18 \cdot 10^3 \text{s}^{-1}$ en moyenne sur une durée de $2 \cdot 10^{-4} \text{s}$), qu'à 100m/min ($12 \cdot 10^3 \text{s}^{-1}$ en moyenne sur une durée de $2 \cdot 10^{-4} \text{s}$) (Figure III. 13). Ce résultat était attendu puisque la vitesse de coupe augmente avec la vitesse de déformation.

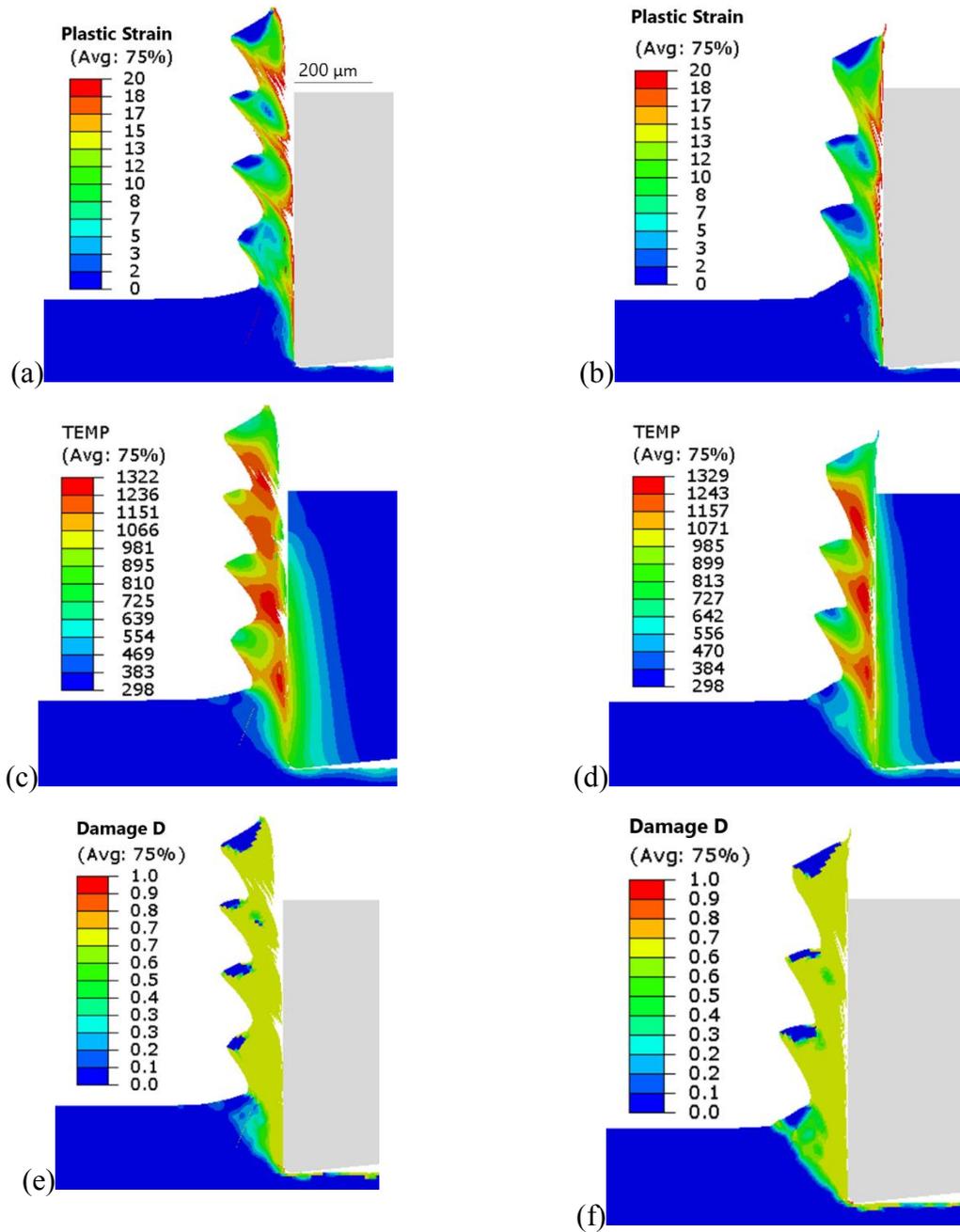


Figure III. 12. Déformation plastique dans les copeaux : $f=0,18\text{mm/tr}$, (a) $V_c=100\text{m/min}$ et (b) $V_c=150\text{m/tr}$. Température en °K dans les copeaux : $f=0,18\text{mm/tr}$, (c) $V_c=100\text{m/min}$ et (d) $V_c=150\text{m/tr}$. Endommagement dans les copeaux : $f=0,18\text{mm/tr}$, (e) $V_c=100\text{m/min}$. (f) $V_c=150\text{m/tr}$.

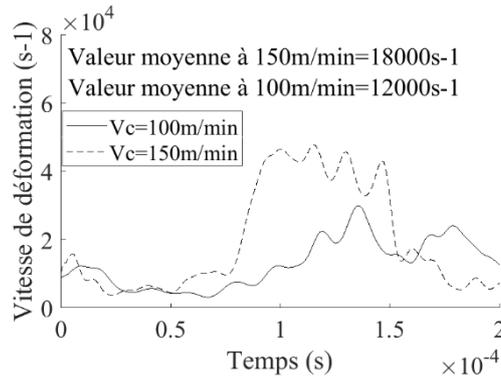


Figure III. 13. Vitesses de déformation mesurée dans les bandes de cisaillement adiabatiques.

Les efforts d'usinage sont le résultat des contraintes générées dans le matériau et au niveau des zones de frottements. Leur évolution dépend des contraintes qui diminuent avec la température et augmentent avec la vitesse de déformation. Puisque la température augmente avec la vitesse de coupe, la baisse des efforts de coupe observée est compréhensible (à cause de l'adoucissement du matériau). Enfin, les oscillations des efforts observés sont caractéristiques de la formation de copeaux segmentés.

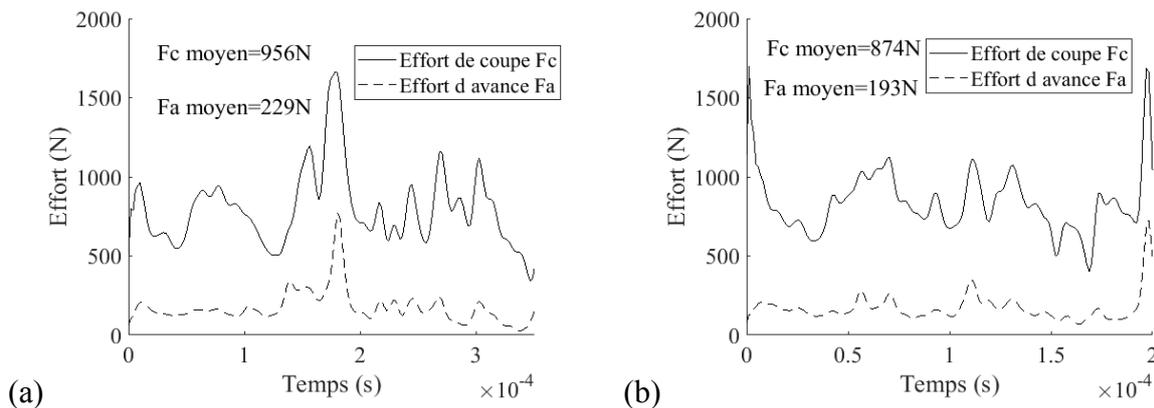
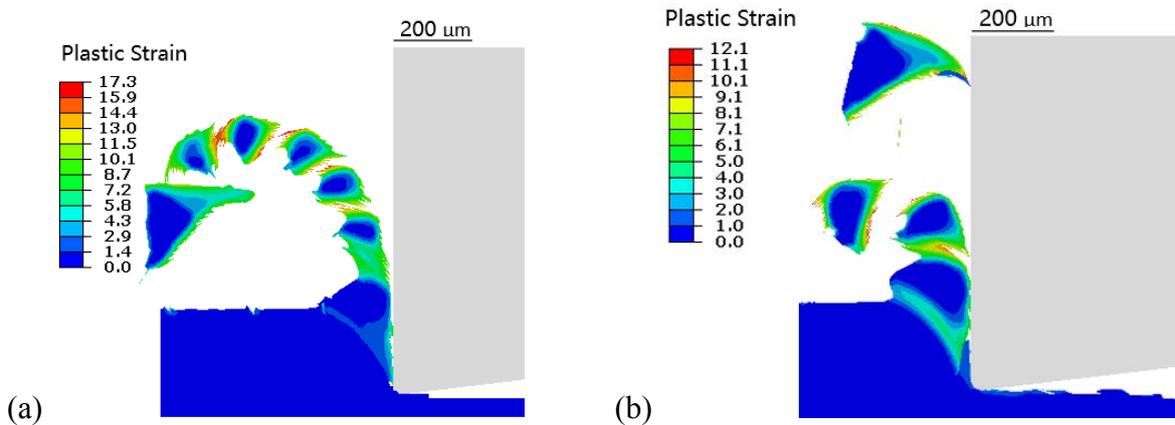


Figure III. 14. Efforts de coupe : $f=0,18\text{mm/tr}$, (a) $V_c=100\text{m/min}$, (b) $V_c=150\text{m/min}$.

3.1.2.4 Résultats de la simulations avec suppression d'éléments

Pour les cas 3 et 4 (avec suppression d'éléments à 100 et 150m/min respectivement), des copeaux fragmentés ont été générés. Ce qui ne correspond pas à ce que l'on observe expérimentalement, c'est-à-dire à des copeaux segmentés. La Figure III. 15 montre les copeaux obtenus pour les deux vitesses de coupe étudiées (100 et 150 m/min). Avec la suppression d'EF dans les copeaux, on observe la formation de copeaux fragmentés avec des fissures qui s'amorcent à partir de la surface de contact du copeau (proche de la pointe de l'outil) pour se propager vers la surface libre du copeau. Cette observation ne correspond pas au processus réel de formation des copeaux. En effet, des fissures ont plutôt tendance à s'amorcer à partir de la surface libre du copeau pour se propager suivant la bande de cisaillement sans rompre le copeau, ce qui a pour résultat de produire des copeaux segmentés avec une fissuration partielle.

Le mécanisme de formation des copeaux segmentés pour le Ti-6Al-4V n'est donc pas bien représenté avec le modèle d'endommagement de Johnson-Cook, qui tient compte de l'effet de la vitesse de déformation, de la température et de la pression hydrostatique sur le niveau de déformation à rupture. On peut observer toutefois que le nombre de fragments produits diminue avec la vitesse de coupe. Une explication de ce résultat pourrait être l'augmentation de la température lorsque l'on augmente la vitesse de coupe. En effet, la température a pour effet d'augmenter la déformation à la rupture et ainsi retarder l'évolution de l'endommagement (Figure III. 9). Ce résultat est cohérent avec ceux du paragraphe précédent où la suppression d'éléments n'est pas activée. La rupture se produit pour une valeur de déformation plus importante d'où la baisse du nombre de fragments.



La température est particulièrement élevée au niveau des surfaces de rupture du copeau (Figure III. 16). En effet ces zones correspondent à des déformations plastiques importantes. Il y a donc à ces endroits une forte chaleur produite par déformation plastique. L'endommagement dans le matériau est nettement plus important dans ce cas que dans celui sans suppression d'éléments (Figure III. 17). La suppression EF entraîne une localisation des grandeurs thermomécaniques. En effet, lorsque dans une zone, un élément fini est supprimé, on observe une localisation de la déformation plastique, de la température et des contraintes sur les éléments voisins. Cette localisation à son tour entraîne un endommagement plus rapide et ainsi de suite. La « cinétique d'endommagement » ainsi décrite contribue au processus de fragmentation.

Concernant les efforts de coupe (Figure III. 18), avec ou sans suppression d'EF, les valeurs obtenues sont du même ordre à 100m/min. Cependant, pour 150m/min, les efforts numériques sont plus faibles lorsque l'on a de la suppression d'EF que dans le cas 2 où il n'y en a pas. Ce résultat est prévisible car la fragmentation due à la rupture du copeau entraîne des chutes de contrainte importantes.

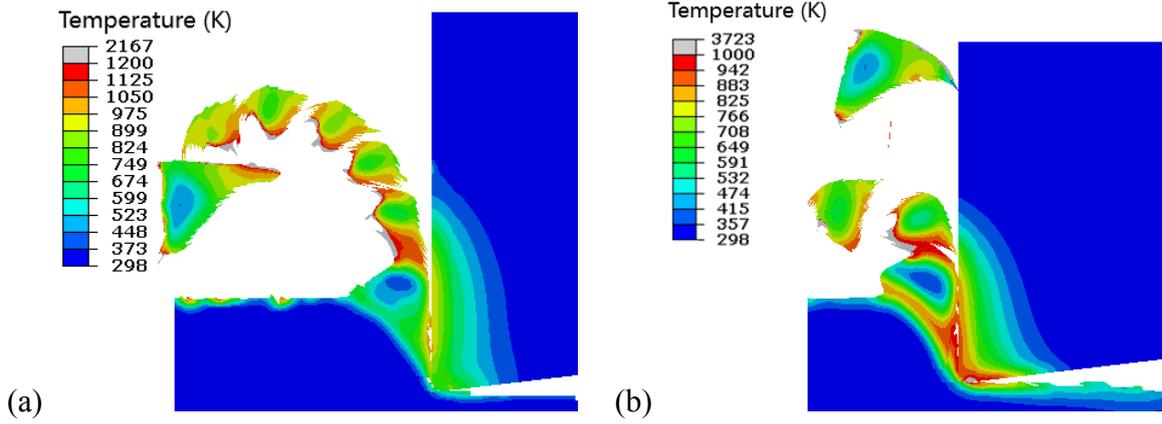


Figure III. 16. Température dans les copeaux : $f=0,18\text{mm/tr}$, (a) $V_c=100\text{m/min}$. (b) $V_c=150\text{m/tr}$.

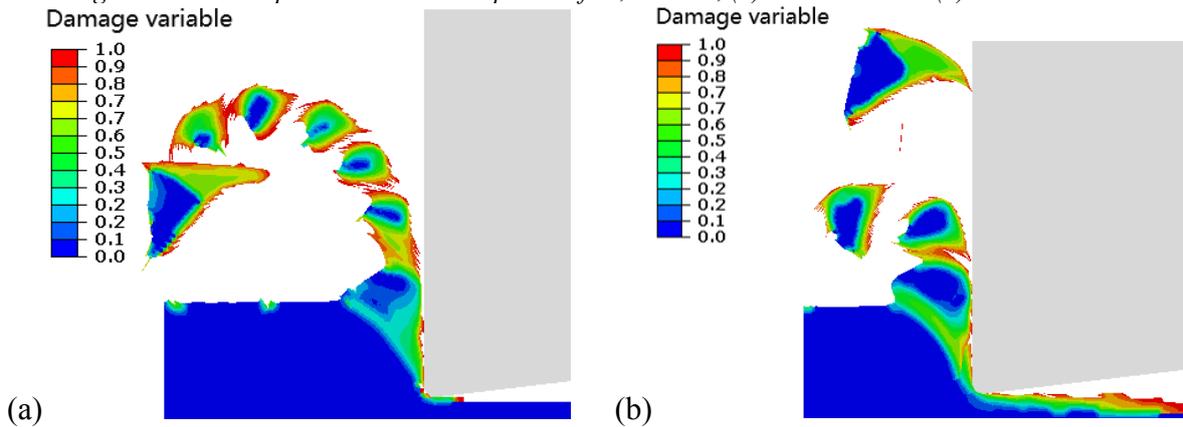


Figure III. 17. Endommagement dans les copeaux : $f=0,18\text{mm/tr}$, (a) $V_c=100\text{m/min}$ et (b) $V_c=150\text{m/min}$.

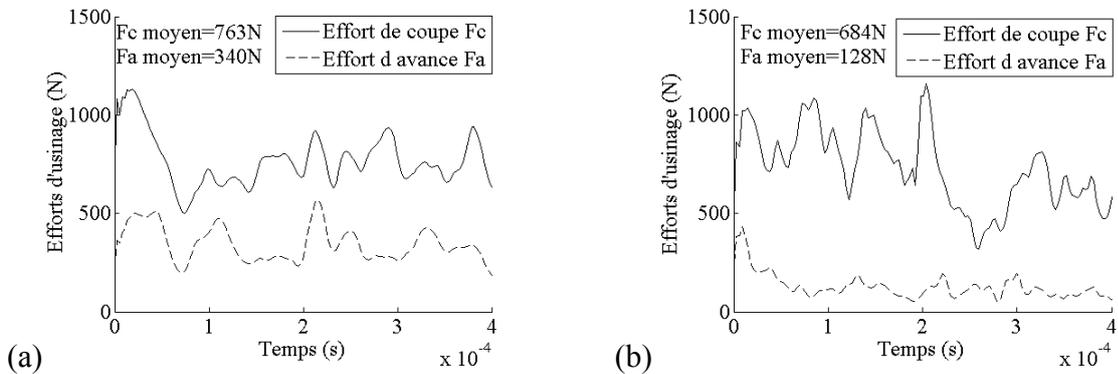


Figure III. 18. Efforts de coupe : $f=0,18\text{mm/tr}$, (a) $V_c=100\text{m/min}$, (b) $V_c=150\text{m/min}$.

3.1.3 Étude de l'adoucissement dû à une transformation de la microstructure

3.1.3.1 Comportement du matériau

Lors de la déformation plastique, le matériau subit un auto-échauffement dû à l'énergie générée par la déformation. En effet lors d'un processus de déformation plastique, une part de l'énergie est stockée dans le matériau (énergie de déformation) et le reste est convertie en chaleur. Cette dernière « adoucit » le matériau et lui permet de se déformer plus facilement, c'est-à-dire pour une contrainte moins élevée. Cet adoucissement thermique est déjà pris en compte dans des modèles tel que celui de Johnson-Cook étudié au paragraphe 3.1.1. Nous avons pu voir que seul l'adoucissement thermique ne permet pas de reproduire le comportement du Ti-6Al-4V et donc la formation de copeau segmenté. C'est dans ce contexte, que plusieurs auteurs s'intéressent à d'autres types d'adoucissement, notamment les adoucissements dû à des transformations de la microstructure activées thermiquement. La recristallisation dynamique est un de ces phénomènes et apparaît lorsque la température est suffisamment élevée. Soit entre 499 et 598°C pour le Ti-6Al-4V selon Karpat [107]. Liao et Duffy [108] ont réalisé des essais de torsion dynamique (barres de Kolsky) et ont étudié la formation des bandes de cisaillement adiabatique. Grâce à des observations avec une caméra rapide et de la thermométrie à infrarouge, ils ont mesuré une température et une vitesse de déformation dans les bandes de cisaillement jusqu'à 550°C et 8.10^4s^{-1} respectivement. Les seuils de température déclenchant la recristallisation correspondent à celles enregistrées en usinage. Plusieurs auteurs ont proposés des modèles de comportement pour l'usinage des métaux, tenant compte de l'adoucissement du matériau induit par la recristallisation dynamique. Xu et al. [97] rapportent plusieurs études ([109], [110], [111]) où la recristallisation dynamique dans les bandes de cisaillement a été observée pour différents matériaux dont le titane et ses alliages. Il est connu que la recristallisation dynamique s'accompagne d'un adoucissement du matériau dû à la baisse de la densité de dislocation [112]. Cet adoucissement est responsable de la localisation de la déformation et donc de la formation des bandes de cisaillement donnant lieu à des copeaux segmentés.

Pour modéliser l'effet de l'adoucissement thermique, Rhim et Oh [113] ont proposé un modèle induisant un adoucissement du matériau lorsque la déformation critique de recristallisation est atteinte. Calamaz et al. [19] ont proposé le modèle de « Tangente Hyperbolique », qui est une version modifiée du modèle de Johnson-Cook, tenant compte de manière systématique, de l'adoucissement dû aux transformations de la microstructure. Karpat [107] a proposé un modèle permettant d'adoucir le matériau lorsqu'il y a recristallisation dynamique. Dans cette section, une étude est menée sur l'influence de l'adoucissement induit par la recristallisation dynamique lors du processus de coupe. Le modèle « tangente hyperbolique » (TANH), introduit pour les simulations EF de la coupe orthogonale du Ti-6Al-4V, s'exprime comme suit :

$$\bar{\sigma} = \left[A + B \varepsilon^n \left(\frac{1}{\exp(\varepsilon^a)} \right) \right] \left[1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right] \left[1 - \left(\frac{T - T_0}{T_m - T_0} \right)^m \right] \left[D + (1 - D) \tanh \left(\frac{1}{(\varepsilon + S)^c} \right) \right] \quad (39)$$

avec $D = 1 - \left(\frac{T}{T_m} \right)^d$ et $S = \left(\frac{T}{T_m} \right)^b$

Les variables et paramètres sont les mêmes que pour le modèle de Johnson-Cook à l'exception de a , b , c et d qui sont de nouveaux paramètres donnés dans le Tableau III. 6 pour le Ti-6Al-4V. Dans cette loi, le comportement du matériau est représenté par une loi multiplicative composée de quatre termes. De gauche à droite, le premier terme représente l'écrouissage du matériau, le second la dépendance à la vitesse de déformation, le troisième l'adoucissement thermique et le dernier l'adoucissement attribué à la recristallisation dynamique (appelé « strain softening » par Calamaz [19]).

La Figure III. 19 montre le comportement rhéologique en traction uniaxiale du Ti-6Al-4V donné par le modèle TANH en fonction des conditions thermomécaniques. On peut observer qu'une augmentation de la vitesse de déformation augmente la contrainte. Cependant, une augmentation de la vitesse de déformation a peu d'impact sur le déclenchement de l'adoucissement. On voit aussi qu'une augmentation de la température entraîne une baisse des contraintes et accélère l'apparition de l'adoucissement dû au phénomène « strain softening » provoqué par la recristallisation du matériau.

Tableau III. 6. Paramètres du modèle TANH [6].

a	b	c	d
1,6	0,4	6	0,5

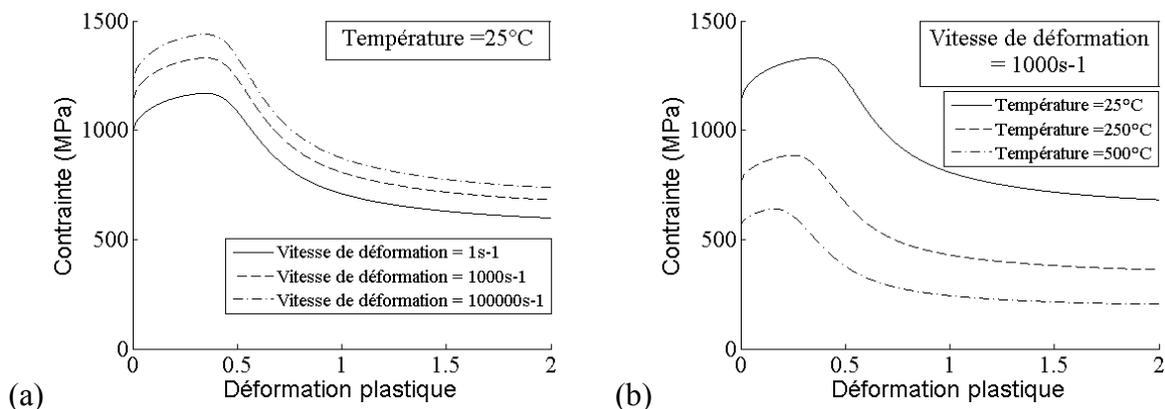


Figure III. 19. Comportement du Ti-6Al-4V avec le modèle TANH : effet (a) de la vitesse de déformation et (b) de la température.

3.1.3.2 Application à la coupe orthogonale

Le modèle EF décrit à la section 3.1.1.2 est utilisé pour modéliser la coupe orthogonale. Le comportement du matériau est décrit au paragraphe 3.1.3.1 et modélisé par l'équation (39), représentant le comportement thermo-viscoplastique du matériau et l'adoucissement dû à la recristallisation dynamique. L'équation (23) est prise en compte pour modéliser la conduction de la chaleur. Cette modélisation de la coupe orthogonale est appliquée à deux conditions de coupe. L'avance est la même pour les deux conditions mais la vitesse de coupe varie. L'objet de l'étude est d'observer comment l'adoucissement dû à une transformation de la microstructure (ici le « strain softening ») conduit à la segmentation des copeaux. La modification de la vitesse de coupe permet aussi d'observer l'influence des conditions thermomécaniques sur le processus de segmentation par cisaillement adiabatique. Le Tableau III. 7 présente les cas simulés.

Tableau III. 7. Cas simulés pour l'adoucissement thermique.

	Vitesse de coupe (m/min)	Vitesse d'avance (mm/tr)
Cas 1	100	0,18
Cas 2	150	0,18

3.1.3.3 Résultats de l'effet de l'adoucissement dû à une transformation de la microstructure

Pour les deux conditions de coupe simulées, il y a eu segmentation des copeaux (Figure III. 21). On notera notamment que l'espacement d entre les segments diminue légèrement avec la vitesse de coupe. Les segments sont plus volumineux à 100m/min qu'à 150m/min. C'est-à-dire que tous les paramètres morphologiques mesurés sont plus importants (Figure III. 20(a)). En conséquence le rapport de compression moyen RC_{moyen} diminue avec la vitesse de coupe (Figure III. 20(b)). On observe aussi une baisse du rapport de segmentation RS_{max} avec la vitesse de coupe. Il est intéressant de remarquer que cette évolution est opposée à celle obtenue avec le modèle d'endommagement (section **Erreur ! Source du renvoi introuvable.**). Cette différence peut s'expliquer par l'effet de la température sur ces deux phénomènes. La température a tendance à favoriser les mécanismes microstructuraux et à retarder les mécanismes d'endommagement.

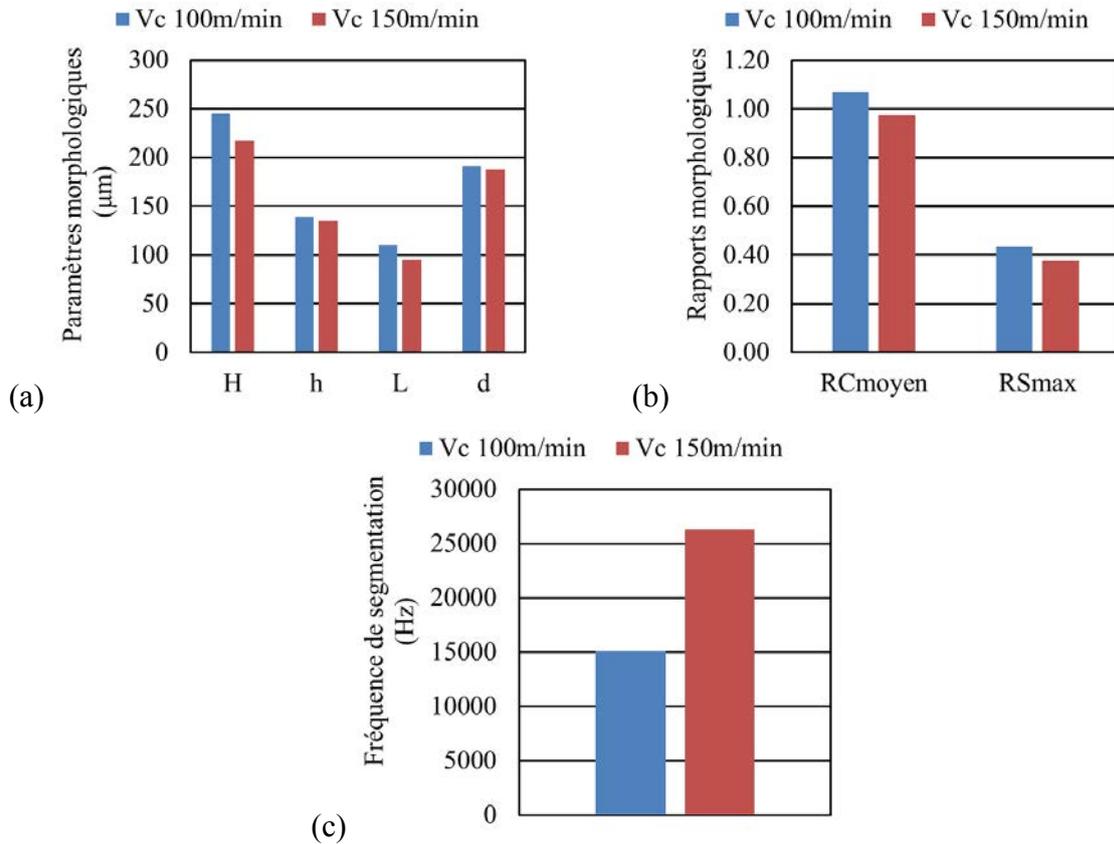


Figure III. 20. Morphologie des copeaux : (a) Paramètres morphologiques. (b) rapport de compression. (c) fréquence de segmentation

La déformation plastique et la température atteignent des valeurs sensiblement proches dans les deux conditions de coupe simulées (Figure III. 21 et Figure III. 22 respectivement). La vitesse de déformation à 150 m/min ($8 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$ en moyenne sur une durée de $2 \cdot 10^4 \text{ s}$) est plus importante qu'à 100 m/min ($6 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$ en moyenne sur une durée de $2 \cdot 10^4 \text{ s}$) (Figure III. 23).

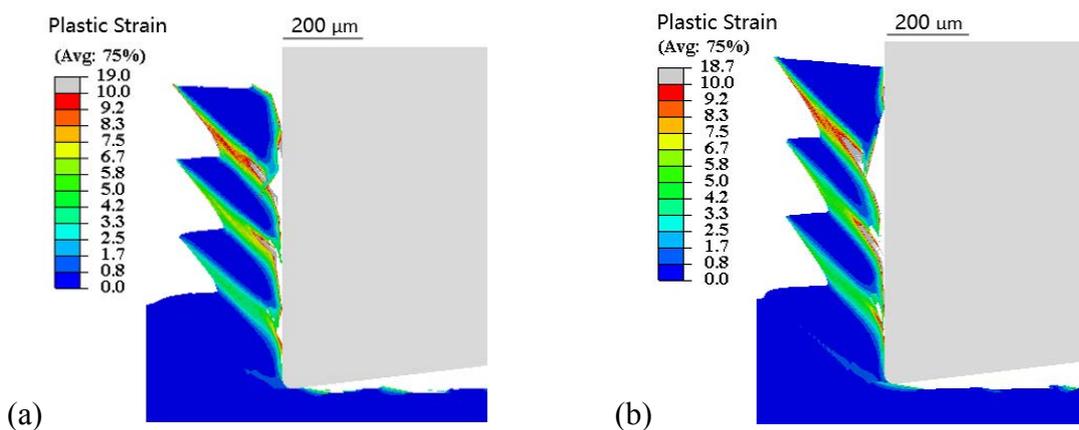


Figure III. 21. Déformation plastique dans les copeaux : $f=0,18 \text{ mm/tr}$, (a) $V_c=100 \text{ m/min}$ et (b) $V_c=150 \text{ mm/tr}$.

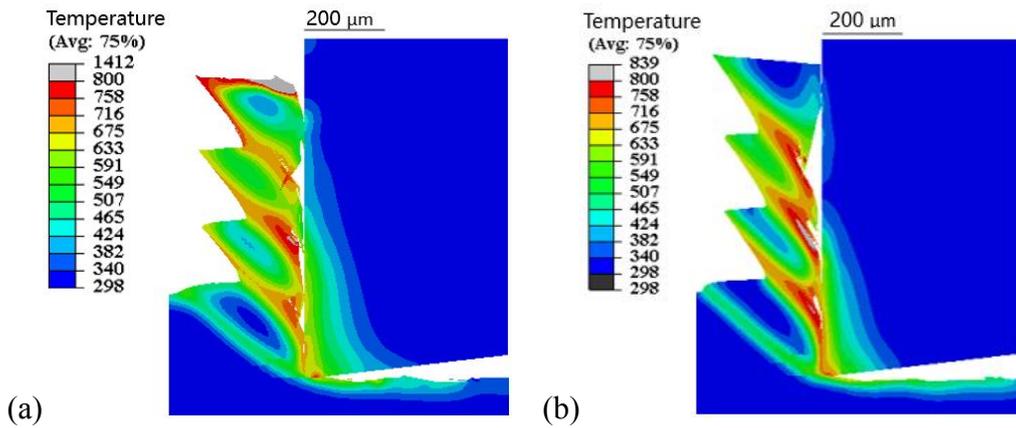


Figure III. 22. Température dans les copeaux : $f=0,18 \text{ mm/tr}$, (a) $V_c=100 \text{ m/min}$ et (b) $V_c=150 \text{ m/min}$.

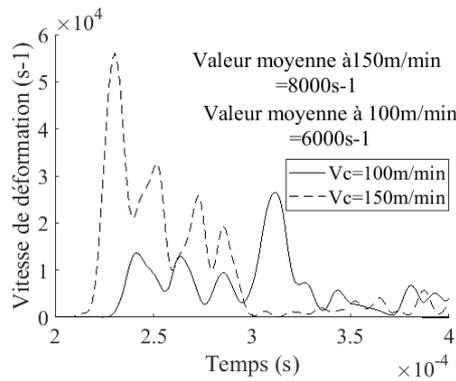


Figure III. 23. Vitesse de déformation mesurée dans les bandes de cisaillement adiabatiques.

Les efforts de coupe sont sensiblement du même niveau pour les deux conditions de coupe (Figure III. 24). L'effet de l'adoucissement thermique est relativement le même, du fait que le niveau de la température atteint est presque identique dans les deux cas. Cependant, la vitesse de déformation étant plus élevée à 150m/min qu'à 100m/min, son effet est plus important. Cela explique pourquoi les efforts de coupe sont légèrement plus élevés à 150m/min (durcissement du matériau à vitesse de déformation élevée). Enfin, les oscillations des efforts de coupe sont caractéristiques de la formation de copeaux segmentés. On observe qu'à 150m/min il y a plus d'oscillations qu'à 100m/min. La fréquence de segmentation augmente avec la vitesse de coupe, ce qui est un résultat connu et souvent vérifié (Atlati et al. [101], Kouadri et al. [86]).

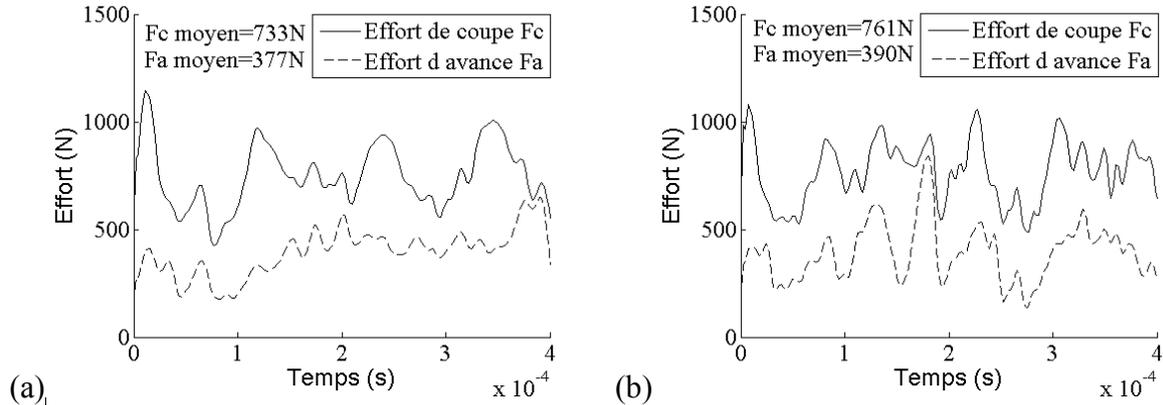


Figure III. 24. Efforts de coupe : $f=0,18\text{mm/tr}$, (a) $V_c=100\text{m/min}$ et (b) $V_c=150\text{m/min}$.

3.1.4 Conclusion sur l'étude préliminaire

La Figure III. 25 montre qu'il n'est pas possible de produire des copeaux segmentés dans le cas du Ti-6Al-4V en tenant compte uniquement de l'adoucissement thermique et de la faible conductivité thermique du matériau. Les phénomènes pris en compte par le modèle de JC ne sont pas suffisants pour obtenir la segmentation des copeaux. Calamaz et al. [19] ont aussi remarqué cela dans leurs travaux. Le cas (c), pour lequel la fissuration a été prise en compte, produit des copeaux discontinus et fragmentés. Seuls les cas (b) et (d) qui tiennent compte respectivement de l'endommagement et du « strain softening » produisent des copeaux segmentés.

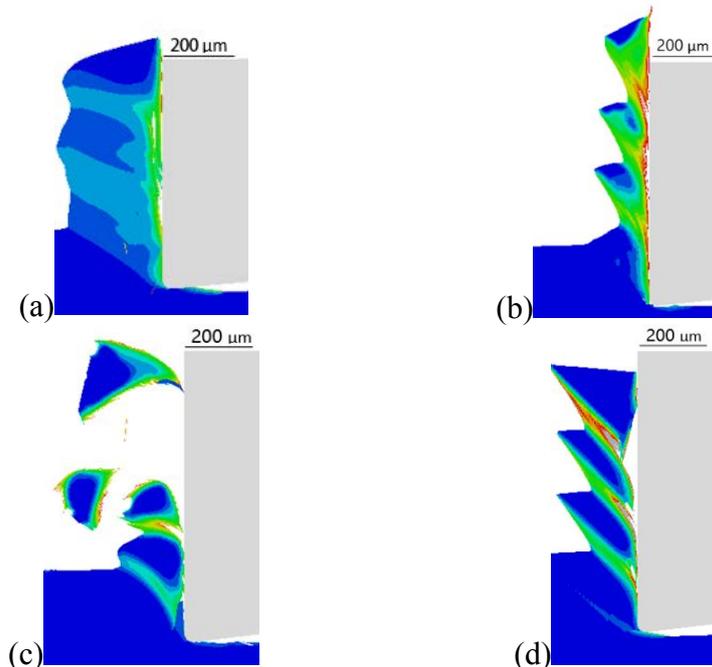


Figure III. 25. Copeaux obtenus par simulation numérique à $V_c=150\text{m/min}$ et $f=0,18\text{mm/tr}$: (a) Johnson Cook, (b) Johnson-Cook avec endommagement de Johnson-Cook, (c) Johnson-Cook avec endommagement de Johnson-Cook et suppression d'élément finis, et (d) TANH.

La Figure III. 26 indique que le point commun entre l'endommagement et l'adoucissement d'origine microstructurale est la chute de la contrainte d'écoulement. Pour qu'il y ait

localisation de la déformation, il est nécessaire que la courbe contrainte-déformation présente une inflexion qui entraîne une baisse de la rigidité du matériau. Dans ce cas, lorsque la déformation devient suffisante, la baisse de rigidité locale dans le copeau va entraîner une concentration de la déformation plastique et donc la formation d'une bande de cisaillement. En ce sens, la segmentation est semblable à la striction localisée que l'on observe sur une éprouvette lors d'un essai de traction. Le point commun entre l'endommagement et la recristallisation est la baisse de rigidité qu'ils entraînent dans le copeau. Cependant, ces deux phénomènes sont très différents.

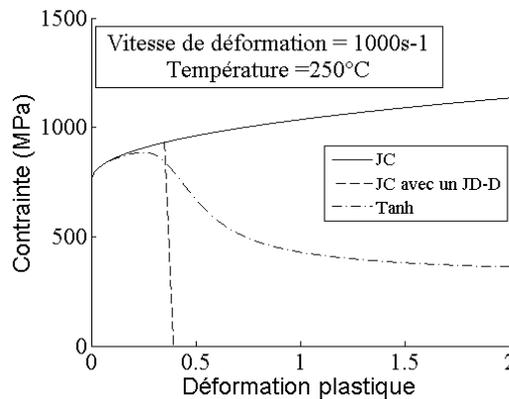


Figure III. 26. Comparaison des trois lois de comportements : JC (Johnson-Cook), JC-D (modèle d'endommagement de Johnson-Cook) et TANH (modèle de tangente hyperbolique).

Le niveau de déformation dans les copeaux segmentés par endommagement (Figure III. 12) atteint 300 à 400%. Liao et Duffy [108] ont mesuré jusqu'à 350% de déformation dans des bandes de cisaillement adiabatique lors d'essais de torsion dynamique avec des barres de Kolsky sur le Ti-6Al-4V. Cependant, ces valeurs sont contradictoires avec les valeurs de déformation à rupture prévue par le modèle d'endommagement de Johnson-Cook (Figure III. 27). Cette figure donne la déformation à rupture pour des valeurs de triaxialité de 0 et $-1/3$, correspondant respectivement à du cisaillement pur et de la compression pure. Deux chargements typiques ayant lieu dans la zone de coupe. La déformation est tracée pour des valeurs de vitesse de déformation de 10^2 à 10^5 s $^{-1}$ et de température de 25 à 1600°C (température de fusion du titane). On peut constater que la déformation ne dépasse pas les 100% quelles que soient les conditions de chargement. Pour pouvoir reproduire le processus de segmentation avec un modèle d'endommagement tel que celui de JC, on impose une limite en général à la variable d'endommagement afin de permettre la formation des bandes de cisaillements et des segments. C'est ce qui permet d'observer que l'on atteint de très grandes valeurs de déformation plastique numérique en tenant compte uniquement de l'endommagement. Alors que la Figure III. 27 montre que cela est impossible puisqu'il devrait y avoir rupture avant d'atteindre de telle valeur de déformation. Sans cela, le phénomène observé est de la fragmentation plutôt que de la segmentation, (Figure III. 25(c)). Enfin, la limite du modèle d'endommagement de Johnson-Cook à prédire une déformation à rupture équivalente à la déformation dans les bandes de cisaillement, peut signifier que certains phénomènes ayant lieu à haute température ne sont pas

pris en compte. Notamment la restauration et la recristallisation dynamique. Lorsque l'on atteint une température suffisamment élevée, la recristallisation est susceptible de se produire. Smirnov [114] explique que la recristallisation peut diminuer la variable d'endommagement et réparer certains défauts dans le matériau. Il propose un modèle reproduisant ce phénomène.

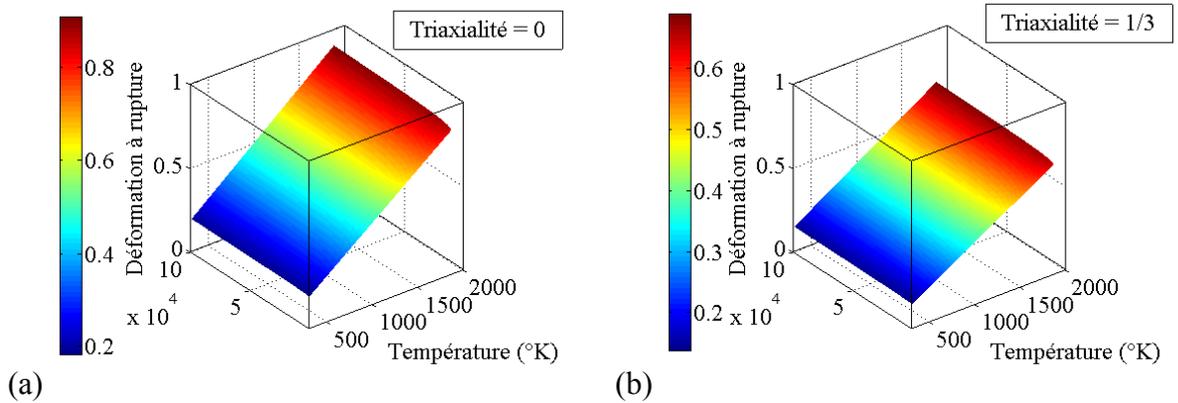


Figure III. 27. Déformation à la rupture donnée par le modèle d'endommagement de Johnson-Cook : (a) Triaxialité = 0 (cas de cisaillement pur) et (b) triaxialité = 1/3 (cas de compression uniaxiale).

- Le modèle TANH sous-estime les efforts de coupe (Figure III. 28). Ce problème a déjà été observé par Calamaz et al. [19]. Ils ont attribué cela au choix des paramètres du modèle de Johnson-Cook. Les efforts obtenus par le modèle de Johnson-Cook suggèrent cependant que le problème des faibles efforts du modèle TANH est dû à l'absence de critère de recristallisation. En effet, le matériau est adouci dans le copeau dans son ensemble si la déformation est suffisante sans un critère permettant de tenir compte des conditions thermomécaniques. Enfin, la rupture a été constatée expérimentalement dans les copeaux segmentés du Ti-6Al-4V pour certaines conditions. La recristallisation dynamique n'est donc pas le seul phénomène responsable de la segmentation. Il faut aussi tenir compte des mécanismes d'endommagement.

Ces conclusions suggèrent la construction d'un nouveau modèle de comportement qui tiendrait compte de ces deux mécanismes physiques et de leurs interactions.

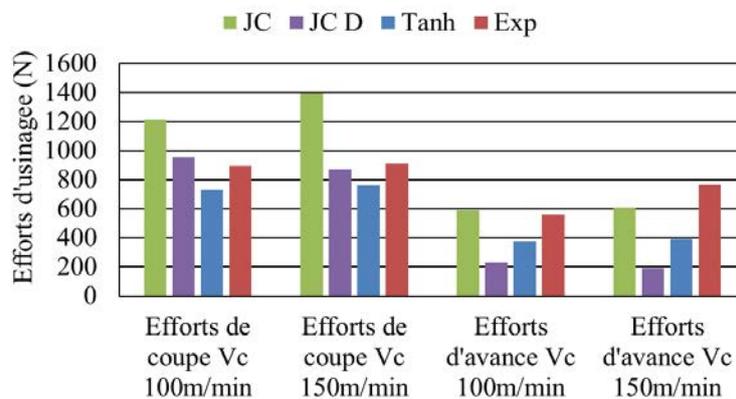


Figure III. 28. Comparaison valeurs moyennes des efforts de coupe.

3.2 Hypothèses sur le comportement du matériau

Il a été montré précédemment qu'il faut un fort adoucissement de la contrainte d'écoulement pour reproduire la segmentation des copeaux Ti-6Al-4V. Les deux mécanismes identifiés à l'origine de cette segmentation sont l'endommagement et la recristallisation dynamique. Dans ce qui suit, les arguments justifiant ces hypothèses sont présentés et discutés. A partir des observations expérimentales et des modélisations précédentes, des hypothèses sont formulées pour une meilleure représentation du comportement du Ti-6Al-4V dans le cas de l'usinage.

3.2.1 Endommagement du matériau

Les mécanismes d'endommagement se manifestent dans les copeaux de Ti-6Al-4V par l'apparition de fissures. Des observations de copeaux au MEB ont permis d'identifier le processus de rupture. Les fissures se développent dans les bandes de cisaillement à partir de la surface libre du copeau pour se propager vers l'intérieur de celui-ci (Figure III. 29). Selon Nakayama [30], l'une des raisons provoquant l'initiation de la fissure à partir de la surface libre du copeau est l'absence de pression hydrostatique à cet endroit. À noter que le chargement typique correspondant à une pression hydrostatique nulle est le cisaillement pur. Ceci suggère que la fissuration est en mode II, d'après la terminologie utilisée en mécanique de la rupture.

La surface libre d'un copeau segmenté est une succession de sommets et de creux, comme représenté schématiquement par la Figure III. 30(a). Lorsque l'on observe la surface libre d'un copeau segmenté dans le sens indiqué sur la Figure III. 30(a), on peut voir des surfaces sombres et claires qui s'alternent (Figure III. 30(b)). La différence de teinte est due à l'orientation des surfaces montantes et descendantes qui se succèdent. Les surfaces sombres sont striées et correspondent à la surface usinée par l'outil. Les stries sont laissées par le passage de l'outil (Figure III. 31). Les surfaces claires sont des surfaces créées par le processus de rupture ayant eu lieu dans le copeau.

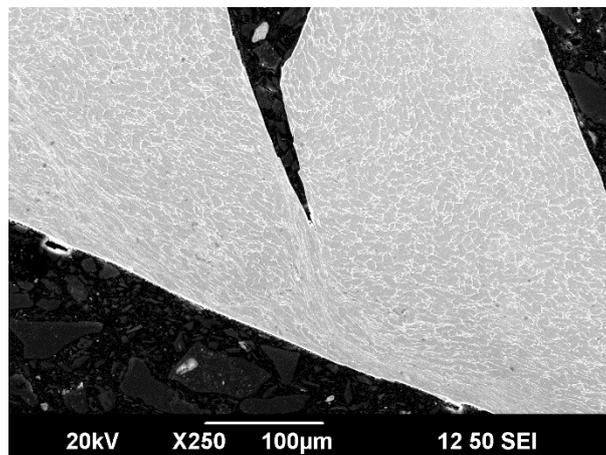


Figure III. 29. Fissure dans un copeau de Ti-6Al-4V ($V_c=25\text{m/min}$ et $f=0,35\text{mm/tr}$).

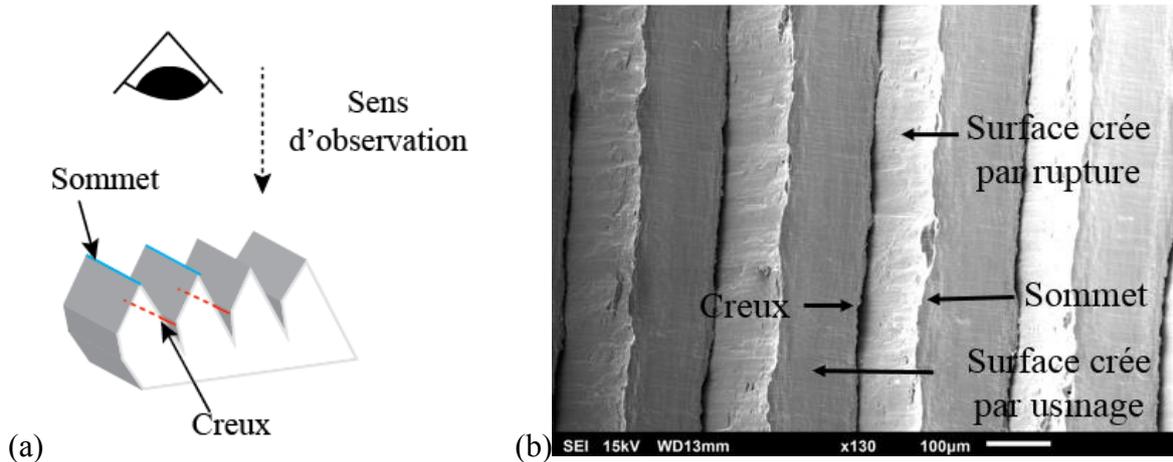


Figure III. 30. (a) Représentation schématique d'un copeau segmenté, et (b) observation au MEB de la surface libre d'un copeau de Ti-6Al-4V ($V_c=25\text{m/min}$, $f=0,35\text{mm/tr}$).

Les observations au MEB montrent la présence de cupules (Figure III. 31) qui caractérisent la rupture ductile. Cette dernière se distingue par un comportement plastique qui précède la rupture. Il y a apparition de microporosités et de microfissures, suivies d'une coalescence de celles-ci ; c'est ce qui génère les cupules observées. Le chargement est essentiellement du cisaillement et le motif observé est qualifié de « motif de rivière ».

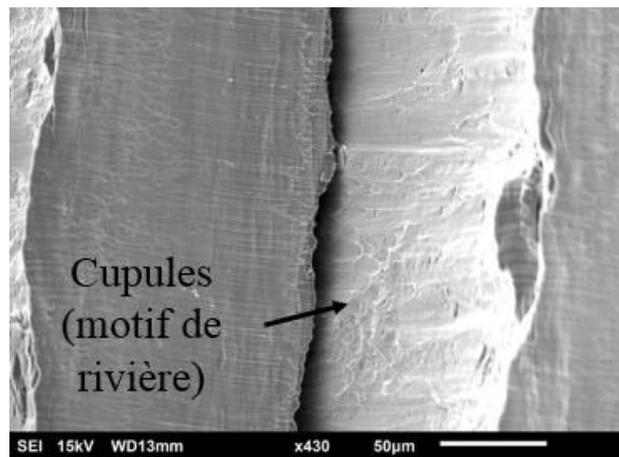


Figure III. 31. Fractographie de la surface de rupture d'un copeau segmenté de Ti-6Al-4V ($V_c=25\text{m/min}$, $f=0,35\text{mm/tr}$).

3.2.2 Bandes de cisaillement adiabatiques et recristallisation dynamique

La localisation de la déformation dans des bandes étroites de cisaillement constitue la seconde cause de la segmentation des copeaux. La cause sous-jacente considérée pour expliquer la formation de ces bandes est la recristallisation dynamique donnant lieu à un fort adoucissement du matériau. Ce dernier est dû à une transformation de la microstructure du matériau du fait de la température élevée. Une analyse microstructurale a été faite pour un copeau en Ti-6Al-4V, comme le montre la Figure III. 32. La Figure III. 32(a) montre la zone analysée dans le copeau. La Figure III. 32(b) montre l'image en électrons secondaires de la bande de cisaillement correspondante. Les grains de la phase α apparaissent en gris et ceux de la phase β en blanc.

La bande de cisaillement ne présente aucun signe d'endommagement. Une forte déformation plastique est perceptible à l'intérieur de la bande de cisaillement. Une forte déformation plastique sans endommagement suggère que le matériau a récupéré sa ductilité au cours du chargement soit par restauration, soit par recristallisation. En effet, la rupture survient lorsque l'endommagement atteint un certain seuil correspondant à sa valeur maximale. La cartographie EBSD de la Figure III. 32(c) montre une indexation incomplète de la bande de cisaillement. L'image (b) a été traitée graphiquement avec le logiciel Matlab afin d'obtenir la distribution de la phase β . La superposition de cette distribution et de l'image (c) nous fournit une image plus complète (Figure III. 32(d)). La Figure III. 32(d) apporte une information supplémentaire concernant les zones non-indexées. On observe que les zones non indexées sont les zones occupées par les grains β . La cartographie de la Figure III. 32(e) montre bien par contraste de phase que les grains indexés sont en quasi-totalité des grains α . Suivant ces analyses, il est bien confirmé que les grains à l'intérieur de la bande de cisaillement sont de petites tailles et que les zones non indexées, apparaissant en noir, sont des grains β . Cette diminution de la taille des grains indique qu'il y a eu recristallisation dynamique dans les bandes de cisaillement.

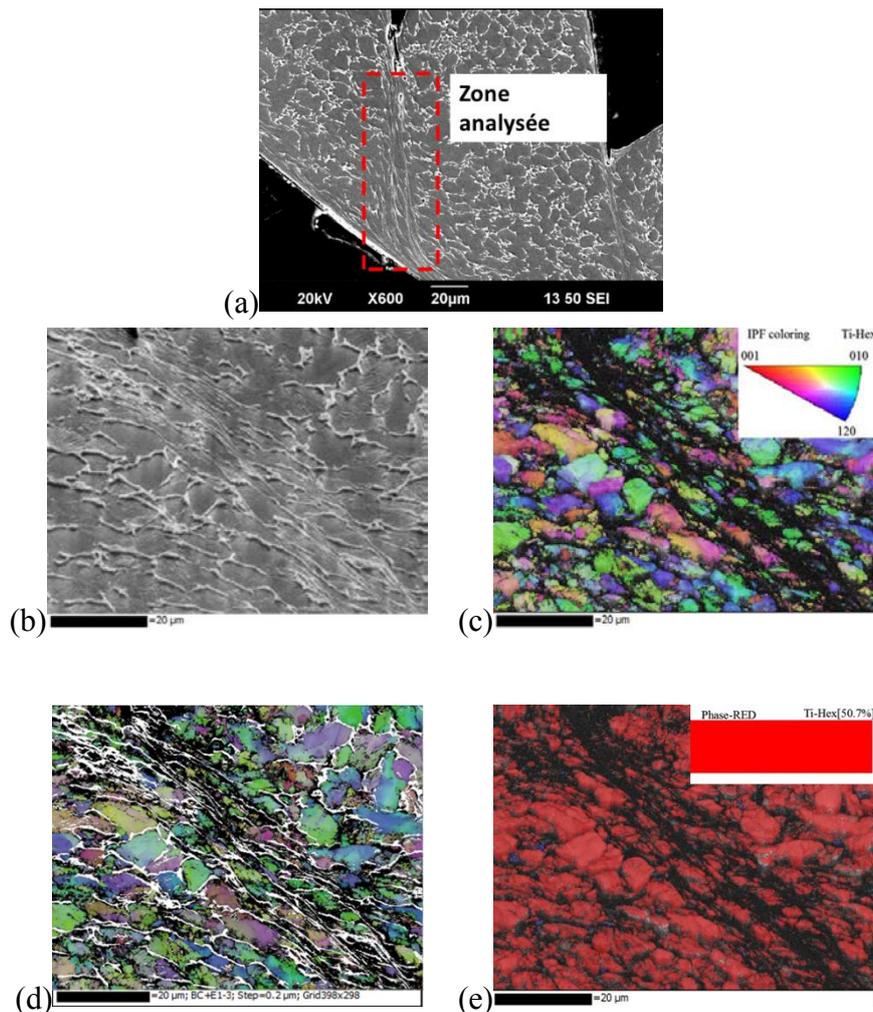


Figure III. 32. Bande de cisaillement adiabatique d'un copeau du Ti-6Al-4V ($V_c=150\text{m/min}$, $f=0,18\text{mm/tr}$) : (a) zone analysée dans le copeau, (b) Image MEB, (c) cartographie EBSD, (d) superposition EBSD-MEB et (e)

contraste de phase.

3.2.3 Interactions entre endommagement et recristallisation

Comme montré précédemment sur l'analyse des copeaux en Ti-6Al-4V, la recristallisation dynamique et l'endommagement apparaissent au niveau des bandes de cisaillement, donnant lieu à la segmentation des copeaux. Il est important de tenir compte de l'éventuelle interaction entre les deux phénomènes, comme rapporté dans la littérature (ex. Shang et al. [115]).

Il existe plusieurs mécanismes d'endommagement. L'endommagement ductile est dû à la nucléation, la croissance et la coalescence de microporosités ou microcavités. La nucléation se fait principalement au niveau des inclusions de particules dans le matériau. Ces impuretés et les particules dans le matériau entraînent une concentration de contrainte localement qui favorise l'apparition des microcavités qui vont ensuite s'agrandir sous l'effet du chargement. L'énergie de déformation due au chargement devient une énergie de création de surface. Suite à la croissance, les microcavités proches, les unes des autres, vont se rejoindre pour former des cavités plus grandes : c'est la coalescence. Lorsque le processus se poursuit, on aboutit à l'apparition de fissures et donc à la rupture du matériau. L'ensemble de ces phénomènes microscopiques d'endommagement ont un effet sur l'intégrité du matériau et conduisent à une perte de rigidité et de ductilité du matériau.

La transformation microstructurale par recristallisation dynamique est un processus activé thermiquement dans le matériau permettant de réduire l'énergie stockée. En effet, lorsqu'il y a déformation plastique, on assiste à une augmentation de l'énergie stockée dans le matériau par déformation du réseau et par augmentation de la densité de dislocations. On parle de multiplication de dislocations. Il existe plusieurs mécanismes de multiplication des dislocations, comme celui de Franck-Read. Plus il y a de la déformation plastique, plus il y a des dislocations. Ces dislocations possèdent une énergie et contribuent à l'augmentation de l'énergie stockée dans le matériau. Lorsque la température est suffisamment élevée, l'énergie stockée sert alors de force motrice pour la recristallisation. L'énergie stockée est élevée au niveau des joints de grain et la germination de nouveaux grains commence donc préférentiellement à cet endroit. A mesure que la recristallisation se poursuit, la densité de dislocations diminue, et du même coup l'énergie stockée.

Ainsi, dans le cas de l'endommagement, l'énergie du matériau arrive à saturation et conduit à une rupture. Tandis que dans le cas de la recristallisation, le matériau se répare en diminuant son énergie stockée. D'un point de vue suffisamment local, l'endommagement et la recristallisation ne peuvent donc se produire simultanément. Shang et al. [115] ont étudié les mécanismes microscopiques de l'endommagement ductile lorsqu'il y a recristallisation dynamique. Sur la Figure III. 33(a), la croissance de la microcavité est limitée par la zone recristallisée. Ils expliquent que la recristallisation dynamique entraîne une chute de la contrainte d'écoulement, ce qui limite la concentration de contrainte locale nécessaire à la

création de surface par endommagement. Lorsque la cavité est entourée par une zone recristallisée, elle ne grossit plus et ne fait que se déformer, (Figure III. 33(b)).

La Figure III. 34(a) montre le mécanisme de coalescence des microcavités. Lorsque deux microcavités sont proches l'une de l'autre, un « pont de concentration de contraintes » se forme et aboutit à la réunion des deux microcavités. Cependant, Shang et al. [115] ont pu observer que la recristallisation dynamique réduit les contraintes entre deux microcavités et limite ce phénomène de coalescence.

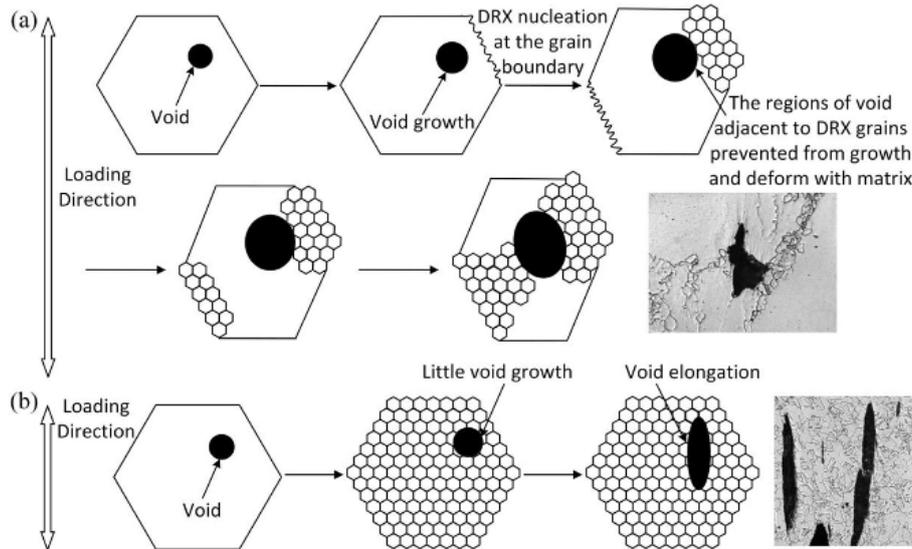


Figure III. 33. Illustration de l'évolution d'une microcavité dans un grain soumis à de la recristallisation dynamique : (a) Recristallisation partielle et (b) recristallisation complète [115].

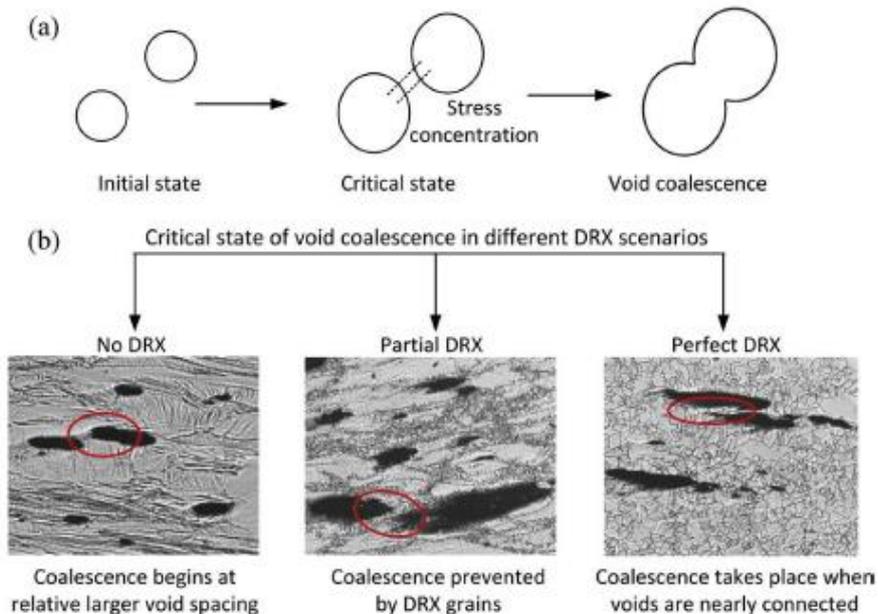


Figure III. 34. (a) Illustration du mécanisme de coalescence des microcavités et (b) influence de la recristallisation dynamique sur la coalescence des microcavités [115].

On comprend ainsi que la recristallisation dynamique limite les phénomènes d'endommagement. A l'échelle macroscopique, la recristallisation permet au matériau de récupérer sa ductilité et donc réduit l'endommagement. Certains modèles d'endommagement

(ex. Smirnov [114], Kolmogorov et Smirnov [103], Bogatov [116]) tiennent compte de l'effet de la recristallisation dynamique et montre qu'elle peut réduire l'endommagement. Cela correspond par exemple aux recuits de recristallisation qui sont effectués suite à une déformation plastique à froid.

Ainsi, dans le cadre de la modélisation du comportement du Ti-6Al-4V dans le contexte de l'usinage, il sera considéré que la recristallisation dynamique et l'endommagement ne peuvent se produire simultanément. D'un point de vue local, soit le matériau recristallise, soit il s'endommage. La réduction de l'endommagement dû à la recristallisation ne sera pas prise en compte du fait du niveau élevé des vitesses de déformation caractérisant l'usinage.

3.3 Construction d'un modèle de comportement du Ti-6Al-4V

3.3.1 Intégration d'un critère de recristallisation dynamique

Le matériau subit un fort adoucissement dans les bandes de cisaillement adiabatique où la recristallisation a eu lieu. Un critère de recristallisation est ainsi introduit pour différencier le comportement du matériau dans les zones faiblement déformées, et celui dans les zones fortement déformées. Pour détecter l'apparition de cette transformation de la microstructure, nous introduisons la déformation critique de transformation, notée ε_{crit} . Dans la version actuelle de la modélisation proposée du comportement du Ti-6Al-4V, cette déformation est évaluée par le modèle de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) comme suit :

$$\varepsilon_{crit} = a_2 a_1 d_0^{h_1} \dot{\varepsilon}^{m_1} \exp\left(\frac{Q_{act} m_1}{RT}\right) \quad (40)$$

où a_1 , h_1 , m_1 et a_2 sont des paramètres liés au matériau. Les valeurs de ces paramètres sont issues de deux références ([37], [117]) et présentés dans le Tableau III. 8.

Tableau III. 8. Paramètre du modèle JMAK pour la déformation critique ([37], [117]).

a_1	h_1	m_1	a_2	Q_{act} (kJ.mol ⁻¹)	R (J.K ⁻¹ .mol ⁻¹)	d_0 (μm)
0,8	0	0,01	0,4	218	8,31	3

La contrainte d'écoulement est proposée sous forme d'une loi à deux branches que nous appelons modèle « Multi-Branche » (MB) et formulée comme suit :

$$\sigma_{MB} = \begin{cases} \sigma_1 & \text{si } \varepsilon \leq \varepsilon_{crit} \\ \sigma_2 & \text{sinon} \end{cases}$$

avec

$$\begin{aligned} \sigma_1 = \sigma_{JC} &= (A + B\varepsilon^n) \left(1 + C \left[\ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] \right) \left(1 - \left(\frac{T - T_0}{T_m - T_0} \right)^m \right) \\ \sigma_2 = \sigma_{TANH} &= \left[A + B\varepsilon^n \left(\frac{1}{e^{(\varepsilon^n)}} \right) \right] \left[1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right] \left[1 - \left(\frac{T - T_0}{T_m - T_0} \right)^m \right] \left[D + (1 - D) \tanh \frac{1}{(\varepsilon + S)^c} \right] \end{aligned} \quad (41)$$

Lorsqu'il n'y a pas de recristallisation dynamique, le matériau subit l'écroutissage, l'effet de la vitesse de déformation et l'adoucissement thermique. La loi thermo-viscoplastique de JC est choisie pour représenter ce comportement. Lorsqu'il y a recristallisation dynamique, le matériau subit, en plus des effets cités précédemment, un adoucissement dû à la transformation de la microstructure. Le modèle TANH est choisi pour représenter le comportement du matériau dans ce cas. Les paramètres utilisés sont réunis dans les Tableau III. 1 et Tableau III. 6.

La Figure III. 35 présente le comportement du matériau reproduit par ce modèle en traction uniaxiale. La vitesse de déformation augmente la contrainte et retarde l'occurrence de la recristallisation. La chute de la contrainte est observée pour des déformations plastiques de plus en plus élevées (Figure III. 35(a)). La Figure III. 35(a) montre l'évolution de la contrainte à une température de 500°C et trois vitesses de déformations (1, 10³, et 10⁵s⁻¹). La température adoucit le matériau et accélère la recristallisation, comme on peut l'observer sur la Figure III. 35(b). A température ambiante, il n'y a pas de recristallisation, ce qui est prévisible du fait que la recristallisation nécessite une température suffisamment élevée. Lorsque la température n'est pas suffisamment élevée, les phénomènes d'annihilation et de réarrangement des dislocations ne peuvent pas avoir lieu. La nucléation de nouveaux grains ne peut pas non plus avoir lieu à faible température. En revanche, une augmentation suffisante de la température permet à ces phénomènes de se produire. C'est ce que l'on peut voir sur la Figure III. 35(b), avec la chute brutale de la contrainte qui est due à la baisse de la densité de dislocation. On peut toutefois noter que la transition du comportement du matériau au moment de la transformation est brutale, ce qui est dû à l'absence d'une cinétique de recristallisation, c'est-à-dire d'une modélisation de l'évolution du phénomène. Cette cinétique peut être représentée par la fraction volumique recristallisée. On constate alors que la pente de la courbe de contrainte lors de la transformation est infinie.

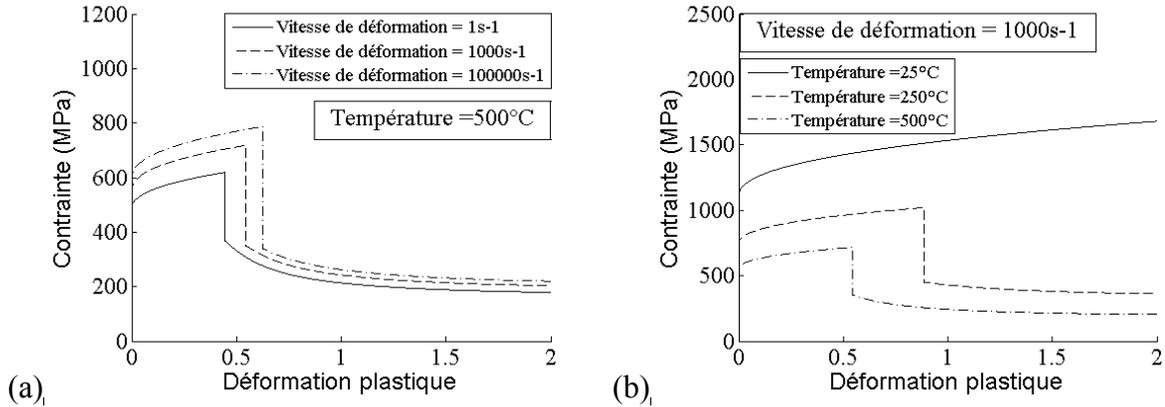


Figure III. 35. Comportement du Ti-6Al-4V avec le modèle multi-branche : Influence (a) de la vitesse de déformation et (b) de la température.

La Figure III. 36 montre le copeau obtenu avec le modèle Multi-Branche. On constate que la segmentation du copeau est reproduite, avec une localisation de la déformation plastique dans les bandes de cisaillement adiabatique. La température est localisée dans les zones fortement déformées et au niveau de l'interface outil-copeau. La morphologie des copeaux est analysée à travers les paramètres présentés aux paragraphes 3.1.1.3 et **Erreur ! Source du renvoi introuvable.** Les résultats sont comparés aux mesures expérimentales (voir Figure III. 37). Les résultats obtenus pour la morphologie et la fréquence de segmentation sont bons pour les paramètres mesurés, mais la fissuration qui est un phénomène physique important, n'est pas reproduite. Il est intéressant de noter que la fréquence de segmentation est légèrement surestimée par le modèle.

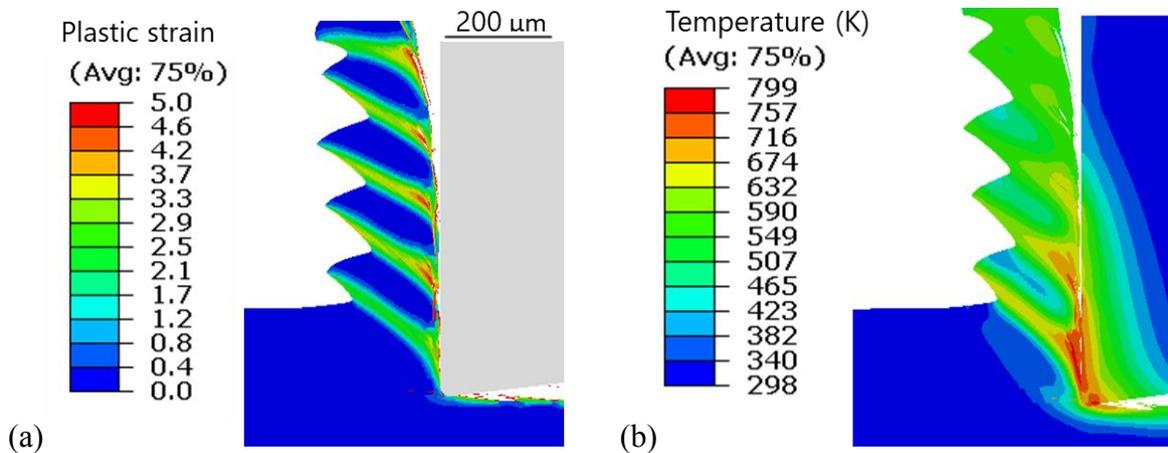


Figure III. 36. Résultats de la simulation avec le modèle multi-branche pour $V_c=100\text{m/min}$ et $f=0,18\text{mm/tr}$: (a) Déformation plastique et (b) température.

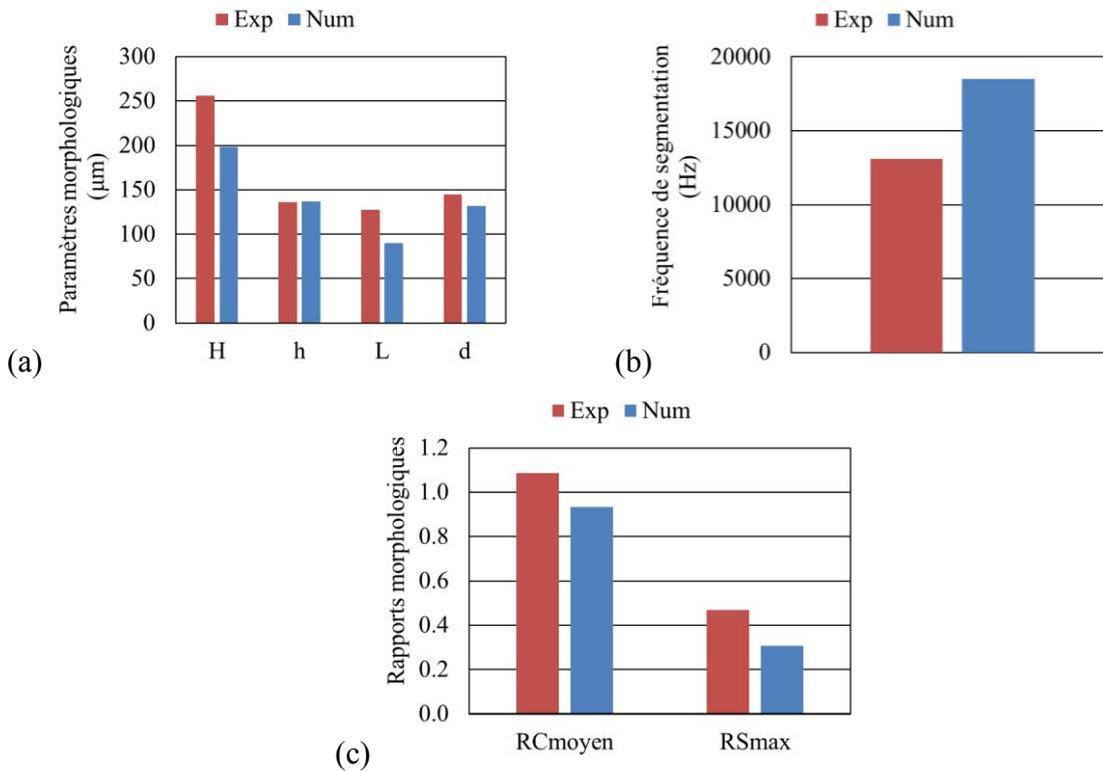


Figure III. 37. Comparaison des résultats numériques (modèle multi-branche) et expérimentaux pour $V_c=100\text{m/min}$ et $f=0,18\text{mm/tr}$: (a) Paramètres morphologiques, (b) rapport de compression moyen, (c) fréquence de segmentation.

La Figure III. 38 montre la vitesse de déformation atteinte dans la bande de cisaillement adiabatique. Cette dernière se forme en $0,3\text{ms}$ et la vitesse de déformation maximale atteinte est de l'ordre de $4 \cdot 10^4 \text{s}^{-1}$ alors que la moyenne est de l'ordre de $13 \cdot 10^3 \text{s}^{-1}$. La Figure III. 39(a) montre l'évolution des efforts de coupe obtenus par simulation numérique. On observe l'oscillation des efforts due au phénomène de segmentation. En outre, les valeurs moyennes des efforts sont comparées aux efforts mesurés expérimentalement à la Figure III. 39(b) et on note une bonne concordance.

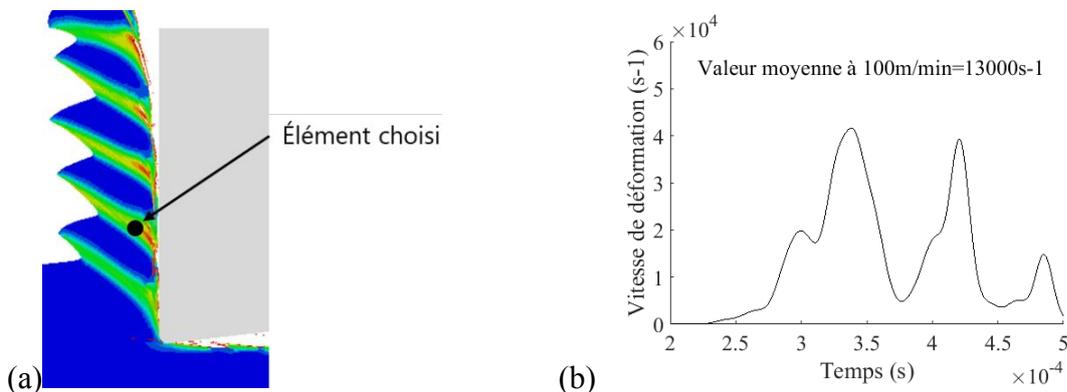


Figure III. 38. Analyse de la vitesse de déformation dans les bandes de cisaillement (modèle Multi-Branche) : (a) Élément choisi dans la bande, et (b) évolution de la vitesse de déformation en fonction du temps.

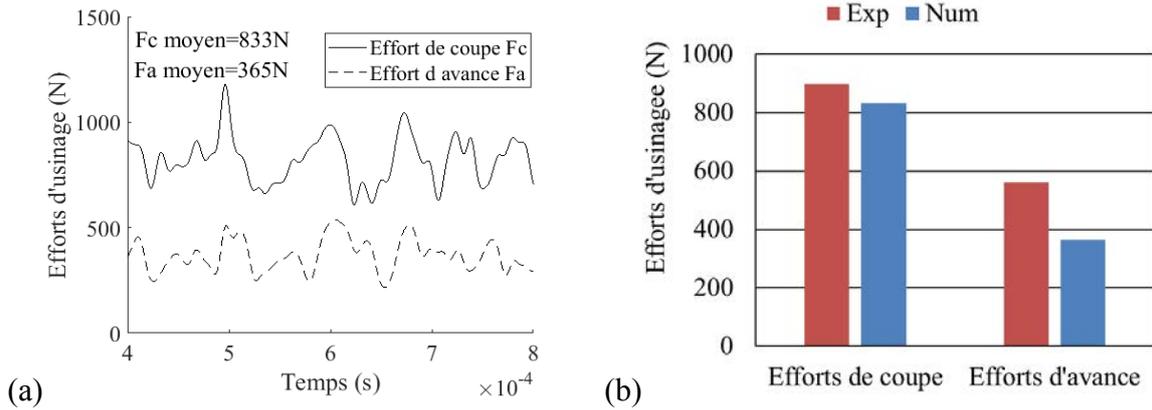


Figure III. 39. (a) Évolutions des efforts simulés (modèle multi-branche) en fonction du temps, et (b) comparaison entre les efforts de coupe moyens simulés et mesurés.

3.3.2 Intégration de la cinétique de la recristallisation

Un critère de recristallisation a été introduit au paragraphe précédent pour différencier le comportement du matériau lorsqu'il y a transformation de la microstructure et son comportement sans transformation. Cependant, la recristallisation dynamique n'est pas un phénomène instantané. Il s'agit d'un phénomène qui évolue progressivement. Il y a d'abord germination de nouveaux grains, puis un grossissement et une multiplication de ces derniers qui vont peu à peu remplacer la microstructure initiale. Cette cinétique de recristallisation est modélisée par le calcul d'une fraction volumique recristallisée X_{DRX} , donnée par le modèle JMAK comme suit :

$$X_{DRX} = 1 - \exp \left[-\beta_d \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_{crit}}{\varepsilon_{0.5}} \right)^{k_d} \right] \text{ si } \varepsilon \geq \varepsilon_{crit}$$

$$\dot{X}_{DRX} = 0 \text{ si } \varepsilon < \varepsilon_{crit} \quad (42)$$

$$\text{avec } \varepsilon_{0.5} = a_5 \dot{\varepsilon}^{m_5} \exp \left(\frac{Q_{act} m_5}{RT} \right)$$

La fraction volumique recristallisée X_{DRX} évolue entre 0 et 1, où 0 correspondant à l'état initial et 1 à l'état complètement transformé. Les paramètres du modèle sont rassemblés dans le Tableau III. 9.

Tableau III. 9. Paramètre du modèle de JMAK pour X_{DRX} ([37], [117]).

a_5	h_5	m_5	β_d	k_d
0,022	0	0,03	2	2

La contrainte d'écoulement est calculée comme la somme des deux contraintes σ_1 (sans transformation) et σ_2 (avec transformation), décrites au paragraphe précédent, pondérées par leurs fractions volumiques correspondantes.

$$\sigma_{Hybrid} = (1 - X_{DRX})\sigma_1 + X_{DRX}\sigma_2 \quad (43)$$

La contrainte d'écoulement σ_{Hybrid} ainsi calculée est égale à σ_1 (loi de JC) initialement

($X_{DRX} = 0$), et devient σ_2 (modèle TANH) lorsque la transformation est complète ($X_{DRX} = 1$).

Le comportement rhéologique reproduit par ce modèle est donné par la Figure III. 40, où l'effet de la température et de la vitesse de déformation sur l'évolution de la contrainte est mis en évidence. La Figure III. 40(a) montre l'évolution de la contrainte d'écoulement pour une température de 500°C et trois vitesses de déformation (1, 10³, et 10⁵s⁻¹). La vitesse de déformation a pour effet d'augmenter la contrainte mais retarde aussi l'apparition de l'adoucissement dû à la recristallisation. La Figure III. 40(c) montre l'évolution de la fraction volumique recristallisée pour les mêmes conditions de chargement. La vitesse de déformation a pour effet de retarder la recristallisation. La Figure III. 40(b) montre l'effet de la température sur la contrainte d'écoulement pour une vitesse de déformation de 1000s⁻¹ et trois températures (25, 500, 800°C). Pour une température de 25°C, le matériau subit uniquement de l'écrouissage. Pour les températures plus élevée (500 et 800°C), un adoucissement dû à la recristallisation apparaît lorsque l'on atteint la déformation critique. Plus la température est élevée, plus la contrainte est faible, du fait de l'adoucissement thermique. La Figure III. 40(d) montre l'évolution de la fraction volumique recristallisée correspondant aux conditions de la Figure III. 40(b). A la température de 25°C, il n'y a pas de recristallisation et donc X_{DRX} reste nul. Pour les températures de 500 et 800°C, la recristallisation se produit plus rapidement. Enfin, la chute de contrainte due à la recristallisation est plus fluide et donc continue (moins brutale) que dans le cas du modèle Multi-Branche.

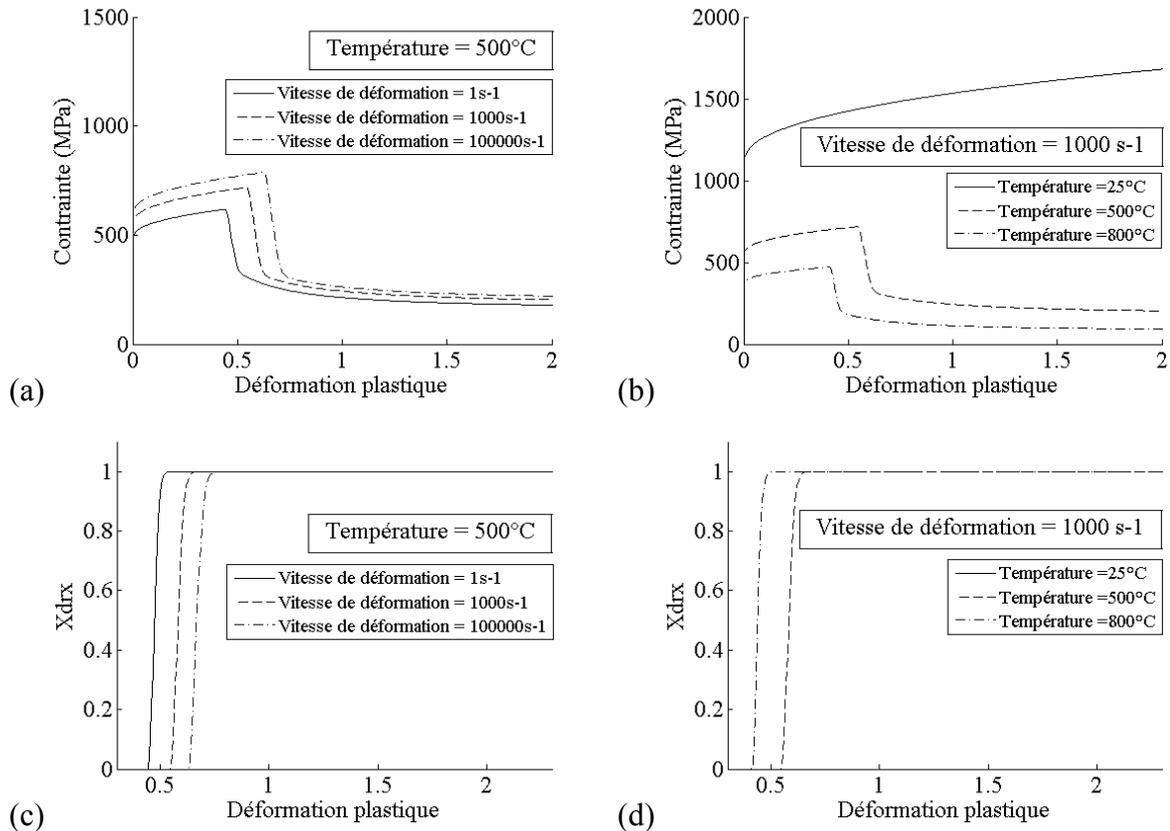


Figure III. 40. Comportement du Ti-6Al-4V avec le modèle Hybride. Effet de la vitesse de déformation : (a) Contrainte-Déformation et (c) fraction volumique recristallisée. Effet de la température : (b) Contrainte-Déformation et (d) fraction volumique recristallisée.

L'application du modèle Hybride à l'usinage du Ti-6Al-4V est montrée sur la Figure III. 41. La segmentation du copeau est reproduite, avec une localisation de la déformation plastique dans les bandes de cisaillement adiabatique. La température est localisée dans les zones fortement déformées et au niveau de l'interface outil-copeau (Figure III. 41(b)). On peut voir que les températures atteintes au niveau de l'interface sont plus élevées (737°C) que dans le cas du modèle MB (536°C).

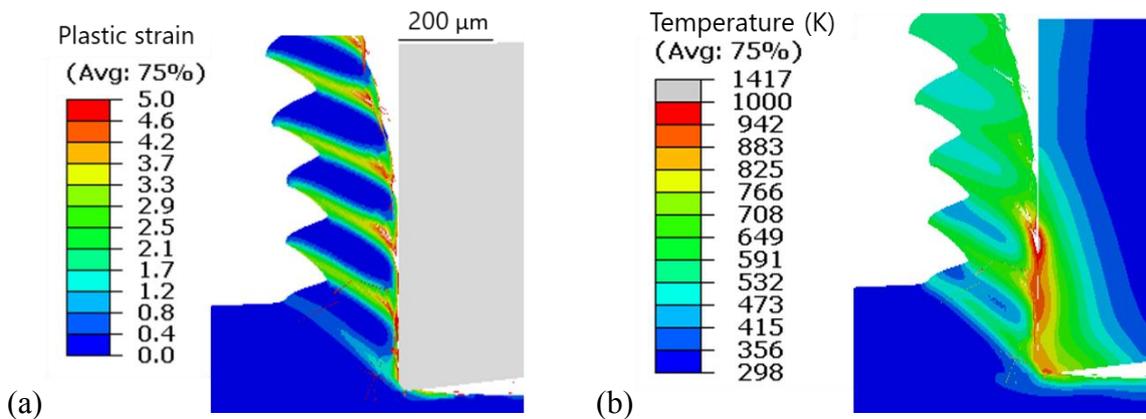


Figure III. 41. Simulation avec le modèle Hybride pour $V_c=100\text{m/min}$ et $f=0,18\text{mm/tr}$: (a) Déformation plastique et (b) température.

La morphologie des copeaux est analysée à travers les paramètres géométriques présentés aux paragraphes 3.1.1.3 et 3.1.2.3 **Erreur ! Source du renvoi introuvable.** La Figure III. 42 montre la comparaison avec les mesures expérimentales et le modèle MB. Au niveau de la morphologie, les grandeurs prédites sont très proches du modèle MB. Il n'y a pas d'amélioration notable. Les deux modèles (MB et Hybride) prédisent la morphologie avec une bonne concordance avec les résultats expérimentaux. Dans les deux cas, la fréquence de segmentation estimée numériquement est légèrement surestimée par rapport à la fréquence obtenue expérimentalement.

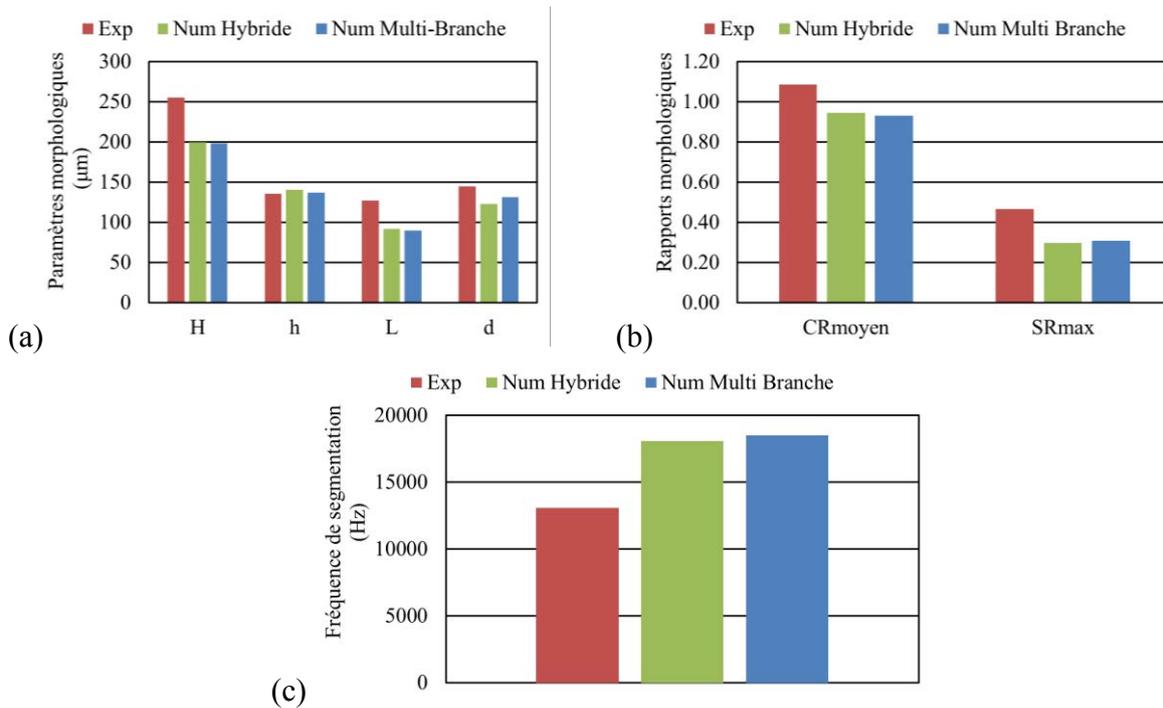


Figure III. 42. Comparaison des résultats numériques (modèle Hybride) et expérimentaux pour $V_c=100\text{m/min}$ et $f=0,18\text{mm/tr}$: (a) Paramètres morphologiques et (b) rapport de compression.

La Figure III. 43 montre la vitesse de déformation atteinte dans la bande de cisaillement adiabatique. Elle se forme en 0,5ms et la vitesse de déformation maximale atteinte est de l'ordre de 6.10^4 s^{-1} alors que la moyenne est de l'ordre de 18.10^3 s^{-1} . On remarque aussi que la vitesse de déformation est plus élevée ici que dans le cas du modèle Multi-Branche. Cela peut être corrélé avec les valeurs de la température qui sont plus élevées dans le cas du modèle Hybride que dans celui du modèle MB. L'effet de l'adoucissement thermique est plus important et la matière se déforme plus facilement. Ce qui explique la vitesse de déformation plus élevée.

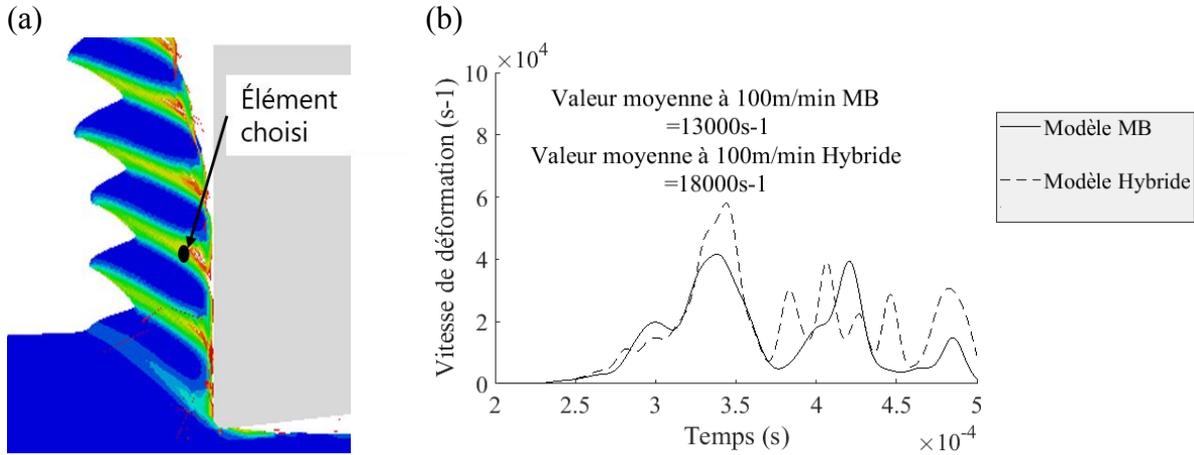


Figure III. 43. Analyse de la vitesse de déformation dans les bandes de cisaillement (modèle hybride) : (a) Élément choisi dans la bande et (b) évolution de sa vitesse de déformation.

La Figure III. 44(a) montre l'évolution des efforts obtenus par simulation numérique. On observe l'oscillation des efforts due au phénomène de segmentation, comme dans le cas du modèle MB. Les valeurs moyennes des efforts sont comparées aux efforts mesurés expérimentalement à la Figure III. 44(b). Le modèle Hybride produit des résultats plus proches des valeurs expérimentales en termes d'effort que le modèle MB. Ces résultats sont à rattacher à la prise en compte de la cinétique de recristallisation. Le fait que la fraction volumique recristallisée soit prise en compte permet d'avoir des contraintes plus élevées que celles obtenues par le modèle MB. En conséquence les efforts prédits sont plus élevés.

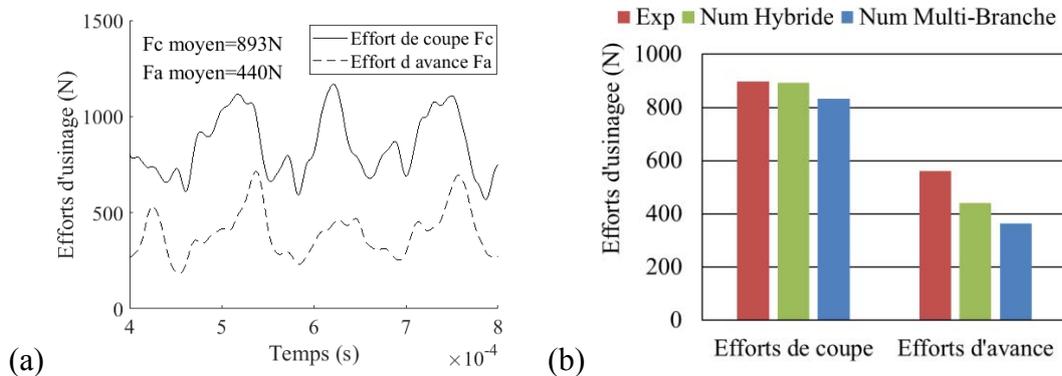


Figure III. 44. (a) Évolution des efforts de coupe simulés avec le modèle hybride et (b) comparaison entre les efforts moyens simulés et mesurés.

3.3.3 Intégration d'un modèle d'endommagement dépendant de la microstructure

La présence de fissures dans les copeaux montre qu'il y a aussi des phénomènes d'endommagement conduisant à une rupture ductile partielle du copeau (Voir Figure III. 29 à Figure III. 31 au paragraphe 3.2.1). Le modèle Hybride, décrit précédemment, n'en tient pas compte et donc ne permet pas de reproduire ce phénomène de fissuration, qui se rajoute à la transformation de la microstructure. Le modèle Hybride est reformulé en introduisant l'endommagement en lien avec la transformation microstructurale. Cet endommagement ductile peut être représenté par le modèle d'endommagement de Johnson-Cook (équation(32)). Ce modèle est associé à un paramètre d'initiation de l'endommagement (équation (31)) et au critère de rupture de Hillerborg (équation (35)). Il est décrit avec les paramètres utilisés dans le paragraphe 3.1.2.1. Cependant, l'interaction de l'évolution de l'endommagement avec l'évolution de la microstructure reste à décrire.

Pour décrire cette interaction, on se base sur les observations des phénomènes de déformation dans le copeau, particulièrement au niveau des bandes de cisaillement adiabatiques (BCA). En effet, la rupture survient dans les BCA du côté de la surface libre du copeau bien que la déformation soit bien moins importante que vers l'intérieur des BCA, où la déformation est plus intense sans qu'il ait de l'endommagement. Dans les BCA où il y a peu de rupture, la transformation de la microstructure par recristallisation dynamique a lieu accompagnée d'une forte déformation plastique (Figure III. 32). Il y a donc une raison à cette différence de comportement. La recristallisation dynamique est un phénomène qui permet au matériau de « se réparer » et de restaurer sa ductilité en diminuant la densité de dislocation. Ainsi, lorsque la recristallisation a lieu, la densité de dislocation diminue, ce qui a pour effet de limiter l'augmentation des contraintes et donc de prévenir la rupture. D'ailleurs, il existe dans la littérature des modèles d'endommagement qui prédisent une diminution de l'endommagement quand il y a recristallisation ([114]-[116]). Ceci explique pourquoi on observe de fortes déformations vers l'intérieur des BCA mais pas de rupture, alors que pour de faibles déformations dans les BCA, vers la surface libre du copeau il y a formation de fissures. La recristallisation ne se produit que lorsque les conditions thermomécaniques permettant son apparition sont réunies. Le critère de recristallisation basé sur la déformation critique, donné par le modèle JMAK, est alors utilisé. Pour traduire cette interaction, la loi d'évolution de l'endommagement, liée aux conditions de transformation par DRX et d'initiation de l'endommagement, est proposée comme suit :

$$\dot{d} = \begin{cases} \frac{L\dot{\varepsilon}}{u_f} & \text{si } (\varepsilon < \varepsilon_{crit} \text{ et } w = 1) \\ 0 & \text{si } (\varepsilon \geq \varepsilon_{crit} \text{ ou } w < 1) \end{cases} \quad (44)$$

Cette loi stipule que lorsqu'il y a recristallisation dynamique, la variable d'endommagement n'augmente plus, même si la déformation plastique continue à augmenter. Par contre, lorsqu'il

n'y a pas de recristallisation, la variable d'endommagement augmente suivant la loi définie (i.e. $\dot{d} = L\dot{\varepsilon}/u_f$). La contrainte d'écoulement tenant compte de la DRX et de l'endommagement est formulée comme suit :

$$\sigma_{Hybrid} = (1-d) \left[(1-X_{DRX})\sigma_1 + X_{DRX}\sigma_2 \right] \quad (45)$$

Le comportement rhéologique reproduit par ce modèle est donné par la Figure III. 45, où l'effet de la température et de la vitesse de déformation sur l'évolution de la contrainte est mis en évidence. La Figure III. 45(a) montre l'effet de la vitesse de déformation sur la contrainte d'écoulement. La température est fixée à 500°C et la vitesse de déformation est variée ($1s^{-1}$, 10^3s^{-1} et 10^5s^{-1}). On constate qu'à faible vitesse de déformation ($1s^{-1}$), la recristallisation se manifeste par un adoucissement du matériau. En revanche, pour les vitesses de déformation plus élevées (10^3 et 10^5s^{-1}), on observe une dégradation du matériau qui conduit à la rupture. L'augmentation de la vitesse de déformation a pour effet d'augmenter la contrainte, de retarder les phénomènes de recristallisation et d'accélérer l'endommagement. La Figure III. 45(c) montre l'évolution de la fraction volumique recristallisée en fonction des mêmes conditions. L'augmentation de la vitesse de déformation augmente la déformation critique de recristallisation et donc retarde l'initiation du phénomène. La Figure III. 45(e) montre l'évolution de la variable d'endommagement pour les mêmes conditions. Puisque la recristallisation se produit rapidement à $1s^{-1}$, pour cette condition, l'endommagement reste nul car la condition décrite par l'équation (44) est remplie. La recristallisation a lieu, ce qui empêche l'endommagement du matériau. En revanche, pour les conditions à 10^{-3} et $10^{-5}s^{-1}$, les phénomènes d'endommagement se produisent avant l'initiation de la recristallisation prévue par le modèle JMAK. Ce qui conduit à une rupture du matériau.

La Figure III. 45(b) montre l'influence de la température sur le comportement du matériau pour une vitesse de déformation de 10^3s^{-1} et trois températures (25, 500, 800°C). On constate que l'augmentation de la température favorise l'occurrence de la recristallisation. En effet, à 25 et 500°C, on a un comportement en déformation sans transformation suivie d'une rupture. A 800°C, on observe en revanche un adoucissement dû à la recristallisation dynamique. Les Figure III. 45(d)-(f) montrent qu'à 800°C la recristallisation se produit rapidement, empêchant l'endommagement du matériau, alors que pour les autres conditions, c'est l'endommagement ductile suivi de la rupture qui se produit.

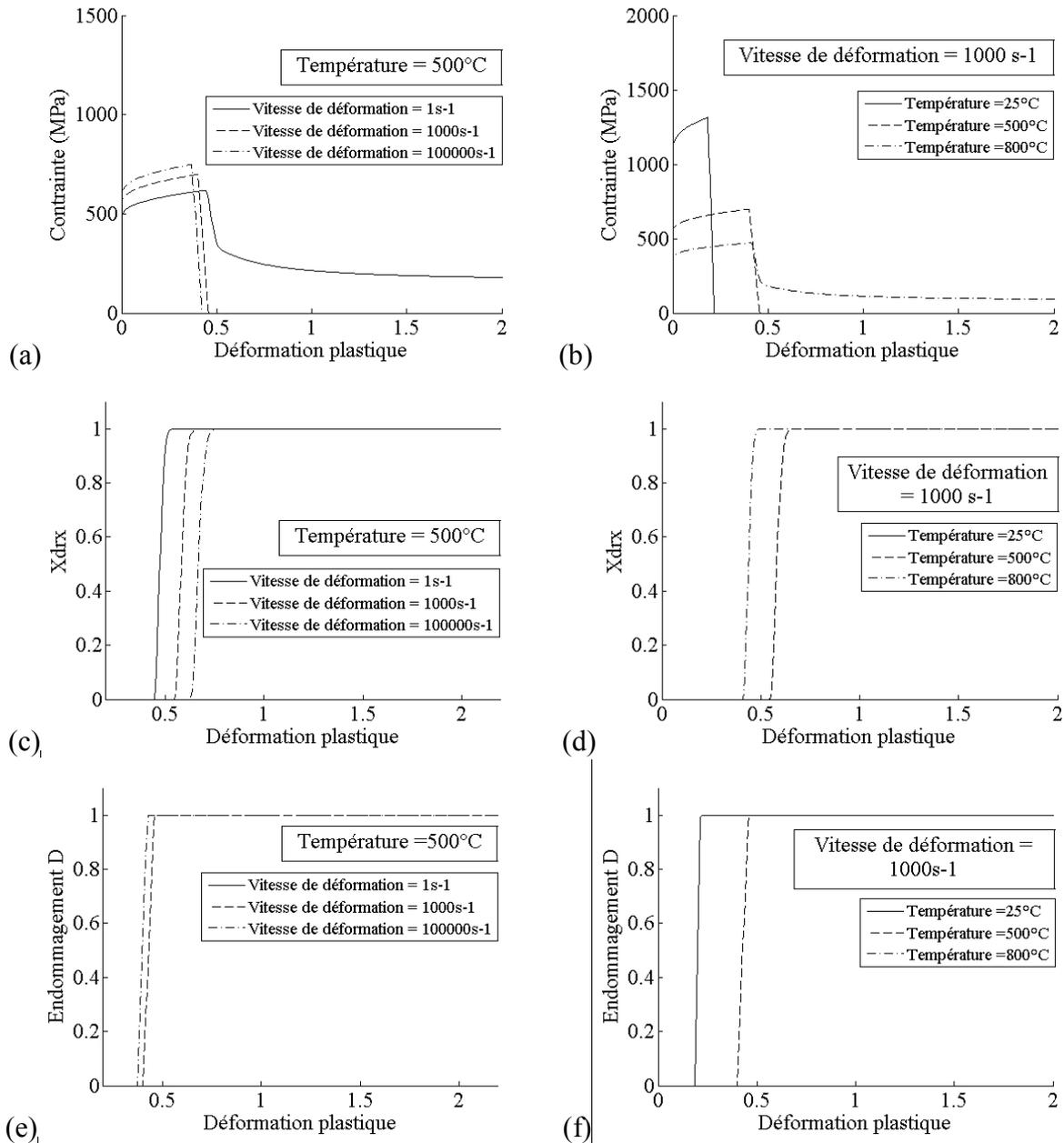


Figure III. 45. Comportement du Ti-6Al-4V avec le modèle Hybride couplé à l'endommagement. Effet de la vitesse de déformation : (a) Contrainte-Déformation, (c) fraction volumique recristallisée et (e) variable d'endommagement. Effet de la température : (b) Contrainte-Déformation, (d) fraction volumique recristallisée et (f) variable d'endommagement.

Ce modèle de comportement couplé à l'évolution de la microstructure, à l'endommagement ductile et prenant en compte l'interaction qui existe entre ces deux phénomènes, nous permet de reproduire le comportement adéquat du matériau en fonction des conditions thermomécaniques. Une température élevée et une vitesse de déformation faible aura tendance à favoriser la transformation de la microstructure, et plus précisément la recristallisation dynamique dans le cas présent. En revanche, une faible température et une vitesse de déformation élevée va entraîner une rupture du matériau, puisque les phénomènes activés thermiquement ne peuvent se produire et le matériau a moins de temps pour s'accommoder à mesure que l'on augmente la vitesse de déformation. Lors de l'usinage du Ti-6Al-4V, du fait

que les conditions thermomécaniques dans le copeau sont fortement variables et hétérogènes (selon qu'on est à l'intérieur ou non, et même le long des BCA), le modèle proposé devrait permettre de représenter le comportement adéquat en fonction de la position considérée dans le copeau. La Figure III. 46 montre la morphologie du copeau obtenu avec ce modèle hybride couplé à l'endommagement. On constate que la segmentation du copeau est bien reproduite, mais aussi la rupture partielle avec l'amorçage de fissures dans les BCA à partir de la surface libre du copeau. Ces phénomènes concordent avec les observations expérimentales, ce qui tend à confirmer les hypothèses du modèle de comportement formulées précédemment.

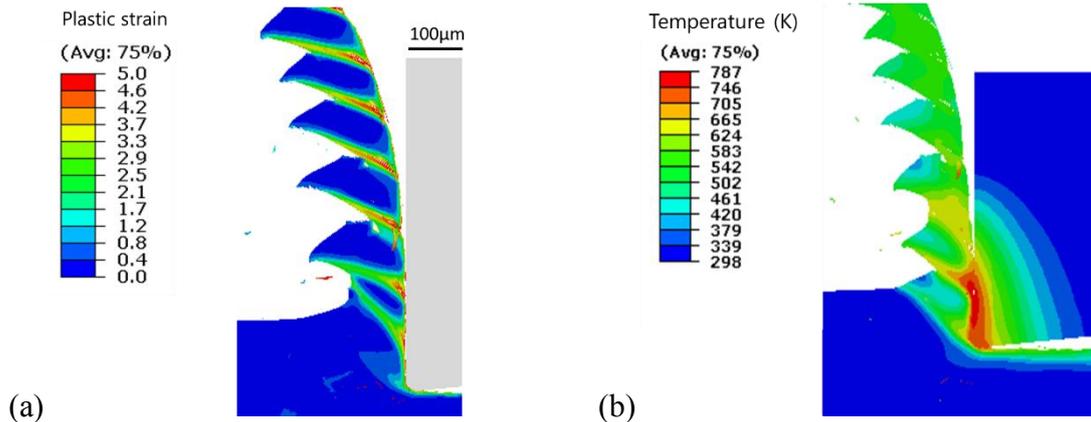
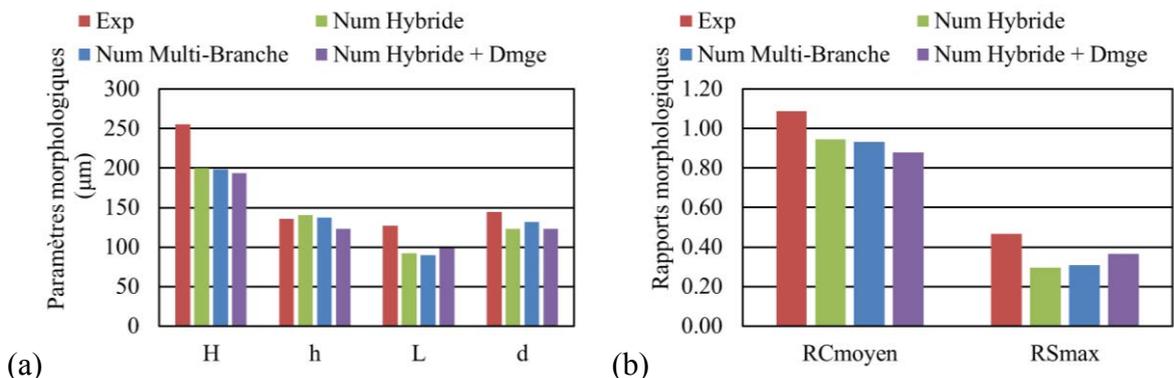
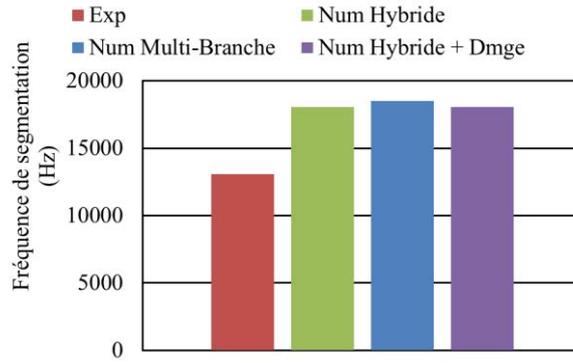


Figure III. 46. Simulation avec le modèle hybride couplé à l'endommagement pour $V_c=100\text{m/min}$ et $f=0,18\text{mm/tr}$: (a) Déformation plastique et (b) température.

La distribution de la déformation plastique et de la température sont aussi reproduites : une localisation de la déformation plastique dans les zones primaire et secondaire et une concentration de la chaleur à l'interface outil-copeau. La morphologie du copeau est évaluée avec des paramètres morphologiques et les résultats sont proches des mesures expérimentales, comme le montre la Figure III. 47. La vitesse de déformation est estimée en un point sélectionné dans la bande de cisaillement adiabatique (Figure III. 48(a)). La bande de cisaillement se forme approximativement en 0,3ms (Figure III. 48(b)). La vitesse de déformation moyenne est de l'ordre de 10^4 s^{-1} et la vitesse de déformation maximale atteinte est de l'ordre de $8 \cdot 10^4 \text{ s}^{-1}$. La déformation moyenne est moins importante que dans le cas des modèles MB et Hybride car on peut voir que la durée du chargement que subit l'élément est moins importante. On atteint une vitesse maximale plus importante que dans les deux autres cas.





(c)

Figure III. 47. Comparaison des résultats numériques (modèle hybride couplé à l'endommagement) et expérimentaux pour $V_c=100\text{m/min}$ et $f=0,18\text{mm/tr}$: (a) Paramètres morphologiques. (b) rapport de compression moyen. (c) Fréquence de segmentation.

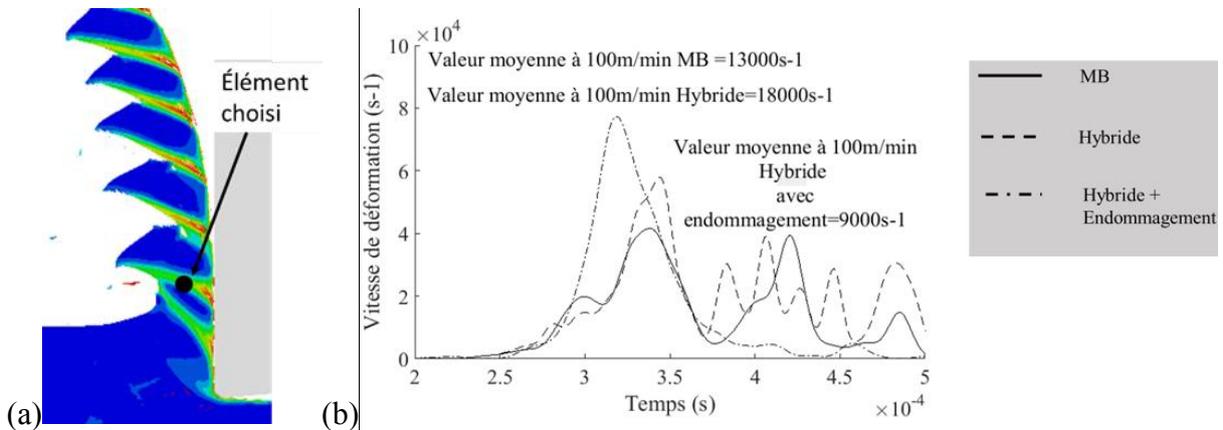


Figure III. 48. Analyse de la vitesse de déformation dans les bandes de cisaillement (modèle hybride couplé à l'endommagement) : (a) Élément choisi dans la bande et (b) évolution de la vitesse de déformation.

L'endommagement (Figure. III. 49) est concentré dans les bandes de cisaillement, dans la zone de cisaillement secondaire et au niveau de la surface usinée, comme le montre la Figure. III. 49. Il est intéressant de noter que l'endommagement atteint une valeur proche de 1, le long de la bande cisaillement adiabatique, sans toutefois l'atteindre. La Figure. III. 49(b) montre qu'à partir du moment où l'élément subit de la déformation, la déformation commence à diminuer de manière importante. Cette baisse de la déformation critique est due à l'augmentation de la température et traduit le fait que la recristallisation est un phénomène thermiquement activé. On peut voir que l'endommagement augmente aussi avec la déformation plastique, pour se stabiliser à une valeur constante mais élevée (0,9), au moment où la recristallisation débute.

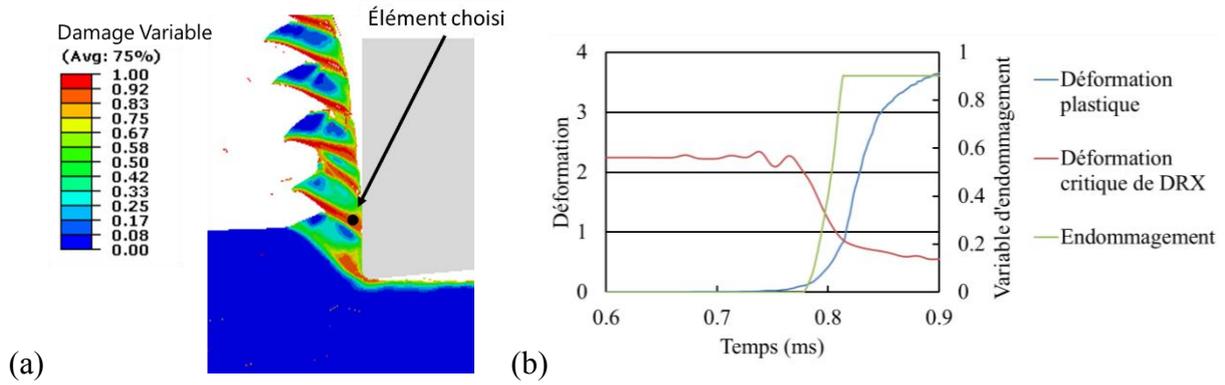


Figure III. 49. Prédiction de l'endommagement avec le modèle Hybride couplé à l'endommagement ($V_c=100\text{m/min}$ et $f=0,18\text{mm/tr}$). (a) Prédiction de l'endommagement simulé en coupe orthogonale, (b) Évolution de variables mécaniques en fonction du temps.

L'effort de coupe estimé est proche de la valeur expérimentale, comme le montre la Figure III. 50. Les efforts obtenus par le présent modèle sont plus faibles et plus éloignés des résultats expérimentaux que ceux obtenus par les modèles MB et Hybride. Ceci est dû à l'endommagement et à la suppression d'éléments qui ont tendance à réduire les efforts. Enfin, la prédiction de l'effort de coupe est précise, avec une faible erreur.

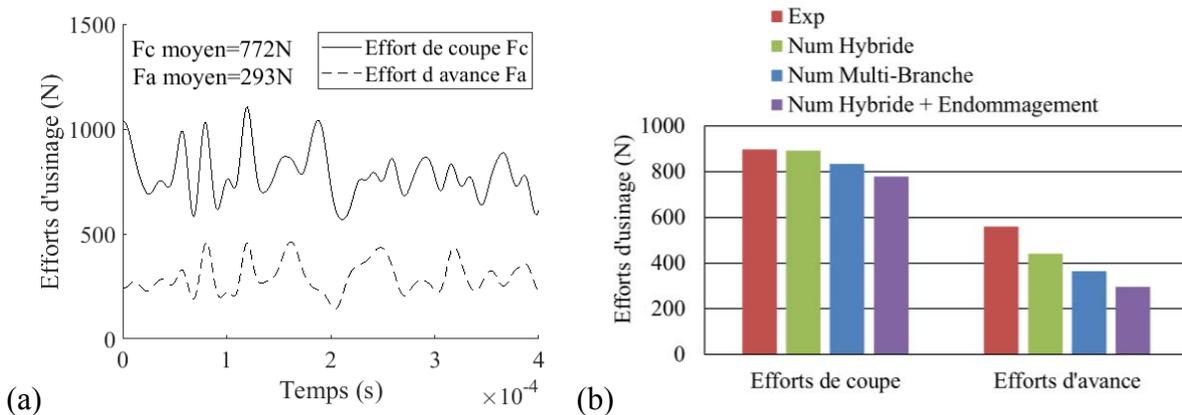


Figure III. 50. (a) Évolution des efforts de coupe simulés avec le modèle Hybride et (b) comparaison entre les efforts moyens simulés et mesurés ($V_c=100\text{m/min}$ et $f=0,18\text{mm/tr}$).

3.4 Conclusion

La modélisation du processus de coupe des alliages de titane prend souvent en compte indépendamment la thermo-viscoplasticité, les phénomènes microstructuraux et l'endommagement. Les observations expérimentales des copeaux en Ti-6Al-4V suggèrent que tous ces phénomènes sont présents et se produisent simultanément. Toutefois, la prise en compte de ces mécanismes doit être faite avec précaution dans la modélisation, du fait que l'endommagement et la recristallisation sont des phénomènes « antagonistes ». En effet, d'une part, l'endommagement d'un matériau est le résultat d'une accumulation de l'énergie de déformation. Le matériau ne pouvant contenir cette énergie, la libère par création de nouvelles surfaces ; il s'agit de la rupture qui se manifeste par l'apparition de fissures. D'autre part, la restauration et la recristallisation dynamiques sont des phénomènes au cours desquels le

matériau se répare en réduisant l'énergie de déformation stockée par la modification de sa microstructure. Ces deux phénomènes, d'endommagement et recristallisation, sont donc opposés. A l'échelle macroscopique, cet antagonisme se traduit par des conditions thermomécaniques contraires. Tandis que les hautes températures sont nécessaires à la recristallisation, elle retarde la rupture du matériau. De même, si les vitesses de déformations élevées facilitent la rupture dans le cas du titane et de ces alliages, elles retardent ainsi l'apparition de la recristallisation.

Dans le cas de l'usinage, le chargement thermomécanique subit par le matériau usiné dans la zone de coupe n'est pas uniforme. Certaines zones sont soumises à des températures très élevées, alors que d'autres à faible température. Cette hétérogénéité des conditions thermomécaniques entraîne une hétérogénéité du comportement. Dans ce chapitre, un modèle a été formulé et permet de transiter d'un comportement à froid (plus faible que la température d'activation des transformations) vers un comportement à chaud (plus élevé que la température d'activation des transformations). Couplé à la microstructure et à l'endommagement, ce modèle permet de reproduire les phénomènes physiques observés en usinage du Ti-6Al-4V, tels que la segmentation, la localisation de la déformation et la rupture partielle. L'application du modèle de comportement ainsi formulé à la simulation de l'usinage du Ti-6Al-4V est décrite dans le dernier chapitre de ce manuscrit.

Chapitre 4 :

Simulation numérique de la coupe du Ti-6Al-4V

Ce chapitre présente les résultats de la simulation de la coupe orthogonale du Ti-6Al-4V avec le modèle de comportement hybride développé dans le Chapitre 3. Dans un premier temps, la démarche d'implémentation du modèle est présentée. Le cadre de l'élasto-viscoplasticité est utilisé à cet effet. Les équations utilisées comprennent la loi de Hooke, la loi de normalité, la partition de la déformation, et les lois de charge-décharge. L'algorithme développé est alors validé en comparant ses performances à celles d'Abaqus pour le modèle de Johnson-Cook. Les cas de chargement élémentaires (traction, compression et cisaillement) sont adoptés pour les tests rhéologiques.

Par la suite, les essais d'usinage du Ti-6Al-4V réalisés, présentés dans le Chapitre 2, sont simulés et les résultats numériques et expérimentaux sont confrontés. Les comparaisons sont faites sur la morphologie des copeaux, les efforts de coupe, l'évolution de la température et les phénomènes observés. La taille de grain est prédite et interprétée.

A partir des résultats obtenus, une réflexion est menée sur le comportement du Ti-6Al-4V et les transformations de la microstructure lors du processus de coupe. Une approche multi-échelle est ensuite proposée en perspective pour l'analyse du comportement local du matériau dans la zone de coupe. Pour cela, la loi de Zerilli-Armstrong [71], permettant de différencier le comportement des différentes phases du matériau est intégrée dans le modèle Hybride et implémentée.

4.1 Implémentation de la loi de comportement

4.1.1 Formulation de l'élasto-viscoplasticité

Le cadre de l'élasto-viscoplasticité est adopté dans la présente étude. La formulation utilisée s'articule autour de plusieurs équations. Le premier phénomène est l'élasticité modélisée par la loi de Hooke généralisée :

$$\bar{\sigma} = 2\mu\bar{\varepsilon} + \lambda \text{tr}(\bar{\varepsilon}) \bar{I} \quad (46)$$

$\bar{\sigma}$ est le tenseur des contraintes de Cauchy, $\bar{\varepsilon}$ le tenseur des déformations élastiques.

Dans le cas le plus général, on admet une partition multiplicative de la déformation qui n'aboutit pas nécessairement à la partition additive bien connue en petites déformations. Lors de la simulation, pour un incrément de temps donné, le logiciel Abaqus prend comme configuration de référence la configuration à l'incrément de temps précédent. Il associe alors à cette configuration un repère co-rotationnel rigide ([118], [119]), ce qui permet d'utiliser une partition de la déformation similaire au cadre des petites déformations. La partition de la déformation est donc :

$$\bar{\varepsilon} = \bar{\varepsilon}^e + \bar{\varepsilon}^p + \alpha \bar{I} \Delta T \quad (47)$$

$\bar{\varepsilon}^p$ est le tenseur des déformations plastique, α le coefficient de dilatation thermique et ΔT la variation de la température. Le cadre thermodynamique s'appuie sur l'énergie libre de Helmholtz ψ et sur l'inégalité de Clausius Duhem. Ce qui aboutit aux lois d'états suivantes [120] :

$$\bar{\sigma} = \rho \frac{\partial \psi}{\partial \bar{\varepsilon}} \quad (48)$$

$$\dot{\bar{\varepsilon}}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial \bar{\sigma}} \quad (49)$$

Enfin, les conditions de charge-décharge, dites conditions de Kuhn-Tucker, sont données par :

$$\begin{aligned} \dot{\lambda} &\geq 0 \\ f &\leq 0 \\ \dot{\lambda} f &= 0 \end{aligned} \quad (50)$$

4.1.2 Implémentation du modèle de comportement

Dans le cadre de l'implémentation, on considère un indice associant les grandeurs manipulées (tenseur des contraintes, tenseurs des déformations, etc.) à l'instant considéré. Deux instants consécutifs sont alors utilisés : t et $t+1$. Les grandeurs sont connues à l'instant t et on cherche à les déterminer à l'instant $t+1$. Pour un incrément de déformation $\Delta \bar{\varepsilon}$ donné, on cherche à déterminer les parts de déformation (élastique et plastique) qui la compose selon :

$$\overline{\Delta \varepsilon} = \overline{\Delta \varepsilon}^e + \overline{\Delta \varepsilon}^p \quad (51)$$

On calcule d'abord la contrainte selon une hypothèse de prédiction élastique, c'est-à-dire en supposant un chargement purement élastique, en utilisant la loi de Hooke :

$$\overline{\sigma}^{pr} = 2\mu \left(\overline{\varepsilon}_t + \overline{\Delta \varepsilon} \right) + \lambda \text{tr} \left(\overline{\varepsilon}_t + \overline{\Delta \varepsilon} \right) \overline{I} \quad (52)$$

On utilise ensuite les conditions de Kuhn Tucker, en testant le signe de la fonction de charge f afin de déterminer si le chargement est élastique ou plastique :

$$f = \sigma^{pr} - \sigma_t^y \quad (53)$$

où σ^{pr} est la contrainte équivalente au sens de Von-Mises correspondant à un incrément $\overline{\Delta \varepsilon}$ élastique, et σ_t^y est la contrainte d'écoulement au début d'incrément.

- Si le signe de la fonction de charge est négatif, c'est-à-dire $f \leq 0$, alors on est dans le cas de l'élasticité :

$$\begin{aligned} \overline{\Delta \varepsilon}^p &= 0 \Leftrightarrow \dot{\overline{\varepsilon}}^p = 0 \\ \Rightarrow \dot{\lambda} &= 0 \text{ et } f < 0 \\ \text{puisque } \dot{\lambda} f &= 0 \end{aligned}$$

Dans ce cas, la solution du problème est simple et on a :

$$\begin{aligned} \overline{\sigma}_{t+1} &= 2\mu \left(\overline{\varepsilon}_t + \overline{\Delta \varepsilon} \right) + \lambda \text{tr} \left(\overline{\varepsilon}_t + \overline{\Delta \varepsilon} \right) \overline{I} = \overline{\sigma}^{tr} \\ \text{et } \overline{\varepsilon}_{t+1} &= \overline{\varepsilon}_t \end{aligned} \quad (54)$$

- Sinon le chargement est élastoplastique :

$$\begin{aligned} \overline{\Delta \varepsilon}^p &\neq 0 \Leftrightarrow \dot{\overline{\varepsilon}}^p \neq 0 \\ \Rightarrow \dot{\lambda} &> 0 \text{ et } f = 0 \\ \text{puisque } \dot{\lambda} f &= 0 \end{aligned}$$

En considérant toutes les équations présentées au paragraphe 4.1.1, on obtient l'incrément de déformation plastique sous la forme (voir annexe pour les développements) :

$$\Delta \varepsilon^p = \frac{\sigma^{pr eq} - \sigma_t^y}{H + 3\mu} \quad (55)$$

où H est le module d'érouissage et est approximé à l'instant t selon $H_t = \left(\frac{\partial \sigma^y}{\partial \varepsilon^p} \right)_t$.

L'expression complète de H est précisé en annexe pour les différentes lois utilisées.

Les variables sont ensuite actualisées à l'instant $t+1$ comme suit :

$$\begin{aligned} \Delta \varepsilon^p &= \Delta \varepsilon^p \frac{3}{2} \frac{\sigma_{t+1}^{dev}}{\sigma^{eq}} \equiv \Delta \varepsilon^p \frac{3}{2} \frac{\sigma}{\sigma^{pr eq}} \\ \varepsilon_{t+1}^e &= \varepsilon_t^e + \Delta \varepsilon - \Delta \varepsilon^p \\ \sigma_{t+1}^e &= 2\mu \varepsilon_{t+1}^e + \lambda tr \left(\varepsilon_{t+1}^e \right) \bar{I} \end{aligned} \quad (56)$$

Le schéma d'implémentation est synthétisé à travers l'algorithme de la Figure IV. 1.

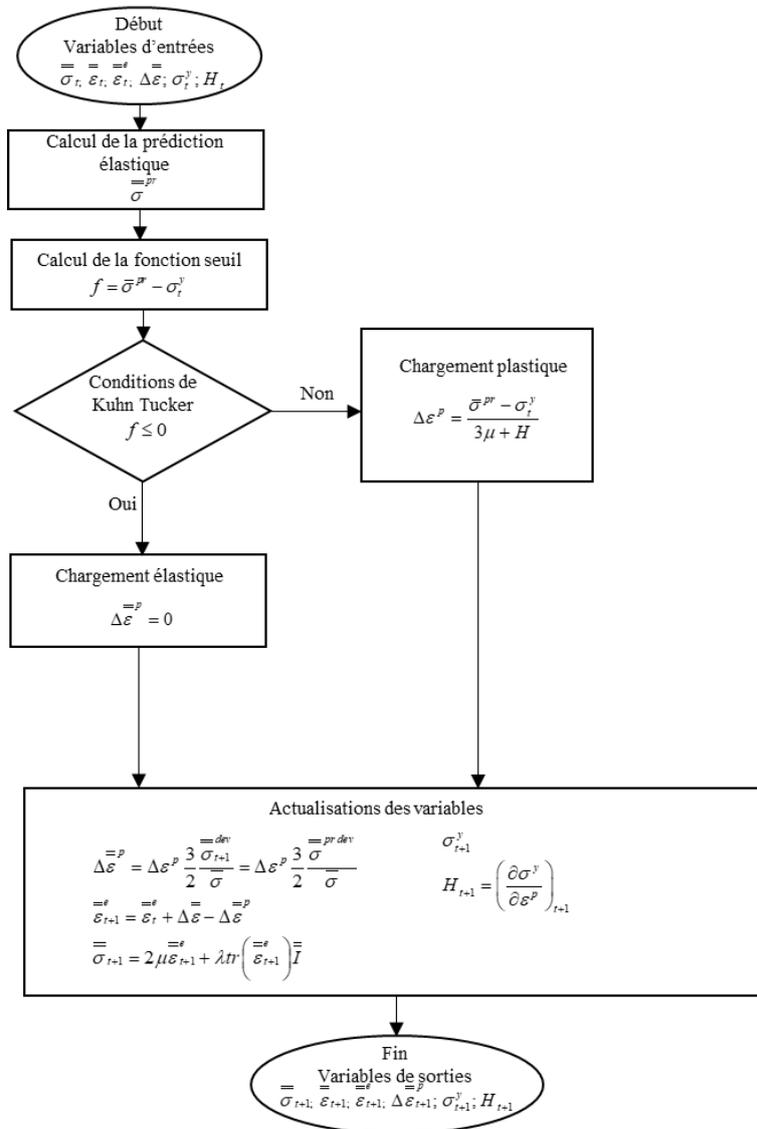


Figure IV. 1 Algorithme d'implémentation du modèle élastoplastique.

4.1.3 Validation de l'implémentation du modèle de comportement

L'objectif de cette validation est de confirmer le bon fonctionnement de l'algorithme. Le modèle de comportement de Johnson-Cook est implémenté via l'interface VUMAT dans le code Abaqus/Explicit, et comparé au même modèle déjà présent dans ce code. L'équation de Johnson Cook ainsi que les paramètres utilisés sont précisées au Chapitre 3.

La validation est effectuée sur un cube constitué d'un seul élément fini soumis à des chargements rhéologiques simples. Les chargements choisis pour cette démarche sont la traction uniaxiale, la compression uniaxiale et le cisaillement simple (voir Figure IV. 2).

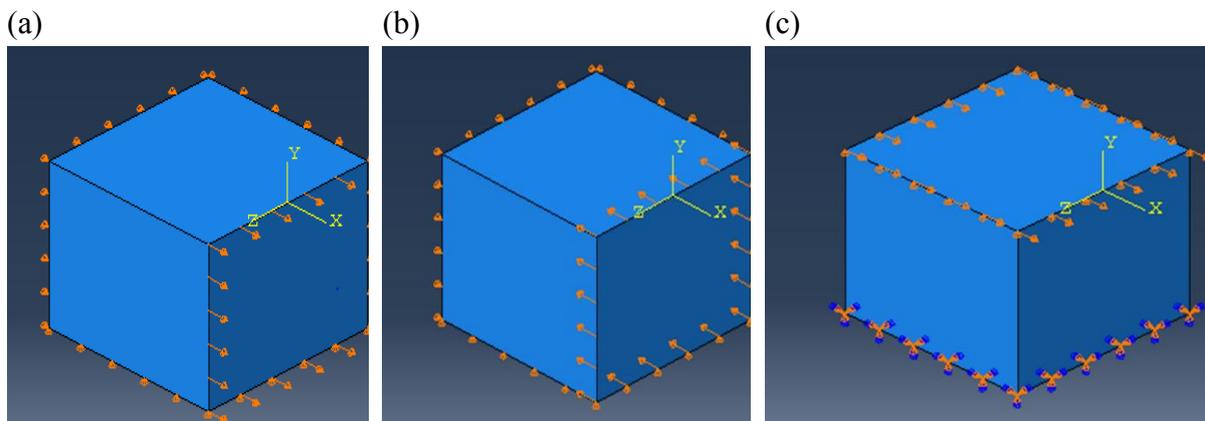


Figure IV. 2. Condition aux limites pour les tests rhéologiques : (a) Traction, (b) compression, et (c) cisaillement.

Ces trois cas de chargement sont simulés pour différentes vitesses de déformation et températures. Les vitesses de déformations choisies (10^3 et 10^5s^{-1}) sont élevées et du même ordre de grandeur que celles rencontrées en usinage (jusqu'à 10^5s^{-1}). Les températures sont choisies égales à 25 et 500°C pour vérifier que l'effet thermique est bien pris en compte. Du fait des très courts temps de chargement en usinage, on considère ici que les sollicitations sont adiabatiques. Les tests sont réalisés pour des déformations allant jusqu'à 25%. Les chargements en traction ou en compression conduisent au même résultat pour ce qui est de l'élasto-viscoplasticité. Le Tableau IV. 1 récapitule les différents cas simulés.

Tableau IV. 1. Cas simulés

	Chargement	Température (°C)	Vitesse de déformation (s ⁻¹)
Cas 1	Traction/compression	25	10 ³
Cas 2	Traction/compression	25	10 ⁵
Cas 3	Traction/compression	500	10 ³
Cas 4	Traction/compression	500	10 ⁵
Cas 5	Cisaillement	25	10 ³
Cas 6	Cisaillement	25	10 ⁵
Cas 7	Cisaillement	500	10 ³
Cas 8	Cisaillement	500	10 ⁵

La Figure IV. 3 montre la comparaison de la réponse contrainte d'écoulement/déformation plastique entre Abaqus et l'implémentation pour les tests de traction et de compression, où les courbes se confondent. L'effet de la vitesse de déformation entraîne bien une augmentation de la contrainte d'écoulement. Une augmentation de la température entraîne une baisse de la contrainte dans le matériau comme attendu.

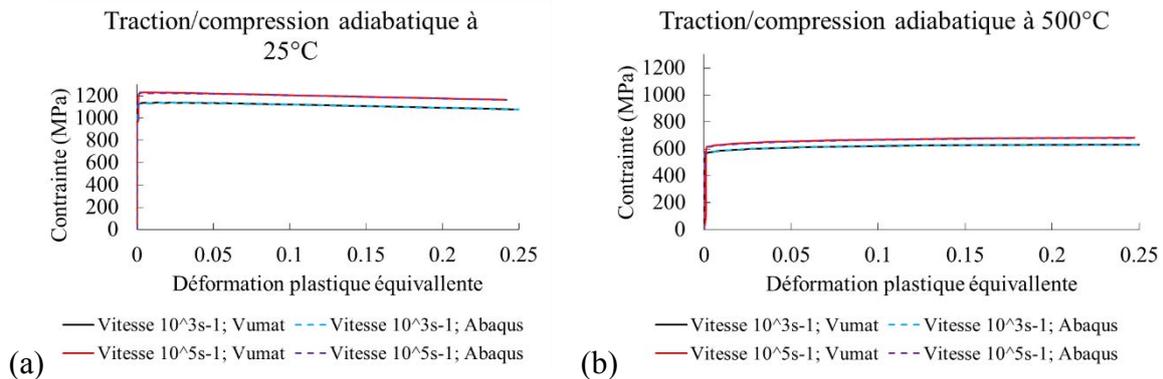
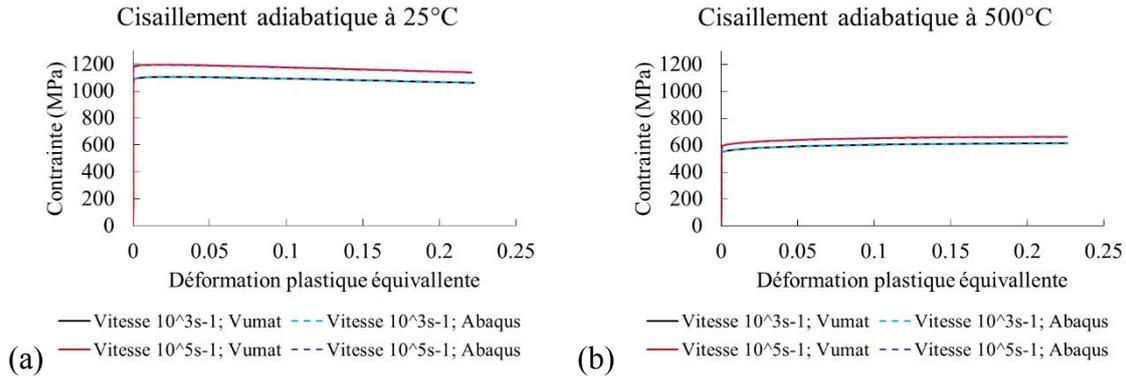


Figure IV. 3. Validation de l'implémentation avec le modèle de Johnson-Cook en traction et compression simples : (a) $T=25^{\circ}\text{C}$, (b) $T=500^{\circ}\text{C}$.

De même, la Figure IV. 4 montre la comparaison de la réponse contrainte d'écoulement/déformation plastique entre Abaqus et l'implémentation pour le cisaillement simple, où les courbes se confondent. L'effet de la vitesse de déformation et celui de l'adoucissement thermique sont ici aussi bien reproduits. Ces résultats valident le bon fonctionnement de l'implémentation.



4.2 Application du modèle de comportement Hybride à la simulation de la coupe orthogonale du Ti-6Al-4V

4.2.1 Mise en données du modèle

Le modèle de comportement Hybride, construit et décrit au Chapitre 3, est adopté pour simuler les essais de coupe orthogonale. Pour une description détaillée, se reporter au §5 du Chapitre 3. Sont rappelés ici les principaux aspects de ce modèle de comportement. La loi d'écoulement est donnée par :

$$\bar{\sigma} = (1-d) \left[(1-X_{DRX}) \bar{\sigma}_1 + X_{DRX} \bar{\sigma}_2 \right]$$

Avec

$$\bar{\sigma}_1 = \bar{\sigma}_{JC}$$

$$\bar{\sigma}_2 = \bar{\sigma}_{TANH}$$
(57)

Les paramètres du modèle de Jonson-Cook sont donnés dans le §2 du Chapitre 3. Les paramètres supplémentaires apparaissant dans le modèle TANH sont donnés dans le Tableau IV. 2.

Tableau IV. 2. Paramètres du modèle TANH [6].

a	b	c	d
1,6	0,4	6	0,5

La recristallisation dynamique est prise en compte dans le calcul de la contrainte d'écoulement $\bar{\sigma}$ à travers la fraction volumique recristallisée X_{DRX} , donnée par :

$$\begin{aligned}
 X_{DRX} &= 1 - \exp \left[-\beta_d \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_{crit}}{\varepsilon_{0,5}} \right)^{k_d} \right] \text{ if } \varepsilon \geq \varepsilon_{crit} \\
 \dot{X}_{DRX} &= 0 \text{ if } \varepsilon < \varepsilon_{crit} \\
 \text{with } \varepsilon_{0,5} &= a_5 \dot{\varepsilon}^{m_5} \exp \left(\frac{Q_{act} m_5}{RT} \right)
 \end{aligned} \tag{58}$$

Le Tableau IV. 3 donne les paramètres adoptés. Ces paramètres ont été ajustés pour la condition 100m/min-0,18mm/tr afin d'obtenir une morphologie correcte. Les paramètres ont ensuite été appliqués à toutes les autres conditions.

Tableau IV. 3. Paramètre du modèle JMAK pour la cinétique de recristallisation ([37], [117]).

	a_5	h_5	m_5	β_d	k_d
Adoptés	0,022	0	0,03	2	2
Ozel et Arisoy (2015)	$1,21 \cdot 10^{-5}$	0,13	0,04	0,693	2
Pan et al (2016)	0,022	0	0,11146	0,9339	0,55594

La variable d'endommagement d , intervenant dans l'expression de la contrainte d'écoulement (45), dépend de l'occurrence de la recristallisation. Son évolution s'exprime comme suit :

$$\dot{d} = \begin{cases} \frac{L\dot{\varepsilon}}{u_f} & \text{if } (\varepsilon < \varepsilon_{crit} \text{ et } w = 1) \\ 0 & \text{if } (\varepsilon \geq \varepsilon_{crit} \text{ ou } w < 1) \end{cases} \tag{59}$$

Le modèle de Hillerborg est adopté pour évaluer le déplacement à rupture u_f (équation (60)).

La variable d'initiation de l'endommagement w , dépendant de la déformation à la rupture ε_f selon l'équation (61). La déformation à la rupture ε_f est donnée par le modèle d'endommagement de Johnson-Cook.

$$u_f = \frac{2G_f}{\sigma_0^y} \tag{60}$$

$$w = \int \frac{d\varepsilon}{\varepsilon_f} \tag{61}$$

$$\varepsilon_f = \left[d_1 + d_2 \exp \left(d_3 \frac{P}{\sigma} \right) \right] \left[1 + d_4 \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] \left[1 + d_5 \frac{T - T_0}{T_m - T_0} \right] \tag{62}$$

Les paramètres du modèle d'endommagement sont donnés dans le Tableau IV. 4.

Tableau IV. 4. Paramètres du modèle d'endommagement de Johnson-Cook [105].

d_1	d_2	d_3	d_4	d_5
-0,09	0,25	-0,5	0,014	3,87

Ce modèle de comportement est implémenté en suivant le schéma d'intégration donné à la Figure IV. 5.

Les phénomènes thermiques sont modélisés selon l'équation de la chaleur donnée par :

$$\lambda \Delta T + \eta \sigma \dot{\varepsilon} = \rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} \quad (63)$$

où λ la conductivité thermique, ρ la masse volumique, C_p la chaleur spécifique, dont les valeurs sont rappelées au Chapitre 3. η est le coefficient de Taylor-Quinney pris égal à 0,9.

L'approche Lagrangienne est adoptée pour la simulation de la coupe orthogonale du Ti-6Al-4V. Cette approche permet de prendre en compte la fissuration dans le copeau grâce à la fonction de suppression d'éléments finis. Le comportement du matériau autorise de ne pas utiliser de couche de séparation (Figure IV. 6) pour la formation du copeau, en raison de la prise en compte de l'endommagement dans tout le domaine de la pièce usinée. Le maillage est raffiné dans la zone du copeau (taille d'élément de 5 μm). L'outil est modélisé comme un corps thermo-rigide avec la prise en compte de la diffusion de la chaleur.

Les paramètres géométriques de la partie active de l'outil sont listés au Tableau IV. 5.

Tableau IV. 5. Paramètres géométriques de l'outil de coupe.

Angle de coupe (°)	Angle de dépouille (°)	Rayon d'arête (mm)
0	7	0,03

Le frottement est pris en compte à travers un modèle de Coulomb, avec un coefficient de frottement μ de 0,6. Cette valeur correspond à la moyenne des coefficients de frottement apparents mesurés dans l'étude expérimentale du Chapitre 2.

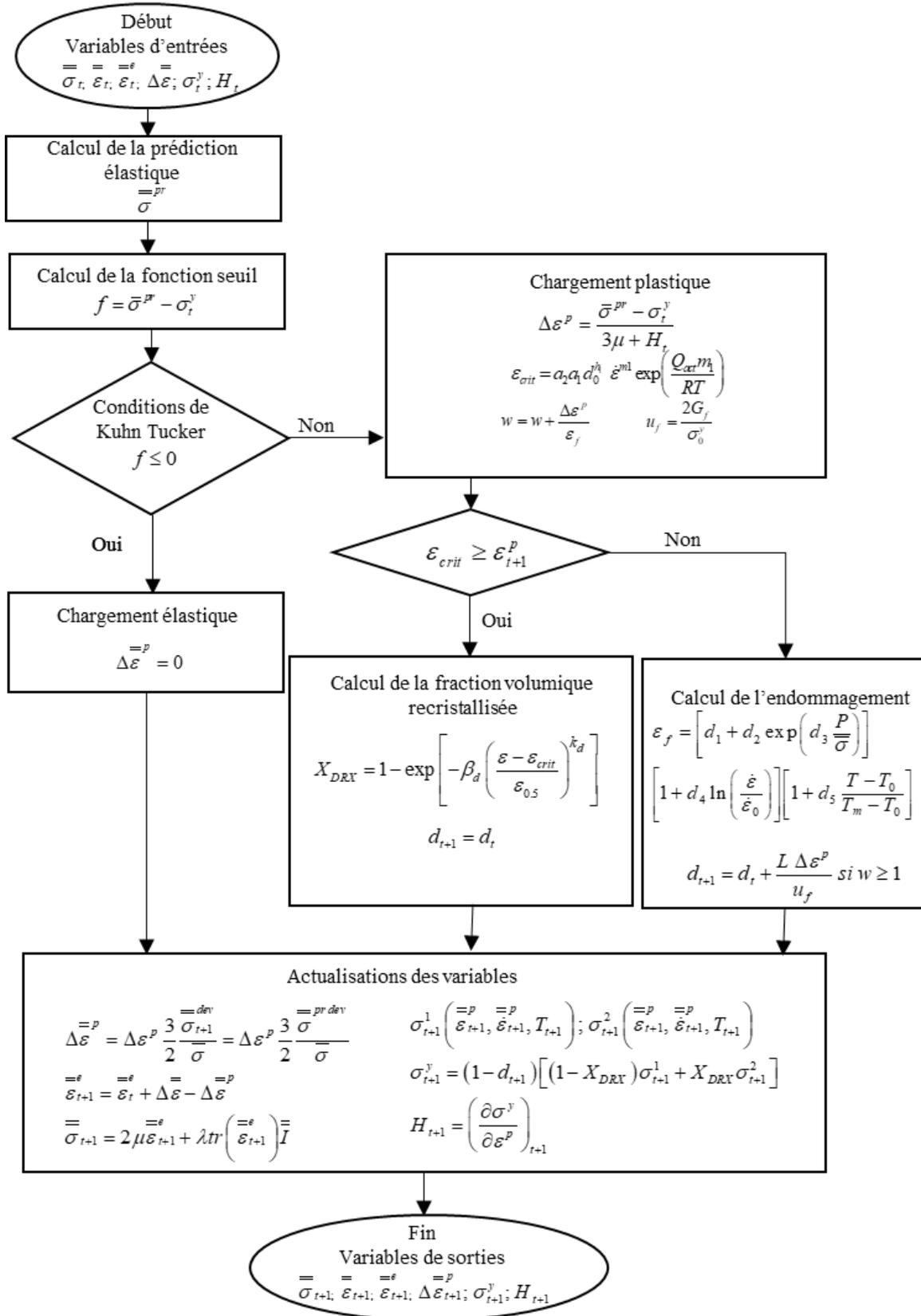


Figure IV. 5. Algorithme d'implémentation du modèle Hybride avec endommagement et recrystallisation.

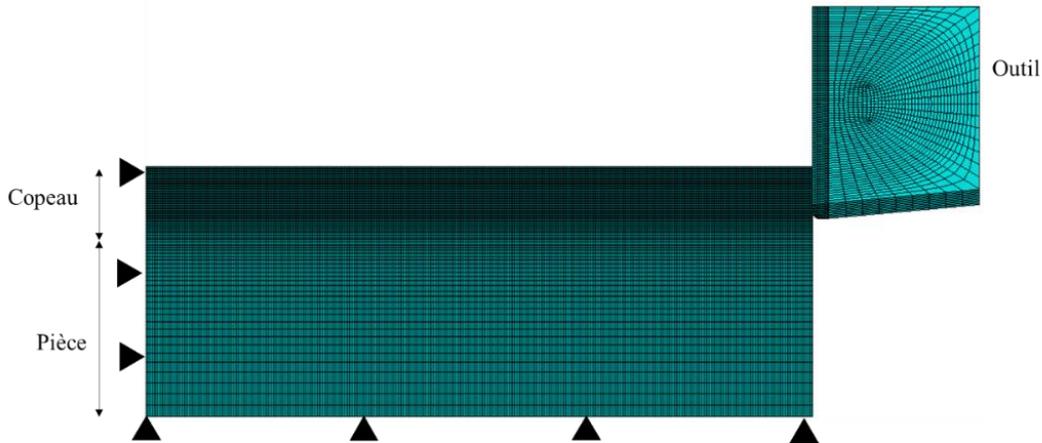


Figure IV. 6. Modèle Éléments-finis en approche lagrangienne de la coupe orthogonale.

Le Tableau IV. 6 rassemble les conditions de coupe qui ont été étudiées expérimentalement au Chapitre 2 et simulées dans le présent chapitre.

Tableau IV. 6. Conditions de coupe orthogonale simulées.

Conditions	Avance (mm/tr)	Vitesse de coupe (m/min)
1, 2 et 3	0,075	25, 100 et 150
4, 5 et 6	0,18	25, 100 et 150
7, 8 et 9	0,35	25, 100 et 150

4.2.2 Simulation des essais de coupe du Ti-6Al-4V

4.2.3 Prédiction de la morphologie des copeaux

La morphologie des copeaux simulés est comparée aux observations expérimentales. Les paramètres morphologiques classiques, présentés à la Figure IV. 7, sont mesurés et analysés.

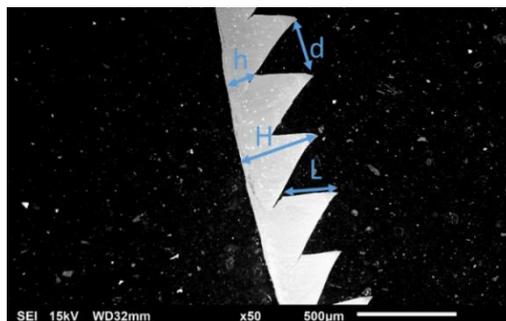


Figure IV. 7. Paramètres morphologiques d'un copeau segmenté.

La Figure IV. 8 donne les mesures des grandeurs morphologiques des copeaux pour une avance de 0,075mm/tr et trois vitesses de coupe. On peut constater des écarts entre les résultats expérimentaux et numériques pour les vitesses de coupe de 25 et 100m/min pour les longueurs H , h et L . Cette différence s'explique par l'instabilité du phénomène de segmentation des copeaux (segmentation irrégulière) pour les faibles vitesses de coupe à une faible avance

(0,075mm/tr). L'instabilité de la segmentation se traduit par ailleurs par les écart-types relativement importants qui sont mesurés. Le rapport de segmentation RS_{max} qui quantifie l'intensité de la segmentation [86], décrit au §4 du Chapitre 2, est aussi analysé. Ce paramètre est choisi car son interprétation est simple et lisible. Lorsqu'il est égal à 0 le copeau est continu (pas de segmentation), et pour une valeur maximale de 1 le copeau est fragmenté. Plus il est élevé, plus le phénomène de segmentation est important.

$$RS_{max} = \frac{H - h}{H} \quad (64)$$

La Figure IV. 8(c) montre une intensification du phénomène de segmentation lorsque la vitesse de coupe augmente. Ce qui est reproduit par la simulation. De plus, les valeurs expérimentales et numériques de SR_{max} sont relativement proches. Ce qui signifie que la morphologie du copeau est globalement bien reproduite par le modèle, résultat observable à la Figure IV. 9.

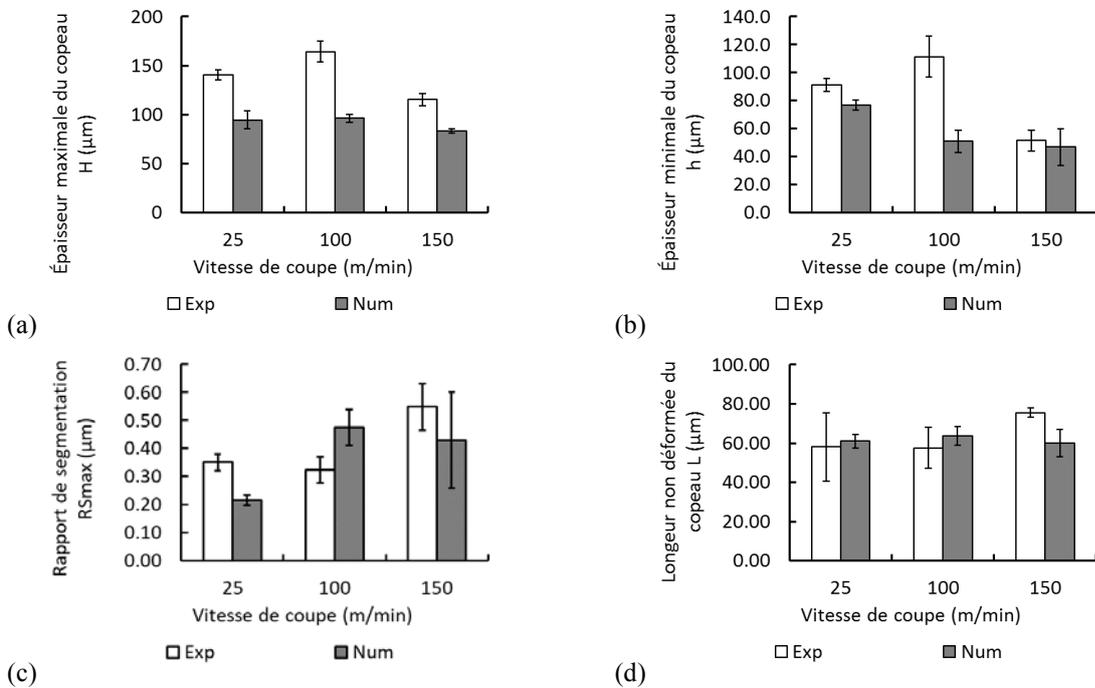
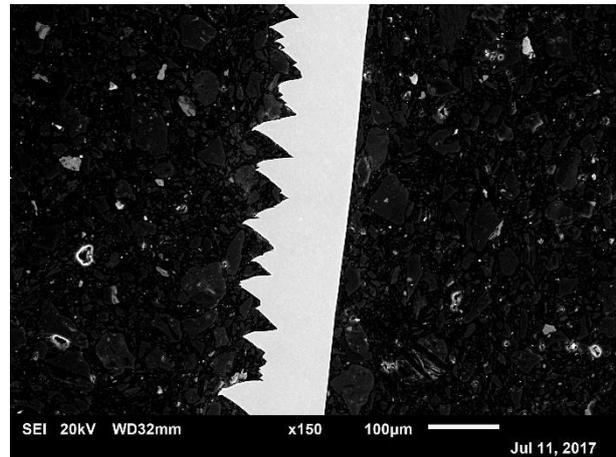
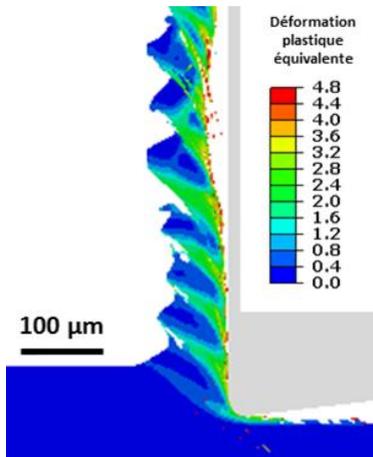


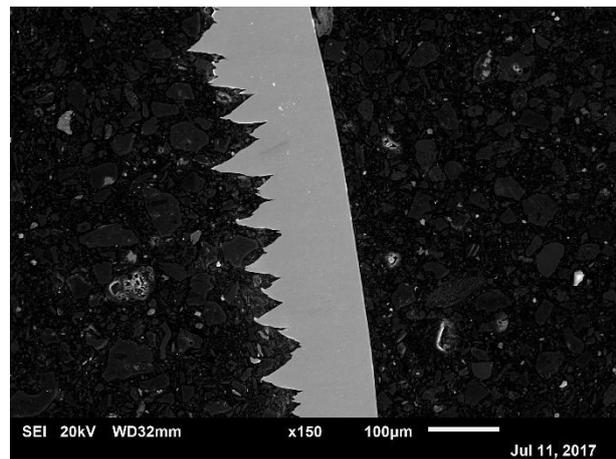
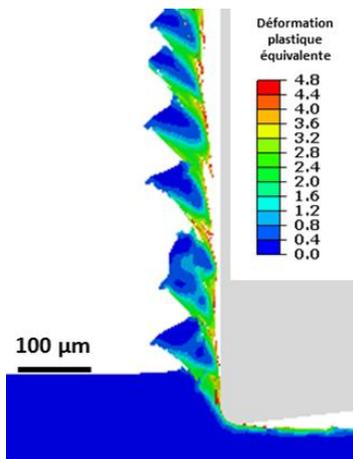
Figure IV. 8. Comparaison entre les paramètres morphologiques expérimentaux et numériques des copeaux obtenus avec une avance de 0,075mm/tr. (a) H, (b) h, (c) RS_{max} , (d) L.

La Figure IV. 9 montre les copeaux expérimentaux et numériques pour les essais effectués avec une avance de 0,075mm/tr. Le premier constat fait en observant les copeaux réels, est l'instabilité du phénomène de segmentation. Les segments ont des dimensions qui varient de manière importante et le phénomène est aperiodique. Pour la vitesse de coupe la plus élevée (Figure IV. 9(c)), on peut voir que la segmentation s'intensifie et que les segments ont des formes plus régulières et périodiques. La modélisation numérique reproduit ce passage d'une segmentation « irrégulière et instable » vers une segmentation plus stable lorsque la vitesse de coupe augmente.

(a) Condition 1, $f = 0,075\text{mm/tr}$; $V_C = 25\text{m/min}$



(b) Condition 2, $f = 0,075\text{mm/tr}$; $V_C = 100\text{m/min}$



(c) Condition 3, $f = 0,075\text{mm/tr}$; $V_C = 150\text{m/min}$

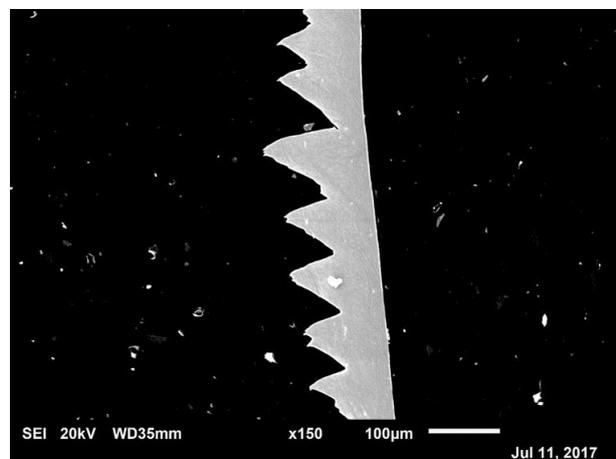
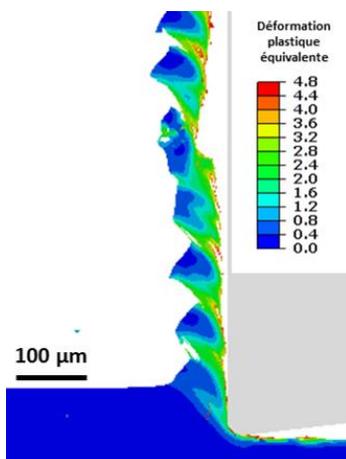


Figure IV. 9. Comparaison des copeaux réels et simulés pour l'avance de $0,075\text{mm/tr}$.

La Figure IV. 10 donne les mesures des grandeurs morphologiques des copeaux pour une avance de 0,18mm/tr et trois vitesses de coupe. On constate que les épaisseurs H et h diminuent avec la vitesse de coupe (Figure IV. 10(a) et (b)). Cette observation est en accord avec la diminution du rapport de compression faite au Chapitre 2. C'est une sorte de mesure globale de la déformation plastique qui baisse lorsque la vitesse de coupe augmente ([43], [87], [88]). La modélisation proposée reproduit cette tendance. Les résultats expérimentaux et numériques montrent une augmentation du RS_{max} avec la vitesse de coupe de 25 à 100m/min, puis une stabilisation de 100 à 150m/min. La Figure IV. 10(d) montre que la longueur L augmente de 25 à 100m/min, puis se stabilise jusqu'à 150m/min. Plus cette grandeur, qui est proportionnelle à l'espacement entre les segments, est élevée, moins il y a de segments.

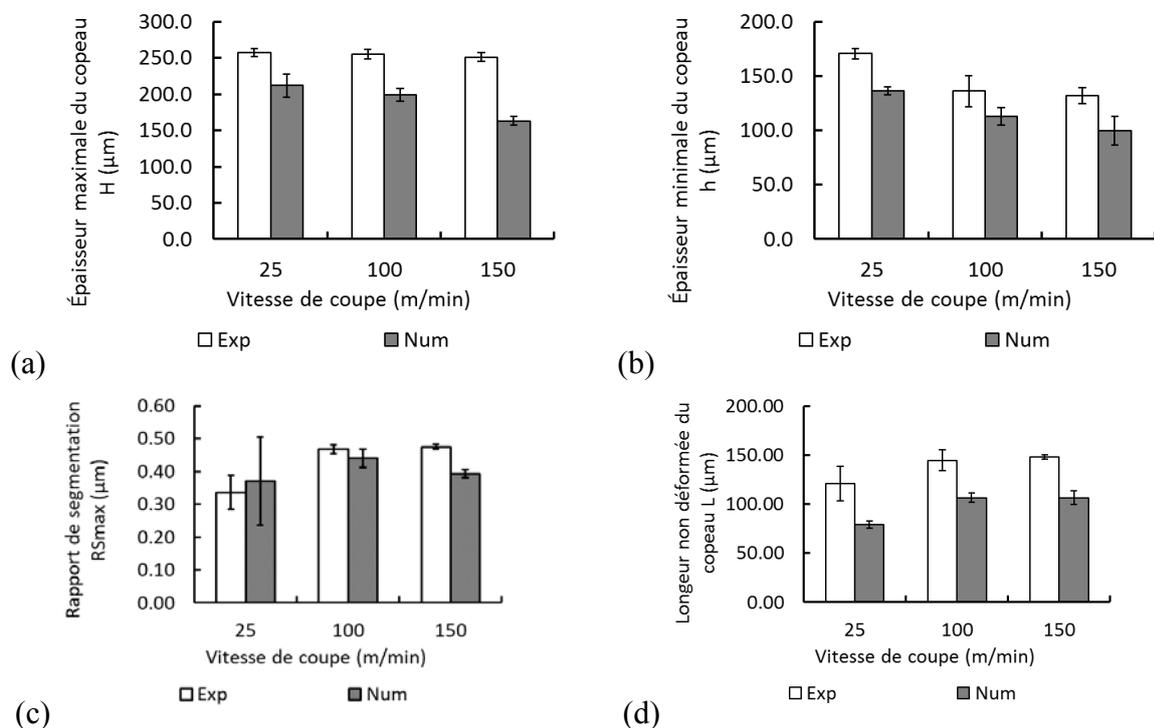
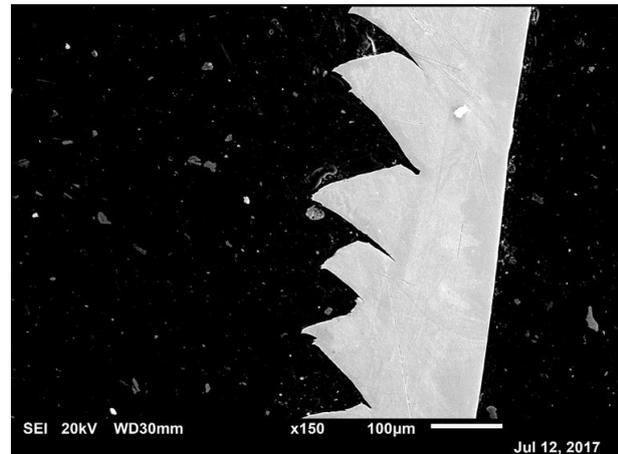
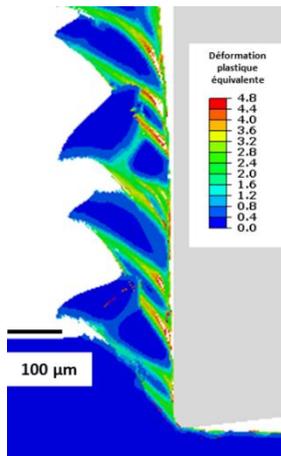


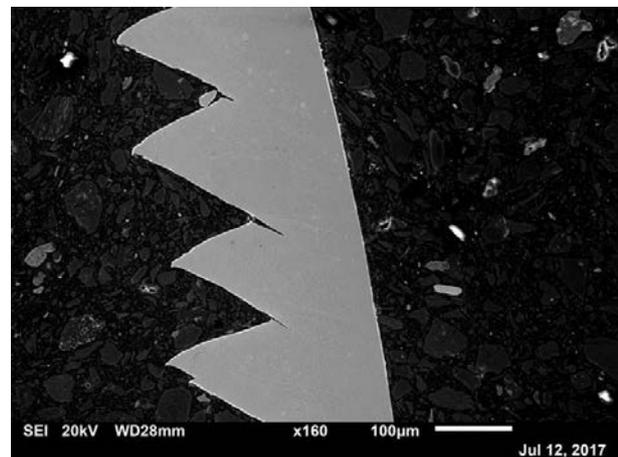
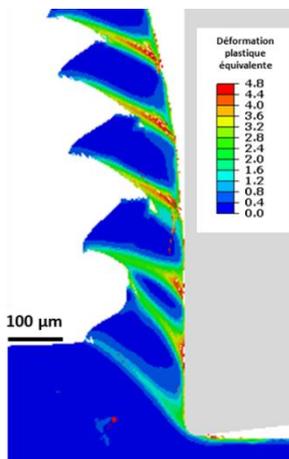
Figure IV. 10. Comparaisons entre les paramètres morphologiques expérimentaux et numériques des copeaux obtenus avec une avance de 0,18mm/tr. (a) H , (b) h , (c) RS_{max} , (d) L .

Les copeaux expérimentaux et simulés avec une avance de 0,18mm/tr sont présentés à la Figure IV. 11. En comparaison avec les copeaux de la Figure IV. 9 obtenus avec une avance de 0,075mm/tr, ils présentent une segmentation plus marquée et quasi-périodique. Le phénomène de segmentation s'intensifie donc avec l'augmentation de l'avance. On constate que pour la vitesse de coupe la plus faible (25m/min) le processus de segmentation semble instable, alors qu'à 100 et 150m/min, on obtient des segments avec une forme plus régulière et périodique. Cet aspect est observable, aussi bien pour les copeaux réels que pour les copeaux simulés.

(a) Condition 4, $f = 0,18\text{mm/tr}$; $V_c = 25\text{m/min}$



(b) Condition 5, $f = 0,18\text{mm/tr}$; $V_c = 100\text{m/min}$



(c) Condition 6, $f = 0,18\text{mm/tr}$; $V_c = 150\text{m/min}$

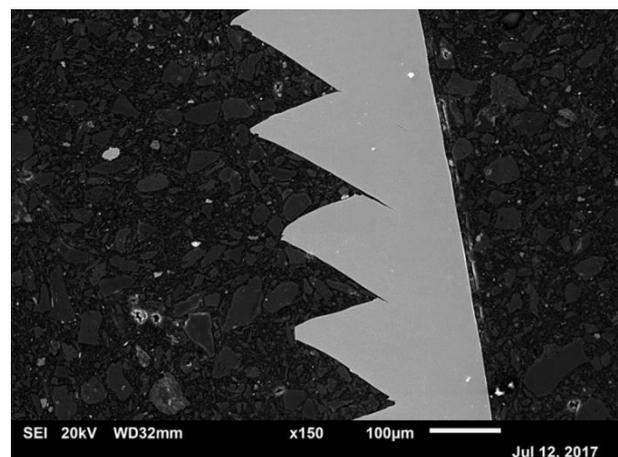
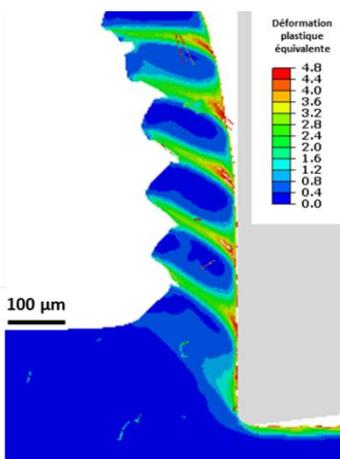


Figure IV. 11. Comparaison des copeaux réels et simulés pour les avances de $0,18\text{mm/tr}$.

Les observations expérimentales des copeaux montrent que les grandeurs morphologiques H , h et L pour l'avance de $0,35\text{mm/tr}$ varient peu lorsque la vitesse de coupe augmente, comme le montre la Figure IV. 12 . Il semble donc y avoir une saturation de l'intensification de la

segmentation lorsque l'avance est suffisamment importante. Les simulations donnent des tendances similaires aux résultats obtenus pour l'avance de 0,18mm/tr, c'est-à-dire une légère baisse des longueurs H , h et L avec l'augmentation de la vitesse de coupe. Le rapport de segmentation RS_{max} varie assez peu en fonction de la vitesse de coupe pour cette avance.

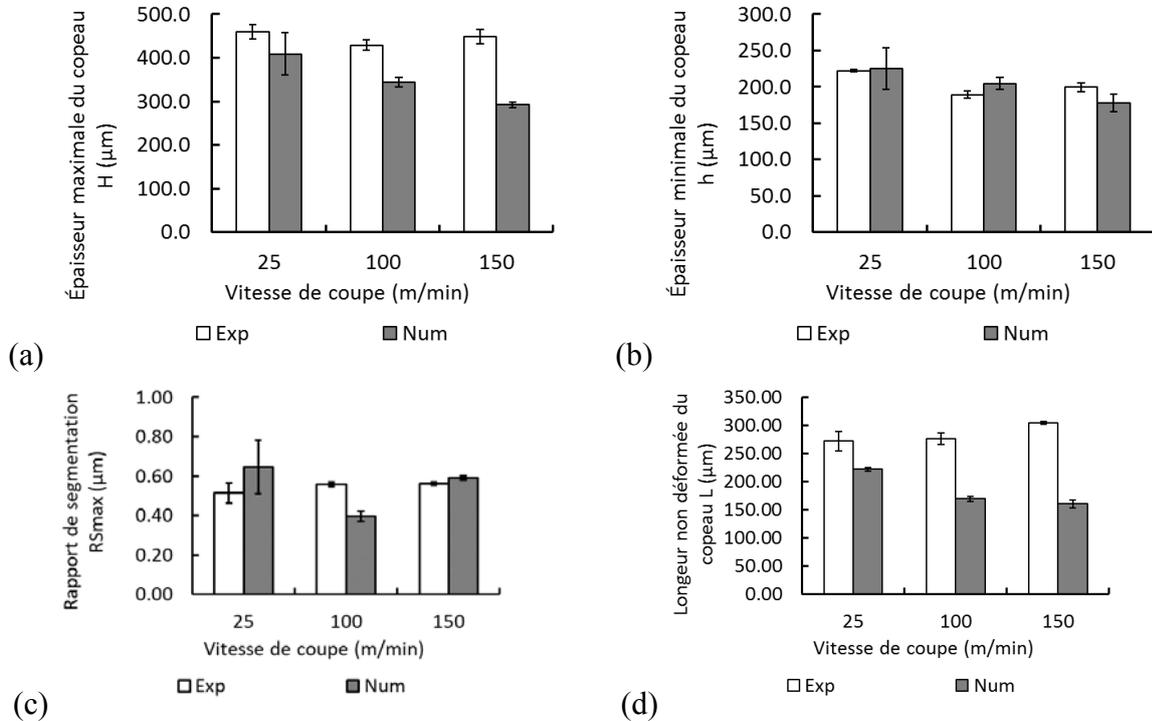
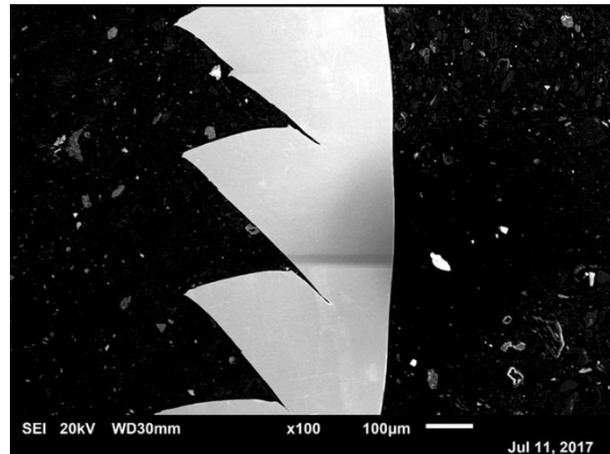
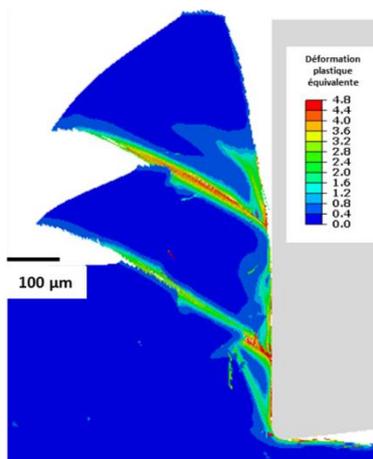


Figure IV. 12. Comparaisons entre les paramètres morphologiques expérimentaux et numériques des copeaux obtenus avec une avance de 0,35mm/tr. (a) H, (b) h, (c) RSmax, (d) L.

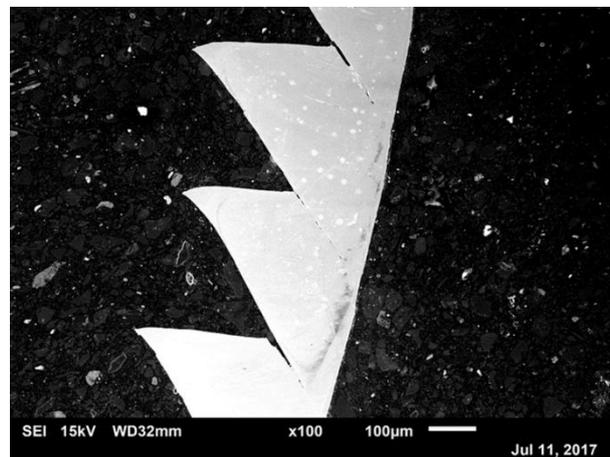
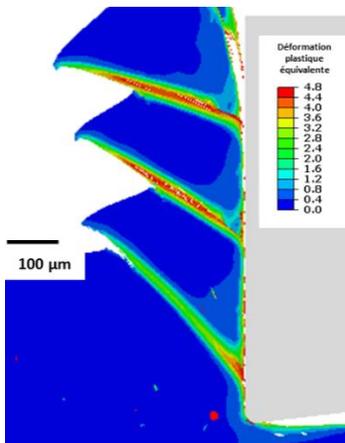
La Figure IV. 13 présente les copeaux réels et simulés pour l'avance de 0,35mm/tr. Tous les copeaux sont segmentés de manière régulière et stable. Ce qui tend à confirmer qu'une augmentation de l'avance favorise le phénomène de segmentation. Il est indiqué au Chapitre 2 que les fissures dans le copeau sont plus importantes pour les vitesses de coupe de 100m/min. Cette tendance est reproduite par la modélisation. On peut voir qu'elle reproduit assez fidèlement, lorsque le processus de segmentation est stable, la présence ou non de fissures.

Pour synthétiser la précédente analyse, la vitesse d'avance a pour effet d'intensifier et de stabiliser le processus de segmentation. Une augmentation de la vitesse de coupe entraîne une diminution de la quantité de matière déformée plastiquement (bande de cisaillement plus fine), ce qui se manifeste par la diminution de l'épaisseur des copeaux.

(a) Condition 7, $f = 0,35\text{mm/tr}$; $V_c = 25\text{m/min}$



(b) Condition 8, $f = 0,35\text{mm/tr}$; $V_c = 100\text{m/min}$



(c) Condition 9, $f = 0,35\text{mm/tr}$; $V_c = 150\text{m/min}$

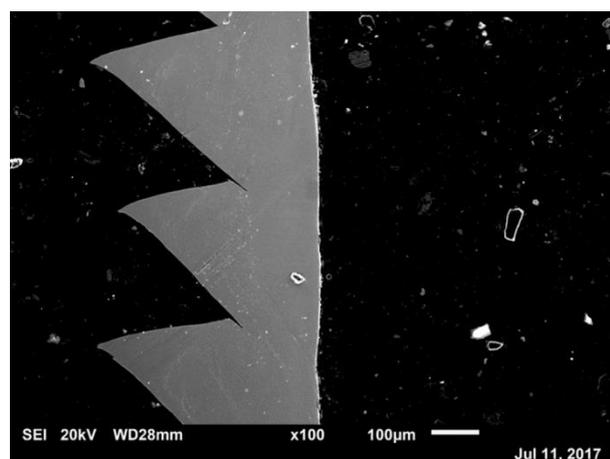
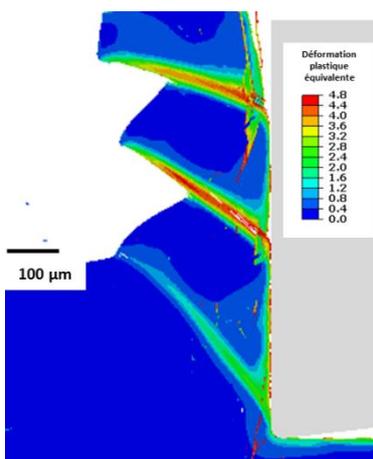


Figure IV. 13. Comparaison des copeaux réels et simulés pour les avances de 0,35mm/tr.

4.2.4 Prédiction de la déformation plastique

La déformation plastique globale dans le copeau peut être représentée par le rapport de compression. La Figure IV. 14 montre la comparaison des valeurs de ce rapport pour les copeaux réels et simulés. Pour l'avance de 0,075mm/tr, pour laquelle une instabilité du processus de segmentation avait été notée, les mesures expérimentales ne montrent aucune tendance particulière. En revanche, pour les autres avances, on observe une baisse légère du rapport de compression lorsque la vitesse de coupe augmente. De plus, il augmente lorsque la vitesse d'avance augmente. Ainsi, une diminution de cette grandeur pourrait indiquer une baisse de la déformation plastique. Cependant, dans le cas des copeaux segmentés, des mesures supplémentaires sont nécessaires puisque la déformation plastique n'est pas distribuée de manière homogène dans le copeau.

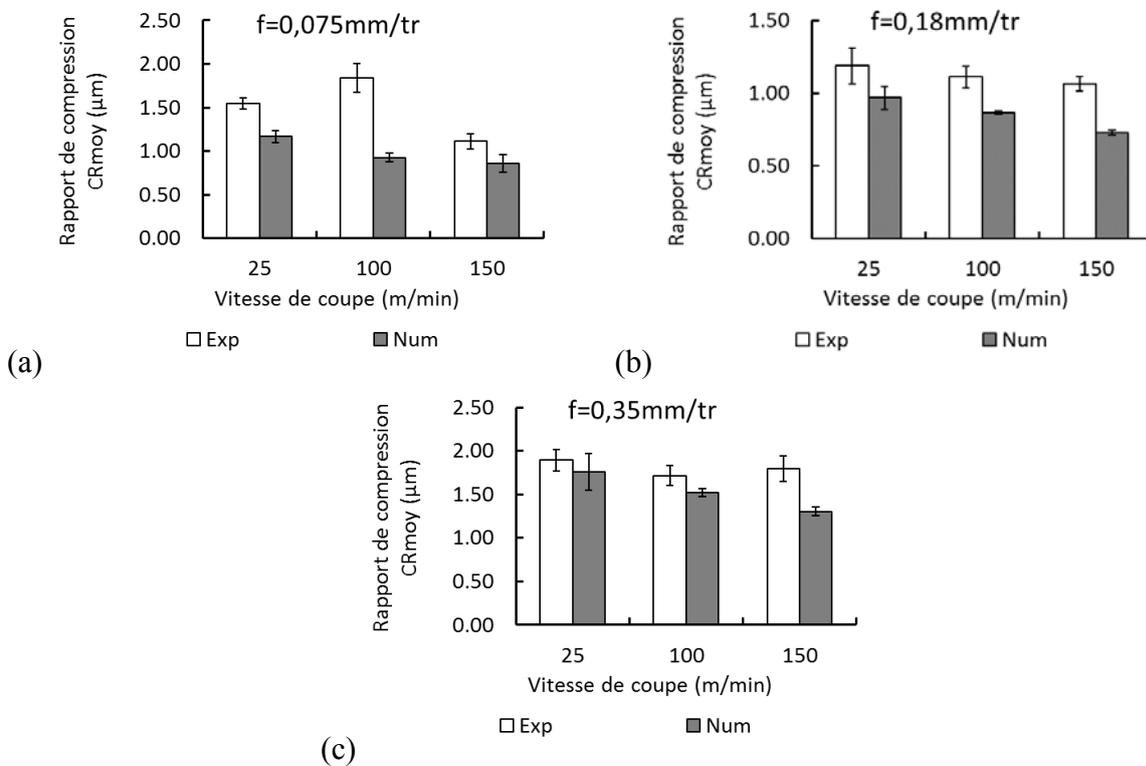


Figure IV. 14. Comparaison des rapports de compression expérimentaux et numériques. (a) $f=0,075\text{mm/tr}$, (b) $f=0,18\text{mm/tr}$, (c) $f=0,35\text{mm/tr}$.

Afin d'avoir une idée plus précise de la distribution de la déformation plastique dans les copeaux segmentés, le modèle numérique est exploité et la déformation plastique équivalente est estimée à différents endroits. La Figure IV. 15 illustre la position des éléments qui ont été choisis. Ils sont pris le long de la bande de cisaillement adiabatique. L'un des éléments est situé près de l'interface outil-copeau, le second est pris au milieu de la bande de cisaillement primaire, et le dernier près de la surface libre du copeau.

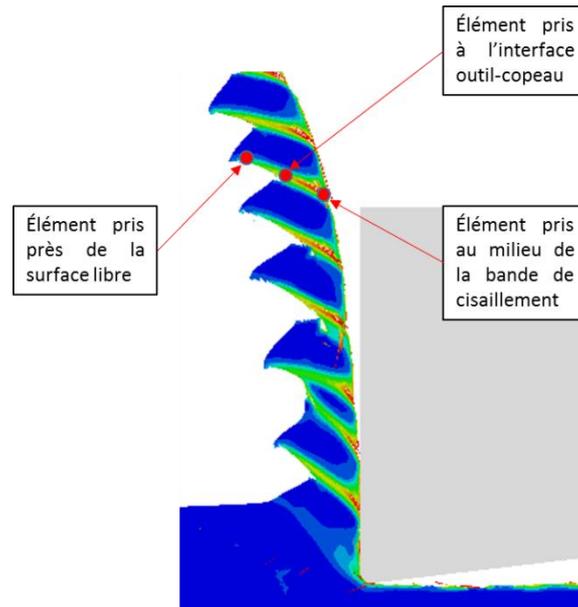


Figure IV. 15. Position des éléments sélectionnés dans la bande de cisaillement pour l'analyse de la déformation plastique.

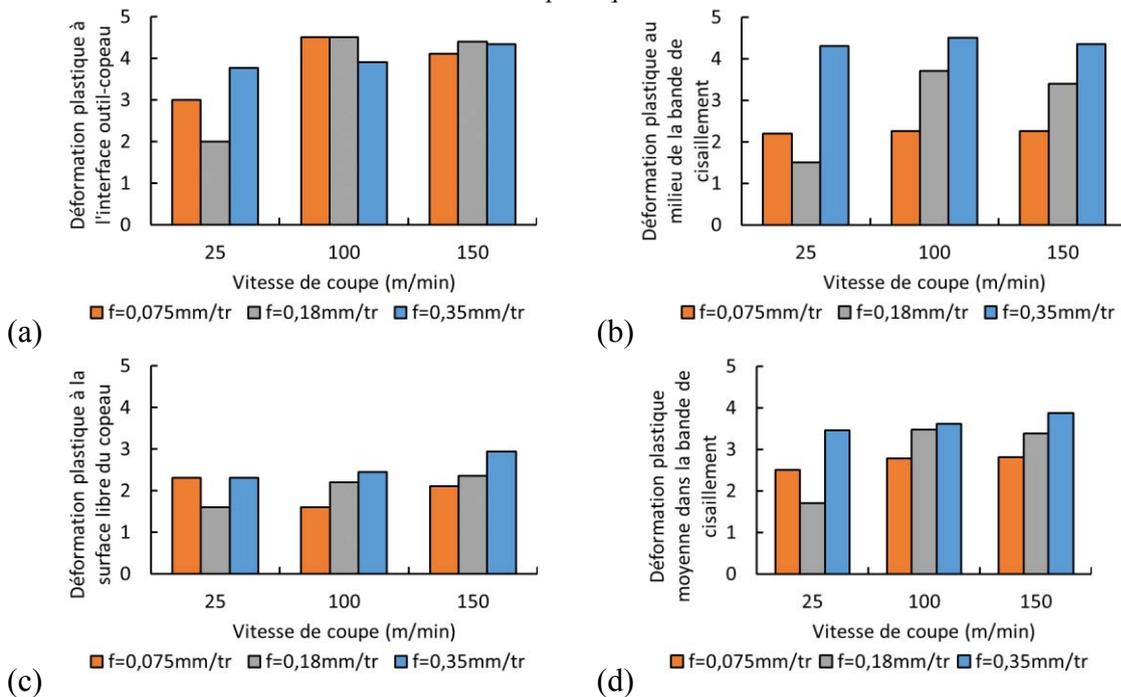


Figure IV. 16. Déformation plastique équivalente dans la bande de cisaillement primaire estimée à partir des simulations à différentes localités : (a) interface outil-copeau, (b) milieu de la bande de cisaillement, (c) surface du copeau, (d) moyenne.

La Figure IV. 16 illustre les valeurs de la déformation plastique aux endroits indiqués sur la Figure IV. 15 pour toutes les conditions de coupe étudiées. On peut observer dans un premier temps que la déformation plastique est plus importante à l'interface outil-copeau, puis diminue à mesure que l'on s'en éloigne comme le montrent les Figure IV. 16(a)-(c). Hormis pour la vitesse de coupe de 25m/min, on constate qu'à l'interface outil-copeau, la déformation plastique est très importante et a des valeurs très proches, quelles que soit les conditions (Figure IV. 16(a)). On constate en outre que l'avance et la vitesse de coupe ont pour effet d'intensifier la

déformation plastique au milieu de la bande cisaillement adiabatique (Figure IV. 16(b)) et à la surface libre du copeau (Figure IV. 16(c)). Seul le cas à 25m/min et 0,18mm/tr semble être particulier. En faisant la moyenne de ces déformations plastiques (Figure IV. 16(d)), on constate qu'elle augmente lorsque l'on augmente la vitesse de coupe ou l'avance. Les mesures du rapport de compression indiquent que la quantité de matière déformée plastiquement augmente avec l'avance, mais diminue avec la vitesse de coupe. En recoupant ces différentes informations, on peut dire que l'avance augmente à la fois la quantité de matière déformée dans le copeau mais aussi l'intensité de la déformation. La vitesse de coupe quant à elle augmente l'intensité de la déformation plastique, mais diminue la quantité déformée. Cette observation est cohérente avec celles faites au §4.2.2. En effet, la longueur non déformée des copeaux, L , augmentent avec la vitesse de coupe, rendant ainsi les segments de plus en plus espacés et donc moins nombreux. Ce qui signifie qu'il y a moins de matière qui est déformée puisqu'il y a moins de bandes de cisaillement. De même, on a relevé au Chapitre 2 que l'épaisseur des bandes de cisaillement adiabatiques diminuait avec la vitesse de coupe.

La vitesse de déformation plastique dans les bandes de cisaillement adiabatique est estimée pour les différentes conditions de coupe. Ces résultats sont illustrés par Figure IV. 17. On note globalement une augmentation de la vitesse de déformation lorsque la vitesse de coupe ou l'avance augmente. Ce résultat est cohérent au vu de l'évolution de la déformation plastique donnée à la Figure IV. 16, qui présente la même évolution. Il est évident que l'augmentation de la vitesse de coupe, qui entraîne une augmentation du flux de matière, provoque une élévation de la vitesse de déformation. De même, l'augmentation de l'avance, entraîne une augmentation de l'intensité de la déformation (Figure IV. 16(d)), et donc une augmentation de la vitesse de déformation.

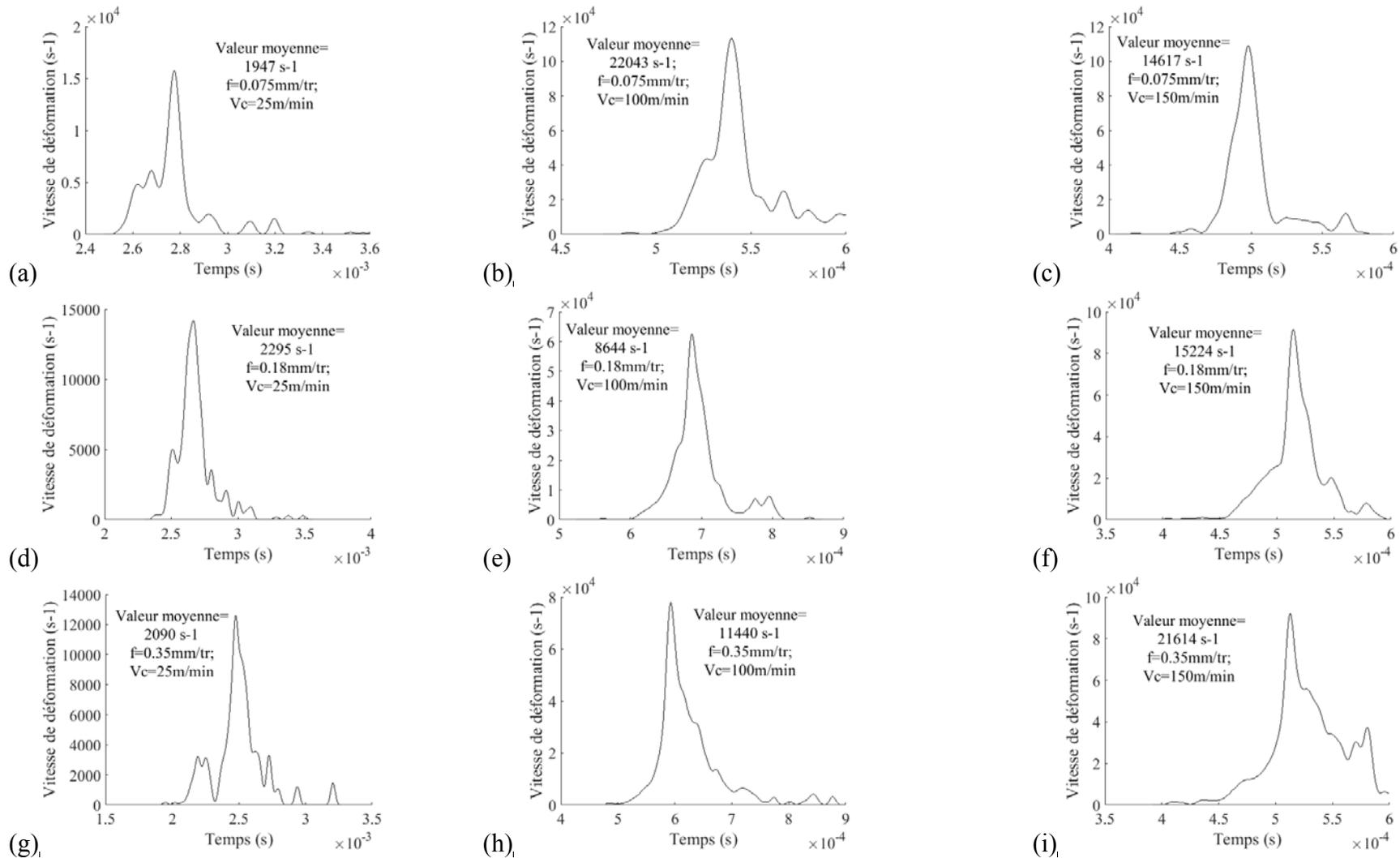


Figure IV. 17. Vitesse de déformation plastique dans la bande de cisaillement primaire estimée à partir des simulations numériques.

La Figure IV. 18 montre la couche de la surface générée affectée par le frottement entre la pièce fraîchement usinée et la face de dépouille de l'outil. Les observations montrent dans tous les cas que la déformation est intense au niveau de la surface usinée (500%), puis chute rapidement en fonction de la profondeur dans la pièce. Cependant, l'épaisseur de cette couche déformée varie en fonction des conditions de coupe et constitue un paramètre important de l'intégrité de surface. La Figure IV. 19 donne l'évolution de celle-ci, où on constate que l'augmentation de la vitesse de coupe ou de l'avance entraîne une augmentation de cette épaisseur. Ainsi, lorsque l'on augmente le débit de matière usinée, on déforme plus de matière à la surface usinée.

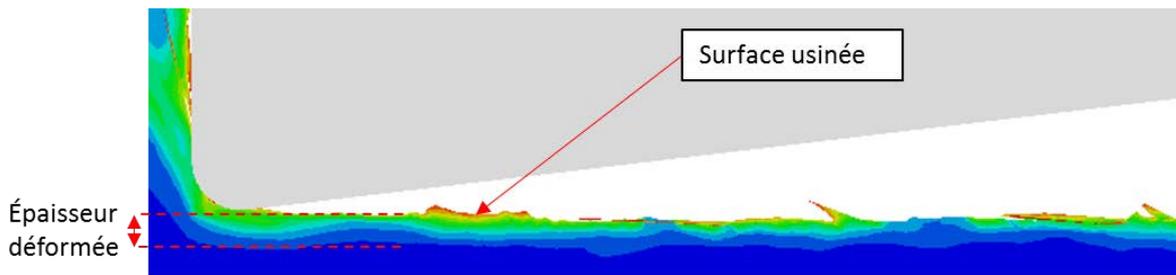


Figure IV. 18. Estimation de l'épaisseur de la surface déformée.

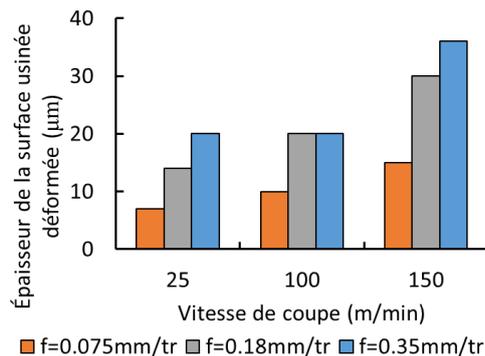


Figure IV. 19. Estimation de l'épaisseur de la couche de la surface usinée affectée par la coupe.

A la fin de ce paragraphe, il est intéressant de souligner les points suivants : (i) le rapport de compression donne une information sur la déformation globale que subit le copeau. Il diminue avec l'augmentation de la vitesse de coupe et augmente quand l'avance augmente. (ii) L'analyse de la déformation locale dans les bandes de cisaillement montre une intensification de la déformation plastique lorsqu'on augmente la vitesse de coupe ou l'avance. L'augmentation de la vitesse de coupe entraîne une intensification de la déformation plastique et les bandes de cisaillement sont plus espacées, ce qui résulte en un rapport de compression plus faible. (iii) L'épaisseur de la couche affectée par la coupe au niveau de la surface générée augmente avec la vitesse de coupe ou l'avance. (iv) On observe la même évolution pour la vitesse de déformation dans les copeaux. L'évolution de cette vitesse de déformation sera intéressante pour l'interprétation de l'évolution des efforts d'usinage.

4.2.5 Prédiction de la température

Le champ de température prédit par les simulations numériques a été analysé. Il est important de noter que le temps d'usinage simulé est très faible en comparaison à la durée réelle de l'usinage. De ce fait, seules les tendances et non les valeurs des températures seront comparées aux résultats expérimentaux. D'autre part, bien que la température lors des essais de coupe ait été mesurée dans l'outil, l'intérêt de cette analyse porte sur le copeau, et en particulier les bandes de cisaillement adiabatique. La mesure est donc faite en trois points différents dans la bande de cisaillement : près de la zone d'interface outil-copeau, à l'intérieur de la bande et près de la surface libre du copeau. La Figure IV. 15 illustre les lieux de mesure, qui sont d'ailleurs ceux choisis pour l'analyse de la déformation plastique au §4.2.4.

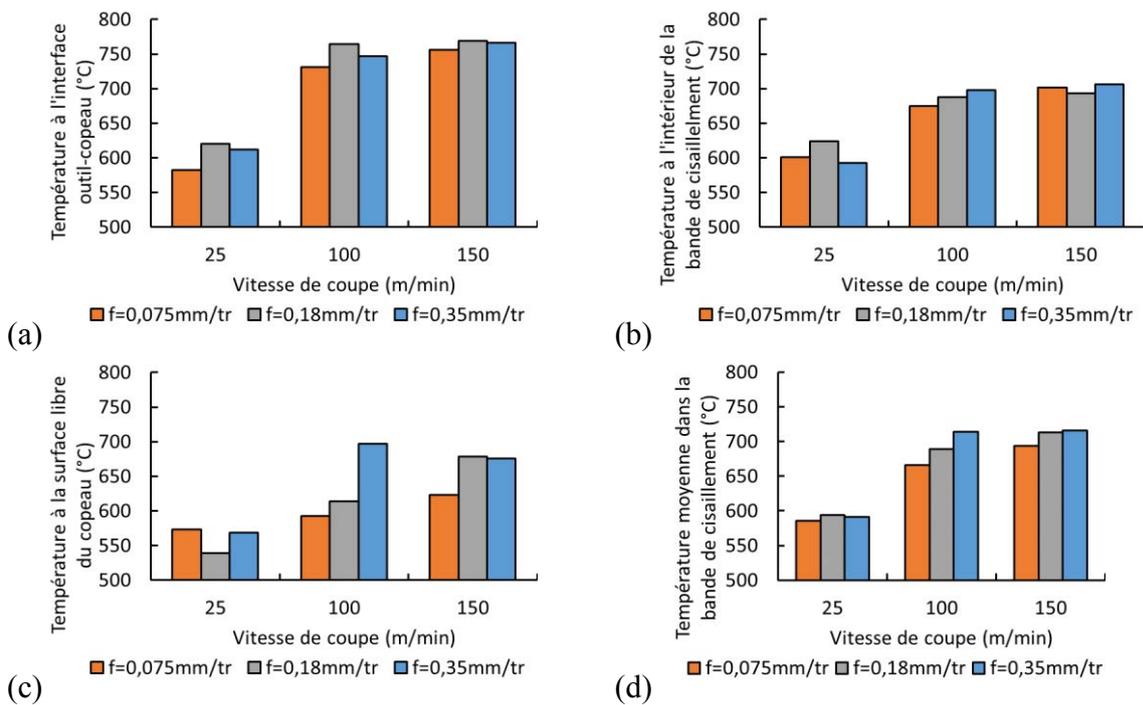


Figure IV. 20. Température dans la bande de cisaillement primaire estimée à partir des simulations à différentes localités : (a) interface outil-copeau, (b) milieu de la bande de cisaillement, (c) surface du copeau, (d) moyenne.

La Figure IV. 20 illustre l'évolution de la température pour ces différentes positions ainsi que la moyenne (Figure IV. 20(d)). On remarque que plus on se rapproche de l'interface outil-copeau, plus la température est élevée [121]. En effet, les températures maximales sont relevées au niveau de la zone de frottement entre l'outil et la matière usinée [121], en raison de l'association des phénomènes de friction et de déformation plastique. Du plus chaud au plus froid, on a successivement l'interface outil-copeau, la bande de cisaillement et enfin la surface libre du copeau. Ensuite, on observe qu'une augmentation de la vitesse de coupe entraîne une augmentation de la température. Il s'agit là aussi d'un résultat bien connu [121]. Au niveau de l'interface outil-copeau, la chaleur générée par frottement augmente avec la vitesse de glissement. La vitesse de coupe est proportionnelle à la vitesse de glissement entre l'outil et le copeau, ce qui explique la forte variation de température à cet endroit. A l'intérieure de la bande

de cisaillement et au niveau de la surface libre, la déformation plastique est la source de chaleur qui provoque une augmentation de la température. Il est noté une augmentation de l'intensité de la déformation plastique avec la vitesse de coupe au §4.2.4. La Figure IV. 21 montre l'évolution de la température en fonction de la déformation plastique pour les différentes estimations effectuées à la surface libre du copeau dans le prolongement de la bande de cisaillement. La surface libre du copeau est la zone dans le copeau la plus éloignée des phénomènes de friction, permettant ainsi de voir l'influence thermique de la déformation plastique principalement. Ce qui tend à confirmer l'augmentation de la température dans le copeau dû à l'intensification de la déformation plastique. Les deux points les plus bas, qui introduisent une dispersion correspondent aux conditions 25m/min-0,075mm/tr et 25m/min-0,18mm/tr, pour lesquelles la segmentation du copeau est instable. L'avance a le même effet que la vitesse de coupe, c'est-à-dire son augmentation entraîne une intensification des phénomènes de friction du fait de la pression de contact, et une intensification de la déformation plastique. Ce qui résulte en une augmentation de la température (Figure IV. 20).

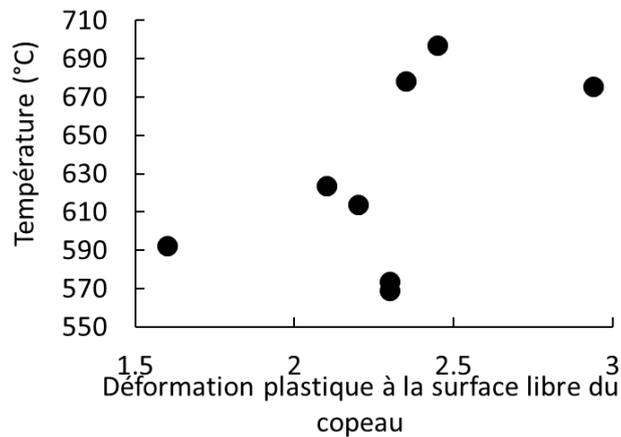


Figure IV. 21. Relation entre la déformation plastique et la température dans le copeau.

La Figure IV. 22 illustre le champ de température dans la matière usinée et l'outil. On observe que la température dans le copeau est assez élevée avec un maximum au niveau de la zone de cisaillement secondaire. On remarque qu'au niveau de certains segments une température plus faible vers la surface libre. La surface usinée est également affectée thermiquement jusqu'à une certaine profondeur. Sa température est cependant plus faible que celle du copeau. En effet, la direction d'écoulement est faiblement perturbée pour la matière qui suit la surface usinée par rapport à celle qui s'écoule du côté de la face de coupe (changement de direction). Ceci, induit moins de déformation plastique du côté de la surface générée et en conséquence une température plus faible, comme souligné d'ailleurs par Atmani et al. [79]. Au niveau de l'outil aussi, la température la plus élevée est à l'interface outil-copeau et on peut voir des lignes de champ afficher une forme concentrique dont la valeur la plus élevée est à l'interface.

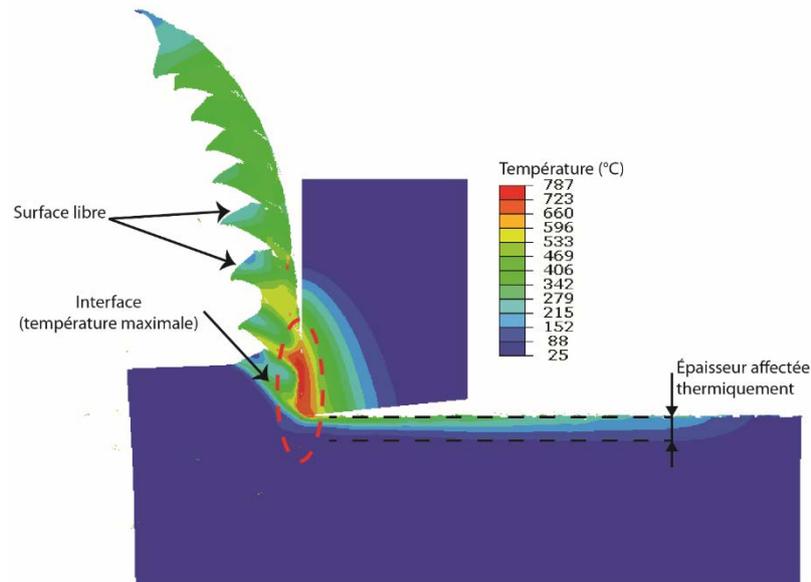


Figure IV. 22. Distribution de la température pour la simulation avec $V_c=100\text{m/min}$ et $f=0,18\text{mm/tr}$.

La Figure IV. 23(a) présente la mesure de l'épaisseur sous la surface usinée affectée thermiquement par le processus de coupe. Il est intéressant d'analyser ces résultats au regard de la subsurface déformée plastiquement indiquée sur la Figure IV. 19. La matière usinée est affectée plus en profondeur par la température que par la déformation plastique, du fait que la température diffuse. Le critère retenu est de considérer la zone où la température est supérieure à 400°C . D'autre part, on note une augmentation de cette épaisseur avec l'avance et une baisse avec la vitesse de coupe. L'augmentation de l'avance entraîne une augmentation de la pression de contact et donc plus d'efforts et de chaleur générée. En outre, l'augmentation de la vitesse de coupe s'accompagne d'une baisse du temps de contact entre la matière et l'outil. La chaleur a donc moins de temps pour diffuser lorsque le passage de l'outil est plus rapide. La Figure IV. 23(b) montre la température maximale au niveau de la surface usinée, c'est-à-dire dans la zone de cisaillement tertiaire. On peut constater que les températures atteintes sont du même ordre que les températures atteintes au niveau de l'interface outil-copeau (Figure IV. 20). Les évolutions sont aussi similaires, c'est-à-dire une augmentation de la température avec l'avance ou la vitesse de coupe, du fait de l'intensification des phénomènes de friction et de déformation plastique.

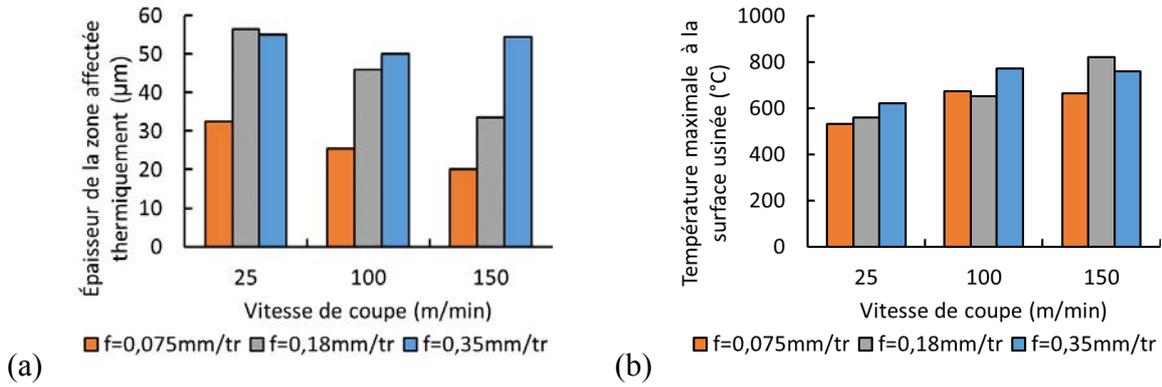


Figure IV. 23. Résultat des simulations numériques : (a) Épaisseur de la couche affectée thermiquement au niveau de la surface générée, et (b) température maximale à la surface générée.

4.2.6 Prédiction des efforts de coupe

Les efforts en usinage sont un élément important au regard des forts enjeux industriels qu'ils représentent. Les efforts de coupe influencent les coûts de production à travers l'énergie électrique consommée pour la coupe ainsi que la durée de vie des outils. Les phénomènes comme la segmentation entraînent aussi une oscillation des efforts qui ont un lien avec la rugosité de surface et donc la qualité du produit finale. L'objet ici est donc d'analyser les efforts d'usinage prédits tout en considérant les autres paramètres déjà présentés (déformation plastique, température, etc.). La Figure IV. 24 montre l'évolution des efforts de coupe F_c et d'avance F_f . On peut voir que les efforts oscillent du fait de la formation des copeaux segmentés (comme observé à la référence [3]).

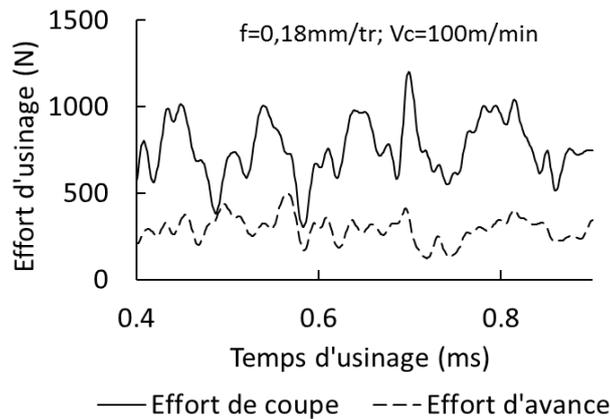


Figure IV. 24. Évolution des efforts de coupe pour $V_c=100\text{m/min}$ et $f=0,18\text{mm.tr}$.

La Figure IV. 25 montre l'évolution des valeurs moyennes des efforts de coupe en fonction des de la vitesse de coupe et de l'avance. On constate que les efforts sont prédits avec une bonne précision à l'exception de la condition $V_c=25\text{m/min}$ et $f=0,35\text{mm/tr}$. Les efforts de coupe augmentent avec l'avance, due à l'augmentation de la quantité de matière usinée. On constate

également que l'augmentation de la vitesse de coupe entraîne une hausse des efforts de coupe prédits. Lorsque l'on se situe à des vitesses de coupe relativement faibles ($<100\text{m/min}$), on observe une hausse des efforts de coupe ([80], [3], [81]). Sun et al. [3] attribue cette hausse des efforts de coupe à l'augmentation des contraintes due à la vitesse de déformation, qui l'emporte sur l'adoucissement thermique. Les mesures expérimentales montrent une légère baisse des efforts de coupe lorsque la vitesse de coupe augmente. Cet effet est attribué à l'adoucissement thermique qui s'intensifie avec l'augmentation de la température due au frottement. Ce dernier résultat peut être dû à la modélisation du frottement qui est en réalité plus complexe qu'un modèle de Coulomb.

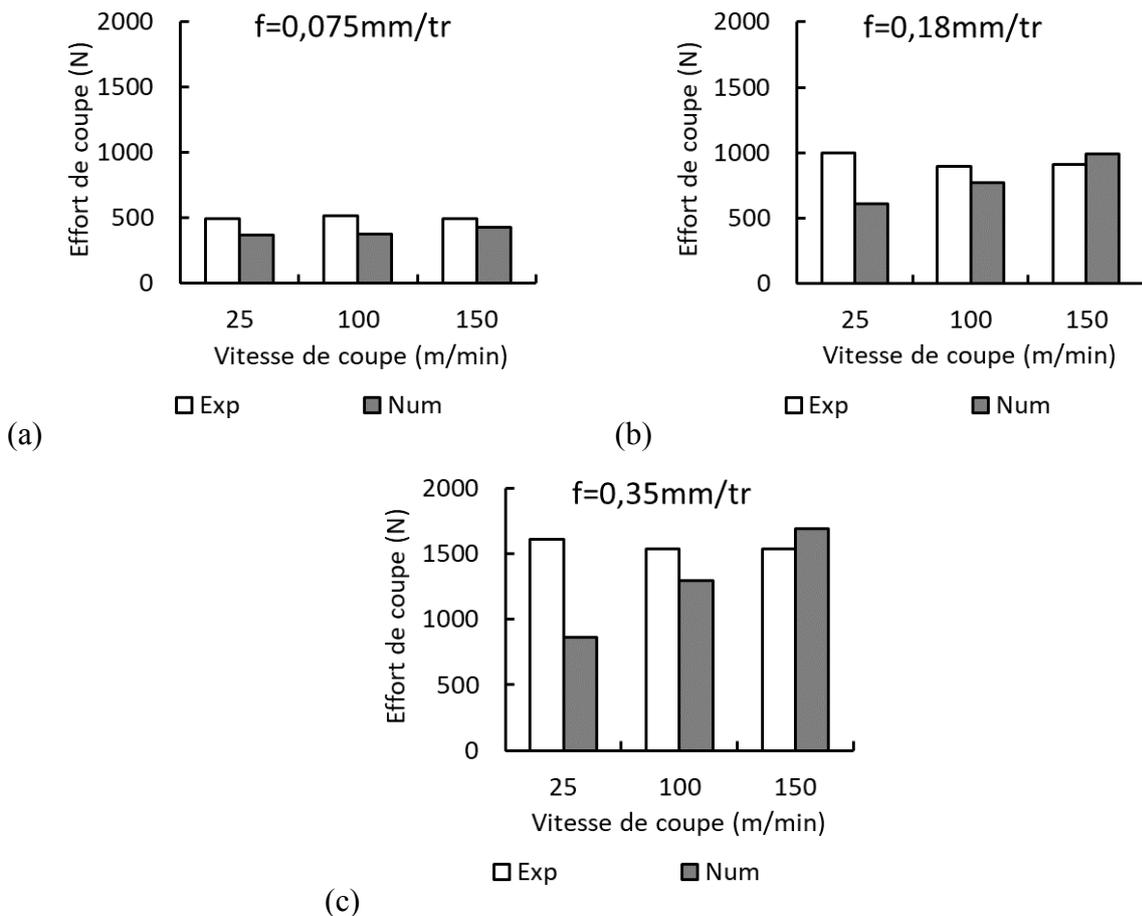


Figure IV. 25. Comparaison des valeurs moyennes des efforts de coupe (mesure et prédiction). (a) $f=0,075\text{mm/tr}$, (b) $f=0,18\text{mm/tr}$, (c) $f=0,35\text{mm/tr}$.

Les efforts d'avances prédits et mesurés sont représentés sur la Figure IV. 26. On constate des écarts entre les résultats numériques et expérimentaux. Ces écarts sont dus à deux causes principales. Premièrement, l'approche lagrangienne utilisée dans la présente étude où la création de la fissure est faite à travers une suppression des éléments finis. Cette suppression d'éléments entraîne une sous-estimation des efforts puisqu'elle correspond à une perte de matière qui n'existe pas réellement. La seconde cause est due aux phénomènes qui se déroulent à l'interface outil-copeau et qui affectent les efforts d'avance. Barry et al. [80] ont souligné

que la présence de microsoudure entre le copeau et l'outil. Ce phénomène d'adhésion n'est pas pris en compte par le modèle de frottement de Coulomb que nous avons utilisé.

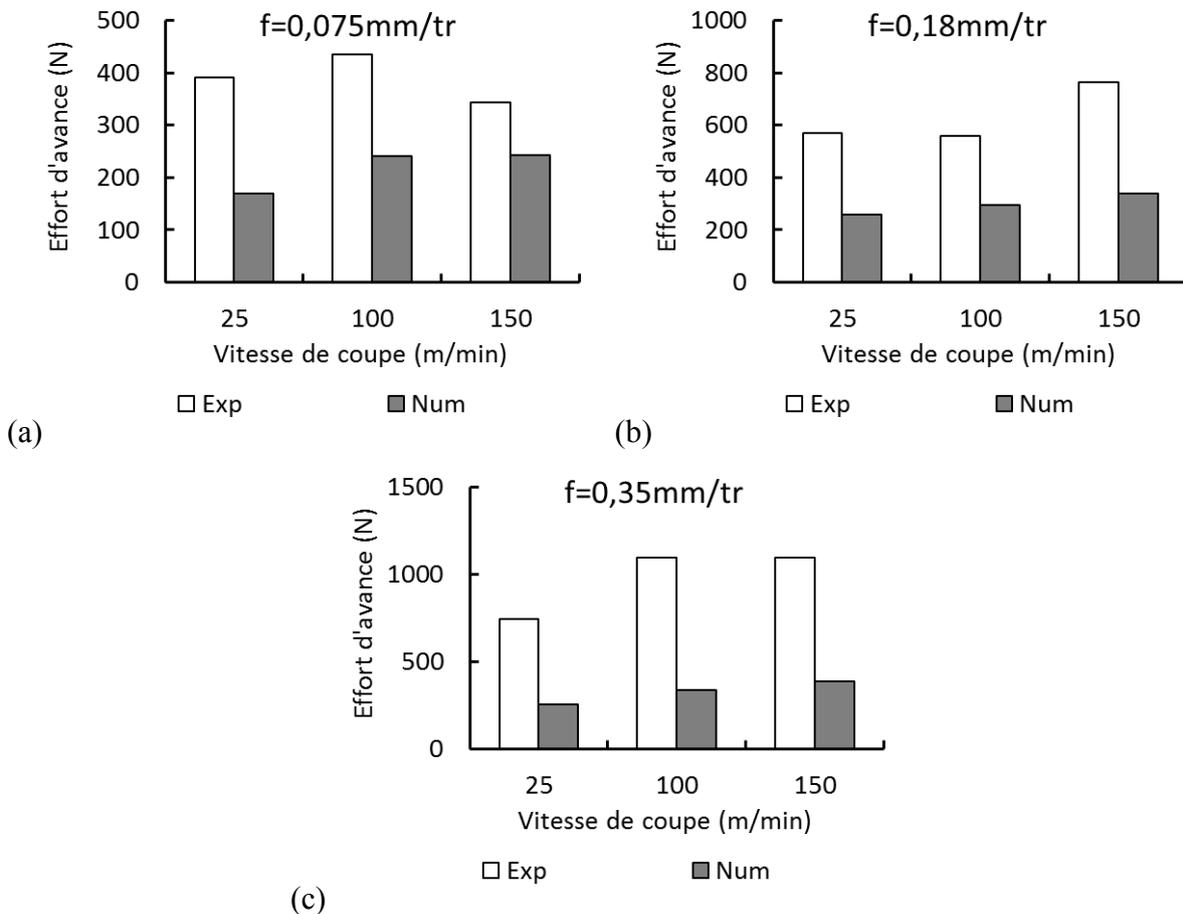


Figure IV. 26. Comparaison des efforts d'avance expérimentaux et numériques. (a) $f=0,075\text{mm/tr}$, (b) $f=0,18\text{mm/tr}$, (c) $f=0,35\text{mm/tr}$.

Les tendances sont toutefois reproduites avec une hausse des efforts d'avance avec l'avance et la vitesse de coupe. L'augmentation de l'avance a pour effet d'augmenter les contraintes normales (efforts de coupe) et donc par conséquent les contraintes tangentielles qui leur sont proportionnelles. Les efforts d'avances étant en grande partie dus au frottement et ils augmentent naturellement. La hausse de la vitesse de coupe a pour effet d'entraîner une augmentation de la vitesse de déformation et donc des contraintes, mais aussi une hausse de la longueur de contact entre l'outil et le copeau. Cela est visible notamment au niveau des Figure IV. 11 et Figure IV. 13 pour les conditions où le phénomène de segmentation est stable. Expérimentalement, les observations macroscopiques de la morphologie des copeaux au Chapitre 2 montrent bien un rayon de courbure qui augmente avec la vitesse de coupe, c'est-à-dire une longueur de contact entre l'outil et le copeau qui est plus importante.

4.2.7 Prédiction de l'évolution de la microstructure – taille des grains

L'évolution de la taille des grains dans le matériau usiné est un indicateur de l'évolution de la microstructure. La simulation EF de la Figure IV. 27 indique les zones sujettes à la recristallisation dynamique dans le copeau et au niveau de la surface. On observe que les zones transformées sont celles où la déformation plastique est intense, c'est-à-dire dans les bandes de cisaillement adiabatique, dans la zone de cisaillement secondaire et au niveau de la surface usinée. La taille des grains recristallisés est estimée avec le modèle JMAK et précisé par l'équation (65). On calcule ensuite une taille moyenne de grains d_{moyen} suivant l'équation (66), à partir de la taille initiale de grains d_0 , de la taille de grains recristallisés d_{DRX} et de la fraction volumique recristallisée X_{DRX} . Les paramètres du modèle ont été pris dans les références [37] et [117]. Le Tableau IV. 7 rappelle les valeurs utilisées.

$$d_{DRX} = a_8 d_0^{h_8} \dot{\epsilon}^{m_8} \exp\left(\frac{Q_{act} m_8}{RT}\right) \quad (65)$$

$$d_{moyen} = X_{DRX} d_{DRX} + (1 - X_{DRX}) d_0 \quad (66)$$

Tableau IV. 7. Paramètres du modèle JMAK ([37], [117]).

a_8	h_8	m_8	d_0 (μm)	Q_{act} (J)
150	0	-0,03	3	218000

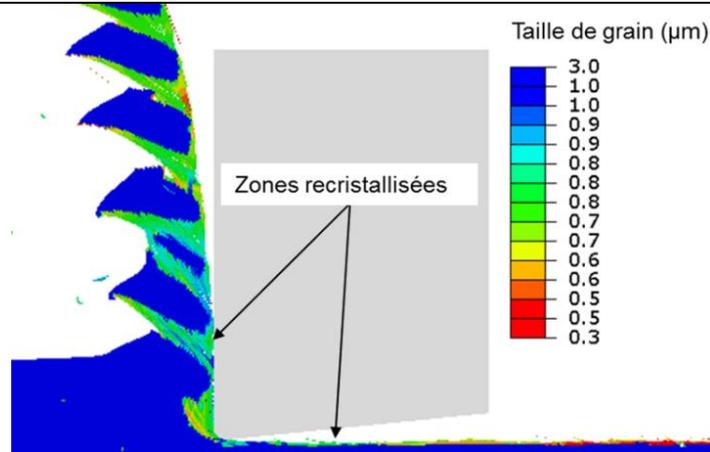


Figure IV. 27. Distribution de la taille de grains pour $V_c=100\text{m/min}$ et $f=0,18\text{mm/tr}$.

Une première tendance générale observée dans cette analyse est que la taille des grains recristallisés est plus faible que la taille initiale des grains. En regardant de plus près à l'intérieure des bandes de cisaillement, les grains sont plus importants en taille au milieu qu'au niveau de l'interface et de la surface libre (Figure IV. 28). Le modèle de JMAK, donné par l'équation (65), est une équation d'Arrhenius. La taille de grain augmente avec la température

et diminue avec la vitesse de déformation. Sachant que la température décroît progressivement de l'interface vers la surface libre Figure IV. 28(a), les grains sont donc plus fins au niveau de la surface libre du copeau qu'au milieu de la bande de cisaillement. La vitesse de déformation plastique (voir Figure IV. 28(b)) est quant à elle plus élevée au niveau de l'interface de contact outil-copeau et décroît progressivement au fur et à mesure que l'on s'approche de la surface libre. C'est donc l'effet de la vitesse de déformation qui explique que la taille de grains est plus faible au niveau de l'interface qu'au milieu de la bande de cisaillement.

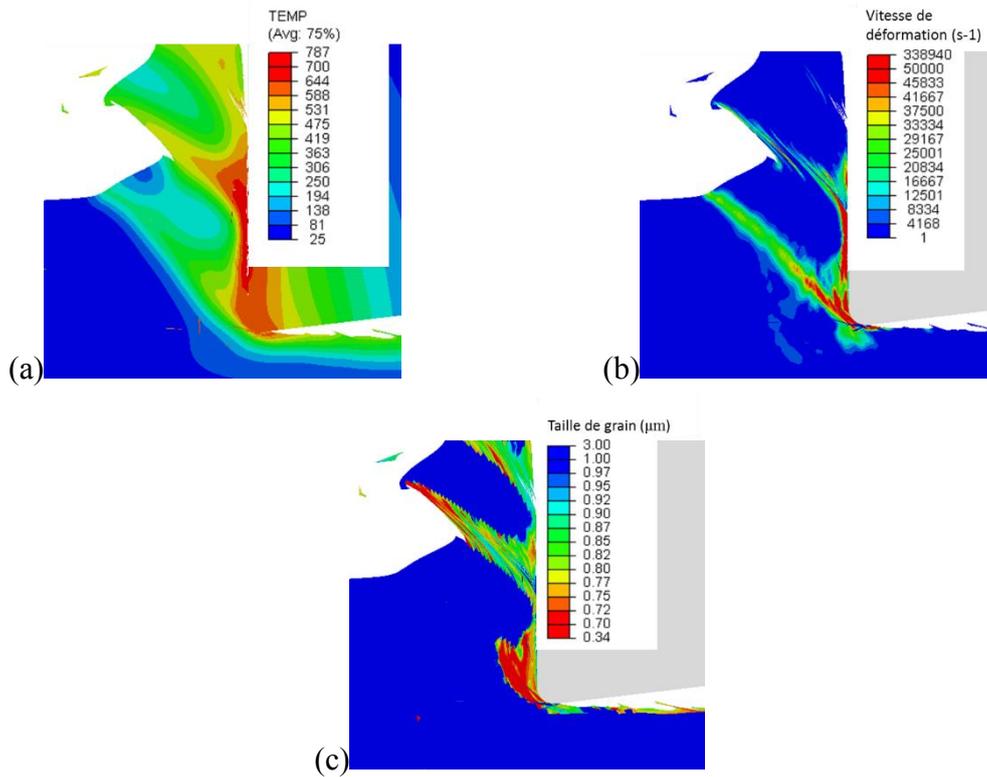


Figure IV. 28. Distributions (a) de la température, (b) de la vitesse de déformation, et (c) la taille de grains pour $V_c=100\text{m/min}$ et $f=0,18\text{mm/tr}$.

La taille de grains dans une bande de cisaillement reste constante le long de l'épaisseur de la bande. La Figure IV. 29 présente la taille de grains dans ces bandes pour les différentes conditions coupe. Les mesures ont été effectuées le long des bandes en trois localisations indiquées sur la Figure IV. 15 : à l'interface outil copeau, au milieu de la bande et près de la surface libre du copeau. On ne note pas de tendance particulière concernant l'effet de l'avance. La vitesse de coupe quant à elle a pour effet d'augmenter la taille des grains recristallisés. Cela s'explique par le fait qu'une augmentation de la vitesse de coupe entraîne une hausse de la température, dont l'effet est de générer des grains recristallisés plus gros.

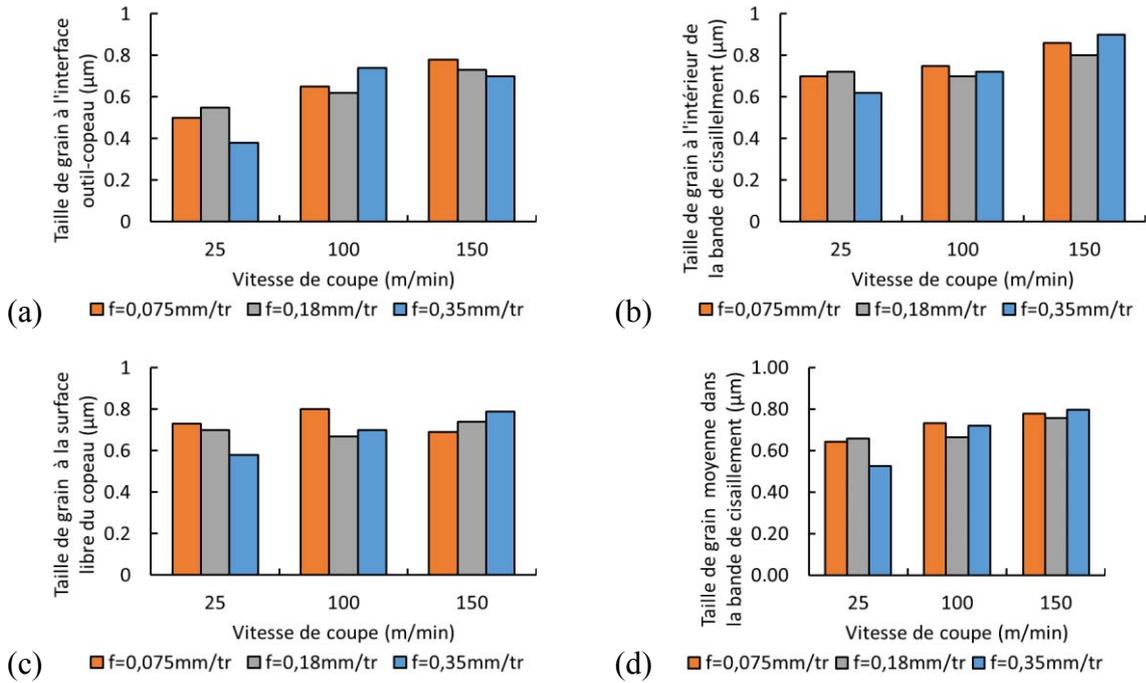


Figure IV. 29. Taille de grains dans la bande de cisaillement primaire estimée à partir des simulations à différentes localités : (a) interface outil-copeau, (b) milieu de la bande de cisaillement, (c) surface du copeau, (d) moyenne.

La Figure IV. 30(a) montre la taille de grains au niveau de la surface usinée prédite pour les différentes conditions de coupe. A part la condition $V_c=25\text{m/min}$ et $f=0,18\text{mm/tr}$, on observe globalement les mêmes tendances que dans le copeau. Pas de tendance particulière concernant l'effet de l'avance et une augmentation de la taille de grains lorsque l'on augmente la vitesse de coupe. La Figure IV. 30(b) présente l'épaisseur sous la surface affectée par le phénomène de la recristallisation. On note une couche d'épaisseur faible (entre 5 et 30 μm). Lorsque l'avance ou la vitesse de coupe augmente, la déformation plastique et la température augmentent, ce qui favorise la recristallisation et explique les résultats obtenus.

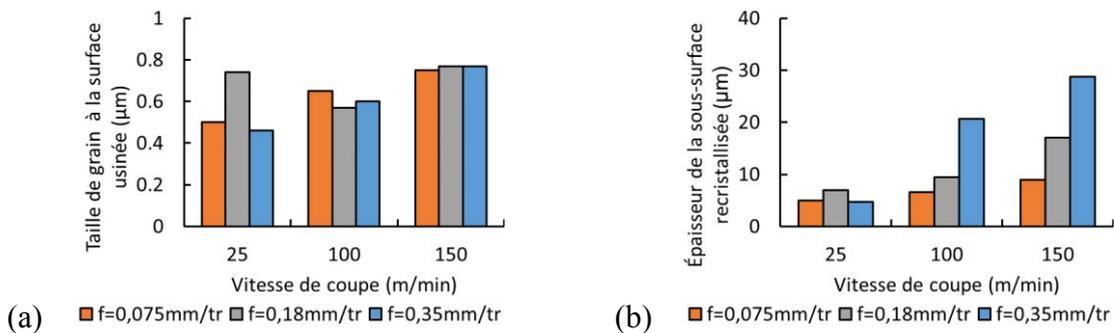


Figure IV. 30. (a) Taille de grains à la surface usinée, et (b) épaisseur de la couche recristallisée au niveau de la surface usinée issus de la simulation.

4.3 Analyse des mécanismes de formation du copeau : Ti-6Al-4V

Le processus de segmentation des copeaux, qui se produit lors de l'usinage du Ti-6Al-4V, a été décrit au travers de différents travaux. A titre d'exemple, Komanduri et Brown [122] et Atlati et al. [101] ont établi le lien avec l'oscillation des efforts de coupe. L'objectif ici est de décrire les mécanismes inhérents à ce processus de segmentation lors de l'usinage du Ti-6Al-4V. La Figure IV. 31 présente le processus de formation d'un segment et de la bande de cisaillement adiabatique correspondante

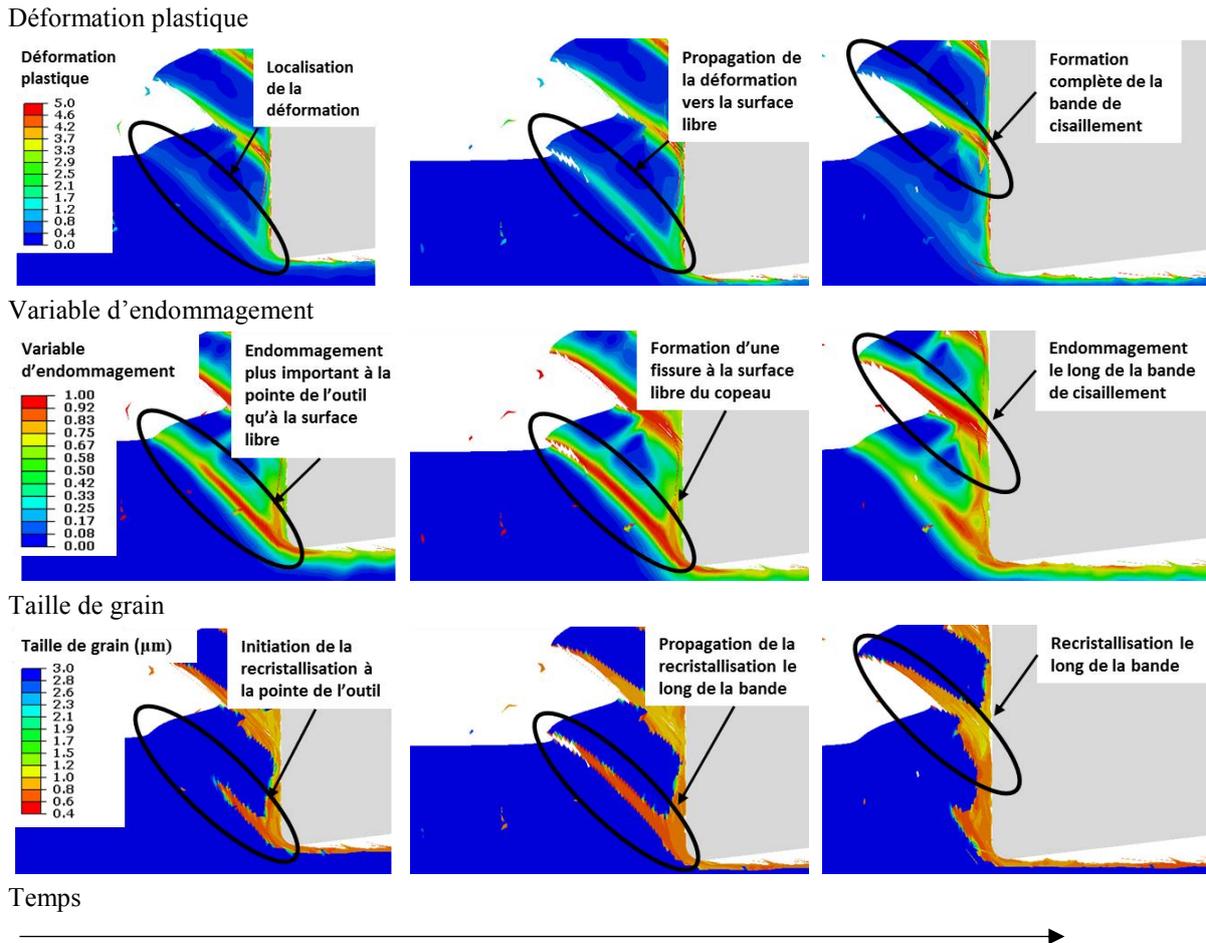


Figure IV. 31. Mécanisme de formation d'un segment de copeau du Ti-6Al-4V.

Nous proposons un scénario de formation de copeau en trois temps: (i) Le premier temps correspond à l'initiation de la formation de la bande de cisaillement. On observe une localisation de la déformation plastique et de l'endommagement, qui commence à la pointe de l'outil de coupe et qui se propage vers la surface libre du copeau. La recristallisation aussi se produit avec la même propagation (Figure IV. 31). (ii) Dans un second temps, la localisation de la déformation s'étend jusqu'à la surface libre du copeau. Bien que l'endommagement évolue plus vite près de la pointe de l'outil, on observe une fissuration dans la bande de cisaillement se déclenchant à partir de la surface libre du copeau. Le changement de taille de grain se poursuit aussi le long de la bande de cisaillement. La recristallisation commençant près de la pointe de

l'outil, elle entrave le processus d'endommagement de se poursuivre jusqu'à la fissuration à cet endroit. Ce qui explique que l'on observe une rupture partielle à la surface libre du copeau. (iii) Pour la troisième phase, avec le glissement du copeau sur la face de coupe de l'outil, un nouveau segment commence à se former.

Pour confirmer l'interprétation de la formation d'un segment de copeau, deux éléments se trouvant dans la bande de cisaillement ont été analysés localement. Le premier est choisi dans la zone fissurée, et le second dans la zone recristallisée. La Figure IV. 32(a) montre la localisation de l'élément situé dans la fissure et qui est donc supprimé une fois complètement endommagé. La Figure IV. 32(b) montre les grandeurs locales mesurées pour cet élément. On peut observer l'évolution de la déformation plastique, nulle au départ, et qui augmente lorsque l'élément est déformé. La déformation critique diminue suite à l'échauffement de la matière. Le critère de recristallisation n'est pas atteint, puisque $\varepsilon < \varepsilon_{crit}$. On voit que ces deux grandeurs restent constantes à partir de l'instant où la variable d'endommagement atteint la valeur 1 (suppression de l'élément).

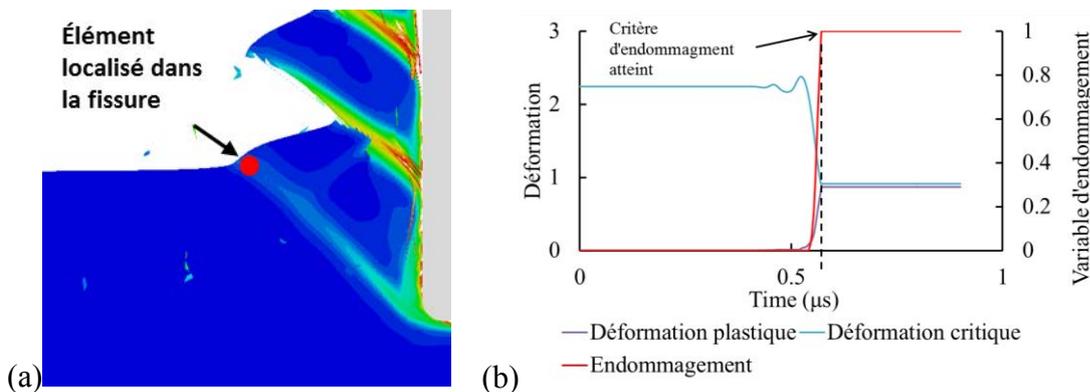


Figure IV. 32. Analyse d'un élément situé dans la zone fissurée au niveau de la bande de cisaillement : (a) Localisation de l'élément, et (b) analyse des variables locales.

La Figure IV. 33 présente la même analyse pour un élément situé cette fois dans la zone recristallisée. On constate que le critère de recristallisation est atteint, puisque $\varepsilon \geq \varepsilon_{crit}$. En conséquence, la variable d'endommagement évolue jusqu'au moment de la recristallisation où elle reste constante à la valeur atteinte (environ 0,9). Lorsque les conditions pour qu'il y ait recristallisation ne sont pas remplies, la fissuration a donc bien eu lieu. Ainsi, le modèle de comportement, dit Hybride, proposé inclue l'endommagement et la recristallisation, et permet en conséquence de reproduire le phénomène de recristallisation et de fissuration partielle dans les bandes de localisation donnant lieu à des copeaux segmentés.

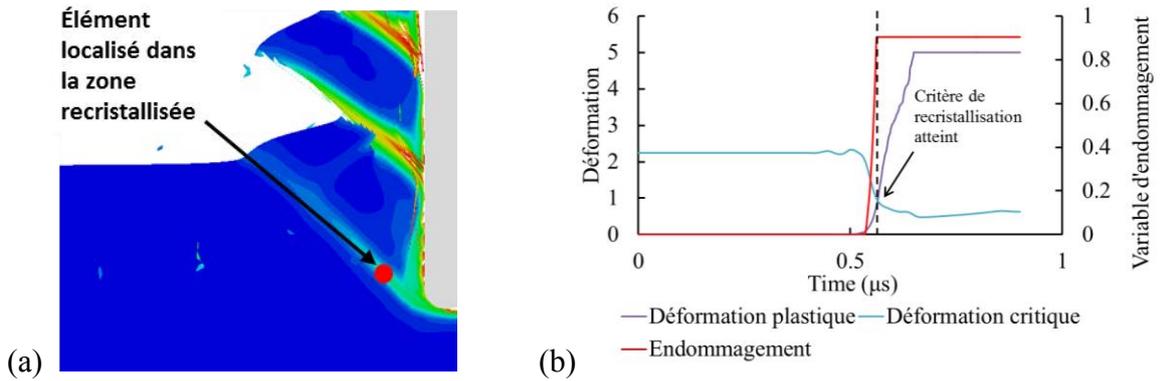


Figure IV. 33. Analyse d'un élément situé dans la zone recristallisée : (a) Localisation de l'élément, et (b) analyse des variables locales.

4.4 Perspectives d'étude : Approche multi-échelle de la coupe

4.4.1 Motivations et méthode

Tout au long de ce rapport, l'importance de connaître l'évolution de la microstructure a été soulignée. Les contraintes résiduelles, la taille de grains, les modifications de texture sont autant d'éléments qui affectent les propriétés du matériau. Pour prédire avec précision l'évolution de la microstructure lors d'une opération d'usinage, il faut à la fois considérer l'échelle de la zone de coupe (échelle du copeau et de l'outil) qui est de l'ordre du millimètre, et l'échelle de la microstructure qui est de l'ordre du micron. Considérer ces deux échelles dans une seule modélisation EF poserait un problème de taille d'élément finis qui représentera la microstructure et la zone de coupe. Il faudrait donc un maillage très fin, de l'ordre du micron, pour un modèle de plusieurs millimètres. Une telle modélisation entraînerait notamment des temps de calculs très élevés.

Pour y remédier, l'approche multi-échelle, ou plus précisément approche multi-étape, est une démarche intéressante. Elle consiste à réaliser des simulations en deux étapes. Dans un premier temps, on simule le processus de formation du copeau avec une taille d'EF adaptée à cette échelle. Cette étape correspond à la modélisation de la coupe orthogonale présentée précédemment. Ensuite, on récupère l'histoire du chargement dans les endroits à analyser finement (ex. bandes de cisaillement, surface usinée, etc.), puis l'appliquer à un volume élémentaire représentatif (VER) du matériau usiné. On peut alors simuler à l'échelle des grains l'évolution de la microstructure ou d'autres phénomènes, tel que l'endommagement local. La Figure IV. 34 illustre cette démarche.



Figure IV. 34. Approche multi-échelle proposée.

Cette partie décrit donc cette approche. La différence entre les phases α et β du Ti-6Al-4V est prise en compte. Le matériau est considéré isotrope même à l'échelle des grains. Le chargement est appliqué au VER et la déformation des grains est observée. Des hypothèses sur le comportement du matériau et la modélisation sont faites. Ce présent travail constitue une première tentative qui nécessite des approfondissements. Notamment, le cadre de la plasticité cristalline, qui devrait être utilisé pour cette échelle, n'est pas adopté. Idéalement, les règles de transitions d'échelle devraient être vérifiées.

Cette simulation de l'évolution d'un VER sujet au chargement thermomécanique de l'usinage est une démarche pour comprendre les phénomènes microstructuraux de manière plus fine. Si dans la présente modélisation les orientations cristallographiques des grains ne sont pas prises en compte, on peut cependant observer la déformation des phases présentes dans le Ti-6Al-4V sous l'influence d'un chargement intense, d'une vitesse de déformation importante dans une condition adiabatique.

4.4.2 Modélisation du problème

4.4.2.1 Comportement du VER

Dans le modèle qui est proposé, les comportements des phases α et β du Ti-6Al-4V sont considérés différents. Pour cela, on adopte la loi de Zerilli-Armstrong [71], qui permet de distinguer le comportement des matériaux en fonction de leur structure cristalline. Cette loi est donnée comme suit :

$$\begin{cases} (a) \bar{\sigma} = \bar{\sigma}_{ath} + C_2 \sqrt{\varepsilon} \exp(-C_3 T + C_4 T \ln \dot{\varepsilon}) \\ (b) \bar{\sigma} = \bar{\sigma}_{ath} + C_1 \exp(-C_3 T + C_4 T \ln \dot{\varepsilon}) + C_5 \varepsilon^n \end{cases} \quad (67)$$

avec $\bar{\sigma}_{ath} = \Delta\sigma_G + \frac{k}{\sqrt{l}}$

La partie (a) de l'équation (67) concerne les structures Cubiques à Faces Centrées (CFC). Le premier terme de cette équation $\bar{\sigma}_{ath}$ est une contrainte athermique qui dépend de la microstructure initiale, notamment des solutés et des frontières de grains. Le second terme est une contrainte activée thermiquement et représente l'effet des interactions entre dislocations (dislocations de la forêt). Ces interactions entre dislocations sont prédominantes dans les structures CFC. La partie (b) de l'équation (67) concerne les structures Cubiques Centrée (CC). Le premier terme $\bar{\sigma}_{ath}$ est le même que celui des structures CFC. Le second terme quant à lui représente l'effet des contraintes de Peirls qui sont prédominantes dans les structures CC. Dans le cas du Ti-6Al-4V, la phase α est Hexagonale Pseudo Compacte (HPC) et la phase β est CC. Zerilli et Armstrong ont proposé une version modifiée de leur loi pour les structures HCP

[123]. Ils ont proposé une version pour le titane pur (HCP) prenant en compte les mécanismes de maclage, et qui est donnée par la relation suivante :

$$\sigma = C_2 \sqrt{\varepsilon} \exp(-C_3 T) + C_1 \exp(-C_3 T + C_4 T \ln \dot{\varepsilon}) \quad (68)$$

Le modèle Hybride, décrit au Chapitre 3, est reformulé, en le combinant avec le modèle de Zerilli-Armstrong, afin de l'introduire à l'échelle du VER, comme suit :

$$\begin{aligned} \bar{\sigma} &= (1 - X_{DRX}) \bar{\sigma}_1 + X_{DRX} \bar{\sigma}_2 \\ \text{avec } \begin{cases} (a) \bar{\sigma}_1 = C_2 \sqrt{\varepsilon} \exp(-C_3 * T) + C_1 \exp(-C_3 T + C_4 T \ln \dot{\varepsilon}) \text{ pour HCP} \\ (b) \bar{\sigma}_1 = \sigma_{ath} + C_1 \exp(-C_3 T + C_4 T \ln \dot{\varepsilon}) + C_5 \varepsilon^n \text{ pour CC} \end{cases} \\ \text{et } \bar{\sigma}_2 &= \bar{\sigma}_1 \left[D + (1 - D) \tanh \left(\frac{1}{(\varepsilon + S)^c} \right) \right] \text{ où } D = 1 - \left(\frac{T}{T_m} \right)^d \text{ and } S = \left(\frac{T}{T_m} \right)^b \end{aligned} \quad (69)$$

La recristallisation dynamique est prise en compte, comme expliqué au §4.2.1 et au Chapitre 3. La contrainte $\bar{\sigma}_1$ qui est le comportement du matériau non transformé est simulée par la loi de Zerilli-Armstrong. La version du HPC est adoptée pour le titane α et la version CC pour le titane β . La contrainte $\bar{\sigma}_2$ est donnée par la contrainte $\bar{\sigma}_1$ multipliée par le terme $D + (1 - D) \tanh \left(1 / (\varepsilon + S)^c \right)$ afin d'adoucir le matériau sous l'effet de la recristallisation dynamique de manière similaire au modèle TANH de Calamaz et al. [6].

Nous nous intéressons à un VER sujet à la recristallisation dynamique dans la bande de cisaillement adiabatique. De ce fait, l'endommagement n'est pas pris en compte. Les paramètres adoptés pour la loi de Zerilli-Armstrong sont issus des références [123]-[124] et rappelés dans le Tableau IV. 8 et le Tableau IV. 9.

Tableau IV. 8. Paramètres de la loi de Zerilli-Armstrong pour la phase HCP [123].

σ_{ath}	C_1	C_2	C_3	C_4	C_3^*	C_4^*
0	990	700	$1,06.10^{-4}$	$2,44.10^{-3}$	$6,8.10^{-4}$	0

Tableau IV. 9. Paramètres de la loi de Zerilli-Armstrong pour la phase CC [123]-[124].

σ_{ath}	C_1	C_2	C_3	C_4	C_5	n
740	240	0	$1,06.10^{-4}$	$2,44.10^{-3}$	656	0,5

La Figure IV. 35 donne le comportement des phases α et β avec ce modèle. On peut voir que la contrainte d'écoulement augmente avec la vitesse de déformation et diminue avec la

température. En outre, on considère ici que la phase β est plus dure que la phase α . La phase β ne peut être maintenue à température ambiante que grâce à des additifs ou des traitements thermiques. Ce qui la rend plus dure que la phase α . La déformation du réseau cristallin qui en découle, entraîne une résistance mécanique plus élevée que celle du titane α . Patil et al. [125] ont étudié l'influence de la proportion de phase β sur les propriétés du Ti-6Al-4V. Ils ont observé notamment une augmentation de la dureté et de la résistance du matériau lorsque la proportion de la phase β augmentait.

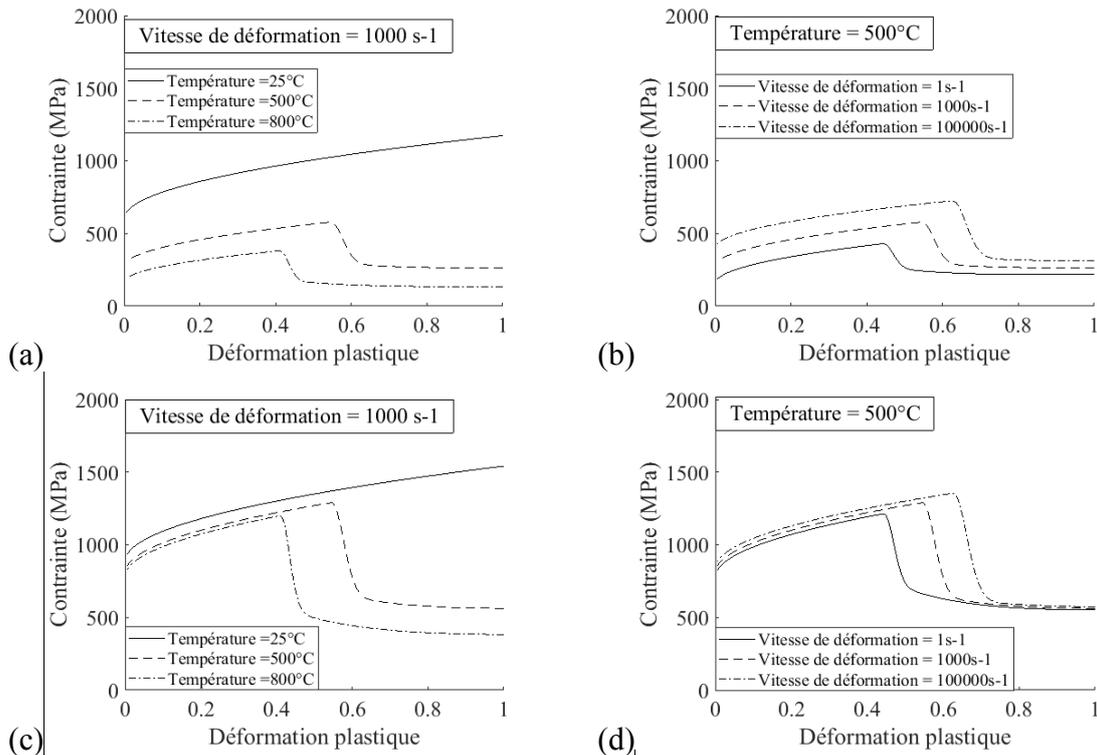


Figure IV. 35. Comportement du Ti-6Al-4V avec le modèle Hybride et ZA : (a) Effet de la température sur le Titane alpha, (b) effet de la vitesse de déformation sur le Titane alpha, (c) effet de la température sur le Titane beta, (d) effet de la vitesse de déformation sur le Titane beta.

4.4.2.2 Modélisation du VER et du chargement appliqué

La Figure IV. 36 montre le choix du chargement appliqué au VER. L'intérêt se porte sur le comportement du Ti-6Al-4V au niveau de la bande de cisaillement adiabatique, où a lieu la recristallisation dynamique. Cette transformation est prise en compte dans la modélisation du comportement précisée au paragraphe précédent.

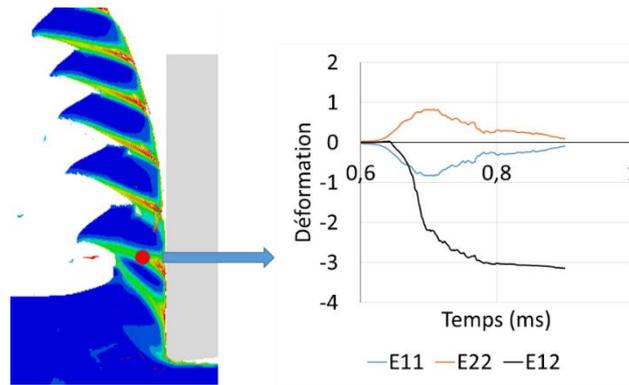


Figure IV. 36. Résultat de la simulation de la coupe avec le modèle Hybride combiné avec Z-A pour $V_c=100\text{m/min}$ et $f=0,18\text{mm/tr}$: chargement à l'intérieur de la bande de cisaillement adiabatique.

La Figure IV. 36 montre aussi le chargement subit par la matière à cet endroit. On note une forte déformation totale qui est proche de la valeur de la déformation plastique. Le chargement est essentiellement du cisaillement. Le matériau atteint une déformation d'environ 300% à cet endroit avec une vitesse de 2.10^4 s^{-1} . La condition de coupe choisie pour l'étude est $V_C = 100\text{m/min}$ et $f = 0,18\text{mm/tr}$.

La Figure IV. 37 montre une cartographie EBSD du matériau initial. A partir de cette cartographie, un VER est choisi. Les hétérogénéités peuvent être assimilées dans le cadre de notre travail aux grains β . La taille caractéristique du VER doit être au moins 100 fois plus élevée que celle de l'hétérogénéité. Le rayon moyen d'un grain β est de $0,6\mu\text{m}$ et le côté du VER est de $40\mu\text{m}$.

La Figure IV. 38 montre la modélisation du VER et le maillage EF. Le modèle est bidimensionnel (2D) avec des EF quadrangulaires et triangulaires. Dans le cas présent, nous ne tenons pas compte des hétérogénéités d'orientation des grains. Seules les phases ont été prises en compte. Les frontières de grains sont toutefois modélisées afin de voir la déformation des grains lors de l'analyse des résultats. Le VER est chargé en cisaillement avec une vitesse de 2.10^4 s^{-1} .

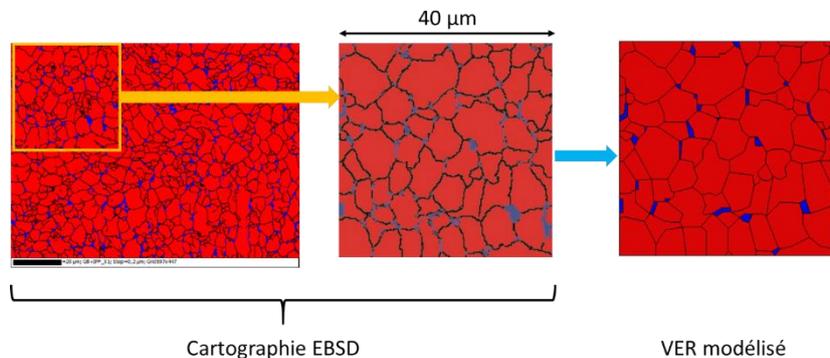


Figure IV. 37. Modélisation numérique d'un VER du Ti-6Al-4V.

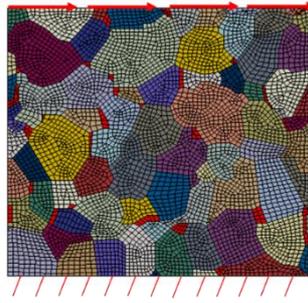


Figure IV. 38. Maillage et conditions aux limites du VER.

4.4.3 Résultats préliminaires

La Figure IV. 39 montre le comportement du VER lorsqu'il est soumis à un cisaillement à la vitesse de déformation de 2.10^4 s^{-1} . On constate qu'à une déformation d'environ 30%, la phase β est celle qui présente les contraintes les plus élevées et elle se déforme moins. Ce qui était attendu, puisqu'elle est plus dure que la phase α . La Figure IV. 40 présente le VER avec une déformation plastique plus importante. On remarque sur la Figure IV. 40(a) une localisation de la déformation avec des grains très déformés au niveau d'une zone où il y a une concentration importante de grains β . On remarque une bande de cisaillement qui se forme s'étend dans la direction du cisaillement. Ce qui correspond aux observations expérimentales que l'on fait dans les copeaux. La Figure IV. 40(b) montre bien qu'il s'agit d'une localisation de la déformation plastique. La phase β étant plus dure et étant concentrée au niveau de cette zone, et les concentrations de contraintes relevées favorisent la localisation à cet endroit. La Figure IV. 40(c) montre la concentration de la chaleur qui accompagne ce phénomène adiabatique et favorise l'adoucissement du matériau. Enfin, la Figure IV. 40(d) montre la zone recristallisée avec une taille de grain plus faible. On remarque ainsi que la dureté des grains β peut jouer un rôle dans l'apparition des bandes de cisaillements adiabatiques du fait des concentrations de contraintes qu'elles provoquent. Indépendamment de l'orientation cristalline, qui n'a pas été considérée ici, la distribution de la phase β peut jouer un rôle dans la formation des bandes de cisaillement et donc dans le mécanisme de formation du copeau. Bien entendu, cette étude nécessite des approfondissements avec une analyse plus complète. D'ailleurs, c'est l'une des principales perspectives de notre étude.

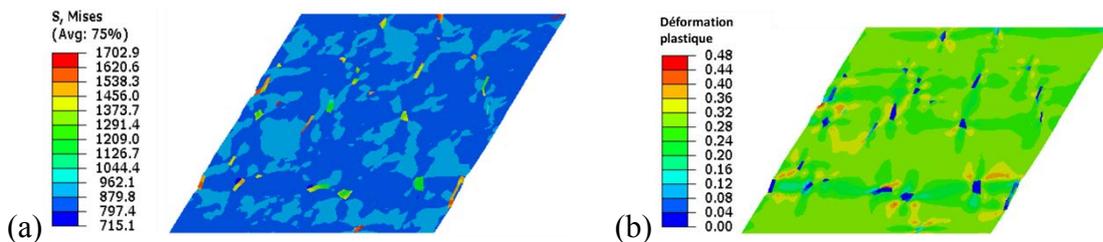


Figure IV. 39. VER soumis à un cisaillement à 2.10^4 s^{-1} : (a) Champ de contrainte, et (b) champ de déformation plastique.

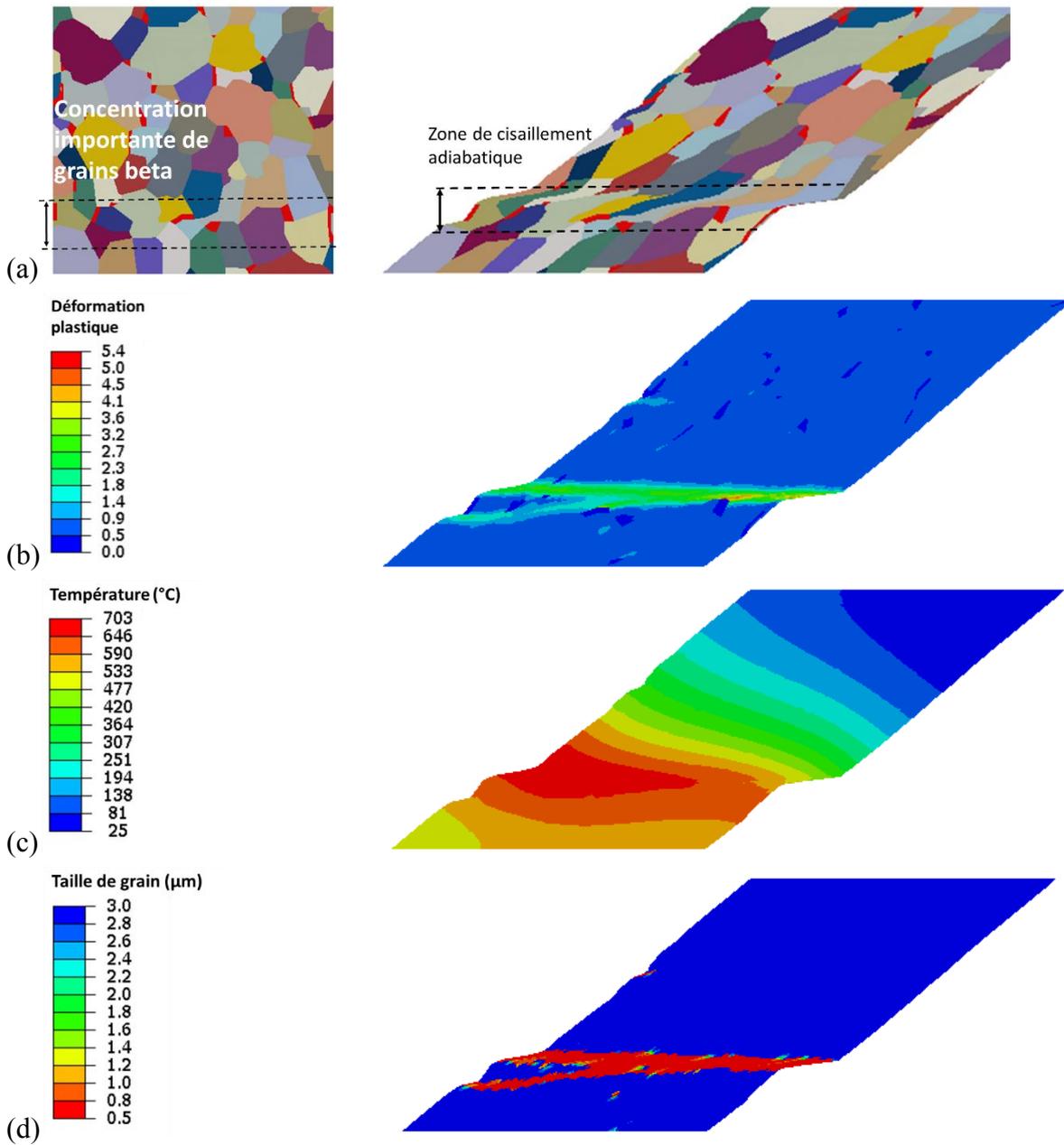


Figure IV. 40. Comportement d'un VER suite à un cisaillement : (a) Déformation des grains, (b) déformation plastique, (c) température, et (d) taille de grains.

4.5 Conclusion

Le modèle Hybride développé au Chapitre 3, tenant compte de la recristallisation dynamique, de l'endommagement et de leurs interactions, a été appliqué aux neuf conditions d'essais décrites au Chapitre 2. Les résultats des simulations ont été comparés aux résultats expérimentaux avec de bonnes concordances en termes de morphologie des copeaux et des efforts de coupe. Les tendances qui concernent l'évolution de la morphologie et la température sont relativement en bon accord. Les efforts prédits sont assez proches des résultats

expérimentaux, bien que les tendances n'aient pas été reproduites du fait du modèle de frottement adopté. La déformation plastique et la taille des grains sont aussi prédites par le modèle. Les mécanismes de formation du copeau ont alors été analysés. La transition entre copeaux instable et stable est reproduite par le modèle, de même que la présence ou non de fissures dans les copeaux. Enfin, une perspective de cette étude a été proposée, à travers la définition d'un VER de la microstructure. Dans cette étude préliminaire, la différence entre les phases présentes dans le Ti-6Al-4V est considérée à travers la loi semi-physique de Zerilli-Armstrong. La déformation des grains, ainsi que la localisation de la déformation à cette échelle ont été mises en évidence.

Conclusion générale

L'objectif de ce travail de thèse est d'étudier l'influence simultanée des transformations de la microstructure et de l'endommagement du matériau usiné sur le processus de coupe des alliages de titane. L'intérêt de ce travail est d'alimenter les modélisations par éléments finis avec des lois de comportement plus représentatives des phénomènes mis en jeu lors du processus de coupe. Le comportement des matériaux métalliques est modélisé en générale par des lois thermo-viscoplastiques en raison des fortes déformations, hautes vitesses de déformations et températures élevés. La difficulté de reproduire en laboratoire des essais rhéologiques conduisant aux mêmes conditions de chargement que celles subies par le matériau usiné est bien connue. Le comportement des matériaux est alors construit par des approches numériques en s'appuyant sur une validation expérimentale en termes d'efforts d'usinage et de morphologie de copeaux.

La première étape de notre travail a consisté à étudier la littérature afin de dégager les principaux mécanismes qui gouvernent le comportement du Ti-6Al-4V lors de la coupe. Deux problématiques importantes liées au comportement de cet alliage ressortent régulièrement : (i) la segmentation des copeaux qui s'accompagne d'une oscillation des efforts de coupe et donc qui favorise les phénomènes vibratoires ; et (ii) la forte hausse de température lors de l'usinage de cet alliage en raison de sa faible conductivité thermique, conduisant à des transformations microstructurales. La segmentation du copeau est le premier point crucial à prendre en compte, car la justification de la morphologie du copeau conduit à la compréhension du comportement de l'alliage lui-même. Les travaux de la littérature sur le sujet se divisent en trois grands groupes : (i) Un premier groupe de travaux s'appuyant sur une approche analytique et qui plaide pour le phénomène d'instabilité thermoplastique dans les copeaux. En raison de la faible conductivité thermique de l'alliage, la température se localise dans une zone étroite conduisant à une localisation de la déformation plastique à cet endroit de manière cyclique, et donc à la production de segments de copeaux. (ii) Un second groupe explique la segmentation par un mécanisme d'endommagement cyclique avec une amorce de fissure au niveau de la surface libre du copeau. (iii) Le dernier groupe s'appuie sur des transformations de la microstructure activées par l'élévation de la température de coupe ; la recristallisation dynamique et la restauration en font partie.

Nous n'avons pas réussi à confirmer que l'instabilité thermoplastique était le paramètre responsable de la segmentation des copeaux. En effet, avec un modèle de type Johnson-Cook qui ne prend en compte que l'adoucissement thermique et l'écrouissage, il a été impossible de reproduire un copeau segmenté même en faisant varier l'adoucissement thermique et la conductivité thermique pour favoriser la localisation de la température et le déclenchement de l'instabilité. En revanche, les autres mécanismes comme la recristallisation dynamique et l'endommagement ont été mis en évidence par l'étude expérimentale. Cette dernière a permis

de les identifier clairement dans le copeau par : (i) la présence de fissures et de cupules au niveau des faciès de rupture du copeau caractérisant l'endommagement ductile, et (ii) la diminution de la taille de grains dans les bandes de cisaillement caractérisant la recristallisation dynamique. L'endommagement ne se produit pas pour les vitesses de coupe et les avances faibles. Il a été noté que les fissures sont absentes au niveau des zones de fortes déformations plastiques (au voisinage de la pointe de l'outil) et s'initient plutôt et systématiquement au niveau de la surface libre des copeaux. On a aussi noté que les efforts spécifiques étaient particulièrement faibles lorsque les fissures étaient les plus importantes dans le copeau. Ce qui signifie que l'endommagement fait baisser les efforts spécifiques et par conséquent contribue fortement à la baisse des efforts de coupe.

A cette étude expérimentale, s'ajoute l'étude numérique dans laquelle nous avons mis clairement en évidence ces mécanismes microstructuraux. Pour les mécanismes d'endommagement ductile, une loi de Johnson-Cook (JC) couplée à un modèle d'endommagement de JC et un critère de rupture énergétique de Hillerborg a été choisie. Pour les mécanismes activés thermiquement, le modèle TANH (loi de JC modifiée) a été adopté. Il ressort de cette étude numérique que le modèle TANH seul ne peut pas reproduire la fissuration présente dans les copeaux qui est due à de l'endommagement ductile. Avec le modèle d'endommagement de JC, on observe uniquement la formation de copeaux fragmentés et pas de copeaux segmentés. Pour obtenir des copeaux segmentés avec un tel modèle, il faut brider l'endommagement et donc la formation des fissures, ce qui aboutit à un copeau sans fissures, alors qu'on constate le contraire expérimentalement. Ces conclusions déduites à partir de l'étude numérique et les observations expérimentales nous ont conduit à proposer un nouveau modèle de comportement. Ce dernier considère deux types de comportement pouvant avoir lieu lors de la coupe en fonction des conditions thermomécaniques. Un premier comportement où l'élasticité, la plasticité, l'endommagement et la rupture se succèdent. Ce comportement est le comportement du titane à faible et moyenne températures. Le second comportement à chaud se compose des phases élastique, plastique, adoucissement de la contrainte d'écoulement dû à la recristallisation et puis la phase de stabilisation de celle-ci. Il s'agit d'un comportement observé couramment par exemple lors des essais de chargement à chaud avec recristallisation. Un critère de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) a été introduit pour distinguer ces deux comportements et la compétition entre l'endommagement et la recristallisation. Le nouveau modèle ainsi proposé nous a permis de reproduire tous les mécanismes de la coupe avec une bonne précision comme la segmentation et la fissuration partielle du copeau.

Le modèle de comportement ainsi construit a été appliqué dans le dernier chapitre pour la simulation de la coupe de l'alliage de titane sous différentes conditions d'usinage. Après validation expérimentale, il s'est avéré que seulement une petite partie de la couche déformée proche de la surface usinée s'est recristallisée. La couche déformée plastiquement fait elle-même partie de la couche affectée thermiquement (plus de 100°C). Sur la base de ces résultats, une discussion a été conduite sur le mécanisme de formation des copeaux et le comportement du Ti-6Al-4V lors de la coupe. Grâce au modèle, il est maintenant possible d'analyser les épaisseurs de surface déformée plastiquement, affectée thermiquement, et recristallisée en prédisant la taille de grains dans ces zones déformées.

En perspective, une modélisation multi-échelle a été débutée afin de simuler finement l'évolution de la microstructure. Le processus de coupe et le mécanisme de formation des copeaux sont analysés à l'échelle du millimètre. La déformation plastique des grains soumis au chargement thermomécanique de l'usinage se produit à l'échelle du micron. Cette différence d'échelle est difficile à traiter par un seul modèle éléments finis. L'idée proposée est donc d'appliquer à un volume élémentaire représentatif (VER), le chargement obtenu à l'issue de la simulation de la coupe avec le modèle proposé. Dans l'étude qui est présentée au chapitre 4, la différence de comportement des phases α et β a été modélisée en combinant le modèle construit précédemment et la loi de Zerilli-Armstrong. Cette dernière permet en effet d'avoir un comportement différent suivant la structure cristalline de la phase considérée. Dans notre cas une structure hexagonale pour le titane α et une structure cubique centrée pour le titane β . Le VER a ensuite été soumis au chargement subi par un élément positionné dans la bande de cisaillement adiabatique. Il ressort de cette étude que la distribution des grains β a un impact sur la localisation de la déformation plastique. Toutefois, cette étude constitue un début de cette démarche et la plasticité cristalline doit être adoptée en toute rigueur. Le résultat de la simulation a été analysé et le mécanisme de formation des bandes de cisaillement discuté. A l'issue de ce travail, d'autres perspectives peuvent être envisagées comme l'étude de la transition copeau continu/copeau segmenté, avec la prédiction d'autres morphologies de copeaux comme les copeaux longs et fragmentés. Ces aspects constituent un enjeu industriel en raison de l'effet de la longueur des copeaux sur leur évacuation lors de l'usinage. La faculté de prédire la rupture dans les copeaux avec le modèle de comportement proposé peut être exploitée afin d'estimer la longueur des copeaux en fonction des conditions de coupe, et donc analyser l'effet de ces conditions sur leur évacuation.

Nomenclature

Paramètres matériaux

C_p	Chaleur spécifique (J/kg K)
E	Module d'élasticité (GPa)
ρ	Masse volumique (kg/m ³)
α	Coefficient de dilatation thermique (K ⁻¹)
λ	Conductivité thermique (W/mK)
η	Coefficient de Taylor-Quinney

Variables thermomécaniques

σ	Contrainte d'écoulement
$\bar{\sigma}$	Contrainte équivalente de Von-Mises
ε	Déformation plastique équivalente
$\dot{\varepsilon}$	Vitesse de déformation effective
T	Température (°K)

Paramètres du modèle de Johnson-Cook

A	Limite d'écoulement plastique (MPa)
B	Module d'écrouissage (MPa)
C	Coefficient de dépendance à la vitesse de déformation
m	Coefficient d'adoucissement thermique
n	Coefficient d'écrouissage
T_0	Température de référence (°K)
T_m	Température de fusion (°K)
ε_0	Vitesse de déformation de référence (s ⁻¹)

Paramètres d'endommagement

d	Variable d'endommagement
G_f	Énergie de rupture (J/mm ²)
u_{pl}	Déplacement plastique cumulé (mm)

u_{pl}^f	Déplacement plastique à rupture (mm)
w	Variable d'initiation de l'endommagement
Paramètres du modèle d'endommagement de Johnson-Cook	
ε_j	Déformation à rupture
P	Pression hydrostatique
d_1, d_2, d_3, d_4, d_5	Paramètres matériaux du modèle de Johnson Cook
Paramètres du modèle de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK)	
X_{DRX}	Fraction volumique recristallisée
Q_{act}	Énergie d'activation de recristallisation (J)
R	Constante des gaz parfaits
ε_{crit}	Déformation critique de recristallisation
$a_1, h_1, m_1, a_2, a_5, h_5, m_5, \beta_d, k_d$	Constantes du modèle JMAK
Paramètres du modèle Tangente Hyperbolique	
a, b, c, d	Tanh model constants
Paramètres du modèle de Zerilli-Armstrong	
$\Delta\sigma_G$	Additional stress depending on initial microstructure
$c_1, c_2, c_3, c_4, c_5, k$	ZA model constants
MTS model parameters	
$\hat{\sigma}$	Mechanical threshold stress
$\hat{\sigma}_a$	Athermal stress
K	Boltzmann constant
g_0	Normalized activation energy
μ	Shear modulus
b	Burger vector
p, q	MTS model constants
Paramètres de coupe	

V_C	Vitesse de coupe (m/min)
V_{cq}	Vitesse de coupe de qualification (m/min)
V_{cs}	Vitesse de coupe stable (m/min)
f	Vitesse d'avance (mm/tr)
f_q	Vitesse d'avance de qualification (mm/tr)
f_s	Vitesse d'avance stable (mm/tr)
Paramètres morphologiques	
H	Épaisseur maximale du copeau (μm)
h	Épaisseur minimale du copeau (μm)
d	Espacement entre segments des copeaux (μm)
L	Longueur de la surface non déformée du copeau (μm)
N_S (mm^{-1})	Nombre de segments par unité de longueur de copeau
f_{Seg}	Fréquence de segmentation (Hz)
RC_{max}	Rapport de compression maximal
RC_{moyen}	Rapport de compression moyen
RC_{min}	Rapport de compression minimal
RS_{max}	Rapport de segmentation maximal

Annexes

Implémentation de la loi de comportement

Le comportement du matériau usiné est modélisé par une loi thermo-viscoplastique. Les différentes équations et hypothèses utilisées pour l'implémentation sont présentées dans ce paragraphe. L'élasticité est le premier aspect important à prendre en compte. Elle est définie dans le cas général comme suit :

$$\bar{\bar{\sigma}} = 2\mu \bar{\bar{\varepsilon}}^e + \lambda \text{tr}(\bar{\bar{\varepsilon}}^e) \bar{\bar{I}} \quad (70)$$

$\bar{\bar{\sigma}}$ est le tenseur des contraintes de Cauchy, $\bar{\bar{\varepsilon}}^e$ le tenseur des déformations élastiques

La transformation est décrite par le gradient de la transformation $\bar{\bar{F}}$. Cette transformation est partitionnée de manière multiplicative en une partie élastique $\bar{\bar{F}}^e$ et une partie plastique $\bar{\bar{F}}^p$:

$$\bar{\bar{F}} = \bar{\bar{F}}^e \bar{\bar{F}}^p \quad (71)$$

Cette partition du tenseur des déformations conduit à une partition du tenseur des taux de déformation $\bar{\bar{d}}$ en une partie élastique $\bar{\bar{d}}^e$ et une partie plastique $\bar{\bar{d}}^p$

$$\bar{\bar{d}} = \bar{\bar{d}}^e + \bar{\bar{d}}^p \quad (72)$$

Si on s'intéresse au tenseur des déformations de Green-Lagrange $\bar{\bar{E}}$, la partition multiplicative du gradient de la transformation conduit au résultat suivant :

$$\bar{\bar{E}} = \bar{\bar{F}}^{pT} \bar{\bar{E}} \bar{\bar{F}}^p + \bar{\bar{E}}^p$$

Le logiciel utilisé (Abaqus), prend comme configuration de référence la configuration à l'incrément de temps précédent, lui associant un repère co-rotationnel rigide ([118], [119]). Cette fonction permet lors de l'implémentation de se positionner dans le cadre de l'élasto-plasticité classique et donc de se considérer en petites transformations. En petite transformation, les tenseurs $\bar{\bar{F}}$, $\bar{\bar{F}}^e$ et $\bar{\bar{F}}^p$, sont proches du tenseur identité, on a donc $\bar{\bar{F}}^p \approx \bar{\bar{I}}$ et $\bar{\bar{F}}^{pT} \approx \bar{\bar{I}}$. De plus $\bar{\bar{E}} \approx \bar{\bar{\varepsilon}}$, ce qui conduit à :

$$\bar{\varepsilon} = \bar{\varepsilon}^e + \bar{\varepsilon}^p + \alpha \bar{I} \Delta T \quad (73)$$

Les lois d'état de l'élasto-plasticité se dérive de l'énergie libre de Helmholtz $\psi = \psi\left(\bar{\varepsilon}^e = \bar{\varepsilon} - \bar{\varepsilon}^p, T, \bar{\varepsilon}^p\right)$ [120], adoptée comme potentiel thermodynamique. Les variables

d'état adoptées sont donc la déformation $\bar{\varepsilon}$, la température T et la déformation plastique équivalente $\bar{\varepsilon}^p$. Le second principe de la thermodynamique, qui prend la forme de l'inégalité de Clausius-Duhem ([126], [127]) permet d'obtenir les lois d'état. En considérant que la dissipation est nulle lors d'un chargement réversible et isotherme, on obtient la première loi d'état [120]:

$$\bar{\sigma} = \rho \frac{\partial \psi}{\partial \bar{\varepsilon}^e} \quad (74)$$

Le principe de la dissipation maximale associé à la méthode des multiplicateurs de Lagrange, donne les lois autres lois d'évolutions :

$$\dot{\bar{\varepsilon}}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial \bar{\sigma}} \quad (75)$$

$$\dot{\bar{\varepsilon}}^p = -\dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial R} \quad (76)$$

Enfin, la méthode des multiplicateurs de Lagrange fournit aussi les conditions de charge-décharge ou conditions de Kuhn-Tucker :

$$\begin{aligned} \dot{\lambda} &\geq 0 \\ f &\leq 0 \\ \dot{\lambda} f &= 0 \end{aligned} \quad (77)$$

Les équations présentées jusque-là constituent le cadre de l'élasto-plasticité implémenté à travers la subroutine Vumat. La loi de Hooke s'écrit sous forme incrémentale :

$$\bar{\sigma}_{t+1} = 2\mu \bar{\varepsilon}_{t+1} + \lambda \text{tr} \left(\bar{\varepsilon}_{t+1}^e \right) \bar{I} \quad (78)$$

Les indices t et $t+1$ indiquent que les instants consécutifs considérés. Les grandeurs sont connues à l'instant t , et on cherche à les déterminer à l'instant $t+1$. En considérant la dilatation thermique, la partition de la déformation s'écrit :

$$\overset{=}{\varepsilon} = \overset{=e}{\varepsilon} + \overset{=p}{\varepsilon} + \overset{=th}{\varepsilon} \quad (79)$$

L'équation (52) devient :

$$\begin{aligned} \overset{=}{\sigma}_{t+1} &= 2\mu \left(\overset{=e}{\varepsilon}_t + \Delta \overset{=e}{\varepsilon} \right) + \lambda \text{tr} \left(\overset{=e}{\varepsilon}_t + \Delta \overset{=e}{\varepsilon} \right) \overset{=}{I} \\ \Leftrightarrow \overset{=}{\sigma}_{t+1} &= 2\mu \left(\overset{=e}{\varepsilon}_t + \Delta \overset{=e}{\varepsilon} - \Delta \overset{=p}{\varepsilon} \right) + \lambda \text{tr} \left(\overset{=e}{\varepsilon}_t + \Delta \overset{=e}{\varepsilon} - \Delta \overset{=p}{\varepsilon} \right) \overset{=}{I} \end{aligned} \quad (80)$$

En isolant le terme dépendant de la déformation plastique et sachant que $\text{tr} \left(\Delta \overset{=p}{\varepsilon} \right) = 0$, on a :

$$\overset{=}{\sigma}_{t+1} = 2\mu \left(\overset{=e}{\varepsilon}_t + \Delta \overset{=e}{\varepsilon} \right) + \lambda \text{tr} \left(\overset{=e}{\varepsilon}_t + \Delta \overset{=e}{\varepsilon} \right) \overset{=}{I} - 2\mu \Delta \overset{=p}{\varepsilon} \quad (81)$$

$2\mu \left(\overset{=e}{\varepsilon}_t + \Delta \overset{=e}{\varepsilon} \right) + \lambda \text{tr} \left(\overset{=e}{\varepsilon}_t + \Delta \overset{=e}{\varepsilon} \right) \overset{=}{I}$ est appelée la contrainte de prédiction élastique $\overset{=pr}{\sigma}$ car elle

correspond à une contrainte théorique purement élastique. Le terme $2\mu \Delta \overset{=p}{\varepsilon}$ est appelé le correcteur plastique car il permet de corriger la contrainte de prédiction élastique si l'incrément de déformation plastique est non nul. Pour savoir dans quel cas on se situe, on applique les conditions de Kunh-Tucker en testant le signe de f . La fonction de charge f s'écrit dans le cadre d'une plasticité avec écrouissage isotrope avec un critère de plasticité de Von-Mises :

$$f = \sigma^{eq} - \sigma^y = \sigma^{eq} - R - \sigma_0^y = \sqrt{\frac{3}{2} \overset{=dev}{\sigma} : \overset{=dev}{\sigma}} - R - \sigma_0^y \quad (82)$$

Dans l'équation (82), $\overset{=eq}{\sigma}$ est la contrainte équivalente de Von-Mises, σ^y est la limite d'écoulement, σ_0^y est la limite d'élasticité (limite d'écoulement initiale), R la variable d'écrouissage et $\overset{=}{\sigma}$ le déviateur des contraintes donné par :

$$\overset{=dev}{\sigma} = \overset{=}{\sigma} - \frac{1}{3} \text{tr} \left(\overset{=}{\sigma} \right) \overset{=}{I}$$

- Dans le cas d'un chargement élastique ou d'une décharge élastique le test donne $f \leq 0$ et on a :

$$\Delta \bar{\varepsilon}^p = 0 \Leftrightarrow \dot{\bar{\varepsilon}}^p = 0$$

$$\Rightarrow \dot{\lambda} = 0 \text{ et } f < 0$$

$$\text{puisque } \dot{\lambda} f = 0$$

Dans ce cas, la solution du problème est simple et on a :

$$\begin{aligned} \bar{\sigma}_{t+1} &= 2\mu \left(\bar{\varepsilon}_t^e + \Delta \bar{\varepsilon} \right) + \lambda tr \left(\bar{\varepsilon}_t^e + \Delta \bar{\varepsilon} \right) \bar{I} = \bar{\sigma} \\ \text{et } \bar{\varepsilon}_{t+1}^p &= \bar{\varepsilon}_t^p \end{aligned} \quad (83)$$

- Dans le cas d'un chargement plastique, le test donne

$$\Delta \bar{\varepsilon}^p \neq 0 \Leftrightarrow \dot{\bar{\varepsilon}}^p \neq 0$$

$$\Rightarrow \dot{\lambda} > 0 \text{ et } f = 0$$

$$\text{puisque } \dot{\lambda} f = 0$$

Dans le cas d'un chargement plastique, on a :

$$\bar{\sigma}_{t+1} = \bar{\sigma} - 2\mu \Delta \bar{\varepsilon}^p \quad (84)$$

Les lois d'évolutions décrites par les équations (49) et (76) permettent d'écrire :

$$\Delta \bar{\varepsilon}^p = \Delta t \dot{\bar{\varepsilon}}^p = \Delta t \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial \sigma} = -\Delta t \frac{\dot{\varepsilon}^p}{\frac{\partial f}{\partial R}} \frac{\partial f}{\partial \sigma}$$

Et comme $\frac{\partial f}{\partial \sigma} = \frac{3}{2} \frac{\bar{\sigma}_{t+1}^{dev}}{\bar{\sigma}^{eq}}$ et $\frac{\partial f}{\partial R} = -1$, on retrouve :

$$\Delta \bar{\varepsilon}^p = \Delta t \dot{\varepsilon}^p \frac{3}{2} \frac{\bar{\sigma}_{t+1}^{dev}}{\bar{\sigma}^{eq}} \quad (85)$$

En introduisant l'expression (85) dans l'équation (84), on a:

$$\left(1 + \frac{3\mu \Delta \varepsilon^p}{\bar{\sigma}^{eq}} \right) \bar{\sigma}_{t+1} = \bar{\sigma}^{pr dev}$$

On élève chaque terme de l'équation $\left(1 + \frac{3\mu\Delta\varepsilon^p}{\sigma^{eq}}\right) \overset{=dev}{\sigma}_{t+1} = \overset{=pr dev}{\sigma}$ au « carré » et on obtient :

$$\sigma_{t+1}^{eq} + 3\mu\Delta\varepsilon^p = \sigma^{pr eq}$$

La condition de cohérence donnent :

$$\begin{aligned} f &= 0 \\ \Leftrightarrow \sigma_{t+1}^{eq} &= \sigma_{t+1}^y \end{aligned} \quad (86)$$

En introduisant la condition de cohérence (86) dans l'équation $\sigma_{t+1}^{eq} - 3\mu\Delta\varepsilon^p = \sigma^{pr eq}$, on obtient :

$$\Delta\varepsilon^p = \frac{\sigma^{pr eq} - \sigma_t^y}{\left(\frac{\partial\sigma^y}{\partial\varepsilon^p} + 3\mu\right)}$$

En posant $H_t = \left(\frac{\partial\sigma^y}{\partial\varepsilon^p}\right)_t$ le module d'érouissage, on résout le problème selon l'équation (55) avec H pris à l'instant t .

$$\Delta\varepsilon^p = \frac{\sigma^{pr eq} - \sigma_t^y}{H + 3\mu} \quad (87)$$

On peut ensuite actualiser les autres variables à l'instant $t + 1$ selon (56):

$$\begin{aligned} \overset{=p}{\Delta\varepsilon} &= \Delta\varepsilon^p \frac{\overset{=dev}{3\sigma_{t+1}}}{2\sigma^{eq}} \equiv \Delta\varepsilon^p \frac{\overset{=pr dev}{3\sigma}}{2\sigma^{pr eq}} \\ \overset{=e}{\varepsilon}_{t+1} &= \overset{=e}{\varepsilon}_t + \overset{=}{\Delta\varepsilon} - \overset{=p}{\Delta\varepsilon} \\ \overset{=}{\sigma}_{t+1} &= 2\mu\overset{=e}{\varepsilon}_{t+1} + \lambda tr\left(\overset{=e}{\varepsilon}_{t+1}\right) \overset{=}{I} \end{aligned} \quad (88)$$

Calcul des pentes d'érouissage

On définit la pente d'érouissage comme la dérivée de la contrainte d'écoulement par la déformation plastique équivalente :

$$H = \left(\frac{\partial \sigma^y}{\partial \varepsilon^p} \right) \quad (89)$$

Le calcul des pentes d'écrouissage est donné pour les différentes lois comme suit

- Pour le modèle de Johnson-Cook :

$$H = nB\varepsilon^{n-1} \left(1 + C \left[\ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] \right) \left(1 - \left(\frac{T - T_0}{T_m - T_0} \right)^m \right)$$

- Pour le modèle Tanh :

$$H = \frac{B\varepsilon^n}{\exp(\varepsilon^a)} \left[\frac{n}{\varepsilon} + a\varepsilon^{a-1} \right] \left[1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right] \left[1 - \left(\frac{T - T_0}{T_m - T_0} \right)^m \right] \left[D + (1 - D) \tanh \left(\frac{1}{(\varepsilon + S)^c} \right) \right] \\ + \left[A + B\varepsilon^n \left(\frac{1}{\exp(\varepsilon^a)} \right) \right] \left[1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right] \left[1 - \left(\frac{T - T_0}{T_m - T_0} \right)^m \right] \left[\frac{c(1 - D)}{(\varepsilon + S)^{c+1}} \left(1 - \tanh^2 \left(\frac{1}{(\varepsilon + S)^c} \right) \right) \right]$$

- Pour le modèle de Zerilli-Armstrong :

$$H = \frac{C_2}{2\sqrt{\varepsilon}} \exp(-C_3 * T) \text{ pour HCP}$$

$$H = nC_5\varepsilon^{n-1} \text{ pour CC}$$

- Pour le modèle de Zerilli-Armstrong avec adoucissement :

$$H = \frac{C_2}{2\sqrt{\varepsilon}} \exp(-C_3 * T) \left[D + (1 - D) \tanh \left(\frac{1}{(\varepsilon + S)^c} \right) \right] \\ + \left[C_2\sqrt{\varepsilon} \exp(-C_3 * T) + C_1 \exp(-C_3 T + C_4 T \ln \dot{\varepsilon}) \right] \\ \left[\frac{c(1 - D)}{(\varepsilon + S)^{c+1}} \left(1 - \tanh^2 \left(\frac{1}{(\varepsilon + S)^c} \right) \right) \right] \text{ pour HCP}$$

$$H = nC_5\varepsilon^{n-1} \left[D + (1 - D) \tanh \left(\frac{1}{(\varepsilon + S)^c} \right) \right] \\ + \left[\sigma_{ath} + C_1 \exp(-C_3 T + C_4 T \ln \dot{\varepsilon}) + C_5\varepsilon^n \right] \\ \left[\frac{c(1 - D)}{(\varepsilon + S)^{c+1}} \left(1 - \tanh^2 \left(\frac{1}{(\varepsilon + S)^c} \right) \right) \right] \text{ pour CC}$$

Références bibliographiques

- [1] E. Felder, *Procedes D'usinage*, Ed. Techniques Ingénieur, 1997.
- [2] M.J. Donachie, *Titanium: a technical guide*, ASM international, 2000.
- [3] S. Sun, M. Brandt, M.S. Dargusch, Characteristics of cutting forces and chip formation in machining of titanium alloys, *Int. J. Mach. Tools Manuf.* 49 (2009) 561–568.
- [4] C.H. Che-Haron, A. Jawaid, The effect of machining on surface integrity of titanium alloy Ti–6% Al–4% V, *J. Mater. Process. Technol.* 166 (2005) 188–192.
- [5] D. Ulutan, T. Ozel, Machining induced surface integrity in titanium and nickel alloys: a review, *Int. J. Mach. Tools Manuf.* 51 (2011) 250–280.
- [6] F. Ducobu, E. Rivière-Lorphèvre, E. Filippi, Material constitutive model and chip separation criterion influence on the modeling of Ti6Al4V machining with experimental validation in strictly orthogonal cutting condition, *Int. J. Mech. Sci.* 107 (2016) 136–149.
- [7] I. Inagaki, T. Takechi, Y. Shirai, N. Ariyasu, Application and features of titanium for the aerospace industry, *Nippon Steel Sumitomo Met. Tech. Rep.* 106 (2014) 22–27.
- [8] C.N. Elias, J.H.C. Lima, R. Valiev, M.A. Meyers, Biomedical applications of titanium and its alloys, *Jom.* 60 (2008) 46–49.
- [9] C. Leyens, M. Peters, *Titanium and titanium alloys: fundamentals and applications*, John Wiley & Sons, 2003.
- [10] C. Veiga, J.P. Davim, A.J.R. Loureiro, Review on machinability of titanium alloys: the process perspective, *Rev Adv Mater Sci.* 34 (2013) 148–164.
- [11] W. Grzesik, *Advanced machining processes of metallic materials: theory, modelling and applications*, Elsevier, 2008.
- [12] V.P. Astakhov, S.V. Shvets, M.O.M. Osman, Chip structure classification based on mechanics of its formation, *J. Mater. Process. Technol.* 71 (1997) 247–257.
- [13] H.A.-G. El-Hofy, *Fundamentals of machining processes: conventional and nonconventional processes*, CRC press, 2013.
- [14] T. Childs, *Metal machining: theory and applications*, Butterworth-Heinemann, 2000.
- [15] M.E. Merchant, Mechanics of the metal cutting process. I. Orthogonal cutting and a type 2 chip, *J. Appl. Phys.* 16 (1945) 267–275.

- [16] S. Atlati, B. Haddag, M. Nouari, A. Moufki, Effect of the local friction and contact nature on the Built-Up Edge formation process in machining ductile metals, *Tribol. Int.* 90 (2015) 217–227.
- [17] M.C. Shaw, A. Vyas, Chip formation in the machining of hardened steel, *CIRP Ann.-Manuf. Technol.* 42 (1993) 29–33.
- [18] H. Zhen-Bin, R. Komanduri, On a thermomechanical model of shear instability in machining, *CIRP Ann.-Manuf. Technol.* 44 (1995) 69–73.
- [19] M. Calamaz, D. Coupard, F. Girot, 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 (2008) 275–288.
- [20] M. Cotterell, G. Byrne, Dynamics of chip formation during orthogonal cutting of titanium alloy Ti–6Al–4V, *CIRP Ann.-Manuf. Technol.* 57 (2008) 93–96.
- [21] J. Hua, R. Shivpuri, Prediction of chip morphology and segmentation during the machining of titanium alloys, *J. Mater. Process. Technol.* 150 (2004) 124–133.
- [22] A. Pramanik, Problems and solutions in machining of titanium alloys, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 70 (2014) 919–928.
- [23] G. Su, Z. Liu, L. Li, B. Wang, Influences of chip serration on micro-topography of machined surface in high-speed cutting, *Int. J. Mach. Tools Manuf.* 89 (2015) 202–207.
- [24] R. Komanduri, Z.-B. Hou, On thermoplastic shear instability in the machining of a titanium alloy (Ti-6Al-4V), *Metall. Mater. Trans. A.* 33 (2002) 2995.
- [25] A. Molinari, C. Musquar, G. Sutter, Adiabatic shear banding in high speed machining of Ti–6Al–4V: experiments and modeling, *Int. J. Plast.* 18 (2002) 443–459.
- [26] Z.P. Wan, Y.E. Zhu, H.W. Liu, Y. Tang, Microstructure evolution of adiabatic shear bands and mechanisms of saw-tooth chip formation in machining Ti6Al4V, *Mater. Sci. Eng. A.* 531 (2012) 155–163.
- [27] F. Nabhani, Machining of aerospace titanium alloys, *Robot. Comput.-Integr. Manuf.* 17 (2001) 99–106.
- [28] A. Gente, H.-W. Hoffmeister, C.J. Evans, Chip formation in machining Ti6Al4V at extremely high cutting speeds, *CIRP Ann.-Manuf. Technol.* 50 (2001) 49–52.
- [29] M. Calamaz, Approche expérimentale et numérique de l'usinage à sec de l'alliage aéronautique TA6V, Bordeaux 1, 2008.
- [30] K. Nakayama, The formation of saw-toothed chip in metal cutting, in: *Proc. Int. Conf. Prod. Eng. Tokyo*, 1974: pp. 572–577.

- [31] S. Joshi, A. Tewari, S. Joshi, Influence of preheating on chip segmentation and microstructure in orthogonal machining of Ti6Al4V, *J. Manuf. Sci. Eng.* 135 (2013) 061017.
- [32] D. Sagapuram, K. Viswanathan, A. Mahato, N.K. Sundaram, R. M'Saoubi, K.P. Trumble, S. Chandrasekar, Geometric flow control of shear bands by suppression of viscous sliding, in: *Proc R Soc A, The Royal Society*, 2016: p. 20160167.
- [33] D.J. Schrock, D. Kang, T.R. Bieler, P. Kwon, Phase dependent tool wear in turning Ti-6Al-4V using polycrystalline diamond and carbide inserts, *J. Manuf. Sci. Eng.* 136 (2014) 041018.
- [34] C. Courbon, *Vers une modélisation physique de la coupe des aciers spéciaux: intégration du comportement métallurgique et des phénomènes tribologiques et thermiques aux interfaces*, Ecully, Ecole centrale de Lyon, 2011.
- [35] J.P. Velásquez, A. Tidu, B. Bolle, P. Chevrier, J.-J. Fundenberger, Sub-surface and surface analysis of high speed machined Ti-6Al-4V alloy, *Mater. Sci. Eng. A.* 527 (2010) 2572–2578.
- [36] A. Ginting, M. Nouari, Surface integrity of dry machined titanium alloys, *Int. J. Mach. Tools Manuf.* 49 (2009) 325–332.
- [37] Y.M. Arisoy, T. Özel, Prediction of machining induced microstructure in Ti-6Al-4V alloy using 3-D FE-based simulations: Effects of tool micro-geometry, coating and cutting conditions, *J. Mater. Process. Technol.* 220 (2015) 1–26.
- [38] M.C. Shaw, J.O. Cookson, *Metal cutting principles*, Oxford university press New York, 2005.
- [39] I. Time, *Resistance of metals and wood to cutting*, Dermacow St Petersburg Russ. (1870).
- [40] V.P. Astakhov, On the inadequacy of the single-shear plane model of chip formation, *Int. J. Mech. Sci.* 47 (2005) 1649–1672.
- [41] E.H. Lee, B.W. Shaffer, The theory of plasticity applied to a problem of machining, *J. Appl. Mech.* 18 (1951) 405–413.
- [42] N.N. Zorev, *Metal cutting mechanics*, PERGAMON Head. HILL HALL Oxf. Engl. 1966 526 P. (1966).
- [43] V.P. Astakhov, *Tribology of metal cutting*, Elsevier, 2006.
- [44] P.L.B. Oxley, *The Mechanics of Machining: An Analytical Approach to Assessing Machinability*, Ellis Horwood, 1989.

- [45] N. Fang, I.S. Jawahir, P.L.B. Oxley, A universal slip-line model with non-unique solutions for machining with curled chip formation and a restricted contact tool, *Int. J. Mech. Sci.* 43 (2001) 557–580.
- [46] N. Fang, Slip-line modeling of machining with a rounded-edge tool—Part I: new model and theory, *J. Mech. Phys. Solids.* 51 (2003) 715–742.
- [47] Y. Karpaz, T. Özel, Mechanics of high speed cutting with curvilinear edge tools, *Int. J. Mach. Tools Manuf.* 48 (2008) 195–208.
- [48] X. Jin, Y. Altintas, Slip-line field model of micro-cutting process with round tool edge effect, *J. Mater. Process. Technol.* 211 (2011) 339–355.
- [49] P.J. Arrazola, T. Özel, D. Umbrello, M. Davies, I.S. Jawahir, Recent advances in modelling of metal machining processes, *CIRP Ann.-Manuf. Technol.* 62 (2013) 695–718.
- [50] A.P. Markopoulos, *Finite element method in machining processes*, Springer Science & Business Media, 2012.
- [51] D.A. Stephenson, J.S. Agapiou, *Metal cutting theory and practice*, CRC press, 2016.
- [52] J.S. Strenkowski, K.-J. Moon, Finite element prediction of chip geometry and tool/workpiece temperature distributions in orthogonal metal cutting, *J. Eng. Ind.* 112 (1990) 313–318.
- [53] T.D. Marusich, M. Ortiz, Modelling and simulation of high-speed machining, *Int. J. Numer. Methods Eng.* 38 (1995) 3675–3694.
- [54] P.J. Arrazola, Investigations on the effects of friction modeling in finite element simulation of machining, *Int. J. Mech. Sci.* 52 (2010) 31–42.
- [55] F. Ducobu, E. Riviere-Lorphevre, E. Filippi, Application of the Coupled Eulerian-Lagrangian (CEL) method to the modeling of orthogonal cutting, *Eur. J. Mech.-ASolids.* 59 (2016) 58–66.
- [56] F. Shuang, X. Chen, W. Ma, Numerical analysis of chip formation mechanisms in orthogonal cutting of Ti6Al4V alloy based on a CEL model, *Int. J. Mater. Form.* (2017) 1–14.
- [57] S. Jaspers, J.H. Dautzenberg, Material behaviour in metal cutting: strains, strain rates and temperatures in chip formation, *J. Mater. Process. Technol.* 121 (2002) 123–135.
- [58] A. Moufki, A. Molinari, D. Dudzinski, Modelling of orthogonal cutting with a temperature dependent friction law, *J. Mech. Phys. Solids.* 46 (1998) 2103–2138.
- [59] J. Shi, C.R. Liu, The influence of material models on finite element simulation of machining, *Trans. ASME-B-J. Manuf. Sci. Eng.* 126 (2004) 849–857.

- [60] S. Lei, Y.C. Shin, F.P. Incropera, Thermo-mechanical modeling of orthogonal machining process by finite element analysis, *Int. J. Mach. Tools Manuf.* 39 (1999) 731–750.
- [61] G.R. Johnson, A constitutive model and data for materials subjected to large strains, high strain rates, and high temperatures, *Proc 7th Inf Sympo Ballist.* (1983) 541–547.
- [62] K. Maekawa, T. Kitagawa, T. Shirakashi, T.H. Childs, ‘Finite Element Simulation of Three-Dimensional Continuous Chip Formation Processes, in: *Proc 8th ASPE Annu. Meet.*, 1993: pp. 519–522.
- [63] K. Maekawa, T. Shirakashi, T. Obikawa, Recent progress of computer aided simulation of chip flow and tool damage in metal machining, *Proc. Inst. Mech. Eng. Part B J. Eng. Manuf.* 210 (1996) 233–242.
- [64] T. Özel, T. Altan, Process simulation using finite element method—prediction of cutting forces, tool stresses and temperatures in high-speed flat end milling, *Int. J. Mach. Tools Manuf.* 40 (2000) 713–738.
- [65] M.H. Dirikolu, T.H.C. Childs, K. Maekawa, Finite element simulation of chip flow in metal machining, *Int. J. Mech. Sci.* 43 (2001) 2699–2713.
- [66] Z.C. Lin, S.Y. Lin, A coupled finite element model of thermo-elastic-plastic large deformation for orthogonal cutting, *ASME J. Eng. Ind.* 114 (1992) 218–226.
- [67] W. Grzesik, M. Bartoszek, P. Nieslony, Finite element modelling of temperature distribution in the cutting zone in turning processes with differently coated tools, *J. Mater. Process. Technol.* 164 (2005) 1204–1211.
- [68] D. Umbrello, J. Hua, R. Shivpuri, Hardness-based flow stress and fracture models for numerical simulation of hard machining AISI 52100 bearing steel, *Mater. Sci. Eng. A.* 374 (2004) 90–100.
- [69] D. Hull, D.J. Bacon, *Introduction to dislocations*, Butterworth-Heinemann, 2001.
- [70] F. Montheillet, *Métallurgie en mise en forme à chaud*, Tech. Ing. Matér. Métalliques. (2009).
- [71] F.J. Zerilli, R.W. Armstrong, Dislocation-mechanics-based constitutive relations for material dynamics calculations, *J. Appl. Phys.* 61 (1987) 1816–1825.
- [72] R. Liu, S. Melkote, R. Pucha, J. Morehouse, X. Man, T. Marusich, An enhanced constitutive material model for machining of Ti–6Al–4V alloy, *J. Mater. Process. Technol.* 213 (2013) 2238–2246.
- [73] S.N. Melkote, R. Liu, P. Fernandez-Zelaia, T. Marusich, A physically based constitutive model for simulation of segmented chip formation in orthogonal cutting of commercially pure titanium, *CIRP Ann.-Manuf. Technol.* 64 (2015) 65–68.

- [74] C. Zener, J.H. Hollomon, Effect of strain rate upon plastic flow of steel, *J. Appl. Phys.* 15 (1944) 22–32.
- [75] G. Rotella, O.W. Dillon Jr, D. Umbrello, L. Settineri, I.S. Jawahir, Finite element modeling of microstructural changes in turning of AA7075-T651 alloy, *J. Manuf. Process.* 15 (2013) 87–95.
- [76] F. Jafarian, M.I. Ciaran, D. Umbrello, P.J. Arrazola, L. Filice, H. Amirabadi, Finite element simulation of machining Inconel 718 alloy including microstructure changes, *Int. J. Mech. Sci.* 88 (2014) 110–121.
- [77] M. Avrami, Kinetics of phase change. II transformation-time relations for random distribution of nuclei, *J. Chem. Phys.* 8 (1940) 212–224.
- [78] H. Mecking, U.F. Kocks, Kinetics of flow and strain-hardening, *Acta Metall.* 29 (1981) 1865–1875.
- [79] Z. Atmani, B. Haddag, M. Nouari, M. Zenasni, Combined microstructure-based flow stress and grain size evolution models for multi-physics modelling of metal machining, *Int. J. Mech. Sci.* 118 (2016) 77–90.
- [80] J. Barry, G. Byrne, D. Lennon, Observations on chip formation and acoustic emission in machining Ti–6Al–4V alloy, *Int. J. Mach. Tools Manuf.* 41 (2001) 1055–1070.
- [81] M. Nouari, M. Calamaz, F. Girot, Mécanismes d’usure des outils coupants en usinage à sec de l’alliage de titane aéronautique Ti–6Al–4V, *Comptes Rendus Mécanique.* 336 (2008) 772–781.
- [82] J. Thil, Contribution à l’étude expérimentale et à la modélisation de l’usinage des matériaux difficiles pour le procédé de forage profond avec système BTA, Université de Lorraine, 2013.
- [83] F.M. Aneiro, R.T. Coelho, L.C. Brandão, Turning hardened steel using coated carbide at high cutting speeds, *J. Braz. Soc. Mech. Sci. Eng.* 30 (2008) 104–109.
- [84] B. Haddag, T. Kagnaya, M. Nouari, T. Cutard, A new heat transfer analysis in machining based on two steps of 3D finite element modelling and experimental validation, *Heat Mass Transf.* 49 (2013) 129–145.
- [85] I.S.O. Standard, 3685, Tool-Life Test. Single Point Turn. Tools. (1993).
- [86] S. Kouadri, K. Necib, S. Atlati, B. Haddag, M. Nouari, Quantification of the chip segmentation in metal machining: Application to machining the aeronautical aluminium alloy AA2024-T351 with cemented carbide tools WC-Co, *Int. J. Mach. Tools Manuf.* 64 (2013) 102–113.
- [87] V.P. Astakhov, S. Shvets, The assessment of plastic deformation in metal cutting, *J. Mater. Process. Technol.* 146 (2004) 193–202.

- [88] S.A. Iqbal, P.T. Mativenga, M.A. Sheikh, A comparative study of the tool–chip contact length in turning of two engineering alloys for a wide range of cutting speeds, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 42 (2009) 30.
- [89] H. Schulz, E. Abele, A. Sahm, Material aspects of chip formation in HSC machining, *CIRP Ann.-Manuf. Technol.* 50 (2001) 45–48.
- [90] S. Joshi, A. Tewari, S.S. Joshi, Microstructural characterization of chip segmentation under different machining environments in orthogonal machining of Ti6Al4V, *J. Eng. Mater. Technol.* 137 (2015) 011005.
- [91] Q. Li, C. Ma, Z. Lai, Strain evaluation model of adiabatic shear band produced by orthogonal cutting in high strength low alloy steel, *Mater. Sci. Technol.* 12 (1996) 351–354.
- [92] B.E. Klamecki, Catastrophe theory models of chip formation, *J. Eng. Ind.* 104 (1982) 369–374.
- [93] Z.B. Hou, R. Komanduri, Modeling of thermomechanical shear instability in machining, *Int. J. Mech. Sci.* 39 (1997) 1273–1314.
- [94] A. Vyas, M.C. Shaw, Mechanics of saw-tooth chip formation in metal cutting, *J. Manuf. Sci. Eng. Trans. ASME.* 121 (1999) 163–172.
- [95] M. Nouari, H. Makich, On the physics of machining titanium alloys: interactions between cutting parameters, microstructure and tool wear, *Metals.* 4 (2014) 335–358.
- [96] M.H. Miguélez, X. Soldani, A. Molinari, Analysis of adiabatic shear banding in orthogonal cutting of Ti alloy, *Int. J. Mech. Sci.* 75 (2013) 212–222.
- [97] Y. Xu, J. Zhang, Y. Bai, M.A. Meyers, Shear localization in dynamic deformation: microstructural evolution, *Metall. Mater. Trans. A.* 39 (2008) 811.
- [98] B. Wang, Z. Liu, Evaluation on fracture locus of serrated chip generation with stress triaxiality in high speed machining of Ti6Al4V, *Mater. Des.* 98 (2016) 68–78.
- [99] A.E. Bayoumi, J.Q. Xie, Some metallurgical aspects of chip formation in cutting Ti-6wt.% Al-4wt.% V alloy, *Mater. Sci. Eng. A.* 190 (1995) 173–180.
- [100] T. Mabrouki, F. Girardin, M. Asad, J.-F. Rigal, Numerical and experimental study of dry cutting for an aeronautic aluminium alloy (A2024-T351), *Int. J. Mach. Tools Manuf.* 48 (2008) 1187–1197.
- [101] S. Atlati, B. Haddag, M. Nouari, M. Zenasni, Analysis of a new segmentation intensity ratio “SIR” to characterize the chip segmentation process in machining ductile metals, *Int. J. Mach. Tools Manuf.* 51 (2011) 687–700.
- [102] G.R. Johnson, W.H. Cook, Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures, *Eng. Fract. Mech.* 21 (1985) 31–48.

- [103] V.L. Kolmogorov, S.V. Smirnov, The restoration of the margin of metal plasticity after cold deformation, *J. Mater. Process. Technol.* 74 (1998) 83–88.
- [104] Y. Bai, T. Wierzbicki, A new model of metal plasticity and fracture with pressure and Lode dependence, *Int. J. Plast.* 24 (2008) 1071–1096.
- [105] B. Wang, Z. Liu, Shear localization sensitivity analysis for Johnson–Cook constitutive parameters on serrated chips in high speed machining of Ti6Al4V, *Simul. Model. Pract. Theory.* 55 (2015) 63–76.
- [106] A. Hillerborg, M. Modéer, P.-E. Petersson, Analysis of crack formation and crack growth in concrete by means of fracture mechanics and finite elements, *Cem. Concr. Res.* 6 (1976) 773–781.
- [107] Y. Karpat, Temperature dependent flow softening of titanium alloy Ti6Al4V: An investigation using finite element simulation of machining, *J. Mater. Process. Technol.* 211 (2011) 737–749.
- [108] S.-C. Liao, J. Duffy, Adiabatic shear bands in a Ti-6Al-4V titanium alloy, *J. Mech. Phys. Solids.* 46 (1998) 2201–2231.
- [109] M.A. Meyers, H.-R. Pak, Observation of an adiabatic shear band in titanium by high-voltage transmission electron microscopy, *Acta Metall.* 34 (1986) 2493–2499.
- [110] M.A. Meyers, Y.B. Xu, Q. Xue, M.T. Perez-Prado, T.R. McNelley, Microstructural evolution in adiabatic shear localization in stainless steel, *Acta Mater.* 51 (2003) 1307–1325.
- [111] D.R. Chichili, K.T. Ramesh, K.J. Hemker, The high-strain-rate response of alpha-titanium: experiments, deformation mechanisms and modeling, *Acta Mater.* 46 (1998) 1025–1043.
- [112] F.J. Humphreys, M. Hatherly, *Recrystallization and related annealing phenomena*, Elsevier, 2012.
- [113] S.-H. Rhim, S.-I. Oh, Prediction of serrated chip formation in metal cutting process with new flow stress model for AISI 1045 steel, *J. Mater. Process. Technol.* 171 (2006) 417–422.
- [114] S.V. Smirnov, The healing of damage after the plastic deformation of metals, *Frat. Ed Integritá Strutt.* (2013) 7.
- [115] X. Shang, Z. Cui, M.W. Fu, Dynamic recrystallization based ductile fracture modeling in hot working of metallic materials, *Int. J. Plast.* 95 (2017) 105–122.
- [116] A.A. Bogatov, *Simulation of the ductile damage under the metal forming*, 2003.

- [117] Z. Pan, S.Y. Liang, H. Garmestani, D.S. Shih, Prediction of machining-induced phase transformation and grain growth of Ti-6Al-4 V alloy, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 87 (2016) 859–866.
- [118] M. Vautrot, *Étude du comportement mécanique des matériaux dans des conditions étendues de vitesses et de températures: application à l'acier C68 dans le cas d'une opération de formage incrémental*, Université de Grenoble, 2012.
- [119] F. Dunne, N. Petrinic, *Introduction to computational plasticity*, Oxford University Press on Demand, 2005.
- [120] E.W. Chaves, *Notes on continuum mechanics*, Springer Science & Business Media, 2013.
- [121] J.C. Heigel, E. Whitenton, B. Lane, M.A. Donmez, V. Madhavan, W. Moscoso-Kingsley, Infrared measurement of the temperature at the tool–chip interface while machining Ti–6Al–4V, *J. Mater. Process. Technol.* 243 (2017) 123–130.
- [122] R. Komanduri, R.H. Brown, On the mechanics of chip segmentation in machining, *J. Eng. Ind.* 103 (1981) 33–51.
- [123] F.J. Zerilli, R.W. Armstrong, Constitutive relations for titanium and Ti-6Al-4V, in: *AIP Conf. Proc.*, AIP, 1996: pp. 315–318.
- [124] H.W. Meyer Jr, D.S. Kleponis, Modeling the high strain rate behavior of titanium undergoing ballistic impact and penetration, *Int. J. Impact Eng.* 26 (2001) 509–521.
- [125] S. Patil, S. Kekade, K. Phapale, S. Jadhav, A. Powar, A. Supare, R. Singh, Effect of α and β phase volume fraction on machining characteristics of titanium alloy Ti6Al4V, *Procedia Manuf.* 6 (2016) 63–70.
- [126] J. Coirier, *Mécanique des milieux continus*, (2001).
- [127] J. Lemaitre, J.-L. Chaboche, A. Benallal, R. Desmorat, *Mécanique des matériaux solides-3eme édition*, Dunod, 2009.

Résumé

Le présent travail concerne l'étude de l'usinage de l'alliage de titane Ti-6Al-4V, matériau très apprécié par les industries aéronautique, biomédicale et de l'énergie. Les qualités des alliages de titane sont nombreuses : haute résistance aux températures élevées et à la corrosion, haute résistance mécanique, biocompatibilité, etc. Cependant, certaines propriétés physiques de ces matériaux, comme leur faible conductivité thermique, conduisent à des difficultés lors de leur mise en forme par usinage. Des études ont été et sont toujours conduites afin de comprendre le comportement de ces matériaux lors de leur mise en forme.

Peu de travaux portent sur la prise en compte de la microstructure dans le comportement des alliages de titane lors du procédé d'usinage. Cette dimension constitue l'une des originalités de ce travail de thèse. Les phénomènes microstructuraux sont caractérisés à travers une étude expérimentale en coupe orthogonale de l'alliage Ti-6Al-4V. Les efforts, la température, la morphologie des copeaux et la microstructure sont analysés et interprétés. Une étude numérique du processus de coupe par simulation éléments finis est employée pour comprendre le rôle de l'endommagement et de la recristallisation. A partir des conclusions de ces différentes études, la construction d'un nouveau modèle de comportement est proposée. Ce modèle est appliqué à une modélisation élément fini pour différentes conditions de coupe afin d'étudier l'influence des paramètres d'usinage. Le modèle est validé par comparaison aux résultats expérimentaux. Il est ensuite exploité afin de proposer une analyse du processus de la coupe et notamment de la formation du copeau.

Mots clés : Usinage, titane, Ti-6Al-4V, microstructure, recristallisation, endommagement, éléments finis, lois de comportement.

Abstract

The present work concerns the study of the machining of titanium alloy Ti-6Al-4V. This material is much appreciated by the aerospace, biomedical and energy industries for its advantageous properties: high resistance to high temperatures and corrosion, high mechanical strength, biocompatibility, etc. However, certain physical properties of these materials, such as their low thermal conductivity, lead to difficulties during the machining process. Studies have been and are still conducted to understand the behavior of these materials during their shaping.

Few studies consider the influence of microstructure on the behavior of titanium alloys during the machining process. This is one of the originalities of the present work. The microstructural phenomena are characterized through an experimental study of orthogonal cutting of the Ti-6Al-4V alloy. Machining forces, temperature, chip morphology and microstructure are analyzed and discussed. A numerical study of the finite element simulation process is used to understand the role of damage and recrystallization. From the conclusions of these different studies, the construction of a new model of behavior is proposed. This model is applied to finite element modeling for different cutting conditions to study the influence of machining parameters. The model is validated by comparison with the experimental results. It is then used to propose an analysis of the microstructural phenomena during the cutting process and the formation of the chip.

Keywords : Machining, titanium, Ti-6Al-4V, microstructure, recrystallization, damage, finite elements, constitutive behaviour