



HAL
open science

Analyse et modélisation du comportement à l'usure des outils de coupe en carbure de tungstène pour différentes teneurs en cobalt lors de l'usinage de l'alliage de titane **Ti-6Al-4V**

Kofi Edoh Agode

► **To cite this version:**

Kofi Edoh Agode. Analyse et modélisation du comportement à l'usure des outils de coupe en carbure de tungstène pour différentes teneurs en cobalt lors de l'usinage de l'alliage de titane Ti-6Al-4V. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Université de Lorraine, 2022. Français. NNT : 2022LORR0141 . tel-04069543

HAL Id: tel-04069543

<https://hal.univ-lorraine.fr/tel-04069543>

Submitted on 14 Apr 2023

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

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



**UNIVERSITÉ
DE LORRAINE**

**BIBLIOTHÈQUES
UNIVERSITAIRES**

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 bibliothèque : ddoc-theses-contact@univ-lorraine.fr
(Cette adresse ne permet pas de contacter les auteurs)

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 attribué par la bibliothèque : L L L L L L L L L L L L L L L L

THÈSE

pour obtenir le grade de

DOCTEUR

De

L'UNIVERSITÉ DE LORRAINE

Spécialité : Mécanique des matériaux

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

Présentée par

Kofi Edoh AGODE

Analyse et modélisation du comportement à l'usure des outils de coupe en carbure de tungstène pour différentes teneurs en cobalt lors de l'usinage de l'alliage de titane Ti-6Al-4V

Directeur de thèse : Mohammed NOUARI

Co-Directeur de thèse : Cyprien WOLFF

Jury :

M. Guenael GERMAIN	Professeur, Arts et Métiers campus d'Angers	Rapporteur
M. Adinel GAVRUS	Maître de Conférences – HDR HC, INSA Rennes	Rapporteur
Mme Cécile LANGLADE	Professeure, Université de Technologie de Belfort-Montbéliard	Présidente du jury
M. Rachid RAHOUADJ	Professeur, ENSEM, Université de Lorraine	Examineur
M. José OUTEIRO	Maître de Conférences – HDR, Arts et Métiers Campus de Cluny	Examineur
Mme Delphine NOTTA-CUVIER	Maîtresse de Conférences, INSA Hauts-de-France	Examinatrice
M. Mohammed NOUARI	Professeur, Directeur de la recherche du GIP-InSIC, Université de Lorraine	Directeur de thèse
M. Cyprien WOLFF	Maître de Conférences, laboratoire LEM3, Université de Lorraine	Co-directeur de thèse

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

Cette étude a été réalisée au sein du Laboratoire d'Etude des Microstructures et de Mécanique des Matériaux, sur le site GIP-InSIC sous la direction de Mohammed NOUARI et Cyprien WOLFF. Je vous adresse mes plus vifs remerciements pour la confiance que vous m'avez accordée en m'acceptant sur ce projet et votre accompagnement durant ces années de thèse. Particulièrement, je souhaite témoigner ma reconnaissance à Cyprien pour le travail d'encadrement fastidieux et sa disponibilité au travers de cette aventure. Je pars avec une partie de vous en moi pour toujours.

Je remercie Guénael GERMAIN, Professeur des universités aux Arts et Métiers campus d'Angers et Adinel GAVRUS, Maître de Conférences – HDR HC à l'INSA de Rennes pour l'intérêt porté à notre étude et d'avoir accepté de rapporter mon travail.

Je témoigne de même ma gratitude à Cécile LANGLADE, Professeure des universités à l'Université de Technologie de Belfort-Montbéliard de m'avoir fait l'honneur de présider mon jury de thèse. J'associe également Rachid RAHOUADJ, Professeur des universités à l'ENSEM de l'université de Lorraine, José OUTEIRO Maître de Conférences – HDR aux Arts et Métiers Campus de Cluny, Delphine NOTTA-CUVIER, Maîtresse de Conférences à l'INSA Hauts-de-France d'avoir accepté de faire partie du jury et d'examiner mon travail.

Merci à Hamid Makich, pour son support, son implication dans ce projet, sa disponibilité à tout instant et ces conseils, dans une ambiance de gaité. Je tiens à remercier Pierre BARRIERE, Julien GUYON, Aurianne MANDRELLI pour leur efficacité et participation à la réussite de mes essais expérimentaux.

Je tiens remercier également Arnaud DELAMIZERE, directeur du GIP-InSIC, pour l'accueil qu'il m'a réservé et pour les discussions enrichissantes que j'ai pu avoir avec lui. Je joins à ces remerciements tout le personnel enseignant et administratif du GIP InSIC, une équipe efficace et bienveillante qui m'a permis d'évoluer dans un environnement accueillant. Je n'oublie pas tous les moments de convivialités passés avec vous.

C'était un réel plaisir de côtoyer mes collègues doctorant.e.s Mariane PRADO MOTTA, Seyyed BIRIAIE, El Mehdi SKALANTE, Muslum GUVEN, mes aîné.e.s docteur.e.s Issam BENCHEIKH, Amadou TINNI, Jaafar MOHAMED, Khaled BOUNIF, les post-doctorantes ainsi que les stagiaires Taha MGRINI, Reem OUTA, Abdoulrazack MOHAMED ROBLEH, Najwa HATERBOUCH, Léo CHEVALLIER, Sabri OUKRIH. Vous avez rendu mon quotidien agréable, particulièrement Lhoucine BOUTRIH avec qui j'ai partagé mon bureau durant ces années. Tu as été l'un de mes meilleurs soutiens, j'ai passé plus de temps avec toi que ma famille (hahaha).

Enfin, j'exprime ma reconnaissance à ma famille, en premier lieu mes parents, mon frère, mes sœurs, mes nièces, mes neveux, ma fiancée et également mes ami.e.s qui m'ont soutenu et encouragé tout au long de cette aventure. J'ai puisé l'énergie nécessaire dans vos paroles d'encouragement, vos blagues, vos sourires pour avancer quotidiennement. Vous avez toute ma reconnaissance et mon sincère respect.

Je suis convaincu que je ne suis pas sorti de cette thèse comme j'y suis rentré, d'un point de vue technique et personnel.

« Les parents sont la semence de l'enfant et la terre dans laquelle il pousse. »

Martin Gray

A mes parents...

Table des matières

Introduction générale	I
Chapitre I : Etude Bibliographique	- 0 -
1. Le carbure de tungstène	- 4 -
1.1. Historique	- 4 -
1.2. Fabrication	- 5 -
1.3. Caractéristiques microstructurales.....	- 6 -
1.4. Influence de la microstructure sur les propriétés thermo-mécaniques du WC-Co	- 12 -
1.5. Mécanismes de rupture du WC-Co	- 14 -
2. Usinage de l'alliage de titane Ti-6Al-4V	- 20 -
2.1. Généralités	- 20 -
2.2. Caractéristiques de l'opération d'usinage.....	- 20 -
2.3. Usure et durée de vie des outils	- 23 -
3. Comportement tribologique en usinage et son effet sur l'usure	- 32 -
3.1. Tribo-systèmes ouverts.....	- 32 -
3.2. Tribo-systèmes fermés.....	- 32 -
3.3. Similitudes entre les modes d'endommagement en tournage et lors des essais tribologiques.	- 33 -
3.4. Influence de la nuance de WC-Co sur le frottement et l'usure	- 34 -
3.5. Analyse du frottement et de l'usure du couple WC-Co/Ti-6Al-4V	- 36 -
4. Modélisation numérique du comportement thermomécanique du WC-Co à l'échelle de la microstructure	- 40 -
4.1. Modélisation numérique du comportement thermo-élasto-plastique du WC-Co.....	- 40 -
4.2. Simulation de l'endommagement du WC-Co à l'échelle de la microstructure	- 42 -
5. Conclusion	- 45 -
Chapitre II : Etude expérimentale des mécanismes macroscopiques et microscopiques de l'usure des outils en WC-Co lors de l'usinage du Ti-6Al-4V	- 48 -
1. Introduction	- 52 -
2. Présentation des moyens d'essais et caractérisations macroscopique et microscopique	- 52 -
2.1. Machine-outil et matériels d'acquisition des paramètres d'usinage macroscopiques ...	- 52 -
2.2. Matériels de caractérisation microscopique	- 54 -
3. Matériaux étudiés	- 56 -

3.1. Pièces usinées : géométrie, matériau et microstructure	- 56 -
3.2. Outils de coupe : WC-Co.....	- 58 -
3.3. Analyse microstructurale des outils carbure de tungstène WC-Co	- 61 -
4. Mise en place des essais d'usinage	- 64 -
5. Etude des paramètres macroscopiques d'usinage.....	- 68 -
5.1. Analyse du processus de formation des copeaux en fonction de la vitesse et la teneur en cobalt des outils de coupe	- 68 -
5.2. Analyse des efforts de coupe et d'avance.....	- 74 -
5.3. Analyse du frottement et la température de coupe	- 77 -
5.4. Usure macroscopique des outils de coupe	- 81 -
6. Analyse microscopique des mécanismes d'usure des outils de coupe	- 98 -
6.1. Mise en place et préparation des échantillons	- 98 -
6.2. Mécanismes d'usure microscopiques	- 100 -
6.3. Comparaison des mécanismes d'usure microscopiques pour différentes nuances d'outil et conditions de coupe.....	- 107 -
7. Conclusion	- 109 -
Chapitre III : Etude expérimentale du contact WC-Co/Ti-6Al-4V et caractérisation des mécanismes d'usure	- 111 -
1. Introduction.....	- 115 -
2. Description du dispositif expérimental et détermination des conditions de contact.....	- 115 -
2.1. Banc d'usure	- 115 -
2.2. Conditions de contact	- 116 -
2.3. Validation du modèle de coupe orthogonal	- 121 -
2.4. Pression de contact et vitesse de glissement le long du contact outil-copeau	- 123 -
2.5. Détermination du chargement mécanique pour les essais d'usure	- 124 -
3. Protocole des essais de frottement	- 125 -
4. Résultats des essais de frottement	- 127 -
4.1. Analyse de l'état de surface de disques WC-Co.....	- 127 -
4.2. Analyse de l'usure des disques	- 130 -
5. Analyse des mécanismes d'usure dominants	- 134 -
6. Analyse du coefficient de frottement	- 136 -
7. Conclusion	- 138 -
Chapitre IV : Modélisation de l'initiation de l'endommagement des outils WC-Co à l'échelle de la microstructure	- 140 -
1. Introduction.....	- 144 -

2. Modélisation du comportement des phases Co et WC	- 144 -
2.1. Comportement élastique	- 144 -
2.2. Modèles de plasticité	- 146 -
2.3. Interfaces WC/WC et WC/Co	- 149 -
3. Génération de la microstructure	- 150 -
4. Détermination du volume élémentaire représentatif (VER)	- 150 -
5. Résultats et discussions	- 155 -
5.1. Validation du comportement élastique	- 155 -
5.2. Validation du comportement élasto-plastique à température ambiante.....	- 156 -
5.3. Introduction de l'effet de la température dans le comportement du composite WC-Co	- 158 -
5.4. Comparaison des modèles avec l'utilisation des critères de von Mises et Drucker- Prager pour la phase WC	- 163 -
6. Etude de l'initiation de l'endommagement dans les outils de coupe en WC-Co	- 166 -
6.1. Intégration des interfaces dans l'étude de l'endommagement du composite WC-Co...	- 167 -
6.2. Définition des propriétés aux interfaces et identification des paramètres associés.	- 168 -
7. Modèle numérique du contact outil/copeau	- 172 -
7.1. Géométrie du problème	- 172 -
7.2. Conditions aux limites	- 173 -
7.3. Résultats et discussions	- 174 -
8. Conclusion	- 186 -
Conclusions générales et perspectives	- 188 -
Références bibliographiques	- 196 -
Annexe	- 210 -

Introduction générale

Dans différents secteurs d'activité comme l'automobile, le ferroviaire, la construction navale et l'aéronautique, les techniques de mise en forme par enlèvement de matière représentent une part importante dans la fabrication des pièces mécaniques. Dans le domaine aéronautique par exemple, l'usinage est utilisé pour la fabrication des pièces structurales critiques et les éléments exposés à répétitions à des températures extrêmes en alliage de titane Ti-6Al-4V. Ce dernier présente une résistance spécifique élevée, une meilleure tenue aux chargements thermomécaniques extrêmes, et une bonne résistance aux milieux corrosifs. Cependant, ces propriétés mécaniques avantageuses rendent très difficile son usinage. En effet, l'usure sévère et prématurée est souvent observée sur les arêtes des outils de coupe qui manifestent des durées de vie assez limitées. Pour pallier ce problème, les études scientifiques se sont multipliées pour le développement de nouveaux matériaux d'outils plus performants. Le carbure de tungstène avec liant cobalt (WC-Co) est l'un de ces matériaux qui ont suscité beaucoup d'intérêts ces dernières années, notamment pour leurs propriétés mécaniques exceptionnelles, comme leur grande dureté, leur résistance mécanique aux hautes températures et leur résistance à l'abrasion. Le carbure de tungstène WC-Co est devenu aujourd'hui un matériau incontournable pour la fabrication de la majorité des outillages de mise en forme et des substrats d'outils coupants.

Lors d'une opération d'usinage sur les alliages durs à base de titane ou nickel, les outils en carbure de tungstène subissent souvent une usure extrême. Cette dernière est le résultat de mécanismes complexes qui provoquent la dégradation des propriétés mécaniques et la perte de matière aux niveaux des interfaces de contact outil/coupeau et outil/pièce usinée. Selon la nature de ces mécanismes (thermiques, mécaniques, ou physicochimiques), la qualité et l'intégrité des pièces usinées peuvent être altérées et ainsi générer des coûts de production plus élevés pour les industriels. Plusieurs études expérimentales ont permis d'identifier des lois empiriques ou phénoménologiques pour contrôler l'usure (lois d'usure). Elles donnent la durée de vie de l'outil en fonction des paramètres d'usinage comme la géométrie de l'outil et les conditions de coupe, (vitesse de coupe, profondeur de passe, avance par tour, etc...).

Les principaux modes d'usure recensés dans la littérature sont l'abrasion, l'adhésion et la diffusion. Plusieurs auteurs ont clairement établi que ces modes d'usure dépendent de la microstructure du matériau et des défauts qu'elle comporte. Ainsi, de nombreux travaux ont porté sur la rupture du matériau WC-Co dans le but d'identifier et de comprendre les mécanismes microscopiques conduisant à l'usure macroscopique pendant le processus de coupe. L'analyse des faciès d'usure a également révélé que l'initiation des fissures dans les grains et aux niveaux des interfaces WC/WC et WC/Co ainsi que leur coalescence sont les principales causes de l'usure prématurée des outils. Dernièrement, le développement des moyens de caractérisation et d'analyses microscopiques a confirmé que l'usure des outils est gouvernée par une succession de mécanismes microstructuraux sous chargement thermomécanique extrême (pression, vitesse de frottement, température).

Dans le but de mieux comprendre la relation entre la microstructure et les propriétés mécaniques macroscopiques ainsi que les mécanismes d'endommagement microscopiques à l'origine de l'usure du composite WC-Co, une modélisation du comportement thermo-élasto-

plastique avec couplage à l'endommagement a été développée. Cette modélisation prend en compte le comportement des phases de la microstructure et celui des interfaces WC/WC et WC/Co en fonction des nuances du carbure WC-Co et des sollicitations considérées. Une caractérisation expérimentale des mécanismes d'usure en usinage et lors des essais d'usure a également été conduite pour différentes nuances de WC-Co pour confirmer les tendances données par le modèle. L'objectif est d'identifier les paramètres influant sur les mécanismes d'endommagement et l'usure des outils à l'échelle de la microstructure.

Le présent manuscrit de thèse est scindé en quatre chapitres. Le premier a pour objectif de présenter l'état de l'art sur le composite WC-Co et donner les informations essentielles à la compréhension du comportement des différentes phases du matériau. Il présente les caractéristiques du WC-Co, les mécanismes d'usure et l'intérêt des travaux scientifiques dans ce domaine de recherche. Ensuite une description des modes principaux d'usure rencontrés en usinage et lors des essais tribologiques est faite en lien avec la microstructure et la teneur en cobalt de celle-ci. Une liste non exhaustive des modèles numériques du comportement du WC-Co à l'échelle de la microstructure développés dans la littérature est ensuite donnée à la fin du chapitre pour retracer la progression de la modélisation.

Le deuxième chapitre présente l'étude expérimentale de l'usinage de l'alliage de titane Ti-6Al-4V par des outils WC-Co. Il a pour but d'évaluer l'influence de la teneur en cobalt de la microstructure des outils et celle des conditions de coupe sur les grandeurs macroscopiques d'usinage mesurées expérimentalement tels que les efforts de coupe, la morphologie des copeaux, le frottement, la température et l'usure. Les mécanismes d'endommagement microscopiques, à savoir la microfissuration des grains et la formation des porosités ont également été investigués. A cet effet, plusieurs nuances de carbure de tungstène avec des microstructures et des teneurs en cobalt différentes (allant de 6 à 12% wt (poids)) ont été utilisées pour la réalisation des essais d'usinage en configuration de coupe orthogonale.

Le troisième chapitre aborde, d'un point de vue tribologique, l'influence du chargement mécanique imposé et la teneur en cobalt des WC-Co sur les mécanismes d'usure. Une stratégie de détermination des efforts et des vitesses de glissement à appliquer dans le tribo-système a été mise en place à partir de la simulation numérique de la coupe orthogonale pour se rapprocher le plus possible du chargement thermomécanique réel rencontré en usinage. Par la suite, les mécanismes d'usure dominants sont caractérisés et discutés pour chaque nuance de carbure en fonction des efforts et des vitesses de glissement. A la fin de ce chapitre, un examen de la relation entre le frottement et les mécanismes d'usure est proposé.

Le dernier chapitre est consacré à la modélisation numérique du comportement du composite WC-Co à l'échelle de la microstructure. Il est divisé en deux grandes parties. Dans la première, la construction d'une modélisation du comportement thermo-elasto-plastique du composite WC-Co est proposée à l'échelle de la microstructure à l'aide du logiciel Abaqus en considérant une continuité des déplacements aux interfaces WC/WC et WC/Co. Les paramètres du modèle ont été déterminés pour un composite WC-6%wtCo puis la capacité du modèle à reproduire le comportement du WC-10,5%wtCo en compression uniaxiale a été évaluée pour différentes températures. Dans la deuxième partie de ce chapitre, une loi de type traction-séparation disponible dans Abaqus est utilisée pour décrire le comportement aux interfaces

WC/WC et WC/Co et les paramètres associés sont identifiés grâce à la simulation des essais expérimentaux de flexion de micropoutres disponibles dans la littérature. Par la suite, plusieurs simulations d'un copeau frottant sur une microstructure WC-Co sont réalisées pour différentes teneurs en cobalt, températures et coefficients de frottement, représentatifs des conditions d'usinage du chapitre 2 afin d'identifier les facteurs favorisant l'initiation à l'endommagement dans les interfaces de contact.

Chapitre I : Etude Bibliographique

Table des matières

Chapitre I : Etude Bibliographique

1. Le carbure de tungstène	- 4 -
1.1. Historique	- 4 -
1.2. Fabrication	- 5 -
1.3. Caractéristiques microstructurales.....	- 6 -
1.4. Influence de la microstructure sur les propriétés thermo-mécaniques du WC-Co-	12 -
1.5. Mécanismes de rupture du WC-Co	- 14 -
2. Usinage de l'alliage de titane Ti-6Al-4V	- 20 -
2.1. Généralités	- 20 -
2.2. Caractéristiques de l'opération d'usinage.....	- 20 -
2.3. Usure et durée de vie des outils	- 23 -
3. Comportement tribologique en usinage et son effet sur l'usure	- 32 -
3.1. Tribo-systèmes ouverts.....	- 32 -
3.2. Tribo-systèmes fermés.....	- 32 -
3.3. Similitudes entre les modes d'endommagement en tournage et lors des essais tribologiques.....	- 33 -
3.4. Influence de la nuance de WC-Co sur le frottement et l'usure	- 34 -
3.5. Analyse du frottement et de l'usure du couple WC-Co/Ti-6Al-4V	- 36 -
4. Modélisation numérique du comportement thermomécanique du WC-Co à l'échelle de la microstructure	- 40 -
4.1. Modélisation numérique du comportement thermo-élasto-plastique du WC-Co.	- 40 -
4.2. Simulation de l'endommagement du WC-Co à l'échelle de la microstructure....	- 42 -
5. Conclusion	- 45 -

1. Le carbure de tungstène

1.1. Historique

Le carbure de tungstène (WC) est le principal matériau utilisé pour la fabrication de plus de 70% des outils de coupe et des outillages de mise en forme en raison de sa grande dureté, sa résistance mécanique et sa résistance à l'abrasion [1]. Après la découverte du monocarbure de tungstène par Henri Moissan en 1893 [2], plusieurs tentatives ont été menées pour réduire la fragilité du carbure de tungstène sous sa forme polycristalline en le combinant avec un liant métallique. Cette démarche a été encouragée par la nécessité de trouver un substituant au diamant devenu plus cher pour les applications industrielles (filères de tréfilage et pièces résistantes à l'usure). Ainsi les recherches se sont intensifiées après la première guerre mondiale avec la demande grandissante des industrielles. Le groupe R&D d'Osram a réalisé des essais en ajoutant d'abord du fer ou du nickel pour en faire un matériau ductile, mais sans succès ([3], [4]). Il faut attendre 1923 pour que Schroeter dépose un brevet pour la fabrication du composite WC-Cobalt (WC-Co), avec une très faible porosité et une bonne ténacité ([2], [4]). Cette découverte a révolutionné le domaine des matériaux à haute performance et la production du WC-Co a commencé à s'accroître dès 1927 avec la compagnie Friedrich Krupp ([3], [4]). Cette progression est illustrée sur la Figure I. 1.

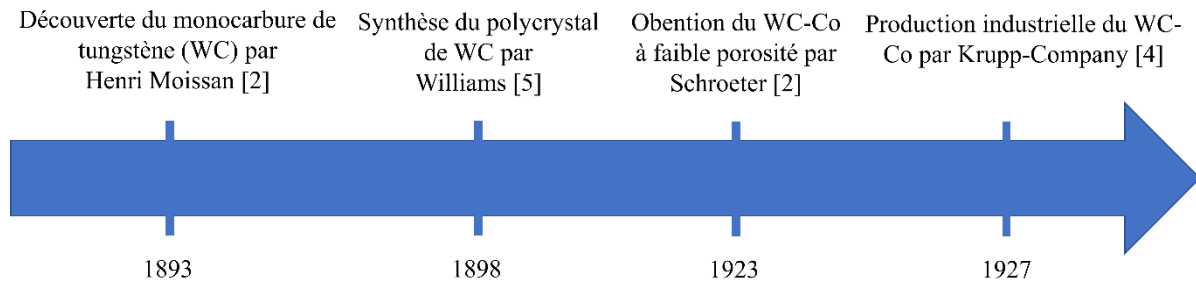


Figure I. 1. Evolution dans la production du WC-Co ([2], [4], [5]).

Depuis, ce matériau a largement été développé en réponse aux besoins industriels et n'a cessé d'évoluer pour donner naissance à toutes les nuances que nous connaissons aujourd'hui. Les progrès réalisés ultérieurement sont caractérisés d'une part, par la réduction de la taille des grains de WC pour améliorer les propriétés mécaniques du matériau, et d'autre part, par la combinaison d'autres carbures (TiC ; Ti (C, N) ; NbC ; etc...) et de liants (Fe ; Ni ; etc...). L'ensemble de ces carbures forment la famille des « métaux durs ».

Le développement des métaux durs pour divers domaines d'application a conduit à une augmentation impressionnante et constante de leur production mondiale au fil des années, comme le montre la Figure I. 2 ([3], [6]). Les métaux durs contenant une phase WC dominante appelés carbures cimentés [3] restent majoritaires. Le groupe européen des matériaux durs (EuroHM), estime qu'ils représentent 50% du marché mondial total des métaux durs [7]. Selon García et al. [6], la majeure partie des carbures cimentés sont des composites de WC-Co purs car il reste la meilleure combinaison d'un carbure dur et d'un liant métallique [4].

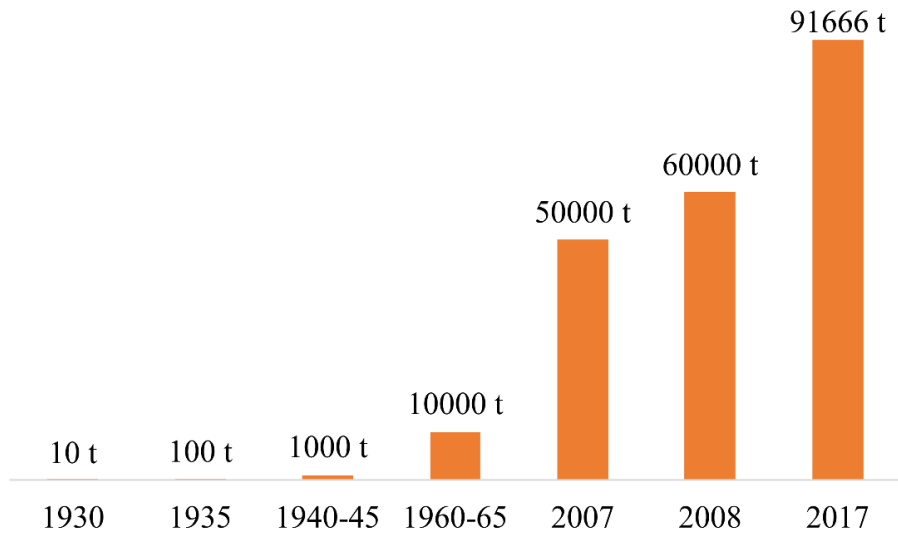


Figure I. 2. Estimation (en tonne) de la production mondiale de métaux durs pour les années 1930 à 2017 ([3], [6]).

1.2. Fabrication

Le procédé principal utilisé pour fabriquer les carbures cémentés à partir d'un mélange de poudre de carbure et de liant métallique ([8], [9]) est le frittage. Ce procédé classique de la métallurgie des poudres consiste à consolider la poudre par un traitement thermique à une température inférieure à celle de la température de fusion de son principal constituant.

La fabrication du composite WC-Co se réalise en plusieurs étapes [10]. La poudre de WC est synthétisée par carburation de poudres métalliques de tungstène [4]. La poudre de cobalt quant à elle, est extraite de minerais de cuivre ou de nickel et produite par un procédé hydro-métallurgique ou issue de carbures cémentés recyclés, en raison de la rareté du cobalt [4]. Lors de la préparation du mélange de poudre, environ 2% wt (% poids) de lubrifiant est usuellement ajouté pour réduire le frottement entre la poudre et le moule [11]. Le mélange de poudre est homogénéisé et compacté, dans un premier temps, dans des moules se rapprochant de la géométrie finale souhaitée de la pièce pour éviter d'importantes opérations de finition en raison de la grande dureté du matériau. Les pièces obtenues sont ensuite frittées à des températures entre 1300 et 1500°C dans un four sous atmosphère contrôlée pour engendrer la coalescence des grains de poudre du cobalt dont la température de fusion est de 1495°C. La Figure I. 3 montre le cycle thermique typique du procédé de frittage du WC-Co. L'augmentation de la température est réalisée par palier jusqu'à atteindre celle du frittage. Cette température est soigneusement choisie pour se situer juste au-dessus de la température eutectique du composite à 1320°C sur le diagramme de phase pseudo-binaire W-C-Co [11]. On distingue quatre phases sur le cycle thermique du frittage : le pré-frittage, le frittage en phase solide, le frittage en phase liquide et le refroidissement.

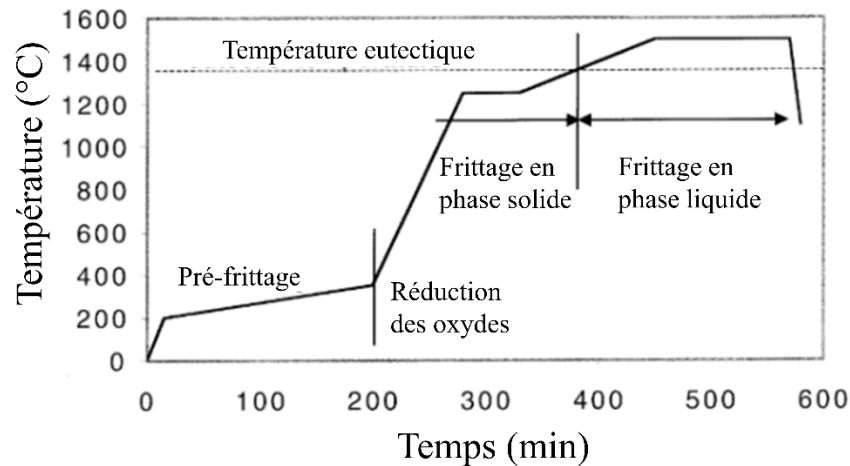


Figure I. 3. Cycle thermique typique pour le frittage des carbures cémentés [11].

Pendant les phases de frittage en phase solide et liquide comme le montre la Figure I. 4, le liant se répand dans les porosités entre les grains de WC. L'écoulement du liant en fusion dans les porosités sous l'effet des forces capillaires induit un réarrangement et un rétrécissement des grains de WC créant un empilement plus compact [12]. Par ailleurs, en phase liquide, les petits grains de WC se dissolvent au profit d'une précipitation de plus gros grains de WC [13]. Zoé Roulon et al., dans leurs études sur le retrait et l'évolution de la microstructure pendant le frittage des carbures cémentés, ont observé un rétrécissement des dimensions initiales ou retrait de la pièce compactée pouvant aller jusqu'à 20% dans toutes les directions [14]. Le retrait et la densification du composite lors de ces deux phases sont induits par la diminution de l'énergie interfaciale à l'intérieur du composite ([12], [13]).

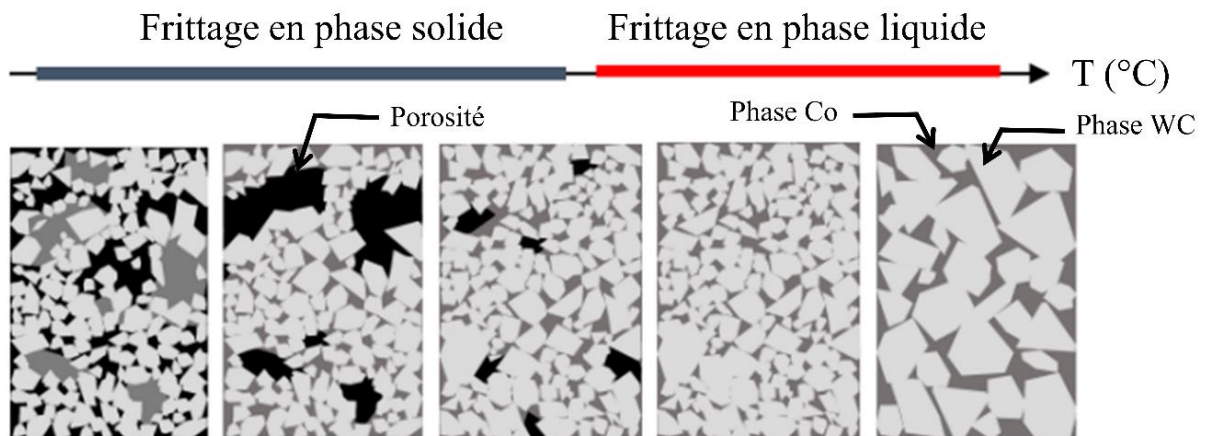


Figure I. 4. Description de l'évolution de la microstructure pendant le frittage en phase liquide et en phase solide des carbures cémentés [15].

1.3. Caractéristiques microstructurales

La microstructure finale des carbures cémentés après le procédé de frittage est considérablement modifiée à cause des multiples réarrangements des phases de carbure de tungstène et du cobalt. Pour caractériser la microstructure du WC-Co, plusieurs méthodologies se basant sur la stéréologie sont utilisées dans la littérature. En utilisant des moyens de mesures

expérimentales directes ou indirectes telles que la microscopie électronique à balayage et/ou à transmission, la mesure du champ coercitif et l'aimantation spécifique à saturation, bon nombre des paramètres microstructuraux peuvent être quantifiés.

Les paramètres les plus utilisés pour caractériser la microstructure du WC-Co en deux dimensions (2D) sont : la fraction volumique des phases WC (v_{WC}) et Co (v_{Co}), la taille moyenne des grains WC (d_{WC}) et la contiguïté de la phase carbure (α_{WC}). La contiguïté correspond à la fréquence de contact entre deux grains de carbure sur une ligne d'interception. Ces trois paramètres sont obtenus à partir de la méthode (directe) d'interception linéaire [16] définie selon les recommandations de la norme ISO 4499-2 :2020(F) dédiée à la détermination des paramètres métallographiques de la microstructure des métaux-durs [17]. Toutefois, ils peuvent aussi être déterminées à partir de logiciel d'analyse d'image, comme Image J par exemple. Ce moyen permet de dépasser les limitations de la méthode d'interception linéaire par une détection plus précise des bords de grains de carbure malgré la forte contiguïté que peut présenter ce type de matériau. A ce sujet, la norme ISO 4499-2 :2020(F) prévoit que l'analyse automatique de la granulométrie peut être utilisée lorsque l'image obtenue possède un bon contraste.

La grande variabilité des carbures cémentés en termes de composition et de propriétés a conduit à l'élaboration de plusieurs systèmes de classification internationaux [3] comme la norme DIN 4990 (1948), le code industriel américain (Buick-Hardmetal-Classification) ou la norme ISO 4499-2 :2020(F), par exemple. La taille de grain de la phase carbure après frittage est souvent utilisée comme critère de classification. Un exemple de classification de plusieurs nuances de carbures cémentés est présenté sur la Figure I. 5.

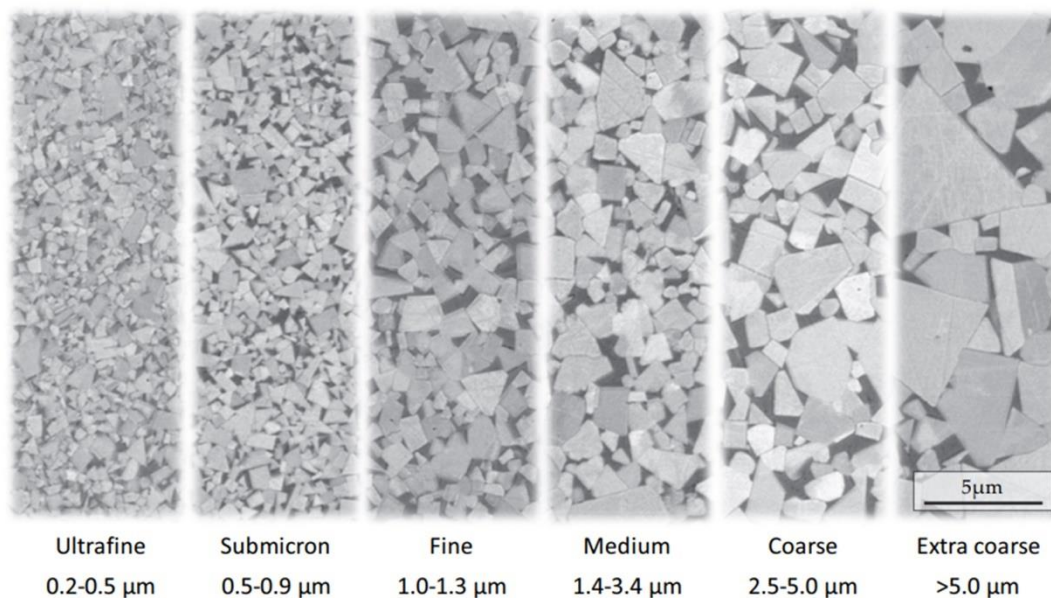


Figure I. 5. Microstructure de différentes nuances de WC-Co [6].

Bien que les informations recueillies en 2D soient très précieuses, il convient de souligner que la microstructure réelle des carbures cémentés est tridimensionnelle (3D). Par conséquent, des méthodes de caractérisation en 3D ont émergé depuis quelques années comme

la tomographie par rayons X, la tomographie électronique à transmission, la tomographie par sonde atomique ou la tomographie par faisceau d'ions focalisé (FIB).

Récemment, à l'aide d'une acquisition en 3D avec le FIB, Mingard et al. ont trouvé que les distributions 2D et 3D de la taille des grains de WC correspondent étroitement [18]. Jiménez-Piqué et al. ont reconstruit en 3D la microstructure du WC-Co avec des images séquentielles obtenues à l'aide d'un FIB [19]. Les auteurs ont comparé les paramètres microstructuraux tridimensionnels aux paramètres bidimensionnels et sont arrivés à des conclusions similaires à ceux de Mingard et al. [18]. Toutefois, les méthodes d'acquisition en 3D nécessitent un temps de mise en œuvre très élevé en comparaison avec la caractérisation 2D. Sur la Figure I. 6 est montré un exemple de la micrographie 3D de trois nuances de WC-Co avec différentes tailles de grain : moyen, ultrafin et nanométrique pris des travaux de Jiménez-Piqué et al. [19].

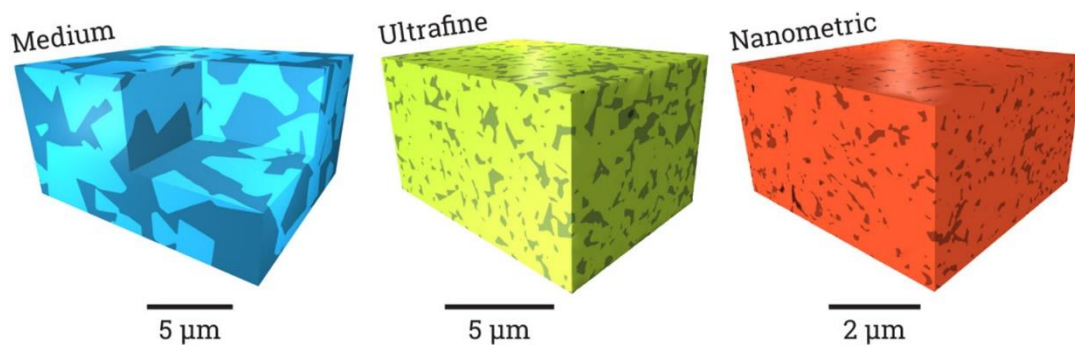


Figure I. 6. Microstructure 3D de trois nuances de WC-Co. La phase carbure est représentée par des couleurs plus claires que la phase cobalt. Une coupe transversale a été réalisée à l'intérieur de la nuance avec une taille de grain moyenne pour apprécier la nature de la reconstruction 3D [19].

1.3.1. La phase carbure de tungstène (WC)

Les grains de WC ont une structure cristallographique hexagonale sous la forme d'un prisme triangulaire ([20], [21]), comme présenté sur la Figure I. 7. Selon Lay, cette configuration offre au WC une dureté élevée. Les grains de WC étant polyédriques, ils sont visibles comme des polygones en 2D selon le plan de la section. La taille moyenne des grains de la phase carbure varie de moins de 0,2 μm à plus de 5 μm .

Le mécanisme de dissolution/précipitation durant le frittage du composite WC-Co conduit à un réarrangement des grains de WC qui donne naissance à un squelette solide de carbure de tungstène [15]. La présence d'un tel squelette a été formulée pour la première fois par Dawihl et Hinnüber [23]. Les auteurs ont observé que les échantillons conservaient leur forme après que le cobalt dans le WC-Co ait été attaqué par de l'acide chlorhydrique (HCl) bouillant. L'existence de ce squelette est conditionnée par la teneur en cobalt. Cependant, le pourcentage de cobalt au-delà duquel le squelette n'est plus obtenu n'est pas clairement défini. Par exemple, Exner [24] a fixé cette limite à 30 % en wtCo alors qu'elle est d'environ 11% pour Dawihl et Hinnüber [23].

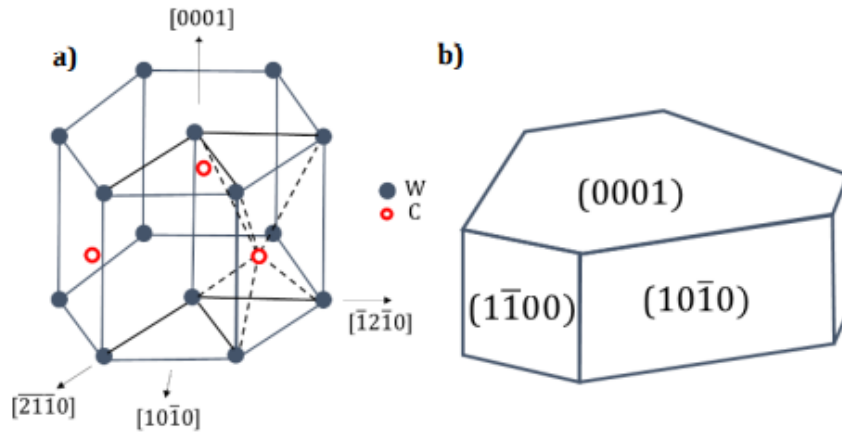


Figure I. 7. (a) Structure cristallographique du WC (b) Morphologie des monocristaux [15].

De nombreuses propriétés uniques des carbures cémentés sont dues à la formation du squelette de WC. Un exemple de la reconstruction du squelette de WC en 3D pour les mêmes nuances présentées précédemment est montré sur la Figure I. 8.

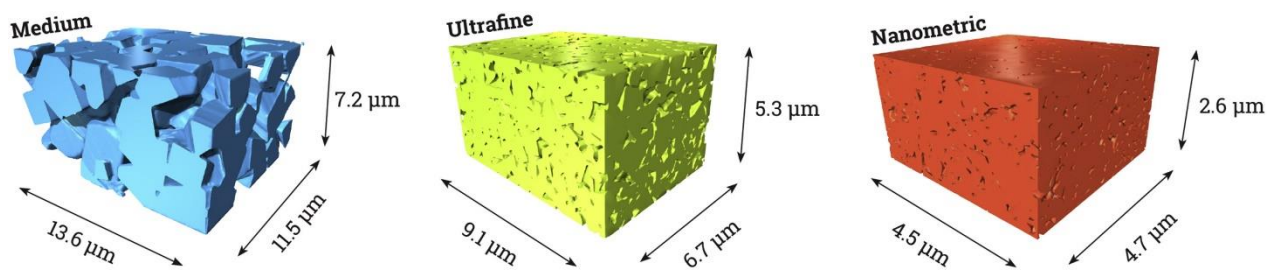


Figure I. 8. Squelette des phases de WC des nuances à taille de grain a) moyenne, b) ultrafine et c) nanométrique [19].

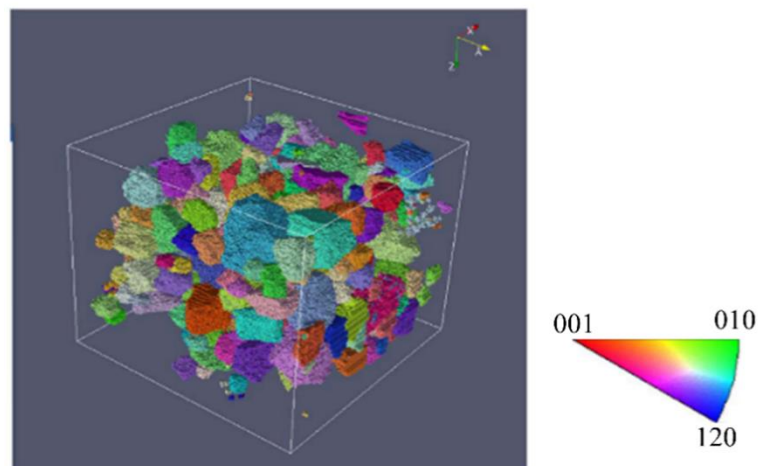


Figure I. 9. Reconstruction 3D des grains WC du WC-11%wtCo à gros grains ; les couleurs indiquent l'orientation sur la figure de pôle inverse le long de l'axe Z. Le volume total indiqué par la boîte blanche est de $50 \times 50 \times 40 \mu\text{m}$ [18].

Sur la Figure I. 9 est montrée une reconstruction 3D des grains des phases du composite WC-11%wtCo à gros grains WC [18]. Le volume total reconstruit est indiqué par la boîte blanche

et a une dimension de $50 \times 50 \times 40 \mu\text{m}$. Les couleurs indiquent l'orientation sur la figure de pôle inverse le long de l'axe Z. Le squelette de la phase WC est ainsi constitué de plusieurs grains monocristallins avec différentes orientations cristallographiques, liés entre eux par des interfaces WC/WC stables. La liaison dans ces interfaces est déterminée à la fois par le mouillage et l'énergie de contact entre des grains adjacents. Ces interfaces jouent un rôle important dans le comportement et les propriétés du WC-Co. Lee et Gurland ont suggéré que le WC-Co se déforme principalement par glissement aux interfaces WC/WC [25].

1.3.2. La phase cobalt (Co)

Le métal le plus utilisé comme liant est le cobalt, suivi du nickel et du fer. García et al. expliquent que l'utilisation du cobalt est liée à son excellente mouillabilité au WC [6]. Cette caractéristique est importante pour le procédé de frittage et présente de grands avantages pour les propriétés mécaniques du WC-Co. La Figure I. 10 montre l'exemple de courbes de contrainte-déformation à haute température où l'on peut constater que les échantillons comportant du cobalt sont les plus résistants.

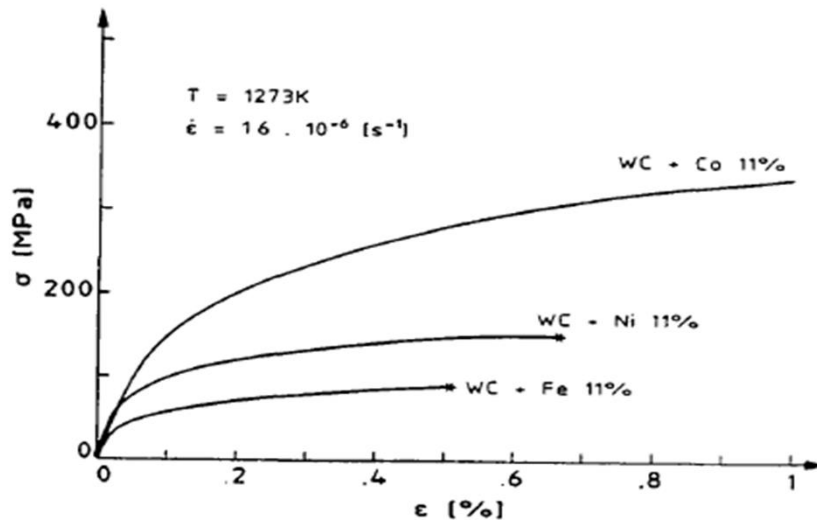


Figure I. 10. Courbes contrainte-déformation de composites différents liants : Co Ni, Fe à 1000°C [5].

Le cobalt pur est stable dans la structure hexagonale compacte (h.c) jusqu'à 417 °C. Au-delà de cette température, le cobalt existe sous la forme d'une structure cubique à faces centrées (c.f.c) [26]. Toutefois, après le refroidissement du composite lors de son élaboration, la structure c.f.c est majoritairement conservée dans la phase cobalt, à température ambiante, et une faible partie seulement se transforme en h.c [21]. Mingard et al., expliquent ce phénomène, d'une part, par la dissolution de WC dans la phase Co et d'autre part, par la présence des contraintes résiduelles après refroidissement dues à la différence de la dilatation thermique entre le Co et le WC.

La forme de la phase cobalt dans le composite WC-Co présente un aspect très particulier. A l'aide d'une attaque dans un bain électrolytique de WC-TiC-6%Co, Hinnüber et Rüdiger ont mis en évidence que le cobalt forme également un squelette solide [27]. Par ailleurs, Jiménez-Piqué et al. ont montré lors de la reconstruction du WC-Co que la phase cobalt forme une matrice continue imbriquée dans celle du WC [19]. Sur la Figure I. 11, on peut observer le

squelette du liant avec 1/4 de la phase carbure. Ce squelette est issu d'un traitement numérique dans le but de faciliter la visualisation du réseau formé par le liant.

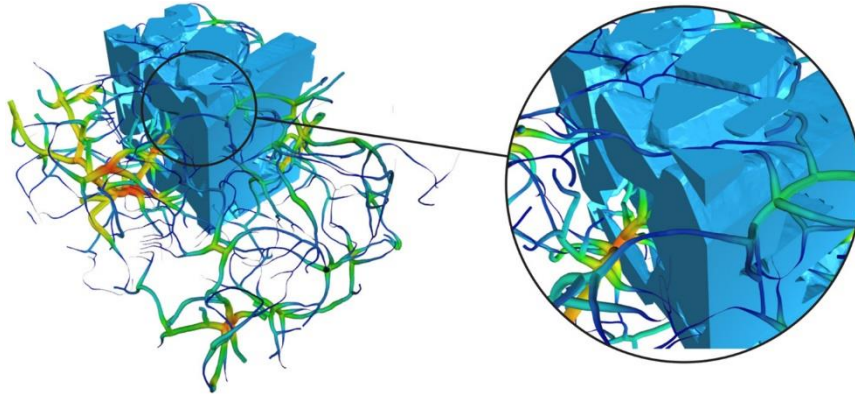


Figure I. 11. *Squelette de la nuance WC-Co à taille de grain moyenne avec 1/4 de la structure du grain de carbure. Il convient de noter que le squelette est défini par la phase de liant, qui n'intercepte pas la phase de carbure [19].*

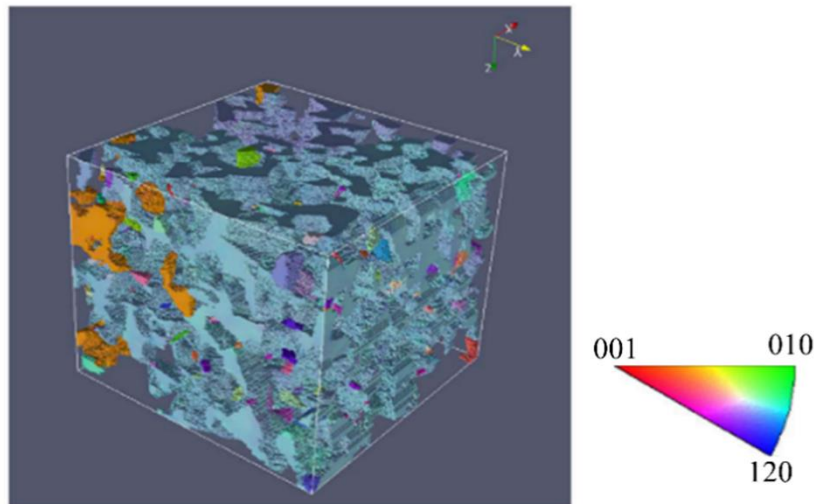


Figure I. 12. *Reconstruction de la phase polycristalline de Co (cubique à faces centrées). Le volume total indiqué par la boîte blanche est de $50 \times 50 \times 40 \mu\text{m}$ [18].*

Plus tard, des recherches avec l'utilisation des moyens d'acquisition tridimensionnels ont permis de confirmer ces observations grâce à des définitions complètes de la forme des grains qui tiennent dûment compte de leurs surfaces externes alambiquées ([18], [19]). A partir de cette reconstruction, les auteurs ont montré que la phase Co de cet échantillon est constituée de multiples petits grains et de gros grains interconnectés formant des réseaux ou squelettes (voir Figure I. 12). Les gros grains de cobalt sont des milliers de fois plus gros que les grains initiaux à l'état de la poudre [28] et jusqu'à 50 fois supérieure à la taille moyenne des grains de WC ([21], [29], [30]).

Dans leur étude sur la taille de grain de la phase liante dans les carbures cimentés à base de WC-Co, Weidow et Andrén ont noté que la taille du grain cobalt dans le composite est influencée par la vitesse de refroidissement, la quantité de W dissoute dans le liant et la teneur en cobalt du composite [31]. Bounhoure et al. ont constaté qu'elle dépend également de la taille

du grain du WC, car le cobalt est susceptible de nucléer à la surface de certains grains de WC [32].

Les cartes de diffraction d'électrons rétrodiffusés (EBSD) réalisées par Mingard et al. ne suggèrent pas d'orientations préférentielles des grains de Co [21]. Jiménez-Piqué et al. ont rapporté que dans toutes les nuances étudiées, les phases cobalt et WC sont uniformément réparties et la microstructure est isotrope dans toutes les directions [19].

1.4. Influence de la microstructure sur les propriétés thermo-mécaniques du WC-Co

La nature particulière du composite WC-Co lui confère des propriétés très variées lui permettant de résister à des sollicitations mécaniques et/ou thermiques extrêmes ([24], [34], [35]). Les grandeurs mécaniques communément mesurées telles que la dureté, la résistance en compression, le module d'élasticité et la ténacité sont présentées sur la Figure I. 13 pour le WC-Co [6]. Sur cette figure, on observe que ces propriétés sont réparties sur des plages relativement importantes. Toutefois il convient de préciser que les auteurs ont travaillé sur des VERs relativement petites.

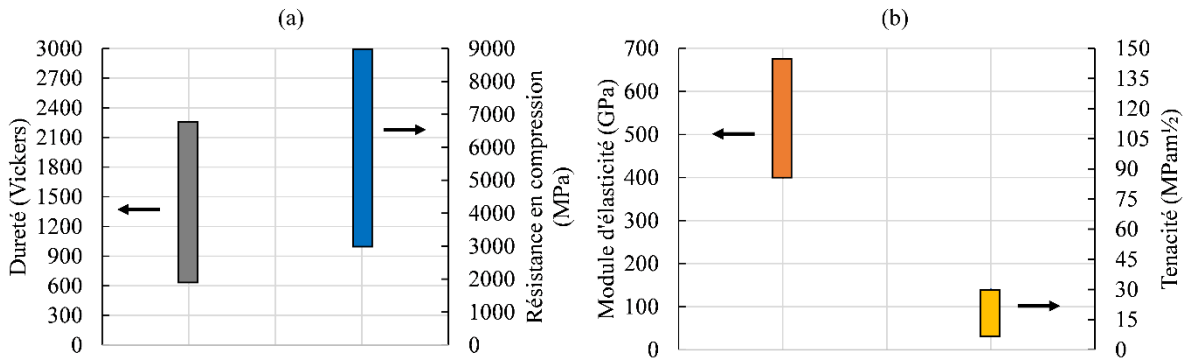


Figure I. 13. Plages de propriétés typiques du WC-Co [6].

Cette large dispersion des propriétés mécaniques s'explique par la forte dépendance du WC-Co aux paramètres microstructuraux. Par exemple le module d'élasticité du composite décroît avec l'augmentation de la teneur en cobalt. Pour des teneurs de 3%wt et 30%wt, les modules d'Young sont de 673 et 429 GPa, respectivement [36].

La Figure I. 14 montre les courbes contrainte-déformation de plusieurs nuances de WC-Co sous un chargement de traction et de compression [37]. On observe que le comportement mécanique du WC-Co dépend non seulement de la teneur en cobalt et de la taille de grain de WC mais également du type de sollicitation. En traction, la plasticité est pratiquement inexistante (voir Figure I. 14). La rupture des échantillons apparait pour des contraintes comprises entre 1,5 et 2,5 GPa. En compression, la contrainte à la rupture est quasi le double de celle mesurée en traction. Elle est comprise entre 3 et 5 GPa. On observe de la plasticité dans les composites à forte teneur en cobalt supérieure à 16% wt. Toutefois, elle reste faible comparée à celles des métaux puisque l'on atteint à peine 4% de déformation pour les nuances à 20% wtCo.

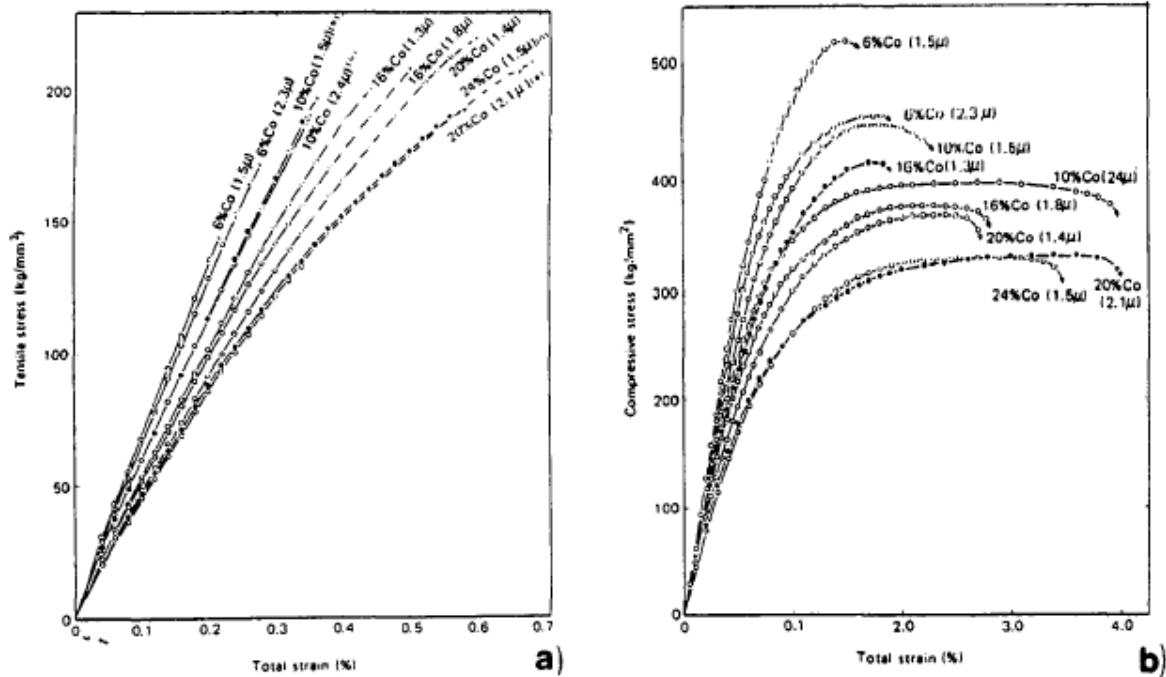


Figure I. 14. Courbes contrainte-déformation à température ambiante en variant la teneur en cobalt et la taille des grains. a) en traction b) en compression [37].

Il faut noter que ces courbes de la Figure I. 14 sont obtenues à température ambiante. Le WC-Co présente en réalité des comportements mécaniques différents sur trois plages de température ([38], [39]). Dans la plage de 25 °C à 527 °C, Mari a observé un comportement fragile et élastique du WC-Co expliqué par les multiples intersections de défauts d'empilement dans la phase cobalt qui bloquent le réseau cristallin et empêchent tout mouvement [5]. De 527 °C à 827 °C, une augmentation de la ténacité induite par le ramollissement du cobalt avec une déformation plastique limitée a été observée. Pour des températures supérieures à 827 °C et inférieures à 1000 °C, le glissement des joints de grains du WC est l'un des principaux mécanismes impliquant le ramollissement du WC-Co soumis à des déformations plastiques plus importantes.

Les propriétés thermiques sont également influencées par les paramètres microstructuraux. Sur la Figure I. 15 est présentée l'évolution de la conductivité thermique en fonction de la température pour différentes taille de grains de WC et de teneur en cobalt [39]. On remarque que la conductivité thermique augmente quand la teneur en cobalt décroît et la taille de grains de WC croît.

Cette disparité dans les propriétés thermomécaniques du WC-Co lui permet de s'imposer comme l'un des matériaux les mieux qualifiés et presque incontournables dans les applications industrielles [4]. Les composites WC-Co sont commercialisés pour plusieurs applications notamment dans le domaine de l'usinage, l'exploitation minière, la coupe des métaux, le forage pétrolier ou de roches, la construction, la fabrication des pièces d'usure etc... [6]. Sur la carte de la Figure I. 16, sont présentées quelques-unes de ces applications. Il est possible d'optimiser les propriétés mécaniques selon les sollicitations à appliquer en ajustant la composition.

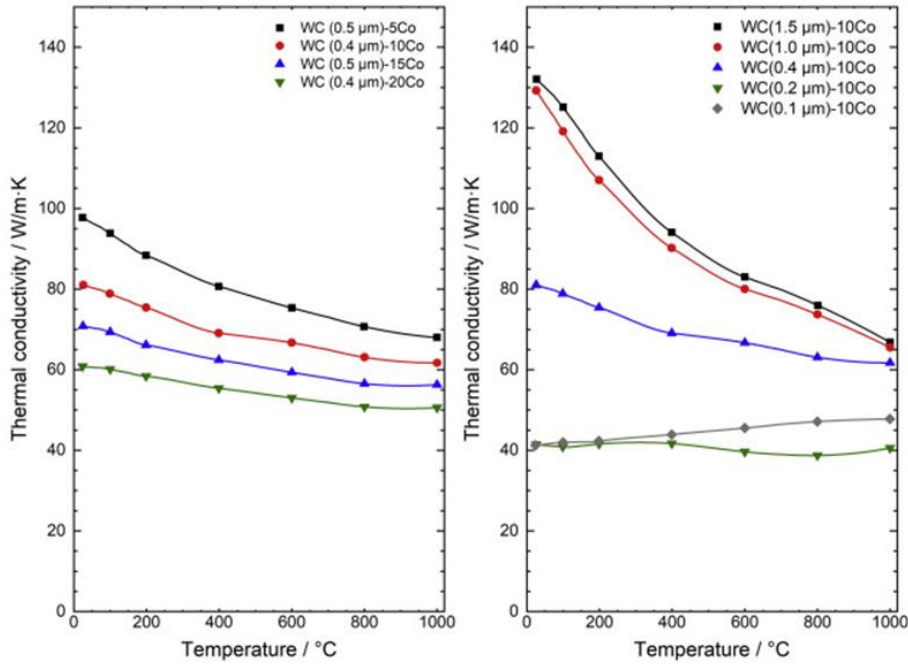


Figure I. 15. Evolution de la conductivité thermique pour plusieurs nuances à taille de grains de WC et teneur en cobalt différentes en fonction de la température [39].

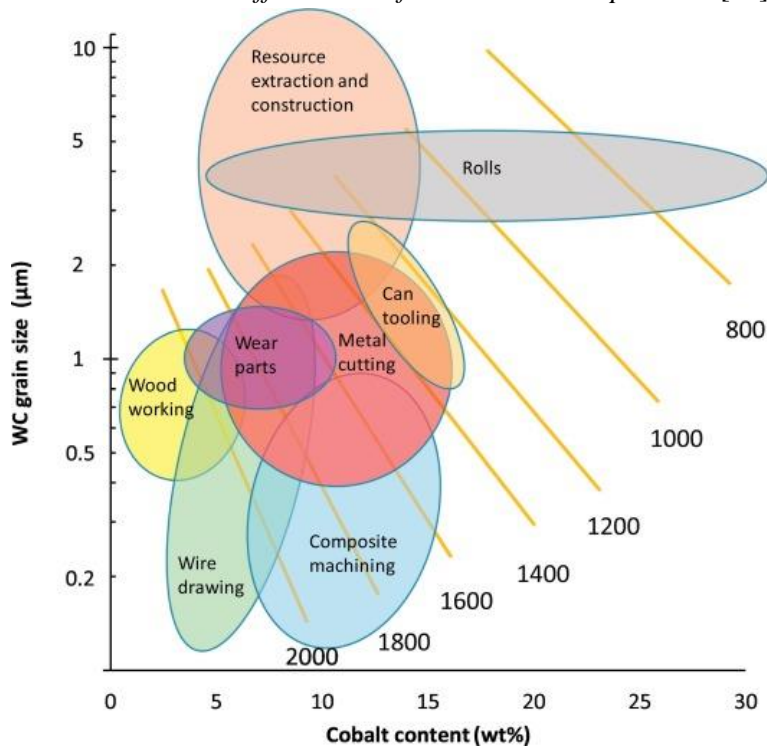


Figure I. 16. Combinaisons de la taille des grains de WC et de la teneur en cobalt dans les carbures cémentés, montrant une large gamme d'applications. Les lignes indiquent les valeurs d'isodureté (Vickers a.u.) [6].

1.5. Mécanismes de rupture du WC-Co

Plusieurs auteurs de la littérature ont étudié les mécanismes de rupture dans le composite WC-Co qui s'initie à partir des défauts résiduels de fabrication ([40]–[44]). La Figure I. 17

montre les quatre mécanismes de propagation de fissures prédominants dans les carbures cimentés. Sur cette figure, la rupture du liant (Co) est représentée en vert (A), la rupture de l'interface carbure/liant (WC/Co) en jaune (B), la rupture transgranulaire du WC en rouge (C) et la rupture intergranulaire (WC/WC) en orange (D).

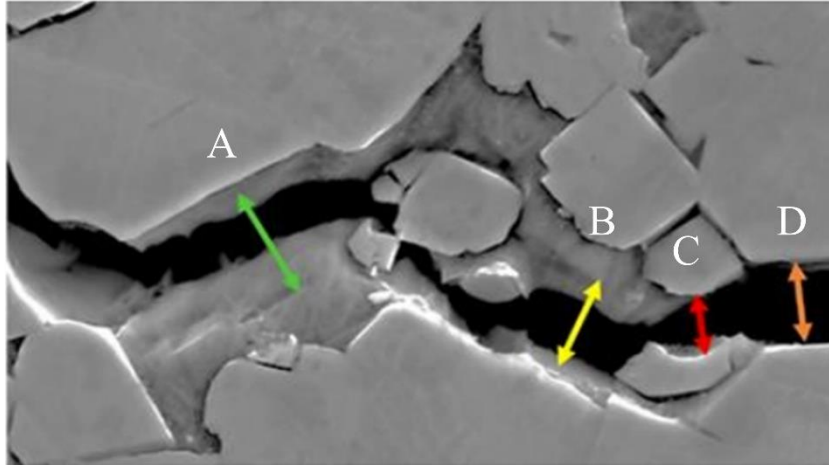


Figure I. 17. Les quatre mécanismes de rupture prédominants dans les carbures cimentés sont marqués par des flèches de couleur. (A) Vert : rupture du liant, (B) jaune : rupture de l'interface carbure/liant (WC/Co), (C) rouge : rupture transgranulaire du carbure, et (D) orange : rupture intergranulaire du carbure (WC/WC) [45].

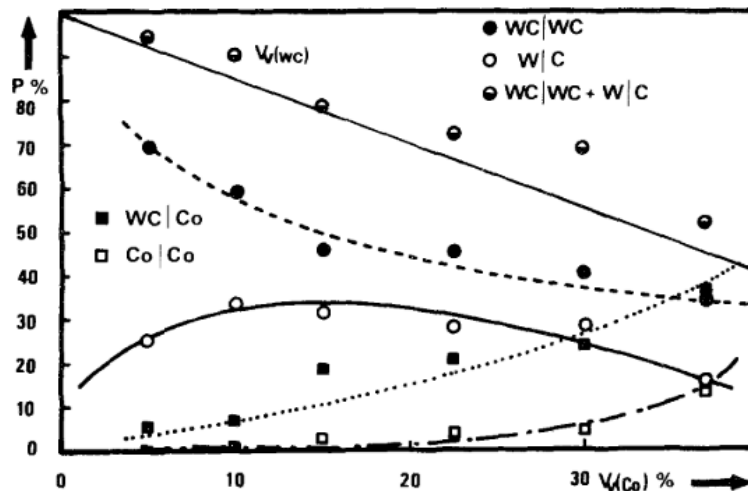


Figure I. 18. Variation de la proportion des différents types de rupture sur les faciès d'une éprouvette en fonction de la teneur en cobalt. W/C, WC/WC, WC/Co et Co/Co sont, respectivement, les ruptures dans la phase WC, dans l'interface WC/WC, dans l'interface WC/Co et dans la phase Co/Co [41].

Chermant et Osterstock ont appliqué la méthode d'analyse linéaire sur les faciès de rupture pour déterminer les proportions de chacun de ces mécanismes dans la rupture de composite WC-Co (voir Figure I. 18) [41]. Les auteurs ont constaté que la rupture aux interfaces WC/WC et dans le carbure sont dominants pour des faibles teneurs en cobalt de moins de 6% wt. Pour ces teneurs, les ruptures aux interfaces WC/Co et dans le cobalt sont faibles. Cependant la part de ces mécanismes augmente quand la teneur en cobalt croît. A l'inverse, la part des ruptures dans les interfaces WC/WC et dans le carbure diminuent avec l'augmentation de la teneur en cobalt.

Sigl et al. ont caractérisé les processus de rupture du WC-Co par une étude détaillée des surfaces rompues ([44], [47]). Les auteurs ont conclu que la fissure traverse d'abord les interfaces WC/WC sans rompre le liant ductile qui forme des ligaments attachés aux grains de WC. Lorsque la fissure s'ouvre, chaque ligament reliant les deux régions traversées par la fissure est étiré jusqu'à rupture. La rupture dans la phase cobalt et aux interfaces WC/Co est due aux fissures formées par la nucléation et la coalescence de vides (voir Figure I. 19). Les vides sont formés par la contrainte hydrostatique qui se développe dans le ligament lorsque le liant est étiré entre les grains de WC. La géométrie locale de la microstructure détermine si la fissure avance à travers la phase cobalt ou le long des interfaces WC/WC et WC/Co. Ils ont également conclu que le chemin passant par les interfaces WC/WC et WC/Co est énergétiquement plus favorable. Dans leur étude sur la prédiction de la trajectoire des fissures dans les alliages WC-Co, Spiegler et Fischmeister ont trouvé que si l'angle entre la fissure et les interfaces WC/Co est inférieur à la valeur critique de 25° environ, la fissure se propage dans ces interfaces. C'est seulement lorsque cette valeur est dépassée que la fissure traverse le liant [48].

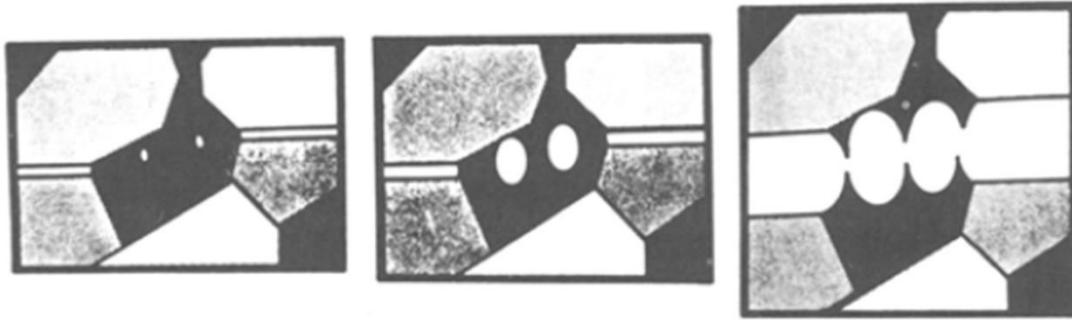


Figure I. 19. *Illustration de la croissance et la coalescence des vides dans le liant pendant l'extension et la rupture d'un ligament* [44].

Récemment, Pittari III et al. ont étudié les probabilités de rupture en flexion et en traction d'échantillons en WC-Co de différentes tailles de grain [0,4 – 1,85 μm] et de teneurs en cobalt [10 – 12%wtCo] [47]. Les contraintes à la rupture obtenues dans leur travail sont comprises entre 2 à 3,5 GPa. Ils ont constaté une augmentation de la contrainte à rupture quand la taille de grain diminue. Toutefois cette contrainte de rupture décroît lorsque la teneur en cobalt augmente. Les auteurs ont également recensé sur la base de la fractographie les sites d'initiation de la rupture comme la présence de porosité et de grands grains.

Les méthodes d'expérimentation macroscopiques couplées à la fractographie utilisée dans ces études permettent d'identifier et de quantifier l'importance des différents mécanismes à l'origine de la rupture. Cependant, ils ne permettent pas de déterminer les propriétés locales comme par exemple, la contrainte à la rupture pour chaque type de rupture. Ces informations pourraient expliquer entre autres la morphologie du chemin de la fissure.

Depuis quelques années, grâce aux avancées des moyens techniques, plusieurs essais micro et nano-mécaniques se sont développés pour comprendre par exemple les mécanismes de rupture à l'échelle de la microstructure et mesurer des propriétés locales telles que la contrainte à la rupture dans les différentes phases et interfaces du matériau. L'organigramme de la Figure I. 20, réalisé par Sandoval [49], montre les techniques de caractérisation à l'échelle microscopique et nanoscopique de façon générale et disponible aujourd'hui [50].

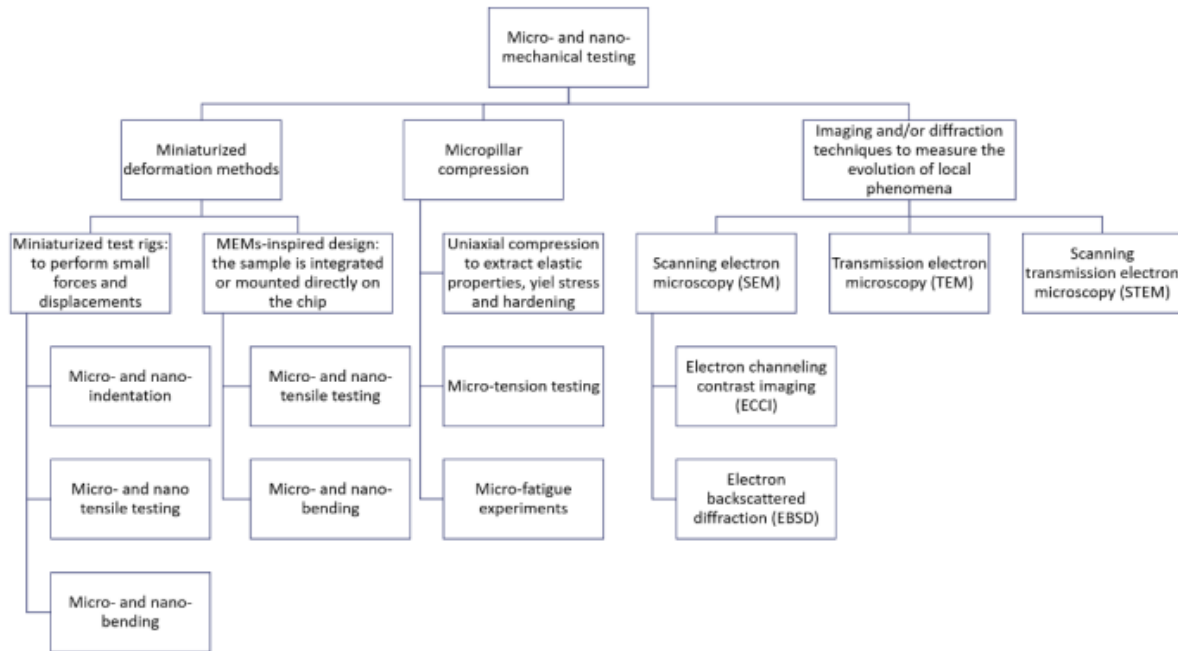


Figure I. 20. *Les techniques actuellement disponibles pour les essais micro et nano-mécaniques* ([49], [50]).

Les propriétés à mesurer, les difficultés de fabrication des échantillons, l'instrumentation des essais mais aussi la manière dont l'analyse et l'extraction des données doivent être effectuées sont autant de paramètres qui conditionnent le choix de la méthode à adopter [51]. En ce qui concerne la rupture des WC-Co en particulier, les techniques les plus utilisées se situent dans les branches « Miniaturized deformation methods » et « Micropillar compression ». Elles sont illustrées sur la Figure I. 21. Il s'agit de la micro/nanoindentation, de la compression des micropiliers (micropillar), des essais de micro-traction, de flexion de micropoutres et des essais de micro/nano-scratch. Les micro-piliers et les micropoutres sont fraisés à l'aide du FIB directement au sein du matériau, puis sollicités à l'aide d'un nano-indenteur équipé d'un poinçon [52]. Le micro/nano-scratch est également une adaptation de la micro/nanoindentation.

Les essais de compression de micro-piliers (voir Figure I. 21(b)), développés en premier par Uchic et al. [52], offrent l'accès aux caractéristiques de déformation et des propriétés mécaniques, telles que la limite d'élasticité et la résistance à la compression des échantillons de composites WC-Co à des échelles allant du micromètre au dixième de nanomètre. Cela correspond à l'échelle des grains de WC individuels dans le WC-Co. Dans les études où les micro-piliers contiennent des interfaces WC/Co et WC/WC ([53]–[55]), les interfaces se sont avérées être des sites préférentielles pour l'initiation de la rupture. Toutefois, des limitations liées à cette méthode ont été rapportées dans la littérature ([56]–[58]). Il s'agit soit d'une altération possible des propriétés mécaniques par la procédure de fraisage par FIB ou du contrôle du chargement mécanique pendant l'essai ou encore des imperfections de l'instrument utilisé. De plus, bien que cette méthode permette d'étudier finement la rupture en compression du composite et de ses phases, il est difficile d'estimer précisément le comportement intrinsèque des interfaces en présence.

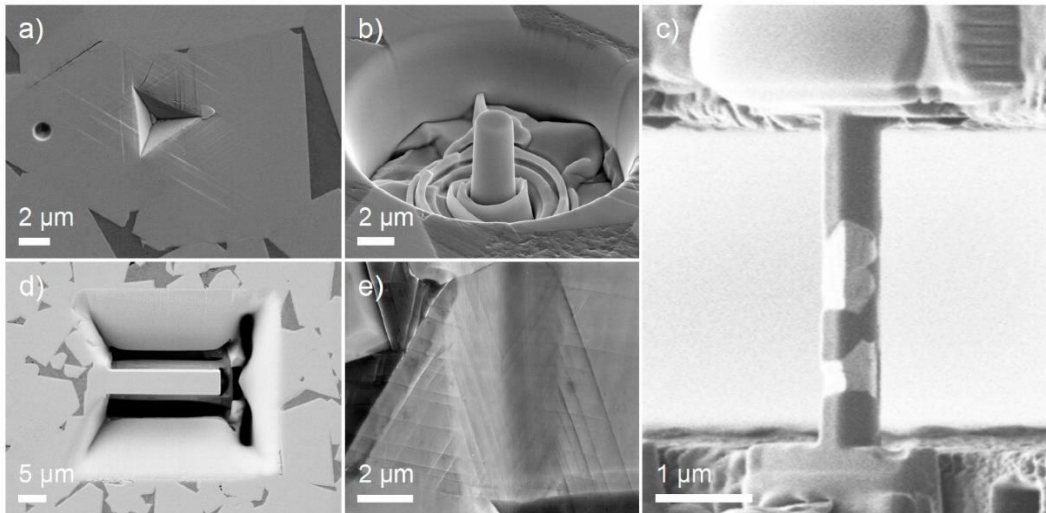


Figure I. 21. Méthodes d'essais micro/nanomécaniques les plus fréquemment utilisées dans la caractérisation de l'endommagement des métaux durs au cours de la dernière décennie : (a) Micro/nanoindentation, (b) compression de micropiliers, (c) essais de microtraction [59], (d) flexion de micropoutres et (e) essais de micro/nano-scratch [51].

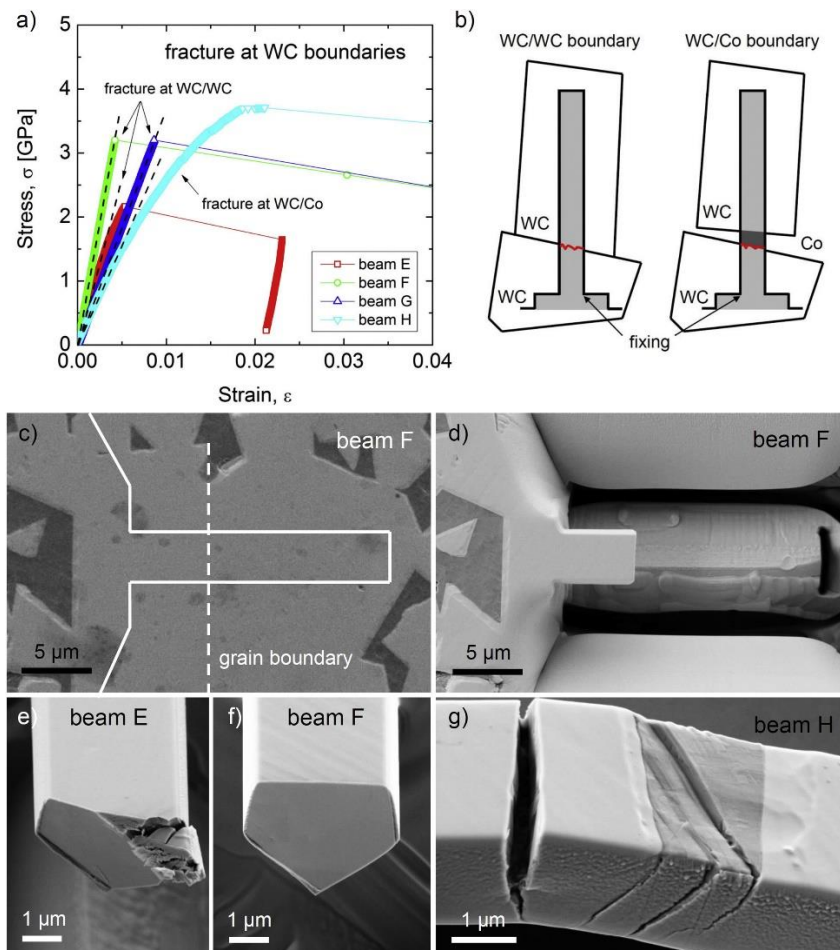


Figure I. 22. Essais de résistance à la flexion de micropoutres : (a) Courbe contrainte-déformation, (b) illustration schématique des micropoutres avec une rupture aux interfaces, (c) sélection de la position d'une micropoutre dans la microstructure, (d), (e), (f) Micropoutres après l'essai de flexion. Surfaces de rupture caractéristiques des micropoutres avec des interfaces WC/WC et WC/Co [60].

Les essais de micropoutres de WC-Co sollicitées en traction ou flexion offrent une facilité d'interprétation des résultats et le contrôle de l'état de contraintes pendant les essais ([61], [62]). Ces essais présentent également l'avantage d'estimer la résistance à la rupture intrinsèque des interfaces et des phases. Par exemple, les micropoutres sont fraisées avec un FIB dans des régions contenant un grain ou deux grains de carbure avec ou sans phase cobalt. Ces poutres sont ensuite sollicitées en flexion jusqu'à rupture. les contraintes de rupture des interfaces WC/WC et WC/Co et du carbure sont ensuite estimées à partir de la théorie de l'élasticité linéaire [60] ou des modèles éléments finis (MEF) [51]. Une illustration du comportement des micropoutres contenant des interfaces et des images montrant la rupture de différentes interfaces sont présentées sur la Figure I. 22. Par exemple les poutre E et F montrent la rupture d'une interface WC/WC inclinée et perpendiculaires à l'axe de la poutre, respectivement.

La Figure I. 23 montre une vue d'ensemble de la dispersion de la contrainte à la rupture rencontrée dans la littérature obtenue sur des essais de micropoutres et de micro-traction. Les résultats sont globalement en bon accord. La contrainte de rupture pour le grain de carbure est de $\sigma = 12.3 \pm 3.8$ GPa. Cette variation s'explique en partie par la présence ou l'absence de défauts dans le carbure de tungstène. Pour les interfaces WC/WC et WC/Co, cette contrainte de rupture est généralement plus basse d'environ $\sigma = 4.1 \pm 2.5$ GPa. Notons qu'il existe des interfaces WC/WC à faible énergie CSL ($\Sigma = 2$), où pratiquement un atome sur deux à l'interface coïncident dans les deux réseaux. Il en résulte une forte liaison entre les grains adjacents et une résistance élevée à la rupture, comparable aux liaisons des grains de WC. La disparité observée sur la Figure I. 23 s'explique en partie par la difficulté d'assurer la répétabilité des essais (position et orientation des interfaces dans les poutres) et la probable influence du facteur d'échelle [63].

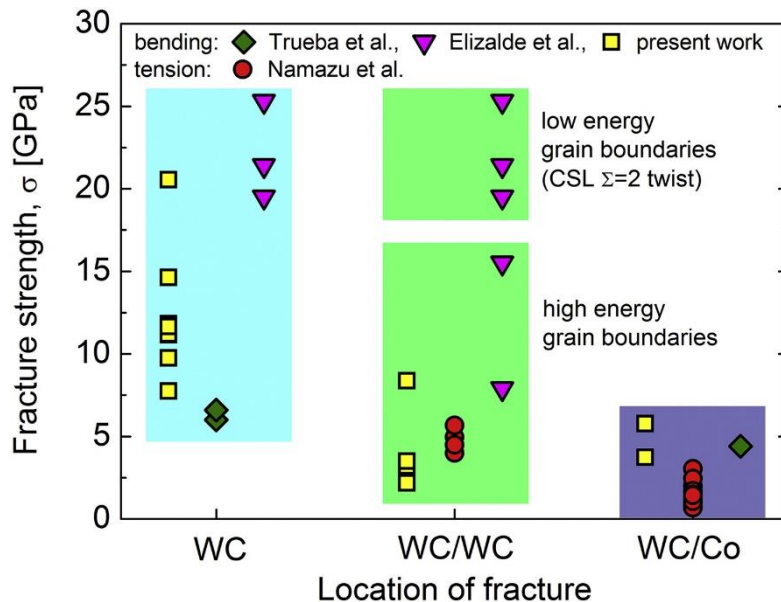


Figure I. 23. Résistance des micropoutres et nano-fils de WC-Co testés en flexion et en traction en fonction des origines de la rupture ([59], [60], [64], [65]).

L'ensemble des mécanismes de rupture présenté dans cette section intervient dans les manifestations de l'usure observée par exemple sur des outils de coupe comme l'arrachement

de grains de WC ou d'amas de grains de WC. Toutefois, en raison des sollicitations complexes rencontrées dans les différents procédés d'usinage, des mécanismes supplémentaires peuvent également contribuer à l'usure observée. Ainsi, l'analyse du comportement des phases et des interfaces à l'échelle de la microstructure, constitue une piste intéressante pour la compréhension des mécanismes responsables de la défaillance des outils en carbure de tungstène. Elle permet également de proposer des améliorations pour leur fabrication. La suite de cette étude bibliographique se focalisera sur le cas de la dégradation du WC-Co lors de deux types de configurations, l'usinage et les essais de frottement du couple alliage de titane Ti-6Al-4V/WC-Co.

2. Usinage de l'alliage de titane Ti-6Al-4V

2.1. Généralités

Les pièces structurales critiques et les éléments exposés à répétitions à des températures extrêmes dans le secteur industriel, notamment aéronautique, tels que les composants complexes de turboréacteurs et les structures de joints et attaches, par exemple sont fabriqués à base de superalliage durs à l'instar de l'alliage de titane Ti-6Al-4V. Ce choix s'explique par les nombreux avantages qu'il présente, comme sa résistance spécifique élevée, sa bonne tenue aux températures extrêmes, et sa résistance aux milieux corrosifs ([66]–[69]). Paradoxalement, les propriétés mécaniques et thermiques, qui favorisent l'utilisation de composants en alliage Ti-6Al-4V, sont également des inhibiteurs importants de son usinabilité et à l'origine de l'usure prématurée des outils de coupe [67]. Dans les procédés de mise en forme par enlèvement de matière de l'alliage Ti-6Al-4V, le carbure de tungstène à liant cobalt (WC-Co) est le principal matériau utilisé pour la fabrication des outils de coupe ([70]–[72]).

2.2. Caractéristiques de l'opération d'usinage

Parmi les différentes opérations d'usinage par outils coupants on distingue trois grandes familles principales à savoir : le tournage, le fraisage et le perçage. La première est adaptée à l'usinage des pièces à géométrie cylindrique. La deuxième opération quant à elle sert à usiner des pièces à géométrie plane et la dernière à la réalisation des trous, alésages etc...

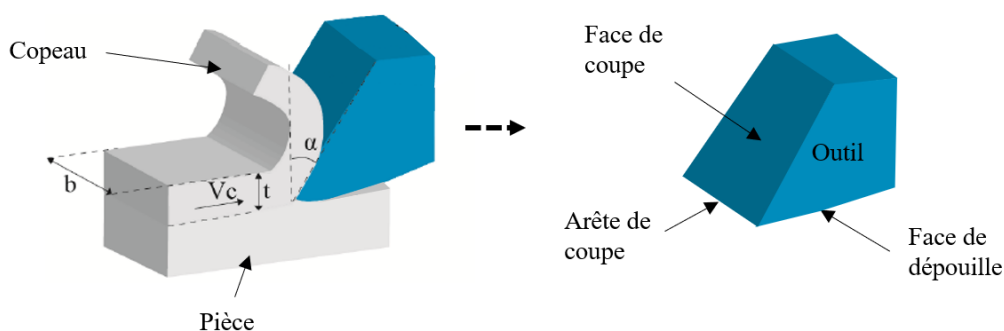


Figure I. 24. Configuration de la coupe orthogonale.

Face à la complexité des cinématiques de ces opérations, la configuration de coupe orthogonale est souvent utilisée pour étudier les phénomènes physiques mis en jeu pendant l'usinage ainsi que leurs interactions. La coupe orthogonale désigne le cas où l'arête de coupe évolue de manière rectiligne et perpendiculaire à la direction du déplacement de la pièce usinée.

Les principales caractéristiques de la coupe orthogonale sont illustrées sur la Figure I. 24. Sur cette figure, t désigne l'épaisseur de copeau non déformé et b la largeur usinée. Dans cette configuration, la face de coupe désigne la face de frottement entre l'outil et le copeau tandis que celle qui frotte sur la surface de la pièce usinée est nommée la face de dépouille. L'arête de coupe est la jonction de ces deux faces. On appelle angle de coupe (α) et de dépouille, les angles entre la face de coupe et le plan vertical et entre la face de dépouille et le plan horizontal, respectivement.

L'utilisation d'une raboteuse pour la réalisation de l'opération de coupe orthogonale est l'un des moyens les plus répandus qui permet de se mettre dans les conditions idéales de la coupe orthogonale. Toutefois, l'utilisation d'une raboteuse limite la gamme des vitesses de coupe (à cause du mouvement de translation linéaire) et la longueur de la pièce usinée qui devient importante proportionnellement à la longueur qu'on souhaite usiner. Afin de s'affranchir de ces limitations tout en restant proche de la configuration de coupe orthogonale, d'autres alternatives existent à savoir le tournage orthogonal. Il consiste, à chaque tour, à dérouler une couche de matière avec une vitesse constante sur le disque d'une éprouvette cylindrique. L'outil est fixe et se déplace tour après tour dans le sens radial de l'éprouvette, elle-même en mouvement de rotation autour de son axe de révolution. De plus, l'opération de tournage trouve une réelle application dans l'industrie. Elle permet de fabriquer des composants rotatifs tels que les arbres, les aubes de turbines, les disques et les moyeux de rotor pour les hélicoptères, les soupapes de moteur et les axes de piston pour l'automobile, ... [73]. Le tournage orthogonal peut s'effectuer de deux manières différentes : l'usinage de disques en plongée ou le chariotage de tubes, voir Figure I. 25.

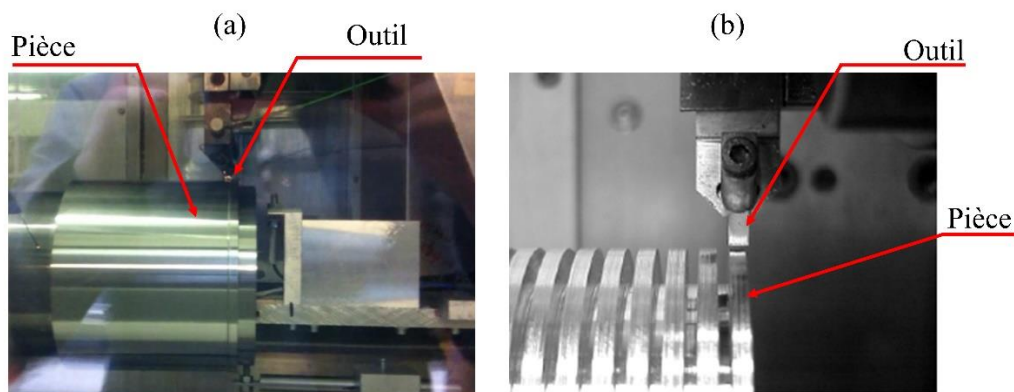


Figure I. 25. Illustration (a) du chariotage de tube [74] et (b) de l'usinage de disques en plongée [75].

Les paramètres du tournage orthogonal sont : la vitesse de coupe (V_c), l'avance par tour f et la profondeur de passe (a_p) ou épaisseur du copeau non déformée (t).

- **La vitesse de coupe V_c (m/min)** est la vitesse de translation de l'arête de coupe sur la pièce à usiner en rotation. Ce paramètre a une influence importante sur la nature des mécanismes d'usure des outil de coupe [76].
- **L'avance par tour f (mm/tr)** est le déplacement de l'outil de coupe dans la direction de l'axe de rotation de la pièce pour un seul tour.

- **La profondeur de passe a_p (mm)** est la profondeur de pénétration de l'outil dans la matière de la pièce à usiner.

Au cours de la coupe orthogonale, une forte compression de la matière est engendrée par l'avance, suivi d'un cisaillement intense dû à son écoulement [77]. On distingue trois zones de cisaillement principales : la zone de cisaillement primaire, zone de cisaillement secondaire et zone de cisaillement tertiaire (voir Figure I. 26). La première prend place entre la pointe de l'outil et la surface de la pièce et s'étend de l'arête de coupe à la surface externe du copeau. Elle est le lieu de grandes déformations plastiques et hautes températures (400 à 600°C pour les aciers). Entre la face de coupe et le copeau se situe la zone de cisaillement secondaire. Le frottement intense qui y règne conduit à une forte élévation de température et à une modification des propriétés mécaniques et physico-chimiques de l'interface outil-copeau. Quant à la troisième zone de cisaillement, dite tertiaire, elle correspond au frottement entre la face en dépouille de l'outil et la surface fraîchement usinée.

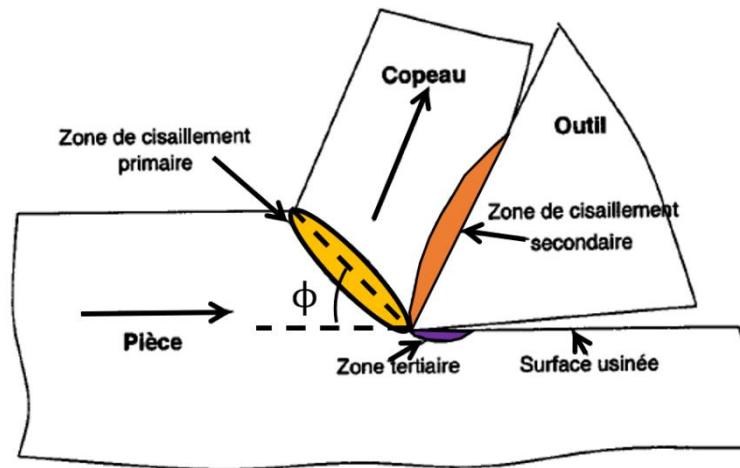


Figure I. 26. Représentation des zones de cisaillement en coupe orthogonale.

Le cisaillement est le chargement principal qui donne lieu à la formation du copeau dont la morphologie est soit continue ou discontinue, avec ou sans segmentation. La morphologie des copeaux de titane a été longuement discutée dans la littérature. Selon Zhen-Bin et Komanduri, le copeau de l'alliage de titane est nécessairement segmenté quand la vitesse de coupe dépasse une valeur seuil (de l'ordre de 15m/min) [78]. Bayoumi et Xie ont montré de leur côté que la segmentation s'opère dès que le débit de matière usinée (Vcf) dépasse une valeur limite de l'ordre de 0,004 mm²/tr.min [79]. Plus tard, Calamaz a montré que l'usinage des alliages de titane (notamment le Ti-6Al-4V) avec un angle de coupe nul favorise le phénomène de segmentation [80].

Par ailleurs, en raison de la nature du contact entre le copeau et la face de coupe, la vitesse de glissement du copeau est inférieure à la vitesse de coupe et n'est pas constante tout au long de la longueur de contact [81]. Il existe différents modèles de frottement permettant de décrire le comportement tribologique dans cette interface ([82]–[84]). Par conséquent, la vitesse de glissement des copeaux sur la face de coupe (longueur de contact L_c) est un paramètre important pour l'étude des phénomènes de frottement et l'usure des outils de coupe.

A cause du frottement intense, la quasi-totalité de l'énergie mécanique, en usinage, est transformée en chaleur. Cela affecte les propriétés mécaniques de la matière usinée, celles de l'outil de coupe et le comportement tribologique au niveau des interfaces outil/pièce et outil/pièce. Plusieurs auteurs se sont intéressés au comportement des outils en WC-Co sous des sollicitations thermiques et mécaniques extrêmes proches de celles rencontrées en usinage ([85]–[88]). Par exemple, dans l'étude menée par Sun et al., les auteurs ont mesuré la température dans la zone de contact outil/copeau et outil/pièce à l'aide d'une caméra infrarouge lors de l'usinage du Ti-6Al-4V avec un outil en WC-Co (vitesse de coupe = 220 m/min, avance = 0,28 mm/tr) [89]. Les auteurs ont relevé des températures pouvant atteindre 800°C.

2.3. Usure et durée de vie des outils

L'usure est un phénomène d'endommagement complexe qui se produit pendant l'usinage, faisant intervenir plusieurs mécanismes. Elle réduit considérablement la durée de vie de l'outil et génère une mauvaise qualité de surface des pièces usinées [67]. Cela engendre des coûts élevés pour l'industriel. Selon Trent et Wright, les principaux modes d'usure sont: l'abrasion, l'adhésion et la diffusion [90]. Récemment, Vipindas et al. ont indiqué qu'au cours d'une opération d'usinage, l'usure peut combiner plusieurs modes à la fois comme l'abrasion et l'adhésion, et parfois même la diffusion pour donner lieu à des réactions chimiques entre les pièces et les matériaux d'outils [91].

2.3.1. Modes d'usure

(i)- Abrasion : L'usure par abrasion des outils de coupe se caractérise par la formation de stries parallèles à la direction du frottement avec la pièce usinée ou suivant la direction de glissement des copeaux sur la face de coupe de l'outil. Elle est aussi le résultat d'arrachement de débris de l'outil avec le frottement du copeau et de la pièce usinée sur les faces de l'outil ([91]–[93]). Ce mode d'usure est présent sur les faces de coupe et de dépouille. La Figure I. 27 montre un exemple d'abrasion obtenue au cours de l'usinage du Ti-6Al-4V avec un outil en WC-Co à une vitesse de coupe de 15 m/min [91]. Selon Wang et al., l'usure abrasive est le principal mode d'usure [94].

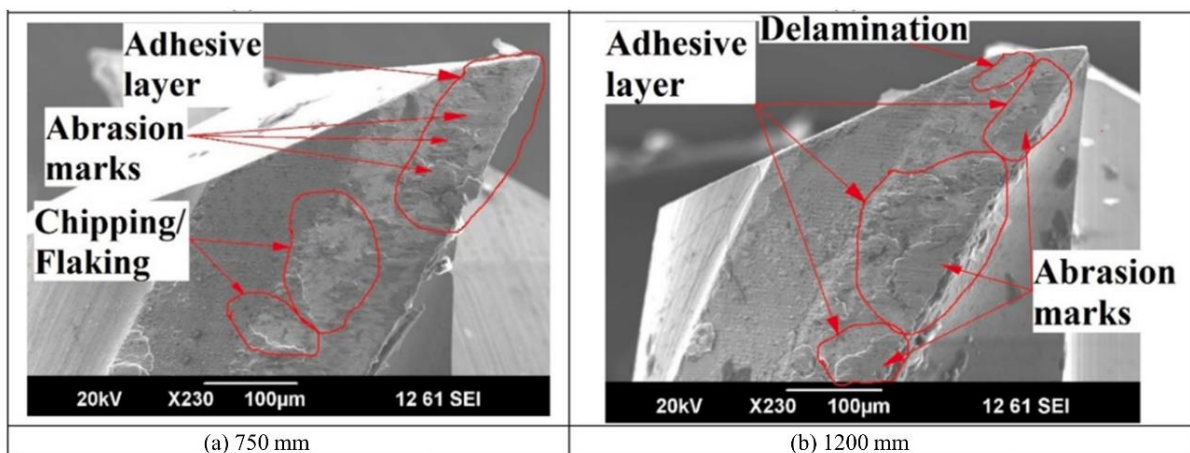


Figure I. 27. Abrasion et adhésion sur la surface de coupe de l'outil en WC-Co ; $V_c = 15\text{m/min}$; $a_p = 0,1\text{ mm}$; $f = 5\mu\text{m/dent}$ après (a) 750 mm et (b) 1200 mm de coupe [91].

(ii)- Adhésion : L'usure adhésive est un phénomène physico-chimique liée à la formation de jonctions métalliques entre les aspérités des deux surfaces antagonistes (en contact). Ces jonctions sont le résultat des microsoudures, entre les aspérités, favorisées par la température et la pression élevée dans la zone de contact. Ce phénomène engendre localement un cisaillement suivi d'un transfert mécanique de matière entre les deux matériaux en contact, voir Figure I. 28. Plusieurs auteurs ont mis en évidence le mécanisme d'adhésion en analysant la jonction entre le Ti-6Al-4V et le WC-Co ([95], [96]). Ikuta et al. ont montré que l'activité chimique élevée du Ti-6Al-4V avec le matériau de l'outil favorise l'adhésion [95].

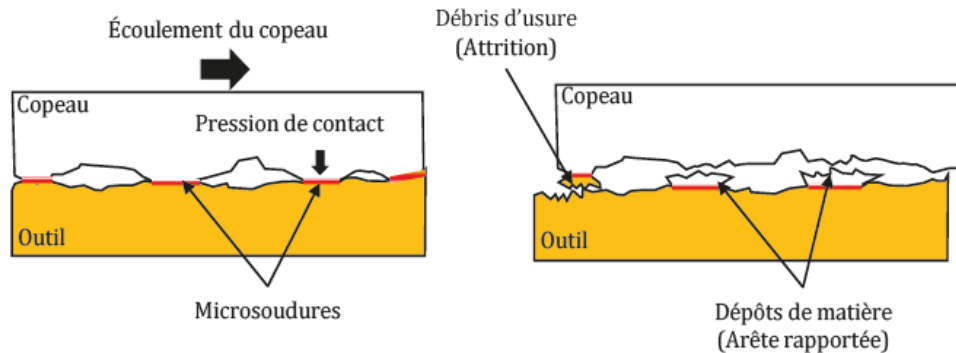


Figure I. 28. Usure par adhésion selon Halila et al. [92].

La présence de la couche d'adhésion sur la face de dépouille de l'outil après l'opération d'usinage peut être observée sur la Figure I. 27. Des résultats similaires ont été obtenus par Sartori et al. [87]. Ces auteurs ont noté en plus, l'activation d'un processus thermique qui favorise la diffusion des éléments chimiques via les interfaces de contact entre l'outil et le matériau usiné, accélérant ainsi l'usure.

(iii)- Diffusion : L'usure par diffusion est rencontrée lorsque la vitesse de coupe et la pression de contact sont importantes. La température au niveau des interfaces outil/copeau et outil/pièce atteint des valeurs très élevées dans ces conditions, ce qui déclenche le phénomène de diffusion ([85], [86], [97], [98]). Les atomes diffusent du copeau vers l'outil et vice-versa, ce qui fragilise l'outil et provoque la formation d'un cratère au niveau de la face de coupe [99].

Dans leur analyse du contact outil/copeau lors de l'usinage du Ti-6Al-4V, Zhang et al. sont arrivés à la conclusion que la défaillance des outils en WC-Co est due à la diffusion d'atomes de W et de C dans le matériau adhésif, ce qui provoque la formation de porosité à la surface de l'outil et réduit sa durée de vie [88]. De son côté, Odelros et al. ont trouvé que les facteurs critiques des mécanismes d'usure de l'outil étaient liés à l'adhésion et à la diffusion [100]. Bai et al. ont également étudié la diffusion comme mécanisme d'usure des outils en WC-Co lors de l'usinage de l'alliage de titane. Les auteurs ont indiqué que la haute température lors de l'usinage des alliages de titane déclenchait le processus de diffusion des éléments chimiques de l'outil et ceux de la pièce usinée [101]. Des résultats similaires ont été obtenus par Saketi et al. ([102], [103]).

Lindvall et al. ont utilisé plusieurs techniques de microscopie avancées telles que : la spectroscopie de rayons X à dispersion d'énergie (EDXS), la diffraction d'électrons dans une zone sélectionnée (SAED) et le MEB pour examiner expérimentalement les mécanismes

d'usure par diffusion d'un carbure cémenté non revêtu lors de l'usinage à grande vitesse du Ti-6Al-4V en tournage de finition [104]. Quatre emplacements sur l'outil ont été analysés : trois à l'intérieur du cratère d'usure et un sur la face de dépouille. A l'aide du FIB-SEM, des lamelles ont été extraites de ces endroits dans le but de démontrer l'influence de la variation de la température et des conditions de contact sur les mécanismes mis en jeu. Un examen au MEB d'une section transversale de l'outil usé a été également réalisé. Les observations ont révélé de multiples mécanismes de dégradation sur les faces de coupe et de dépouille notamment la diffusion du Co et du W de l'outil vers la pièce et du Ti de la pièce vers l'outil. Les auteurs ont également rapporté la formation de différents composés qui fragilisent le matériau de l'outil et favorisent l'enlèvement de matière. La Figure I. 36, montre une illustration de ces échanges dans les différentes zones de l'outil.

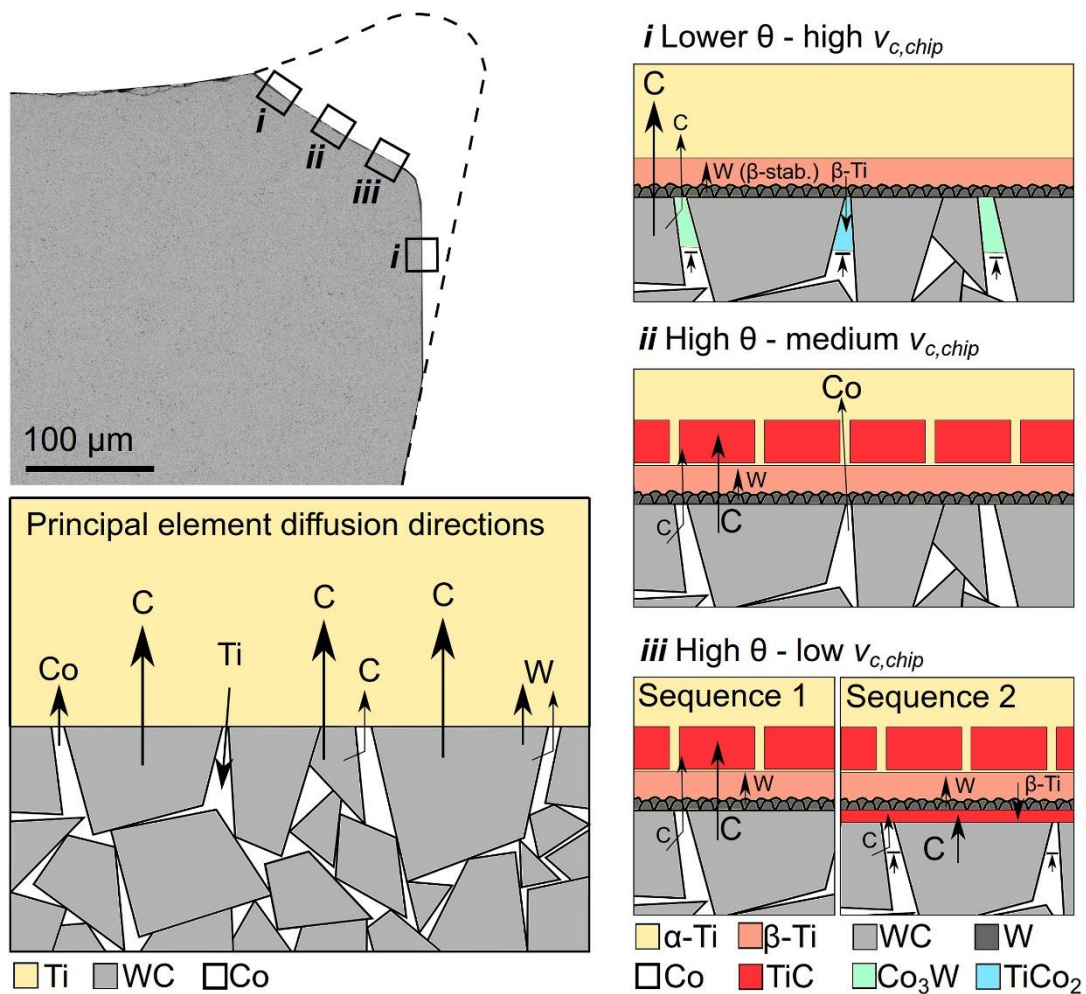


Figure I. 29. Mécanismes de dégradation du carbure cémenté lors de l'usinage du Ti-6Al-4V selon Lindvall et al.[104].

2.3.2. Manifestation de l'usure

Pendant le processus de coupe, l'usure se manifeste principalement de deux manières différentes à savoir l'usure en cratère sur la face de coupe et l'usure en dépouille sur la face de dépouille [105]. Ces manifestations sont le résultat de la combinaison des différents modes décrits précédemment.

(i)- Usure en cratère : La formation d'un cratère sur la face de coupe l'outil est le résultat d'un frottement sévère dû à l'écoulement du copeau. L'origine de ce phénomène, désigné par l'usure en cratère, est quelque peu controversée dans la littérature. L'usure mécanique de type abrasion est considérée comme le principal mode d'usure par certains auteurs ([98], [106]) tandis que l'usure par diffusion par d'autres ([88], [100], [103], [104], [107]). Par ailleurs, une combinaison de plusieurs modes ou mécanismes est également évoquée dans la littérature ([100], [103], [108]). Par exemple, Rashid et al. estiment que l'adhésion et la diffusion contribuent à la formation des régions d'usure en cratère [108].

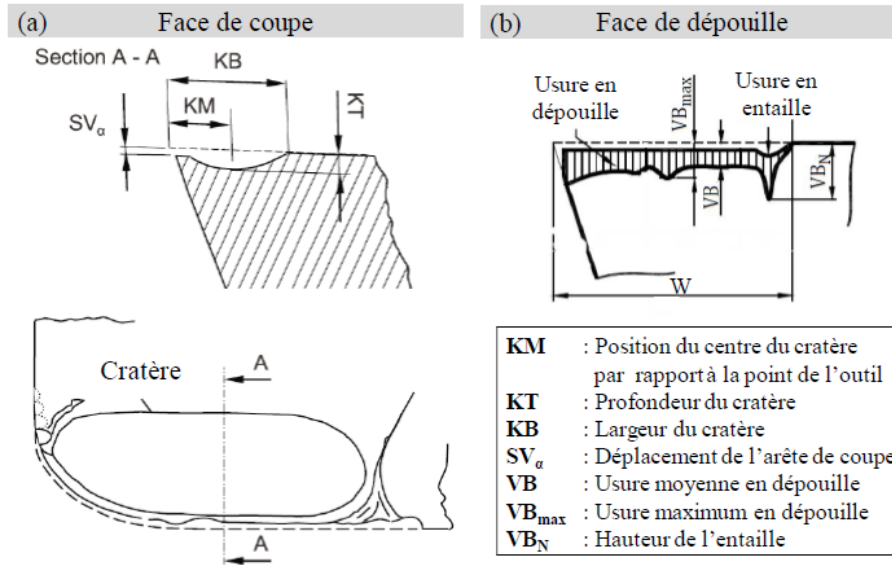


Figure I. 30. Paramètres d'usure selon la norme ISO 3685 [109].

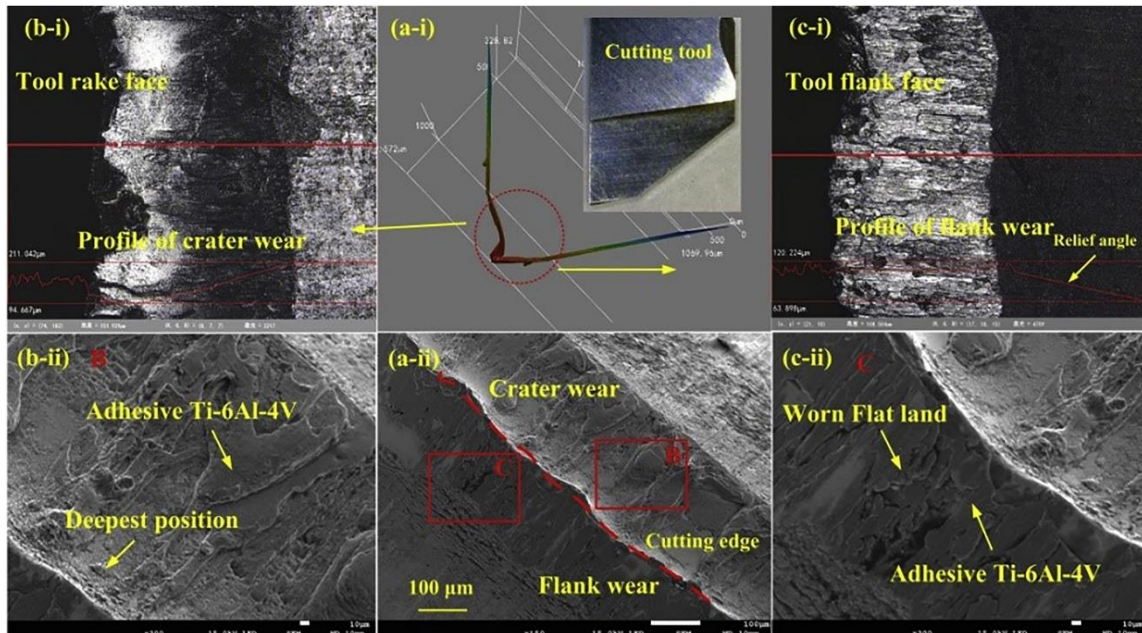


Figure I. 31. Images typiques d'usure d'outils non revêtus à grains de WC ultrafins après l'usinage à grande vitesse du Ti-6Al-4V, (a) outils usés, (b) usure en cratère, (c) usure en dépointille [110].

La norme ISO 3685 sert à quantifier la progression de l'usure en cratère. La profondeur de cratère K_T et la distance K_M entre l'arête de coupe et le point le plus profond du cratère sont les mesures souvent utilisées pour évaluer le niveau de l'usure en cratère. Elles sont illustrées sur la Figure I. 30 (a) ainsi que les autres mesures possibles.

Sur la Figure I. 31 sont montrées les images typiques de l'usure d'un outil en WC-Co après l'usinage à grande vitesse du Ti-6Al-4V. L'usure en cratère (crater wear) de cet outil est présentée sur les Figures I. 31 (a-ii), (b-i) et (b-ii).

(ii)- Usure en dépouille : L'usure en dépouille affecte directement l'intégrité de surface de la pièce usinée puisqu'elle se situe sur la face de l'outil en contact avec la pièce fraîchement usinée. Contrairement à l'usure en cratère, elle est consensuellement la conséquence d'usure mécanique [106]. En effet, l'existence des pressions élevées dans cette région de l'outil lors de l'opération de coupe favorise de grandes déformations et l'arrachement des particules [108]. Les mesures de l'usure moyenne en dépouille (V_B), l'usure maximum en dépouille (V_{Bmax}) et celle de la hauteur de l'entaille (V_{BN}) illustrées sur la Figure I. 30 (b), servent habituellement à évaluer la durée de vie des outils de coupe. Les Figures I. 31 (a-ii), (c-i) et (c-ii) montrent un exemple d'usure en dépouille (flank wear) sur un outil défectueux en WC-Co après l'usinage à grande vitesse du Ti-6Al-4V [110].

2.3.3. Facteurs influençant l'usure des outils

L'influence des paramètres de coupe sur l'usure des outils a été beaucoup discutée dans la littérature ([91], [106]). Vipindas et Mathew rapportent que l'usure mécanique domine à faible vitesse, mais l'usure chimique joue un rôle critique aux vitesses de coupe élevées [91]. L'étude de Sales et al. a révélé que l'augmentation de la vitesse de coupe fait augmenter la température de coupe au niveau de l'arête de l'outil [111]. Cela entraîne une perte de la dureté du matériau de l'outil et induit la déformation plastique. La Figure I. 32 montre les modes d'usure activés selon la vitesse de coupe, l'avance et la température de coupe.

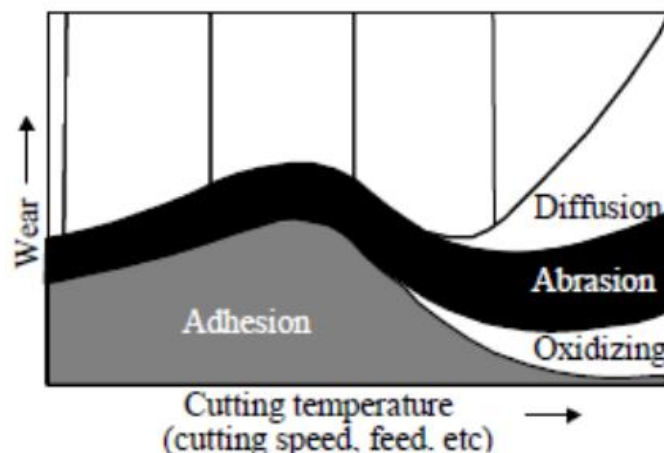


Figure I. 32. Classification des modes d'usure en fonction des paramètres opératoires de l'usinage [106].

Récemment Jaffery et Mativenga ont réalisé une carte du taux d'usure en dépouille lors du tournage des alliages Ti-6Al-4V en fonction de la vitesse de coupe et de l'avance. Cette

étude montre également la dépendance de l'usure aux paramètres de coupe. Elle a révélé des zones avec une usure faible, modérée et catastrophique (voir Figure I. 33) [112]. Les auteurs ont identifié l'existence d'une région localisée sous forme de deux îlots avec une forte usure. Elle est caractérisée par une adhésion et un écaillage important. Ces derniers sont la conséquence des champs de température et de contraintes élevées pendant l'opération de coupe. L'adhésion cyclique et l'écaillage d'outil sont souvent observés lors de l'usinage à des températures élevées au niveau de la face de coupe.

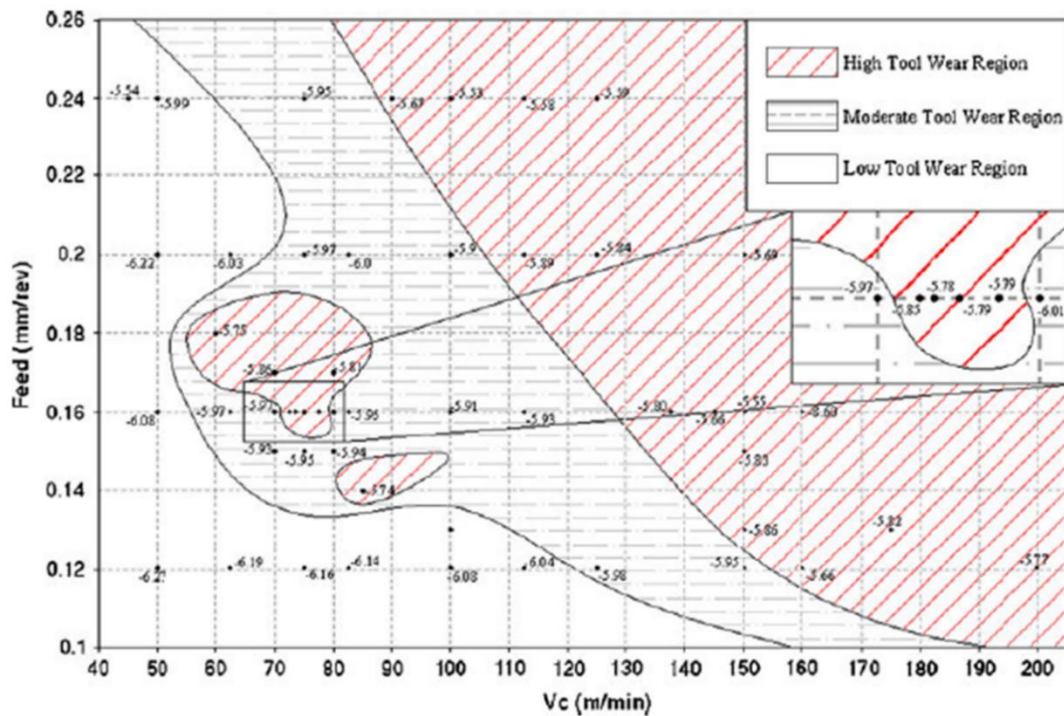


Figure I. 33. Carte d'usure obtenue lors du tournage de l'alliage Ti-6Al-4V [112].

Cependant, il existe peu d'étude sur l'influence de la nuance d'outil sur l'usure. Komanduri and Reed Jr ont évalué l'influence de la nuance d'outil en utilisant deux nuances d'outils à tailles de grains différentes et trois nuances à teneurs en cobalt différentes : les Carboly grade 883 et 895 ont le même pourcentage de cobalt de 6%wt [113] ; Le Carboly grade 883 est constituée de grains à taille moyenne et le Carboly grade 895 de grains à taille fine. Les Carboly grade 999 et 820 possèdent des pourcentages de cobalt 3% et 10% respectivement et une taille de grain moyenne. Il a été constaté que les outils à faible teneur en cobalt (Carboly grade 999) et à granulométrie de carbure plus fine (Carboly grade 895) ont une durée de vie plus longue que les outils à granulométrie de carbure moyenne et à teneur plus élevée en cobalt (Carboly grade 883 et 820). Les nuances de carbure de tungstène à faible teneur en cobalt et à grain fin se sont donc avérées plus performantes que les nuances à teneur en cobalt plus élevée et/ou à grain plus gros, avec une durée de vie d'outil plus longue en tournage.

Jawaid et al. ont également évalué l'influence de la granulométrie du WC sur l'usure des outils [114]. A cet effet, les auteurs ont utilisé des outils classés comme ayant une granulométrie très fine avec une taille de grain de 0,68 μm et des outils classés comme ayant une granulométrie fine avec une taille de grain de 1,0 μm . Les deux plaquettes d'outils ont une

teneur en cobalt de 6%-wtCo et possèdent la même géométrie. A l'issue de cette étude ils ont observé que l'usure moyenne de la face de dépouille de la plaquette à grains très fins était supérieure à celle des grains fins pour toutes les vitesses de coupe et les avances appliquées. Les auteurs ont associé ce taux d'usure plus élevé des outils à grains très fin à la solubilité accrue du WC dans les alliages de titane pour cette nuance. Récemment Chandrashekar et Prasad ont obtenu des résultats similaires sur l'influence de la teneur en cobalt sur l'usure en considérant trois nuances d'outil à 3, 5 et 7wtCo [115]. Toutefois il est important de souligner que dans ces études, les auteurs n'ont pas analysé l'influence de la nuance des outils ni sur les mécanismes d'usure microscopiques ni sur les grandeurs macroscopiques mesurées telles que : les efforts d'usinage, le coefficient de frottement etc...

2.3.4. Modèles et scénarios d'usure

Les modèles d'usure développés en usinage, donnent le taux de volume de matière enlevée par unité d'aire de contact et par unité de temps sur la base d'un ou de plusieurs mécanismes d'usure. Molinari et Nouari ont proposé en début des années 2000 un modèle d'usure considérant uniquement le mécanisme de diffusion [107]. Sous l'effet de la température de coupe qui dépasse en usinage la moitié de la température de fusion du matériau usiné (température seuil pour activer la diffusion), des éléments de l'outil (W, C, Co) migrent vers le copeau donnant ainsi lieu à la formation d'un cratère et la fragilisation de l'arête de coupe. Huang et Liang [116] ont proposé quant à eux un modèle d'usure qui intègre les trois mécanismes étudiés précédemment : l'abrasion, la diffusion et l'adhésion. De façon générale, la rupture des matériaux dépend essentiellement de la microstructure et des défauts contenus dans ces derniers comme montré dans la section 1.5.

Au-delà des principaux modes considérés dans la modélisation de l'usure, la microstructure de l'outil joue également un rôle important dans l'usure des outils de coupe et devrait être mise en avant. Dernièrement, des analyses microscopiques et physico-chimiques de l'usure en cratère des outils de coupe WC-Co faites par plusieurs auteurs ont révélé que l'usure est gouvernée par une succession de mécanismes microstructuraux ([103], [117], [118]). A partir de ces observations, des scénarios phénoménologiques d'usure ont été proposés dans la littérature à la fois pour l'usure mécanique et physico-chimique en se basant sur les mécanismes de rupture des phases et des interfaces du WC-Co ([103], [117]–[119]). Le modèle phénoménologique de l'usure mécanique proposé par Kagnaya se résume en 6 étapes illustrées sur la Figure I. 34 [117]. Le défilement du copeau à la surface de l'outil génère la rotation des grains de WC. Ce mécanisme implique la déformation et la microfissuration intragranulaire des grains de WC. Sous l'effet des chargements intenses, ces derniers se fragmentent et produisent des débris ou le détachement d'amas de particule. Ces débris sont ensuite évacués par le copeau qui joue le rôle de transporteur.

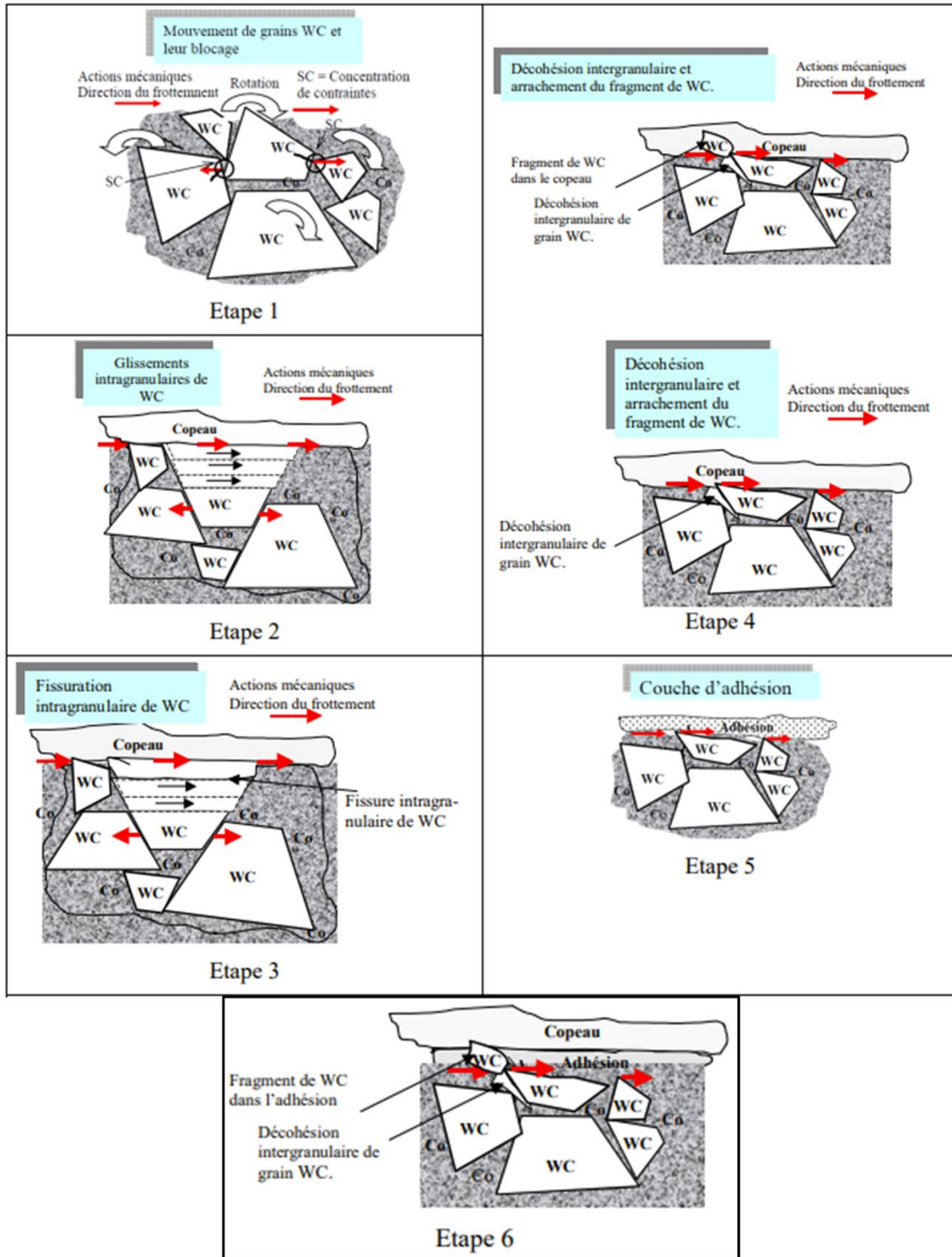


Figure I. 34. Description schématique des principaux mécanismes d'usure du WC-6%wtCo selon Kagnaya, [117].

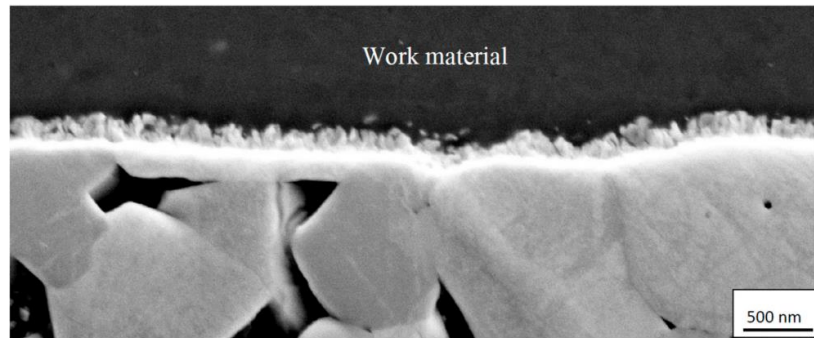


Figure I. 35. Micrographie montrant la présence de la couche interfaciale de diffusion (couche blanche) à l'interface carbure cémenté/matériau usiné. Direction de glissement des copeaux de droite à gauche [103].

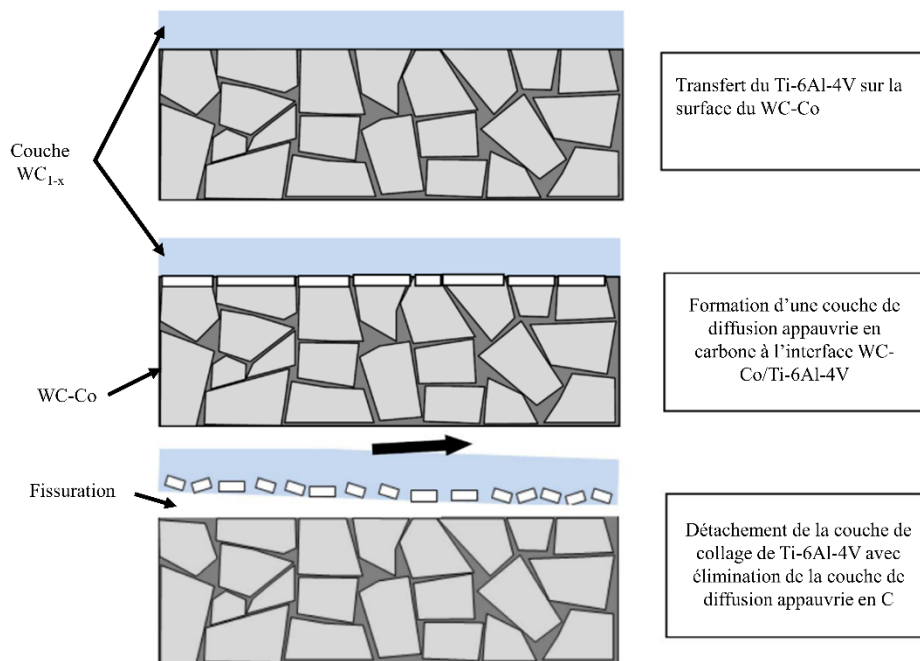


Figure I. 36. Schéma illustrant la dégradation et l'usure du carbure cémenté pendant le tournage du Ti-6Al-4V. La moindre résistance de la couche de diffusion WC_{1-x} à l'interface WC-Co/Ti-6Al-4V favorisera le détachement de la couche adhérente de Ti-6Al-4V, y compris une partie de la couche de diffusion WC_{1-x} [103].

En utilisant une analyse détaillée à l'aide du MEB et par spectroscopie à dispersion d'énergie (EDS), Saketi et al. estiment que la diffusion donne lieu à une couche WC_{1-x} appauvrie en carbone (voir Figure I. 35) avec une résistance mécanique réduite qui favorise le détachement des couches adhérentes du matériau usiné sur la surface de coupe et de dépouille lorsqu'elles sont exposées à des contraintes de cisaillement élevées [103]. Par conséquent, la fissuration a lieu le long de l'interface WC/WC_{1-x} et à l'intérieur de la couche de WC_{1-x}. Dès que celle-ci atteindra une épaisseur critique, elle sera emportée par le détachement de la couche adhérente de Ti-6Al-4V, voir la Figure I. 36. La répétition de ce processus favorise l'usure par diffusion du WC-Co. Par conséquent, le taux de diffusion du carbone dans la couche d'accumulation et le taux d'élimination de la couche WC_{1-x} déterminent le taux d'usure du matériau de l'outil en carbure cémenté.

3. Comportement tribologique en usinage et son effet sur l'usure

Lors de l'usinage, les mécanismes d'usure dans les contacts outil/copeau et outil/pièce sont gouvernés par différents phénomènes physiques complexes. Dans la littérature, des essais tribologiques sont réalisés pour reproduire ces mécanismes dans des conditions proches de ceux de l'usinage. Le contrôle des sollicitations mécaniques dans ces essais permet d'évaluer leur influence sur les mécanismes d'usure. Deux types de dispositifs expérimentaux sont généralement utilisés dans la littérature à savoir : les tribo-systèmes ouverts et les tribo-systèmes fermés.

3.1. Tribo-systèmes ouverts

Les tribo-systèmes ouverts consistent à faire frotter un pion sur une surface vierge. Dans le dispositif utilisé par Hedenqvist *et al.* en 1989 [120], le pion frotte sur la face d'un cylindre suivant une piste hélicoïdale, voir Figure I. 37.

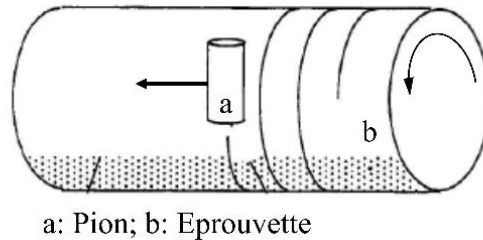


Figure I. 37. Principe du tribomètre de P. Hedenqvist *et al.* [120].

Plusieurs modifications ont été apportées depuis pour tenter de se rapprocher le plus possible des conditions rencontrées en usinage de façon générale ou d'isoler certains de ces aspects (contact de la surface de dépouille de l'outil et de la matière usinée, défilement continu du copeau etc...) ([121]–[124]). Ces systèmes permettent également d'extraire un coefficient de frottement dépendant de la pression, de la vitesse de glissement et de la température. Toutefois, ils nécessitent des dispositifs spécifiques dont la mise en place n'est pas triviale en comparaison aux systèmes dits tribo-classique ou fermés.

3.2. Tribo-systèmes fermés

Dans le cas des tribo-systèmes fermés, le pion frotte en permanence sur la même piste de frottement qui se dégrade au fur et à mesure du passage du pion. Des débris sont générés et forment un troisième corps qui peut influencer sur la mesure du coefficient de frottement apparent. Les principales configurations de tribo-systèmes fermés sont représentés sur la Figure I. 38.

Les tribo-systèmes fermés configurations consistent à faire frotter un pion fixe ou mobile, sur un disque en rotation (Figure I. 38 (a)) ou sur la surface latérale d'un cylindre en rotation (Figure I. 38 (b)). Le pion peut également frotter sur une surface animée d'un mouvement de translation alternatif comme illustré sur la Figure I. 38 (c). Toutefois, les tribomètres classiques ne permettent pas de retrouver certaines conditions observées en usinage, notamment le défilement continu du copeau et de la matière usinée sur les faces de l'outil. Ils sont tout de même largement utilisés dans la littérature grâce à leur facilité de mise en œuvre intégrant parfois certaines modifications ([125], [126]).

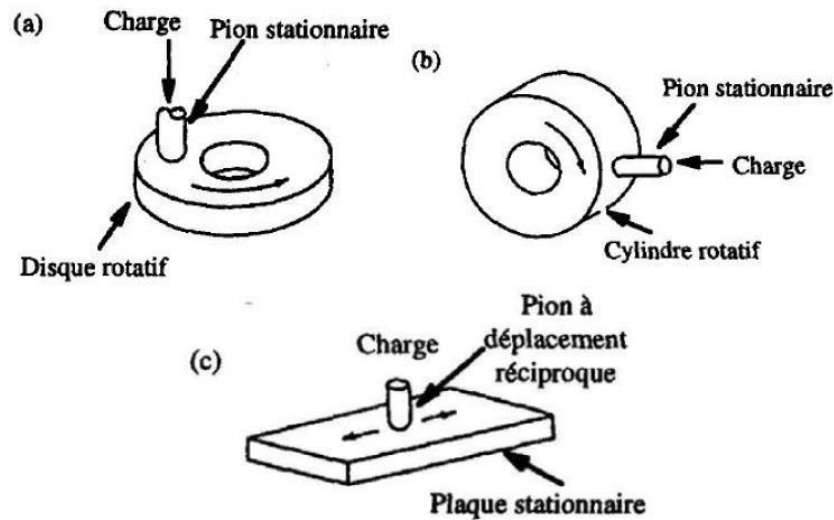


Figure I. 38. Les essais tribologiques classiques : (a) pion stationnaire sur un disque rotatif. (b) pion stationnaire sur un cylindre rotatif (c) pion à déplacement réciproque sur une plaque stationnaire [127].

3.3. Similitudes entre les modes d'endommagement en tournage et lors des essais tribologiques.

La capacité de l'approche tribologique classique à appréhender le phénomène de frottement en usinage a été mise en évidence par certains auteurs. Dans ce sens, une comparaison des coefficients d'usure obtenus sur les faces de coupe et de dépouille en tournage et dans des essais tribologiques a été menée par Yang [128]. Deux types d'essai tribologique ont été utilisés par l'auteur. Le premier est constitué d'un pion fixe frottant sur un disque en rotation. Le second se compose d'un disque en rotation frotté par un pion animé d'un mouvement de translation. Deux aciers C18 et C45 ont été retenus pour les disques lors des deux types d'essais. Ils sont identiques à ceux utilisés dans les essais d'usinage. Le pion de section 12 mm x 12 mm a été fabriqué en WC-Co non revêtu de même composition que l'outil de coupe. Une charge de 500 N a été appliquée sur le pion qui frotte à une vitesse de glissement de 100 m/min sur le disque. Dans le cas où le pion est animé d'un mouvement de translation, la vitesse d'avance du pion est de 0,03 mm/tr. Pour les essais d'usinage, une vitesse de coupe de 100 m/min, une avance de 0,2 mm/tr et une profondeur de passe de 2 mm ont été utilisées. A la suite des essais, les coefficients d'usure présentés sur la Figure I. 39 ont été comparés. Les coefficients d'usures obtenus sur le tribo-système utilisant le pion fixe sont les plus proches de ceux mesurés dans les essais d'usinage.

La variation observée entre les deux types d'essais tribologique est expliquée par la modification des propriétés mécaniques dans la zone de frottement et la cinématique du pion mobile. Quant à la différence entre les essais de frottement et ceux d'usinage, elle serait due à la durée et à la température de contact. Toutefois, l'analyse de l'auteur ne couvre pas la totalité des modes d'usure qui entrent en jeu lors des essais de frottement et en usinage.

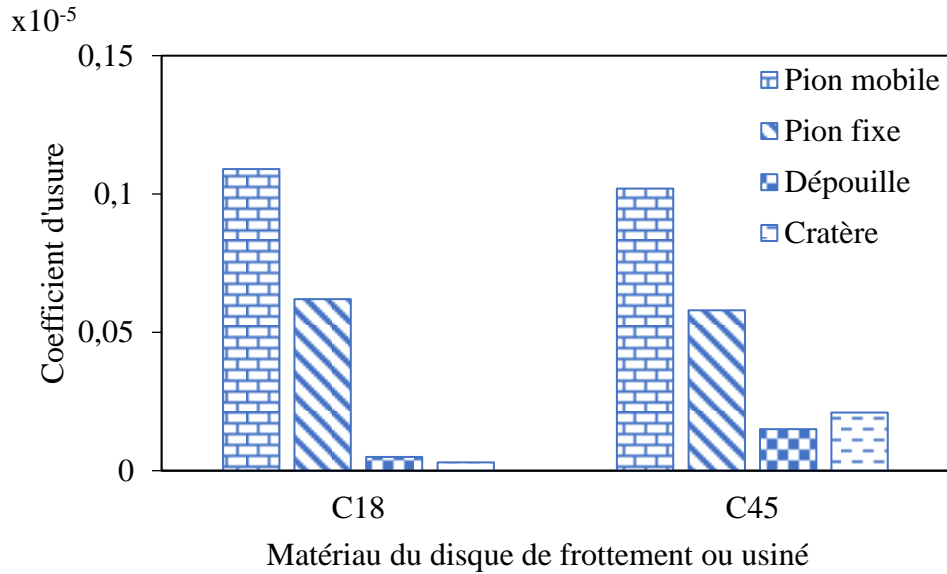


Figure I. 39. Comparaison des valeurs du coefficient d'usure pour les aciers C18, C45 obtenus lors des essais de frottement et en usinage [128].

Dans les travaux de Deng *et al.* [129] portant sur les études expérimentales de frottement et d'usinage, les pions et les outils de coupe sont en carbure de tungstène fritté de grades YT15 (WC-15%wtTiC-6%wtCo) et YG6 (WC-6%wtCo) revêtus de ZrN. L'acier C45 (AISI 1045) est le matériau constituant l'anneau de frottement et la pièce usinée. Les vitesses de coupe en usinage varient entre 60-360 m/min avec une avance de 0,1 mm/tr et des profondeurs de passe de 0,2 et 0,3 mm. Pour les essais de frottement, le pion frotte sur la tranche de l'anneau de diamètre 50 mm. La vitesse de rotation de l'anneau est comprise entre 100 et 600 tr/min pour une charge appliquée sur le pion variant de 10 à 100 N. Cette étude a permis d'observer des phénomènes de dégradation du revêtement similaires entre l'usinage et les essais de frottement. Les auteurs ont noté essentiellement de l'abrasion et de l'adhésion sur la face de coupe de l'outil et sur les pions pour les faibles vitesses de frottement.

Pour sa part, Kagnaya [117] s'est focalisé sur une étude comparative des mécanismes d'usure entre l'usinage et le frottement du couple WC-6%wtCo (grade K20) et l'acier C45. La vitesse de coupe en usinage utilisée varie entre 100-400 m/min. L'avance est de 0,1 mm/tr et la profondeur de passe est de 1,1 mm. Pour les essais frottement, la charge appliquée sur le pion varie de 20 à 100 N avec une vitesse de glissement comprise entre 60 et 600 m/min. L'auteur fait remarquer que les pressions de contact dans les essais d'usinage et de frottement diffèrent. En effet, ces pressions sont d'environ 900 MPa et 32 MPa, respectivement. Cependant, il est probable que les pressions de contacts et les contraintes de cisaillement locales selon l'auteur soient du même ordre de grandeur. Des similitudes ont été observées entre les surfaces avec de l'usure en cratère des plaquettes et celles des pions de frottement où des traces d'adhésion sont constatées dans le cas des grandes vitesses de glissement et des temps de frottement longs.

3.4. Influence de la nuance de WC-Co sur le frottement et l'usure

L'influence de la nuance de WC-Co sur le frottement et l'usure a été étudiée pour différents couples de matériaux dans la littérature ([130]–[133]). Jia et Fischer ont réalisé des

essais d'usure sans lubrification à l'aide d'un tribo-système fermé dans la configuration pion (WC-Co) sur disque (Si_3N_4) [131]. Différentes nuances WC-Co avec des teneurs en cobalt de 6 à 20%wt et des tailles de grains WC comprises entre 0,9 et 1,5 μm ont été testées. Les auteurs ont constaté que l'usure augmentait avec la teneur en cobalt. Cependant, il a été constaté que les nuances à grains de WC plus petits entraînaient une résistance à l'usure plus faible malgré une augmentation de la dureté du composite WC-Co. Les grains de WC sur la surface usée étaient très lisses et polis avec des marques de glissement ou de clivage. Une élimination préférentielle du liant en surface a été observée et les traces d'usure n'ont montré aucun signe de déformation plastique à l'échelle mésoscopique. Jia et Fischer ont conclu que la meilleure façon d'augmenter la résistance à l'usure était de réduire la teneur en cobalt et d'augmenter la taille des grains de WC [131].

Pirso et al. ont réalisé des essais sur un tribo-système fermé où un bloc en WC-Co frotte sur un cylindre en acier d'une teneur en carbone de 0,45wt% sur des distances variant de 1 km à 8 km avec une vitesse de 2,2 m/min [132]. Des chargements de 40 à 180 N ont été appliqués. Les auteurs ont testé plusieurs compositions de carbure avec différents teneurs en cobalt entre 6% et 20% en masse. Les résultats de ces essais montrent que les coefficients de frottement moyens mesurés sont de 0,22 et 0,28 pour les composites WC-6%wtCo et WC-20%wtCo, respectivement. Durant le frottement, les fluctuations du coefficient de frottement pour le matériau WC-6%wtCo ont été plus importantes que celles observées pour le composite WC-20%wtCo.

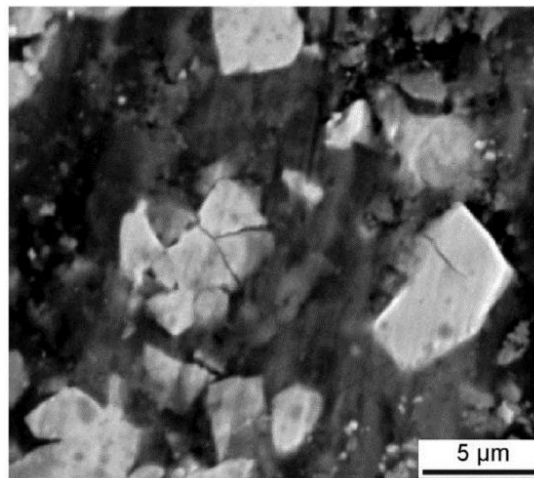


Figure I. 40. *Micrographie de la piste de frottement du WC-20%wtCo après 8 Km de frottement avec une force appliquée de 180 N [132].*

Cependant, les auteurs notent qu'il n'y a pas de corrélation entre ces coefficients et l'usure. L'étude sur l'usure montre que le volume de WC-6%wtCo enlevé après 4 km est deux fois inférieure à celui du WC-20%wtCo. Les analyses post-mortem réalisés sur les blocs en carbure indiquent que l'usure se manifeste par l'élimination du cobalt déformé plastiquement et par micro-abrasion. Des grains de WC délogés de la surface et des fissurations transgranulaires dans le carbure ont été également observés, Figure I. 40. Saito et al. ont également trouvé des résultats similaires lors de l'analyse des effets de la teneur en Co et de la taille des grains de

WC sur l'usure du carbure cémenté WC-Co [133]. Les auteurs ont frotté des WC-Co avec une teneur en cobalt comprise entre 5,7 et 24%wt contre un cylindre en acier JIS S45C.

Dans leurs essais d'usure, Wang et al ont rapporté que le taux d'usure du carbure cémenté décroît fortement avec la diminution de la taille des grains de WC réduisant les risques induits par la déformation plastique, la fragmentation et l'oxydation des grains. L'arrachement des grains de WC après l'élimination du Co est le mécanisme principal d'usure identifié [134].

Dans l'ensemble de ces études tribologiques présentées dans cette section, l'influence de la taille de grain et de la teneur en cobalt n'a cependant pas été traité pour le couple WC-Co/Ti-6Al-4V.

3.5. Analyse du frottement et de l'usure du couple WC-Co/Ti-6Al-4V

Les paramètres tels que la rugosité, la pression, la température, la vitesse de glissement ou encore la rhéologie des deux matériaux en contact ont une influence sur le frottement à l'échelle locale du contact. Ainsi les dispositifs expérimentaux présentés ci-dessus permettent selon les objectifs des auteurs, d'observer certaines caractéristiques du frottement outil-copeau ou outil-pièce. Par conséquent, même si une liaison directe n'est pas établie avec l'usinage dans certaines études, il est intéressant d'analyser les études tribologiques réalisées avec le couple WC-Co/Ti-6Al-4V. Une sélection de quelques études en tribo-systèmes fermés portant sur le couple WC-Co/Ti-6Al-4V est présentée dans la suite de ce paragraphe.

Niu *et al.* [135], ont utilisé un tribo-système fermé où une bille de diamètre 4 mm en WC-6%wtCo frotte sur une plaque d'un alliage de titane animée d'un mouvement de translation alternatif à température ambiante et sans lubrifiant. Trois alliages de titane ont été testés dont le Ti-6Al-4V. Une vitesse de frottement de 6,72 m/min est appliquée de même qu'un effort normal de 3 N. La longueur de la piste de frottement est de 3 mm et le temps des essais est de 20 min, lequel est suffisamment long pour étudier les phénomènes d'usures. Les tests ont été réalisés à sec ou avec lubrification. Pour le frottement à sec, les auteurs ont observé une brusque augmentation du coefficient de frottement de 0,24 à 0,32 sur les dix premières secondes puis une évolution lente jusqu'à 0,42. D'après Wu *et al.*, cette modification dans le changement de l'évolution du coefficient de frottement est liée à la haute résistance en cisaillement de l'alliage de titane [136]. Selon Liang *et al.*, l'augmentation du coefficient de frottement serait due à la réponse élastique et à la faible surface de contact entre les deux matériaux [137]. Cette surface de contact est formée, dans le cas des faibles chargements mécaniques alternatifs, par des aspérités qui n'ont pas été arasées par l'abrasion. De plus, l'évolution du coefficient de frottement est également accompagnée de fluctuations. Ces fluctuations s'expliquent par la formation et la rupture de couches de transfert durant le frottement comme cela a été rapporté par Aiso *et al.* [138].

Par la suite, Niu *et al.* ont analysé les morphologies 3D des surfaces usées des alliages de titane [135]. L'usure se manifeste sous la forme de rayures irrégulières et de surfaces partiellement usées causées par le phénomène de broutage (stick-slip friction). Ce phénomène rencontré dans le frottement à sec se traduit par des mouvements intermittents entre deux corps en contact. Des images MEB réalisées dans la zone usée révèlent un important labourage dans

la direction de glissement et la présence de débris de titane et d'aluminium attribuée à l'abrasion et à l'adhésion. Toutefois, l'usure du WC-Co n'a pas été analysée dans ce travail.

Plus tard, Ze *et al.*, ont aussi utilisé un tribo-système fermé avec la bille en Ti-6Al-4V et la plaque en WC-6%wtCo [139]. La bille de diamètre 9,5 mm est soumise à une force de 30 N. Celle-ci parcourt une distance de 10 mm durant 30 min. La vitesse de frottement varie de 0,15 à 0,6 m/min. Les auteurs ont utilisé des plaques lisses et texturés contenant un lubrifiant solide. Dans les essais de plaques lisses, le coefficient de frottement évolue de la même manière que pour Niu *et al.* Initialement, la surface de contact de la bille est lisse et petite impliquant un coefficient de frottement faible. Par la suite, ce coefficient croît car la surface de contact augmente et devient plus rugueuse en raison de l'usure. Le coefficient de frottement moyen égale à 0,4 est très peu influencé par la plage de vitesses de frottement imposée. En revanche, l'usure de la bille croît avec la vitesse de frottement. L'analyse de la surface usée de la bille en Ti-6Al-4V montre la présence de déformations plastiques qui s'accumulent durant l'essai. La surface usée de la plaque en carbure révèle des traces de Ti-6Al-4V collée dont l'épaisseur maximale est de 16,9 μm comme le montre la Figure I. 41. Cependant, les études menées par Niu *et al.* [135] et Ze *et al.* [139] ont été réalisées avec un tribo-système fermé utilisant un mouvement linéaire alternatif qui ne permet pas d'avoir une vitesse de glissement constante dans le temps.

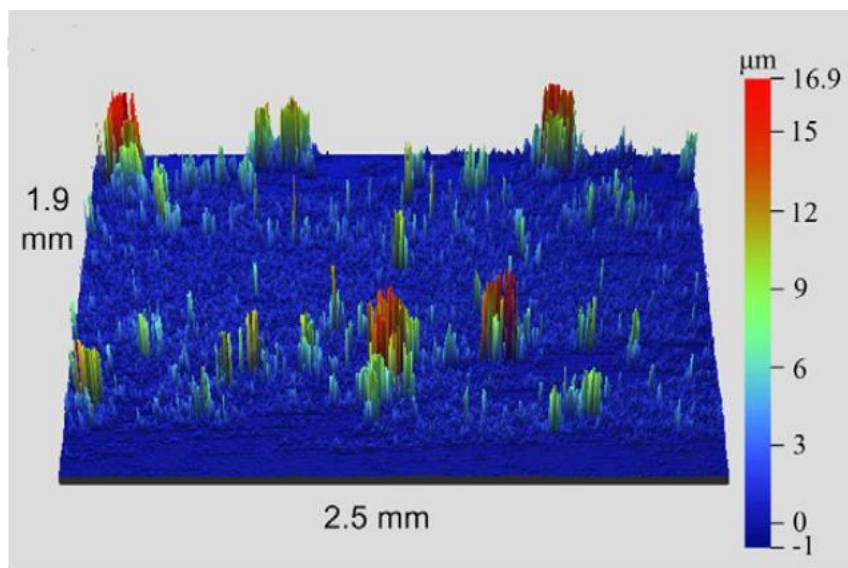


Figure I. 41. Image prise par l'interféromètre montrant l'adhésion du titane sur le carbure [139].

Dans une étude similaire, Ze *et al.* ont utilisé un tribo-système pion-disque avec la bille en alliage de titane et le disque en WC-Co [139]. Un chargement de 10 N a été appliqué pendant une durée de 5 min. La vitesse de frottement varie de 60 à 180 m/min. Pour les essais avec des disques lisses, l'évolution du coefficient de frottement durant les expériences est similaire à celle trouvée dans les études précédentes avec une augmentation rapide dans les premiers instants suivie d'une stabilisation de celui-ci. Le coefficient de frottement moyen croît de 0,3 à 0,352 quand la vitesse de frottement augmente. Rappelons que le coefficient de frottement augmente avec le nombre de révolutions notamment pour les grandes vitesses pour un tribo-système fermé. Toutefois, au-delà d'une vitesse de 150 m/min, les auteurs ont observé une

diminution du coefficient de frottement qui sera expliqué dans la suite par la température de contact. L'analyse des pistes de frottement du disque de carbure de tungstène révèle que l'usure est principalement due à l'adhésion du Ti-6Al-4V (voir Figure I. 42). Selon les auteurs, la grande différence de dureté des deux matériaux en serait la cause. L'adhésion de l'alliage de titane croît avec la vitesse qui augmente le coefficient de frottement et également la température de contact. En effet, celle-ci a été mesurée avec une caméra thermique et les mesures montrent une évolution de 230°C à 429°C quand la vitesse augmente. Au-delà de la vitesse de frottement de 150 m/min, la température mesurée devient importante et produit un adoucissement thermique de l'alliage qui diminue le coefficient de frottement.

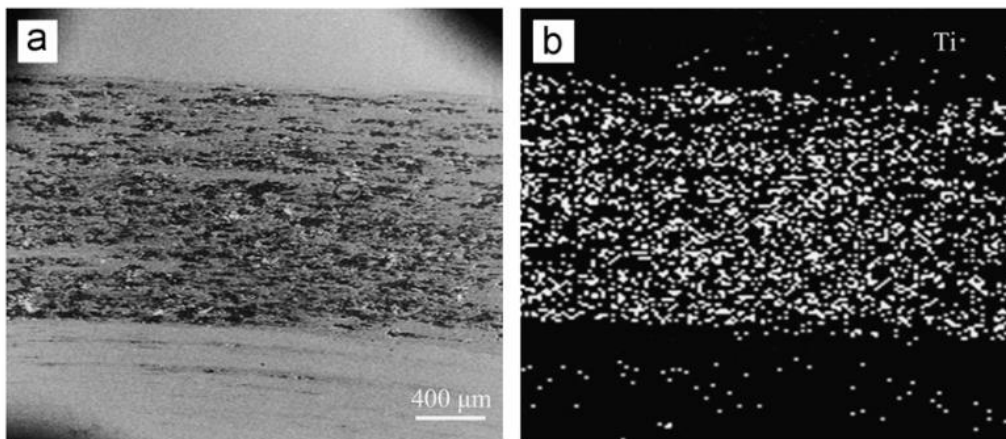


Figure I. 42. Micrographie montrant la trace d'usure sur la piste de frottement après un glissement de 5 min à une vitesse de 150 m/min, (a) micrographie MEB de la surface usée, (b) carte MEB/EDX de la distribution de l'élément Ti correspondant à (a) [139].

Liang et al. [137], ont mené des essais tribologiques sous différentes températures. Un tribo-système fermé composé d'une goupille hémisphérique en WC-6% wtCo (diamètre 4 mm) frottant sur un disque en Ti-6Al-4V en rotation est utilisé. Une force de 100 N est appliquée sur la goupille. La vitesse de frottement de 18 m/min est imposée durant 25 min sous différentes températures comprises entre 20°C et 920°C. Pour les essais à 20°C, l'évolution du coefficient de frottement est composée d'une courte période de rodage suivi d'une phase stable où les fluctuations sont périodiques. La valeur moyenne du coefficient de frottement obtenue est de 0,56. En s'appuyant sur la littérature, les auteurs ont expliqué ces fluctuations par la formation de couches de Ti-6Al-4V qui adhèrent puis s'empilent et se détachent du WC-6% wtCo ([135], [138]). Lorsque la température augmente, le coefficient de frottement ainsi que ces fluctuations diminuent. L'analyse de l'usure sur le titane montre un écoulement latéral de la matière sur les bords de la trace d'usure, des rainures de labourage et de l'usure par adhésion. La présence de particules de WC-Co a également été notée.

Tableau I. 1. Récapitulatif des mécanismes d'usure rencontrés dans les différentes études tribologiques à l'aide de tribo-systèmes fermés du couple de matériaux WC-6wt%Co/Ti-6Al-4V.

Tribo-système Fermé	Auteurs	Configuration	Vitesse de frottement (m/min)	Temps de l'essai	Coefficient de frottement	Mécanismes d'usure
Linéaire alternatif	Niu <i>et al.</i> [135]	<ul style="list-style-type: none"> ○ Bille en WC-6wt%Co ○ Bloc en Ti-6Al-4V 	6,72	20 min (Longueur de piste 3 mm)	0,42	<ul style="list-style-type: none"> ○ Phénomène de broutage et labourage sur le bloc en Ti-6Al-4V ○ La présence de débris de Ti et Al sur le bloc.
	Ze <i>et al.</i> [139]	<ul style="list-style-type: none"> ○ Bille en Ti-6Al-4V ○ Bloc en WC-6wt%Co 	De 0,15 à 0,6	30 min (Longueur de piste 10 mm)	0,4 (Pas d'influence de la vitesse)	<ul style="list-style-type: none"> ○ Accumulation de déformations plastiques de bille en titane ○ Trace de titane collé sur le carbure.
Rotatif	Liang <i>et al.</i> [137]	<ul style="list-style-type: none"> ○ Bille en WC-6wt%Co ○ Disque en Ti-6Al-4V 	18	25 min	0,56	<ul style="list-style-type: none"> ○ Formation de couche de titane qui s'empile et se détache du carbure. ○ Des marques de fissures et d'arrachement de particules de WC-Co.
	Ze <i>et al.</i> [139]	<ul style="list-style-type: none"> ○ Bille en Ti-6Al-4V ○ Disque en WC-6wt%Co 	De 60 à 180	5 min	Croissance de 0,3 à 0,32 quand la vitesse augmente	<ul style="list-style-type: none"> ○ Usure du carbure due à l'adhésion du titane.

L'analyse de la surface du carbure de tungstène révèle l'adhésion des couches de Ti-6Al-4V. La présence de fissures et de traces d'arrachement de particules de WC-Co témoigne que certaines couches s'arrachent et produisent un endommagement transgranulaire pendant les essais de frottement. Les auteurs ajoutent qu'aucune réaction chimique n'a été identifiée et que seul le mécanisme d'usure par adhésion-attribution agit à l'interface entre ces deux corps. Un récapitulatif des différents modes d'usure observés selon les conditions et les configurations de frottement du couple WC-Co/Ti-6Al-4V est présenté dans le Tableau I. 1. Concernant l'usure du carbure de tungstène, l'usure par adhésion semble le mécanisme le plus observé aux vues des travaux ci-dessus.

De cette étude bibliographique, il ressort que malgré des conditions de contact différents entre l'usinage et les essais tribologiques des similitudes existent entre les différents modes d'usure notamment l'adhésion, l'abrasion. Toutefois, en raison de la faible température dans le contact, la contribution de la diffusion dans les essais de frottement n'est généralement pas observée. De plus, on note également une similitude dans l'influence de la nuance du WC-Co sur l'usure. En usinage comme en tribologie, l'augmentation de la teneur en cobalt et la diminution de la taille de grain entraîne une augmentation de l'usure. Par ailleurs, les mêmes mécanismes d'endommagement intrinsèques au WC-Co semblent être la cause de ces différents modes d'usure à savoir les fissurations transgranulaires, intergranulaires et l'endommagement de la phase Co.

Pour aller plus loin dans la compréhension de l'endommagement conduisant à l'usure du WC-Co, la voie de la simulation numérique par éléments finis se révèle être un bon moyen d'analyse. D'une part elle permet de prédire la durée de vie des outils à l'échelle macroscopique et d'autre part d'apporter des éléments de réponse supplémentaires sur les mécanismes microscopiques. La suite de cette revue de la littérature se focalise sur la deuxième catégorie de modélisation et traite du comportement du WC-Co allant du domaine élastique jusqu'à l'endommagement de la microstructure du WC-Co.

4. Modélisation numérique du comportement thermomécanique du WC-Co à l'échelle de la microstructure

Plusieurs études numériques à l'échelle de la microstructure ont été conduites en élasticité, plasticité et endommagement. L'ensemble des travaux sur la modélisation du comportement du WC-Co peut se scinder en deux groupes. Le premier concerne la modélisation du comportement thermo-élasto-plastique du WC-Co avant l'endommagement. Le second se concentre sur la simulation de l'endommagement du WC-Co. Sans être exhaustif, quelques études significatives de ces travaux sont présentées dans ce qui suit.

4.1. Modélisation numérique du comportement thermo-élasto-plastique du WC-Co

En 1972, Jaensson et Sundström ont proposé les premières simulations par éléments finis pour calculer le module d'Young et le coefficient de Poisson du composite WC-Co à partir de VER en 2D [140]. Ces VERs ont été créés à partir de microstructures réalistes composées de 20-30 grains de carbure. Chaque phase a un comportement élastique. Un bon accord entre les données expérimentales et les résultats de simulation pour différents pourcentages de cobalt (1-30% wt) a été trouvé. Par la suite, ce travail a été étendu par Sundstrom pour simuler le

comportement élasto-plastique du composite en compression [141]. Des modèles élasto-plastique et élastique ont été utilisés pour le cobalt et le WC, respectivement. Les résultats ont révélé que les déformations plastiques sont possibles dans le liant cobalt malgré la présence de la phase de matrice dure WC. En outre, les déformations plastiques locales peuvent atteindre deux fois la valeur de la déformation plastique effective. Vingt ans plus tard, Poech et al. ont évalué l'impact possible des paramètres microstructuraux tels que la forme et la disposition de la phase liante (Co) sur le comportement élasto-plastique du WC-Co [142]. Les résultats montrent que ces paramètres ont une légère influence sur les courbes de déformation et de contrainte. Les auteurs ont également analysé l'effet de la géométrie du maillage, la densité du maillage et la taille du modèle sur leurs résultats. Ils ont montré que la limite d'élasticité du composite diminue jusqu'à une valeur constante pour les maillages les plus denses. Plus tard, et grâce à une plus grande puissance de calcul, Sadowski et Nowicki ont réalisé des simulations numériques sur plusieurs surfaces élémentaires représentatives (SER) ou VER 2D beaucoup plus grandes que celles utilisées dans les travaux précédents [143]. Elles contiennent de nombreux grains (>120 grains pour une taille SER de $10\ \mu\text{m} \times 10\ \mu\text{m}$) et sont créées à partir de microstructures réelles. La meilleure estimation des données expérimentales a été obtenue avec le plus grand VER ($40\ \mu\text{m} \times 40\ \mu\text{m}$) dans des conditions de déformation plane généralisée. Dans la continuité des travaux précédents, Chen et al. ont proposé une méthode statistique pour définir la taille minimale du VER 2D du WC-Co et ont conclu que le VER pour une étude en plasticité doit être plus grand que celui pour une étude élastique [144]. D'après les résultats obtenus, une taille de VER de $40\ \mu\text{m} \times 40\ \mu\text{m}$ est recommandée par les auteurs.

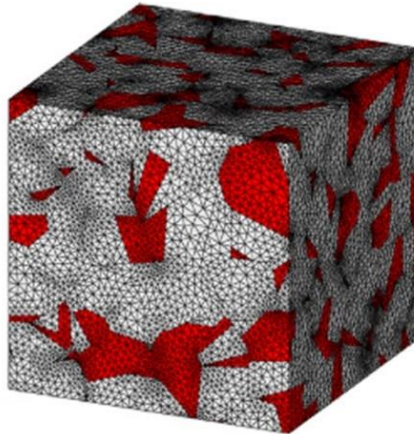


Figure I. 43. Modèle pour la microstructure du WC-15%vol-Co avec 500 grains de WC. Le maillage contient $\approx 1,6$ million éléments et 0,27 million nœuds. La phase du liant est représentée en rouge [145].

Plus récemment, Tkalic et al. ont proposé un modèle en considérant la plasticité des deux phases. Le modèle isotrope bien connu de Drucker-Prager a été utilisé pour la phase WC [146]. Ce modèle permet de reproduire la différence du comportement du WC en compression et en traction. Les auteurs ont simulé le comportement élasto-plastique du composite en utilisant un VER 2D basé sur des microstructures réelles et dans une condition de déformation plane généralisée. La diminution de la vitesse de déformation après l'initiation de la plasticité, souvent observée dans la littérature, a été bien reproduite. Les auteurs ont ensuite étendu leur modèle dans une autre étude avec un VER 3D idéalisé créé à partir d'un algorithme basé sur les cellules de Voronoï (voir Figure I. 43) [145]. Plusieurs chargements mécaniques complexes ont

été appliqués sur ce VER pour estimer la forme de la surface d'élasticité initiale de différents composites WC-Co. Les résultats ont montré que la surface de charge est assimilable à une surface de Drucker-Prager Cap. Ils ont également analysé les contraintes dans les grains de carbure pour identifier ceux susceptibles de se fissurer.

Cependant, pour toutes les études numériques présentées ci-dessus, les simulations ont été réalisées à température ambiante. Faksa et al. ont simulé le comportement thermo-élasto-plastique du composite WC-6% wtCo en compression pour la plage de température de 20 à 900 °C en utilisant deux VERs 2D [147]. Le premier VER nommé « Co-matrice » est formé de grains de carbure entièrement entourés de cobalt. Le second intitulé « WC-matrice », se compose d'une phase de cobalt répartie en petits îlots dans la phase de WC. Ces deux descriptions sont présentées sur la Figure I. 44. En raison d'un manque de données, certaines propriétés mécaniques du cobalt pur ont été remplacées par celles d'un alliage de cobalt. Contrairement à Tkalich et al. [146], un critère de type Von-Mises a été utilisé dans la modélisation de la plasticité du carbure. Les courbes contrainte-déformation du WC ont été déterminées à partir du comportement du composite d'une seule nuance de WC-Co et de la phase cobalt. Les premiers résultats ont montré la nécessité de considérer un comportement thermo-élasto-plastique pour la phase WC, surtout pour des déformations du WC-Co supérieures à 0,6% mais aussi sa dépendance à la température. Selon les résultats de leur étude, la description microstructurale « WC-matrice » est plus appropriée pour représenter le comportement thermo-élasto-plastique du composite.

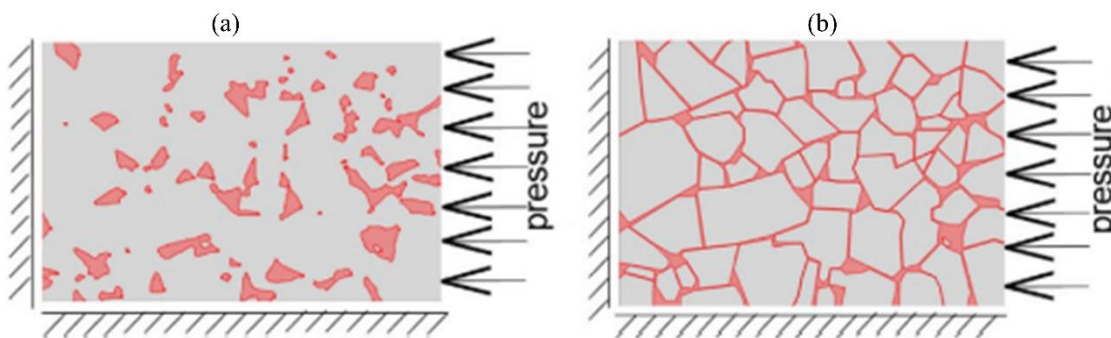


Figure I. 44. Modèle schématique de l'essai de compression avec le modèle à (a) WC-matrice ; (b) Co-matrice [147].

4.2. Simulation de l'endommagement du WC-Co à l'échelle de la microstructure

La modélisation de l'endommagement et de la fissuration dans le composite WC-Co par la méthode des éléments finis est relativement complexe à cause des différents types de fissurations au sein du matériau. Les modèles dans la littérature se contentent majoritairement de considérer un mécanisme de rupture à la fois et certains en combinent plusieurs.

Connolly et McHugh ont utilisé le modèle d'endommagement de Gurson [149] pour simuler le comportement de la phase Co sur une microstructure à grains de WC pré-fissurés. C'est un modèle d'endommagement continu décrivant le comportement d'un matériau à porosité aléatoire. Les auteurs ont conclu que le nombre de ligaments (Co) modélisés dans une zone multi-ligamentaire influence les valeurs de ténacité à la rupture obtenue. Dębski et Sadowski [150] ont également simulé l'endommagement de la phase cobalt en comparant le

modèle de Rice & Tracey [151] et l'approche des éléments finis étendus (XFEM) sur une microstructure où les grains de WC sont entourés de cobalt. Les résultats présentés sur la Figure I. 45 montrent une concordance des zones endommagées pour les deux modèles numériques.

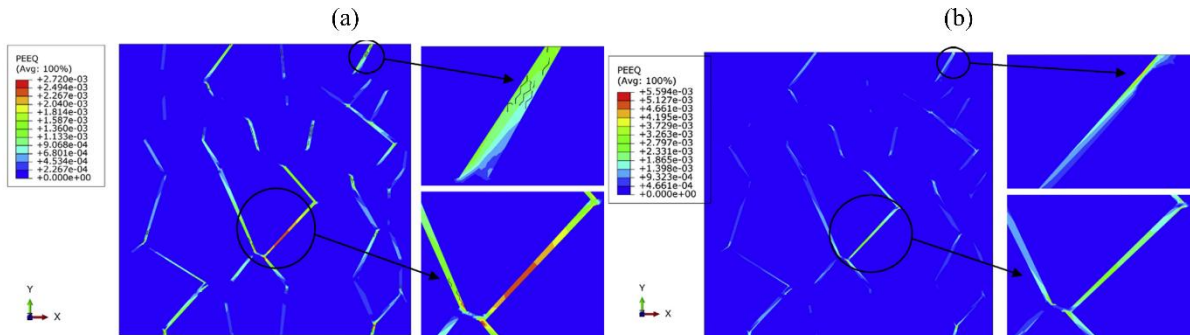


Figure I. 45. Carte des déformations plastiques équivalentes (PEEQ) pour le modèle (a) XFEM (b) Rice et Tracey, à l'intérieur du VER [150].

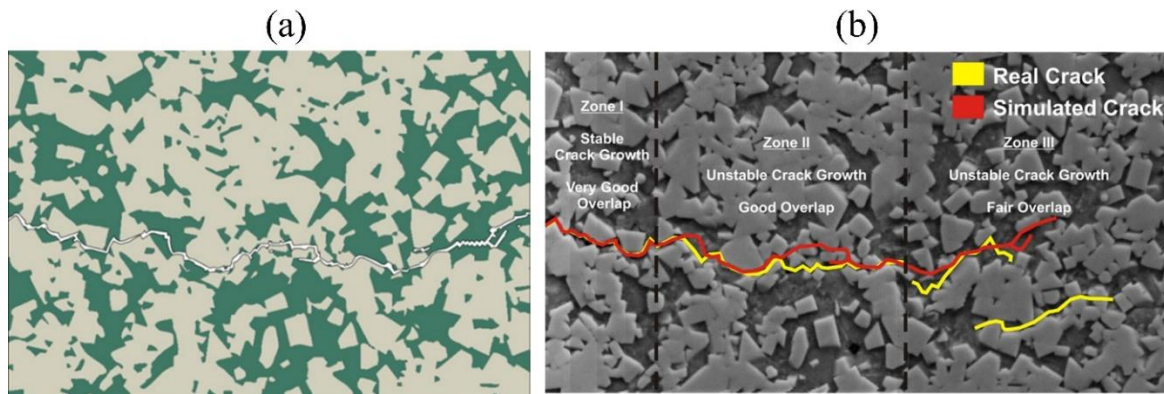


Figure I. 46. (a) Évolution de la fissure dans le modèle éléments finis à l'échelle mésoscopique (b) Comparaison entre les modèles de fissures réelles et simulées [152].

Les récents travaux de Özden *et al.* présentent à travers une étude numérique par éléments finis, l'évolution des fissures en fatigue à l'échelle microscopique du WC-Co (voir Figure I. 46(a)) ([152]–[154]). Les auteurs ont utilisé deux lois d'endommagement continues distinctes pour les deux phases : une loi de type rupture fragile pour le WC basée sur la contrainte maximale et une loi d'endommagement non linéaire basée sur la déformation plastique cumulée décrite par Lemaitre et Desmorat [155] pour la phase cobalt. Lorsque le critère est satisfait dans un élément, celui-ci est supprimé du modèle et cela contribue à la dégradation de la rigidité globale du matériau et à l'évolution de la fissure. Une bonne corrélation a été qualitativement trouvée entre le chemin de la fissure numérique et expérimentale (voir Figure I. 46(b)). Une technique similaire a été utilisée dans les travaux de Jiang *et al.* et Mishnaevsky *et al.* ([156]–[158]).

Dans un registre particulier, Herd *et al.* ont utilisé pour la première fois la méthode des éléments finis-discrets (FDEM) pour analyser le comportement de la rupture en traction du matériau composite biphasé WC-Co [159]. La FDEM s'appuie sur la méthode des éléments finis où chaque élément est séparé par des éléments cohésifs (voir Figure I. 47). Les propriétés de rupture des phases du carbure de tungstène et du cobalt sont associées aux éléments cohésifs.

Le modèle a permis de reproduire une fissure obtenue expérimentalement sur une nuance de WC-10%wtCo.

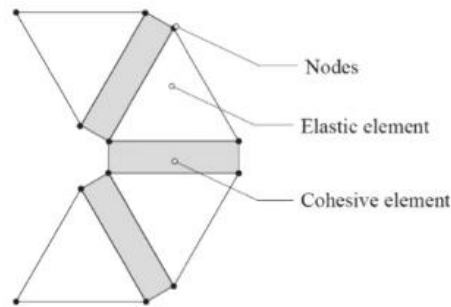


Figure I. 47. Modèle simple montrant la structure du maillage et les types d'éléments [159].

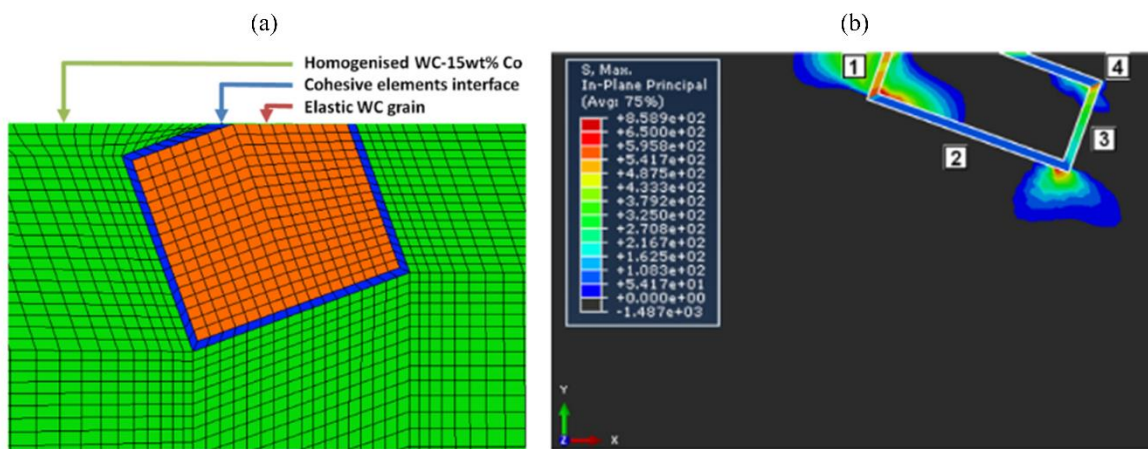


Figure I. 48. (a) Modèle micromécanique 2D. Zoom sur le grain de WC et le maillage de l'interface cohésif. (b) Contrainte de traction principale en compression [160].

Les modèles intégrant la rupture aux interfaces WC/WC et WC/Co, sont quasiment inexistantes à cause de la difficulté de disposer de données pour les simuler. Debras *et al.* ont proposé un modèle d'endommagement à l'interface WC/Co [160]. Un seul grain de carbure est modélisé sous une forme rectangulaire. Il est intégré à la surface d'un modèle méso mécanique 2D homogénéisé (voir Figure I. 48). L'ensemble est soumis à des conditions de contact rencontrées à la surface de l'outillage lors d'un procédé de mise en forme de frappe à froid de l'acier. La rupture entre le grain et le reste du matériau est modélisée par des éléments cohésifs. La possibilité pour le grain de WC de se briser en des grains plus petits n'est pas prise en compte dans l'étude. Les auteurs ont trouvé que l'endommagement relatif défini comme le rapport entre la quantité d'énergie consommée par les éléments cohésifs et l'énergie nécessaire pour enlever le grain de la surface est très sensible à l'angle d'orientation du grain.

Chen *et al.* [161] ont simulé l'endommagement d'un volume élémentaire représentatif correspondant à une microstructure d'un outil de coupe comme illustré sur la Figure I. 49 (a). Ils ont appliqué sur le VER des chargements mécaniques locaux rencontrés par l'outil. Par exemple, la zone de contact proche de la pointe de l'outil est le siège de cisaillements importants. A cet effet, une force de cisaillement est appliquée parallèlement au bord supérieur de la microstructure comme le montre la Figure I. 49 (b). Dans la zone de séparation entre

l'outil et le copeau, la microstructure est soumise à une traction (voir Figure I. 49 (c)). Les auteurs ont pu étudier sous ces types de chargements l'influence de la présence ou non d'une fissure initiale sur le chemin de propagation dans la microstructure. Un bon accord a été obtenu qualitativement entre les résultats numériques et expérimentaux. Lorsque plusieurs fissures sont initialement présentes, le chemin de propagation des fissures passe principalement par les fissures préexistantes et les interfaces WC/Co et WC/WC.

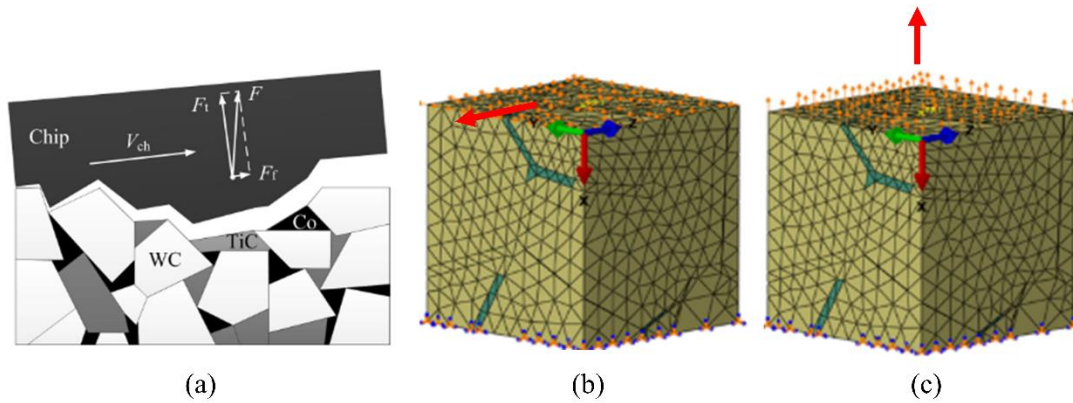


Figure I. 49. (a) Analyse des forces au niveau de l'outil de coupe pendant le processus de coupe. Conditions aux limites : (b) déplacement tangentiel et (c) déplacement en traction [161].

5. Conclusion

Le carbure de tungstène à liant cobalt est un matériau composite obtenu par frittage. Il est constitué d'un squelette composé de grains de carbure de tungstène imbriqués dans un squelette polycristallin de cobalt. Sa dureté, sa résistance à l'usure sous de hautes températures font de ce matériau un incontournable dans diverses applications industrielles telles que l'usinage par exemple. L'étendue de ces propriétés physiques est obtenue principalement en modifiant la teneur en cobalt et la taille de grain de carbure dans le composite WC-Co. Les différents modes de dégradations de ce matériau comme les ruptures des phases et des interfaces WC/WC et WC/Co permettent de décrire en partie les processus d'usure des outils en carbure.

L'étude bibliographique menée dans ce chapitre s'est focalisée notamment sur l'usinage de l'alliage de titane Ti-6Al-4V (connu pour user rapidement les outils de coupe en carbure). La dégradation des outils pour ce couple outil/matière se manifeste par une usure en cratère sur la face de coupe et une usure en dépouille. Elles sont le résultat de plusieurs modes d'usure comme l'adhésion sous la forme de couches de titane collées sur la face de coupe et de l'abrasion. Des mécanismes d'usure similaires ont également été observés pour ce même couple de matériau dans des essais de frottement. Ces essais sont généralement destinés à l'analyse du contact outil/copeau et outil/pièce bien que les conditions de contact ne soient pas identiques à celles de l'usinage. Les études sur l'usure du couple WC-Co/Ti-6Al-4V en usinage ou en tribologie sont nombreuses mais très peu évoquent l'influence de la taille de grain et la teneur en cobalt sur l'usure du carbure. Ces études seront menées dans les chapitre 2 et 3.

La modélisation de l'endommagement de la microstructure du WC-Co est une voie supplémentaire pour comprendre les mécanismes d'usure. Les modèles d'usure des outils utilisés en usinage ne tiennent pas compte des paramètres microstructuraux du matériau qui

jouent pourtant un rôle important. Les dernières modélisations de la littérature sur le comportement mécanique du WC-Co à l'échelle de la microstructure ont considéré la plasticité des grains de carbure. Tkalich et al. et Faksa et al. ont utilisé des critères de plasticité différents qu'il est bon de comparer ([146], [147]). De plus, une extension de ces modèles sur une large gamme de température s'avère nécessaire si l'on souhaite simuler le comportement du composite WC-Co pour des conditions proches de l'usinage. Dans la modélisation de l'endommagement, la diversité des modèles disponibles dans la littérature témoigne de la complexité des mécanismes qui participent à la rupture du matériau. Toutefois, les interfaces WC/WC et WC/Co sont peu considérées dans les modèles numériques alors qu'elles jouent un rôle prépondérant dans la rupture du matériau. A notre connaissance, peu de travaux se sont intéressés à la rupture du WC-Co sous des sollicitations proches de celle de l'usinage. Il serait intéressant d'analyser plus en détail les sollicitations mécaniques subies par les interfaces WC/WC et WC/Co dans une microstructure sujette à des chargements proches de l'usinage. Ce type d'analyse permet de localiser les interfaces qui s'endommageraient en premier et participeraient ainsi à l'usure du composite WC-Co. Cette étude sera menée dans le chapitre 4.

Chapitre II : Etude expérimentale des mécanismes macroscopiques et microscopiques de l'usure des outils en WC-Co lors de l'usinage du Ti-6Al-4V

Table des matières

Chapitre II : Etude expérimentale des mécanismes macroscopiques et microscopiques de l'usure des outils en WC-Co lors de l'usinage du Ti-6Al-4V

1. Introduction	- 52 -
2. Présentation des moyens d'essais et caractérisations macroscopique et microscopique	- 52 -
2.1. Machine-outil et matériels d'acquisition des paramètres d'usinage macroscopiques ...	- 52 -
2.2. Matériels de caractérisation microscopique	- 54 -
3. Matériaux étudiés	- 56 -
3.1. Pièces usinées : géométrie, matériau et microstructure.....	- 56 -
3.2. Outils de coupe : WC-Co.....	- 58 -
3.3. Analyse microstructurale des outils carbure de tungstène WC-Co	- 61 -
4. Mise en place des essais d'usinage	- 64 -
5. Etude des paramètres macroscopiques d'usinage	- 68 -
5.1. Analyse du processus de formation des copeaux en fonction de la vitesse et la teneur en cobalt des outils de coupe	- 68 -
5.2. Analyse des efforts de coupe et d'avance.....	- 74 -
5.3. Analyse du frottement et la température de coupe	- 77 -
5.4. Usure macroscopique des outils de coupe.....	- 81 -
6. Analyse microscopique des mécanismes d'usure des outils de coupe	- 98 -
6.1. Mise en place et préparation des échantillons	- 98 -
6.2. Mécanismes d'usure microscopiques	- 100 -
6.3. Comparaison des mécanismes d'usure microscopiques pour différentes nuances d'outil et conditions de coupe.....	- 107 -
7. Conclusion	- 109 -

1. Introduction

L'étude expérimentale de ce travail de thèse a pour but d'évaluer l'influence de la teneur en cobalt des outils et celle des conditions de coupe sur les paramètres d'usinage tels que les efforts de coupe, la formation des copeaux, le frottement, la température et l'usure. Plusieurs nuances de carbure de tungstène avec des microstructures et des teneurs en cobalt différentes ont été choisies en collaboration avec notre partenaires Evatec Tools® pour la réalisation des essais d'usinage. L'alliage de titane Ti-6Al-4V est le matériau des pièces usinées.

La première partie de ce chapitre est consacrée à la mise en place des essais en configuration de coupe orthogonale ainsi qu'à la présentation générale des dispositifs expérimentaux utilisés. Les conditions de coupe ont été sélectionnées à partir d'une étude dite 'Couple Outil-Matière' (COM) conformément aux préconisations de la norme afnor NF E66-520-8. La seconde partie est dédiée à l'analyse des résultats. On distingue deux types d'analyses macroscopique et microscopique. L'étude macroscopique concerne le processus de formation des copeaux (morphologies, segmentation, localisation de la déformation, bandes de cisaillement etc...), et le chargement thermomécanique appliqué sur l'outil (efforts de coupe, température, pression de contact, contraintes, frottement etc...). L'analyse microscopique est quant à elle focalisée sur les mécanismes d'endommagement des outils de coupe à l'échelle de la microstructure (formation de microfissures, déformation des grains, apparition des porosités etc...).

2. Présentation des moyens d'essais et caractérisations macroscopique et microscopique

2.1. Machine-outil et matériels d'acquisition des paramètres d'usinage macroscopiques

Un tour horizontal haute précision 'Spinner' de type TC600 a été utilisé pour la réalisation des essais de tournage orthogonal. Il dispose d'une broche motorisée ayant une vitesse de rotation maximale de $4000 \text{ tr} \cdot \text{min}^{-1}$, une puissance de 22 kW et d'un mandrin pouvant accueillir des pièces de diamètre allant de 1 à 250 mm, voir Figures II. 1(a) et 1(b). La variation continue de la vitesse est suivie avec précision en fonction de la diminution du diamètre grâce à la commande numérique Siemens dont dispose le tour. La vitesse de coupe est ainsi maintenue constante tout au long de l'opération d'usinage malgré la diminution du diamètre de la pièce après chaque tour.

La mesure des efforts de coupe est réalisée grâce à la table dynamomètre piézoélectrique KISTLER® 9129AA fixée sur la tourelle porte-outils. La fréquence d'acquisition du dynamomètre est de 2048 Hz. Le montage de toute la chaîne d'acquisition est présenté sur la Figure II. 1(a). Les efforts de coupe sont mesurés dans les trois directions : direction de coupe, direction d'avance et la direction de l'axe Z de la pièce Ti-6Al-4V (voir Figure II. 1(a)). Les petites variations dynamiques pour les grandes valeurs d'efforts sont capturées grâce à la haute résolution de la table dynamométrique (seuil de réponse $< 0,01 \text{ N}$).

La mesure de la température proche de l'interface outil/copeau a été réalisée grâce à un thermocouple de type K (Chromel-Alumel) de diamètre 1 mm installé le long d'une cavité de diamètre 1,2 mm creusée le long porte outil et dans chaque plaquette d'usinage utilisée (voir Figure II. 2).

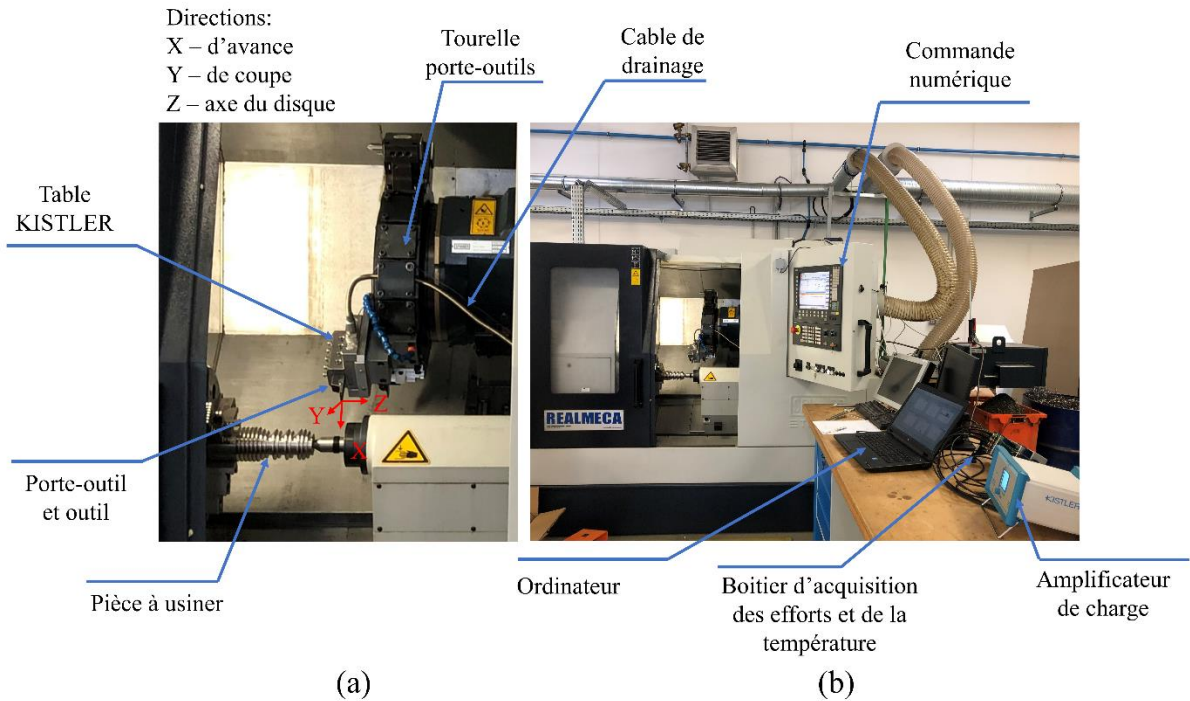


Figure II. 1. Dispositif expérimental montrant : (a)- l'instrumentation de l'essai de tournage, et (b)- les moyens d'acquisition pour les efforts et la température de coupe.

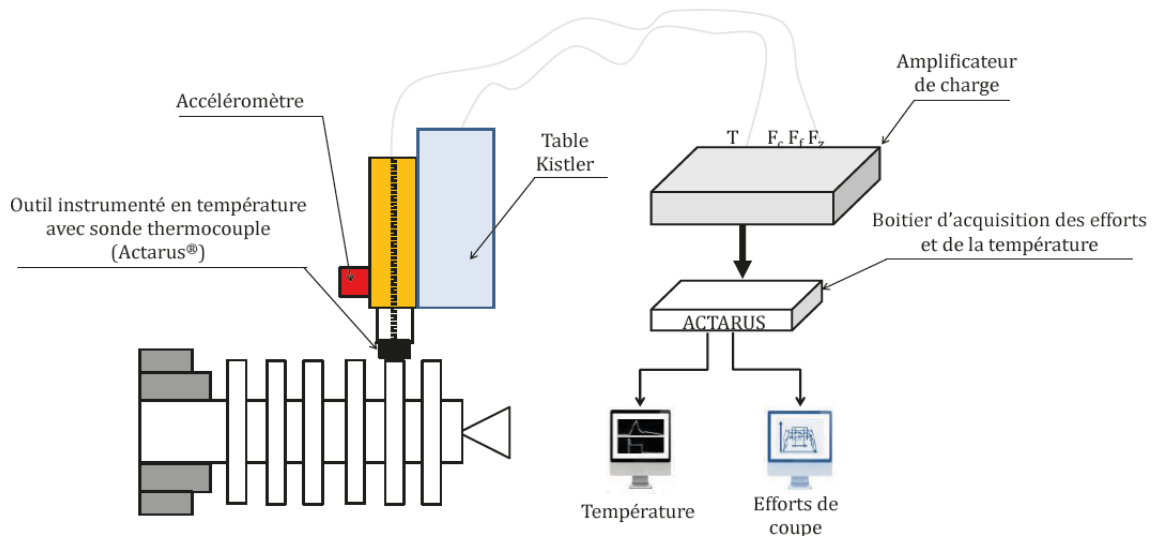


Figure II. 2. Schéma illustrant l'instrumentation du dispositif par la table dynamométrique Kistler pour la mesure des efforts et le thermocouple pour celle de la température d'usinage au voisinage de l'arête de coupe de l'outil [92].

Le montage du thermocouple dans le porte-outil et la plaquette est détaillé dans la Section 2.2. La fréquence d'acquisition du thermocouple est de 2 kHz. Le logiciel d'acquisition TWS[®] développé par la société Actarus[®] a été utilisé pour collecter et enregistrer la température de coupe lors de chaque essai d'usinage, (voir Figure II. 2).

2.2. Matériels de caractérisation microscopique

2.2.1. Observation et mesure de l'usure

Un des points importants des travaux de cette thèse est d'analyser le comportement à l'usure des outils de coupe, ainsi que sa relation avec l'évolution de la microstructure pendant l'usinage. Plusieurs moyens ont été déployés afin de mener à bien cette analyse.

- Un microscope numérique à fort grossissement (de type KEYENCE VHX – 1000E[®]) a été utilisé pour l'observation de l'usure sur les faces de coupe et de dépouille de l'outil. Il est doté d'un système d'acquisition d'image à très haute résolution avec un grossissement allant de 20 à 1000x. Le mécanisme d'inclinaison et de rotation de l'objectif permet d'ajuster le champ de vision pour l'observation des zones difficiles d'accès sur les arêtes de coupe et de dépouille de l'outil. La Figure II. 3(a) montre une photo de l'appareil.
- L'interféromètre à lumière blanche BRUCKER NPFLEX[®] a été déployé pour caractériser la géométrie de la zone usée. Il permet de mesurer avec une grande précision la profondeur K_T et la largeur K_M du cratère par rapport à la surface de référence de coupe, ainsi que la largeur de la zone striée sur la face de dépouille V_B . L'interféromètre permet également d'obtenir des topographies des surfaces de coupe en 3D sans contact direct avec l'échantillon. La résolution verticale peut atteindre une précision de l'ordre de 0,15 nm. Cet interféromètre (appelé aussi profilomètre) est approprié pour la caractérisation de l'usure et donne beaucoup de possibilités d'analyse des faciès d'usure comme la mesure du dépôt de matière par collage par exemple, ou encore la quantification de l'endommagement par abrasion (entaille, écaillage, attrition, cratérisation, ...). Sur la Figure II. 3(b) sont présentés, l'équipement avec la tête de mesure, l'unité de visualisation et de suivi, ainsi que toute la chaîne d'acquisition (station et logiciels d'acquisition).

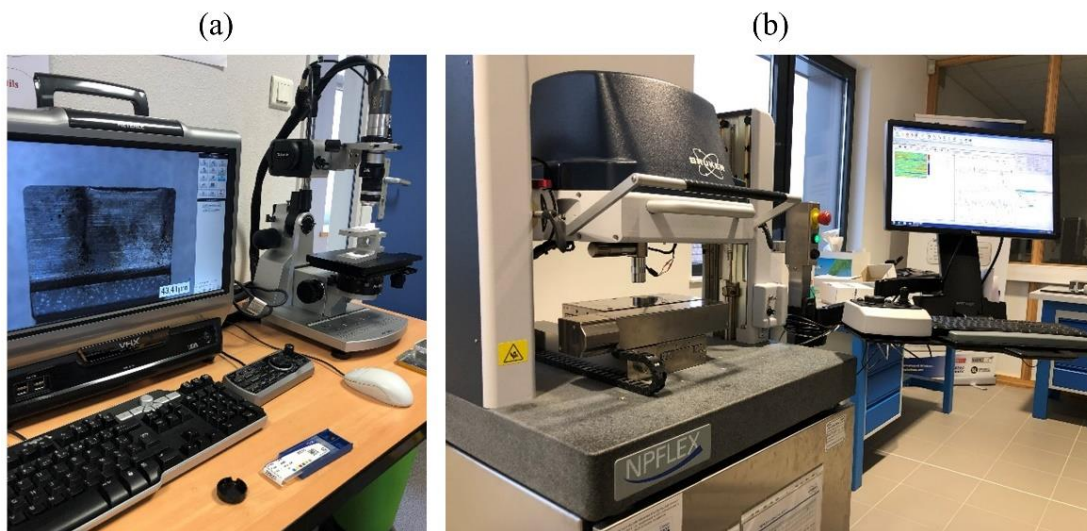


Figure II. 3. (a) Microscope optique KEYENCE VHX – 1000E[®]. (b) Interféromètre à lumière blanche Brucker Npflex[®].

Dans le but de garantir un parallélisme parfait entre les plans de la surface de coupe, la surface de dépouille et celui du système de mesure de l'interféromètre, un support comportant une empreinte négative de l'arrière de l'outil a été fabriqué par impression 3D (Stéréolithographie : SLA). Une telle disposition permet d'avoir tous les points de la surface observée à la même hauteur, facilitant ainsi l'ajustement et la focalisation pour les surfaces observées. Le détail des mesures réalisées sera présenté dans la section 4. La Figure II. 4 montre une illustration de l'assemblage de l'outil dans le support réalisé à l'aide de la conception assistée par ordinateur (CAO).

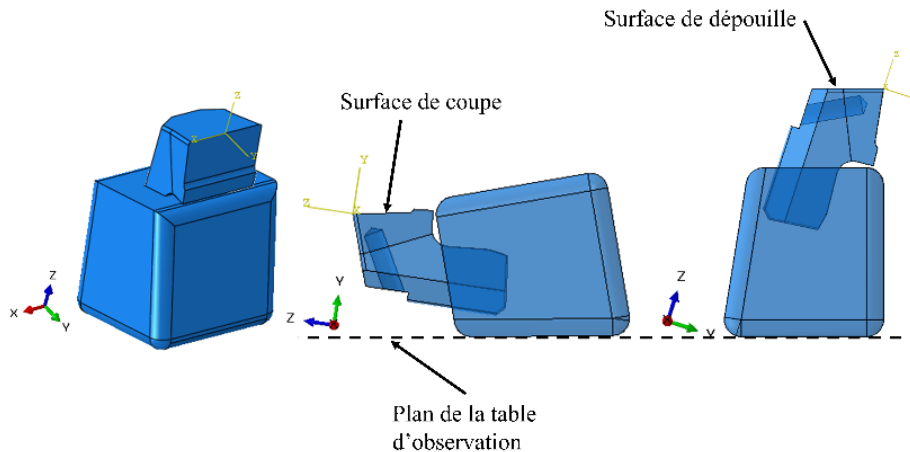


Figure II. 4. Illustration CAO de l'assemblage du support et de l'outil.

2.2.2. Caractérisation des mécanismes d'endommagement

En vue de caractériser les différents mécanismes d'endommagement qui contribuent à l'usure de l'outil à l'échelle de la microstructure, un protocole d'analyses fines a été mis en place.

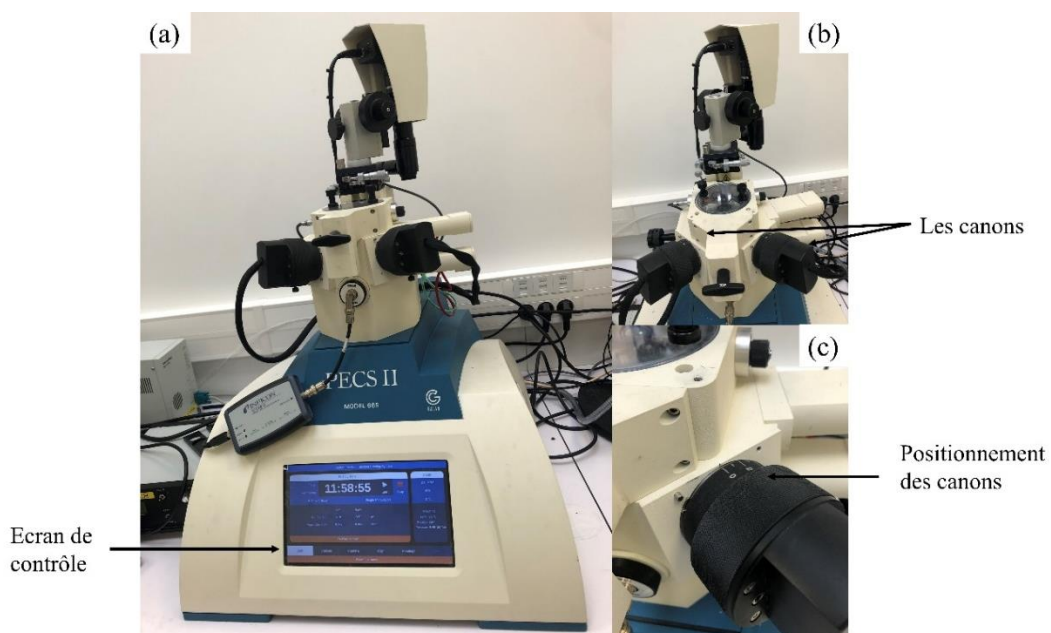


Figure II. 5. Polisseuse ionique GATAN PECS II MODEL 685.

Dans ce protocole, le système de faisceaux d'ions focalisés (FIB) et de microscope électronique à balayage (SEM) FIB-SEM Helios Nanolab 600i-FEI a été déployé pour la caractérisation de la microstructure des échantillons d'outils de coupe issus des essais d'usinage réalisés dans l'étude expérimentale. Pour mener à bien les observations au FIB-SEM et avoir des mesures précises, il est indispensable d'éviter toute contamination de la surface des échantillons avant l'acquisition des micrographies. Pour cela, les outils sont découpés au préalable à l'aide d'une machine de découpe de précision (machine au fil diamanté de type WELL W3500). Un polissage ionique est ensuite réalisé sur la face transversale de l'outil afin d'obtenir un état de surface fin. Le polissage se fait via un système de fraisage à l'argon à large faisceau entièrement autonome et conçu pour polir les surfaces en éliminant les détériorations. Le faisceau ionique d'Argon appliqué possède une énergie variable entre 0,1 et 8 keV. La Figure II. 5 montre des photos de la machine de polissage utilisée (PECS II MODEL 685, Gatan).

3. Matériaux étudiés

3.1. Pièces usinées : géométrie, matériau et microstructure

Les caractéristiques géométriques des pièces usinées sont illustrées sur la Figure II. 6. Elles se présentent sous forme de barreaux cylindriques de diamètre 70 mm et de longueur de 200mm. Sur chacune des pièces, plusieurs rainures ont été réalisées préalablement afin d'éviter les effets de bords lors de la formation des copeaux (configuration de coupe orthogonale). Comme le montre la Figure II. 6(a), les disques de part et d'autre des rainures ont une épaisseur de 3 mm et sont espacées entre elles de 5 mm. Cet espacement est nécessaire pour faciliter le passage de l'outil et éviter les chocs. Pour s'assurer de la circularité des disques, un dégauchissement de 1 mm est effectué sur un tour complet à chaque fois qu'un nouveau disque est entamé. Enfin, pour éviter la flexion de l'éprouvette, une contre-pointe a été utilisée durant l'opération d'usinage.

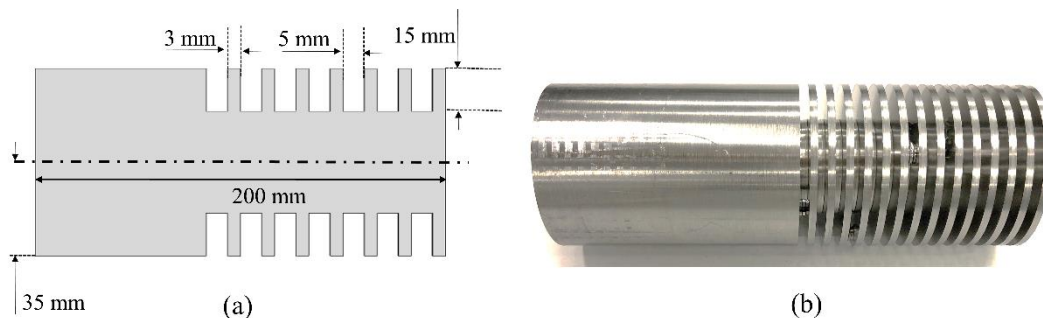


Figure II. 6. (a) Illustration des dimensions des pièces à usiner et (b) photo de l'éprouvette en alliage de titane Ti-6Al-4V.

L'alliage de titane Ti-6Al-4V est le matériau choisi pour mener l'étude expérimentale de cette thèse. Cet alliage fait partie de la famille des alliages de titane les plus utilisés dans le secteur industriel, aéronautique notamment, car il présente de nombreux avantages comme sa résistance spécifique élevée, sa bonne tenue aux températures extrêmes, et sa résistance aux milieux corrosifs. Les pièces structurelles critiques et les éléments exposés à répétition à des températures extrêmes dans les moteurs d'avions tels que les composants complexes de turboréacteurs, et les structures de joints et d'attaches, par exemple sont fabriqués à base de

titane. Malgré tous ces avantages, l'usinage de ce matériau pose encore de nombreux problèmes à cause de sa mauvaise usinabilité. En effet, sa faible conductivité thermique, sa réactivité chimique et sa haute résistance mécanique sont à l'origine de l'usure prématurée des outils de coupe. Les propriétés mécaniques et thermiques, qui favorisent l'utilisation de composants en alliage Ti-6Al-4V, sont également des inhibiteurs importants de l'usinabilité effective de l'alliage. Le Tableau II. 1 montre une comparaison entre les propriétés mécaniques de l'alliage de titane Ti-6Al-4V, le titane pur et celles de l'alliage d'aluminium aéronautique Al 7075-T6. La différence entre les propriétés mécaniques explique pourquoi ce matériau reste toujours difficile à usiner.

Tableau II. 1. Comparaison entre les propriétés mécaniques du Ti-6Al-4V et celles du titane pur et de l'alliage d'aluminium Al 7075-T6 selon Hughes et al. [162].

Propriétés	Ti-6Al-4V	Titane	Alliage Al 7075-T6
Conductivité thermique (W/mK)	6,7	17	130
Module d'élasticité (GPa)	113,8	116	71,7
Densité (g/cm ³)	4,43	4,5	2,81
Dureté (HRc)	30 – 36	10 – 12	~7
Résistance mécanique (MPa)	950	220	572
Limite élastique (MPa)	880	140	503

Le Tableau II. 2 présente la composition chimique de l'alliage. Dans cette composition, l'aluminium joue le rôle de stabilisateur de la phase α tandis que le vanadium est un élément stabilisateur de la phase β .

Tableau II. 2. Pourcentage massique des composants chimiques (%wt) du Ti-6Al-4V [163].

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

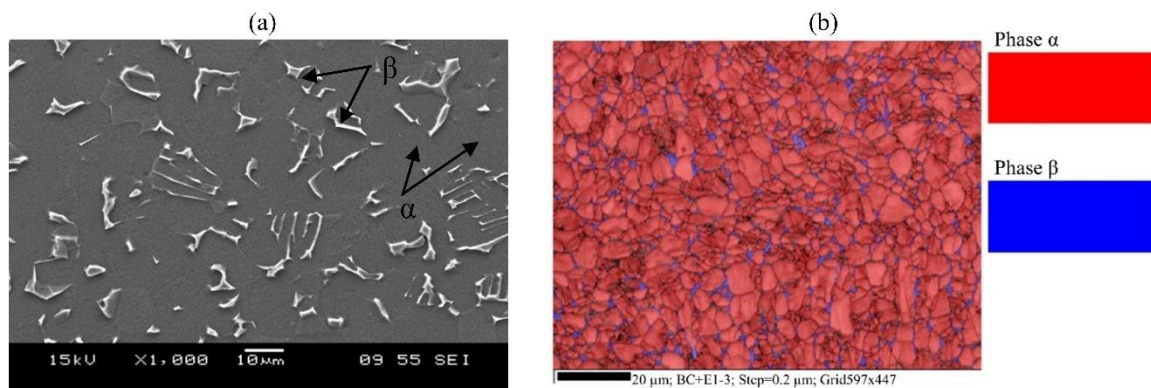


Figure II. 7. Micrographie du Ti-6Al-4V montrant les phases α et β . (a)- MEB, (b)- EBSD [163].

La microstructure initiale du Ti-6Al-4V utilisée dans le présent travail est constituée de 95% de la phase α et 5% de la phase β . Comme le montre la micrographie de la Figure II. 7 obtenue par EBSD par Yameogo et al. [163], les grains β sont repartis dans la microstructure entre les grains α de formes équiaxes.

3.2. Outils de coupe : WC-Co

Les outils de coupe utilisés dans ce travail de thèse sont tous en carbure de tungstène (WC) avec le liant cobalt (Co). Les outils WC-Co font partie des principaux matériaux d'outils utilisés aujourd'hui pour l'usinage des alliages de titane aux cotés des outils en polycristaux de diamant (PCD) et polycristaux de nitrure de bore (PCBN) [164].

Dans cette étude, plusieurs outils de coupe en carbure de tungstène frittés contenant des pourcentages différents du liant cobalt (%wtCo) ont été utilisés afin d'évaluer l'influence de la teneur en cobalt sur les paramètres d'usinage. Cinq nuances d'outils avec des pourcentages de cobalt allant de 6% à 12%wt ont été fabriquées par notre fournisseurs et partenaire Evatec Tools[®] spécialement pour cette étude. La nuance CH1 de désignation MT6 servira de référence pour l'étude expérimentale. C'est une nuance industrielle à teneur en cobalt de 6% (wt), est connue aussi sous l'appellation ISO K10. Très appréciée par les usieurs pour sa bonne résistance à l'usure, elle est souvent utilisée dans les filières d'étirage, de tréfilage racleurs, etc...

Les nuances MG7, MG10 et MG12 sont constituées respectivement des teneurs en cobalt de : 7%, 10% et 12% (wt). Selon les recommandations du fabricant, la nuance MG7 est présentée comme la mieux adaptée à la fabrication d'outils d'usinage de matériaux durs et de pièces d'usure non soumises aux chocs. Les nuances MG10 et MG12 ayant les pourcentages de liant cobalt les plus élevés présentent une résistance à la flexion élevée. Il faut noter qu'il est indiqué par le fabricant que la résistance à l'usure diminue avec l'augmentation du pourcentage du liant de cobalt dans l'outil alors qu'inversement la résistance au choc augmente avec l'augmentation de celui-ci. Les caractéristiques mécaniques données par notre fournisseur sont résumées dans le Tableau II. 3.

Tableau II. 3. Propriétés mécaniques des nuances d'outils fournies par Evatec Tools[®].

Nuance EVAMET	Classe ISO	WC (%)	Co (%)	Taille de grain	Densité (g/cm ³)	Dureté Hv30	Rm Compression	Rm Flexion	Désignation
CH1	K10	> 91	6	Grain fin	14,6	1530 +/- 50	6200	2000	PLAQ. MT6 CH1
MG7	K01/KO5	> 92	7	μ -Grain	14,8	1850 +0/+25	-	3100	PLAQ. MT6 MG7
MG10	K15	> 89	10	μ -Grain	14,5	1600 +/- 50	6300	3500	PLAQ. MT6 MG10
G2	K30	> 88	10	Grain fin-moyen	14,35	1350 +/- 50	5200	2500	PLAQ. MT6 G2
MG12	K20/K25	> 87	12	μ -Grain	14,2	1470 +0/+25	-	3500	PLAQ. MT6 MG12

Deux nuances contenant 10%wt de cobalt, MG10 et G2, avec deux tailles de grains différentes à (micro-grain et grain fin-moyen, respectivement) ont été choisies afin d'évaluer l'influence de la taille des grains sur les grandeurs mesurées au cours de l'opération de tournage. Une analyse approfondie portant sur les caractéristiques microstructurales des nuances utilisées est réalisée dans la section suivante.

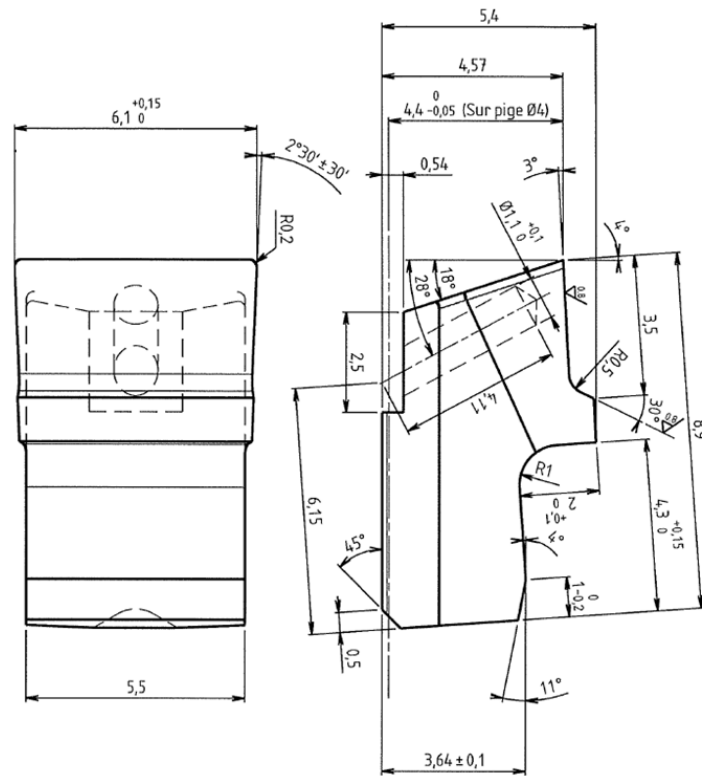


Figure II. 8. Plan de fabrication des outils utilisés pour les essais de tournage orthogonal.

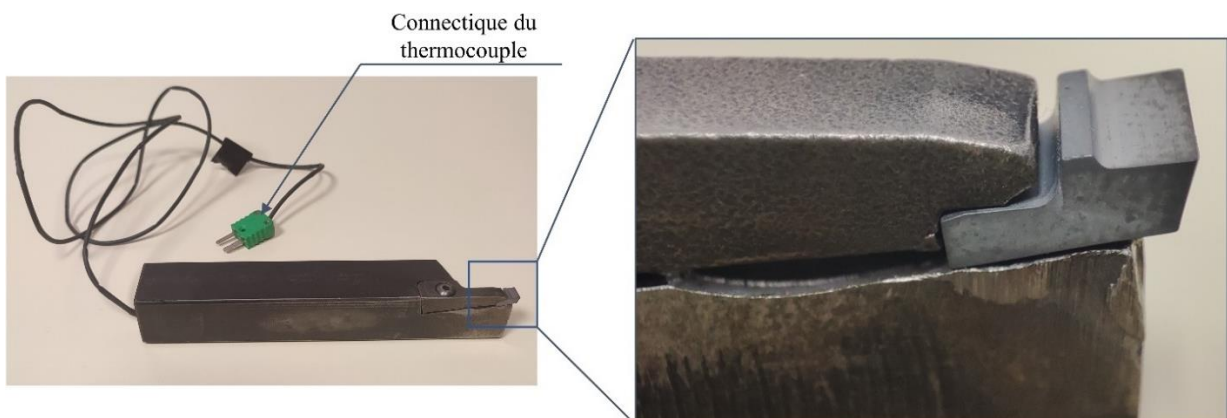


Figure II. 9. Montage de l'outil dans le porte-outil CH1.

L'ensemble des outils possède la même géométrie illustrée sur la Figure II. 8. L'angle de coupe est de 3° et l'angle de dépouille 18° . Le logement de l'outil dans le porte-outil est tel qu'une fois l'outil monté dans ce dernier, on se retrouve avec un angle de coupe de 0° et un angle de dépouille de 21° . L'outil CH1 monté dans le porte-outil est illustré sur la Figure II. 9. Quant à la largeur de l'arête de l'outil de coupe, elle a été fixée à 6,1 mm pour qu'elle soit plus

large que l'épaisseur des disques préusinés, ce qui permet d'éviter les effets de bord pendant l'usinage. Ce phénomène, s'il a lieu, peut affecter l'analyse des résultats notamment les efforts et l'usure sur les extrémités de l'arête de coupe. Pour minimiser l'effet du brise-copeaux sur la formation du copeau, celui-ci a été placé suffisamment loin derrière l'arête de coupe (voir Figure II. 9). Toutes les plaquettes ont été percées à l'arrière par électroérosion pour accueillir le thermocouple et mesurer la température au plus près de la surface de coupe (voir Figure II. 8 et 9).

Le rayon d'acuité d'arête a été mesuré sur les outils neufs de chaque nuance. La complexité de la géométrie d'outil fait que cette mesure ne peut être possible qu'après une opération de découpe selon l'axe de l'outil. A la suite de la découpe, un polissage mécanique est réalisé sur la surface découpée avant toute observation au microscope. Un polissage successif avec des papiers abrasifs en carbure de silicium SiC (80 μ m et 46 μ m) a été suffisant pour obtenir un état de surface satisfaisant pour les mesures. Cette démarche conduit à l'obtention d'un état de surface de l'ordre du micromètre.

Le rayon d'arête de coupe (pour toutes les nuances) et la position du thermocouple par rapport à la surface de coupe réelle ont été mesurés. La macrographie de la nuance d'outil G2 montrant la mesure du rayon d'arête ainsi que la position du thermocouple est présentée sur la Figure II. 10.

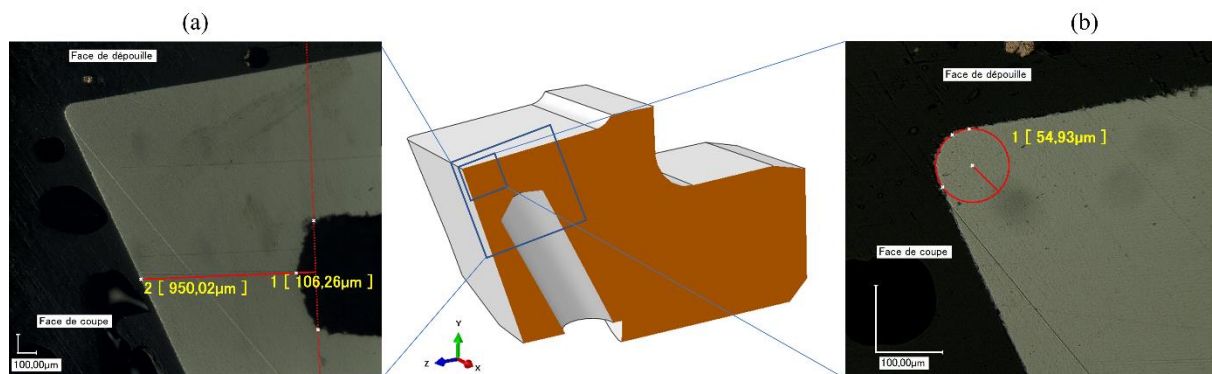


Figure II. 10. Macrographie montrant (a) la position du trou du thermocouple dans l'outil et (b) le rayon de l'arête de coupe.

Tableau II. 4. Récapitulatif des mesures des rayons d'arêtes.

Outils	Rayon d'arête (μ m)
CH1	54,01
MG7	51,37
MG10	53,25
G2	54,93
MG12	53,94

Le rayon d'arête observé est dû à l'opération de rectification réalisée systématiquement sur tous les outils par le fabricant. Les valeurs mesurées pour la nuance G2 sont de 54,93 μ m

et de 0,95 mm pour le rayon de l'arête et la position du thermocouple par rapport à la surface de coupe, respectivement.

L'ensemble des mesures des rayons d'arête réalisées sur les nuances d'outils et présentées dans le Tableau II. 4, montre qu'il n'existe pas de dépendance du rayon d'arête par rapport à la nuance de l'outil. Ils ont une valeur comprise entre 51,37 μm et 54,93 μm . En effet, une augmentation importante du rayon de l'arête de l'outil peut entraîner des forces d'usinage plus élevées. Mishra et al. ont ainsi observé une augmentation des efforts de coupe lors du tournage du Ti-6Al-4V avec trois types d'outils [165] : un outil en carbure non revêtu, deux outils revêtus avec une couche de TiAlN et AlCrN et un dernier outil avec les deux couches à la fois. L'augmentation des couches de revêtement augmente inéluctablement le rayon d'arête et par conséquent les efforts d'usinage les plus élevés ont été enregistrés pour l'outil avec les deux couches de revêtement.

3.3. Analyse microstructurale des outils carbure de tungstène WC-Co

Une analyse de la micrographie des outils présentés dans la section précédente est proposée. L'objectif est de pouvoir caractériser la granulométrie de chaque outil afin de pouvoir évaluer d'éventuelle influence de cette dernière sur les grandeurs macroscopiques mesurées lors de l'opération d'usinage ou encore sur l'évolution de la micrographie au terme du procédé d'usinage.

La norme ISO 4499-2 :2020(F) est dédiée à la détermination métallographique de la microstructure des métaux-durs (*ISO 4499-2:2020(Fr)*). Selon les recommandations de cette norme, une méthode d'analyse automatique peut être utilisée lorsque l'image obtenue possède un bon contraste. La procédure expérimentale de préparation des échantillons pour révéler la microstructure des outils sera détaillée dans la section 6 où une analyse approfondie de la micrographie des outils après l'opération de coupe est proposée.

La Figure II. 11 montre un exemple de micrographies des outils avec des teneurs en cobalt différentes. Ces figures permettent dans un premier temps de remarquer qualitativement que les surfaces de même dimension contiennent un nombre de grains différents selon la nuance d'outil.

Une analyse de la microstructure avec le logiciel Image J est proposée. Elle est basée sur la reconstruction de type ligne de partage des eaux « Watershed » et permet la séparation automatique des grains qui se touchent. Les zones de l'image à niveaux de gris élevé sont supposées être en altitude et les zones claires en vallée puis une simulation d'écoulement d'eau est réalisée. Développé par Alveen et al. [166], cette méthode est adaptée pour le traitement des microstructures biphasées où les deux phases sont bien distinctes. Toutefois Debras [63] a rapporté quelques limitations de cette méthode dans ces travaux. Deux types d'erreurs sont essentiellement recensés à savoir : la « non-division » de certains grains, c'est-à-dire que des particules qui sont censés être voisins ne sont pas détectés et la « sur-division » d'autres grains où un seul grain à l'origine est divisé en deux ou plusieurs parties. Les auteurs ont donc évalué la capacité de l'algorithme « Watershed » disponible sur le logiciel Image J à détecter les contours des grains sur une microstructure WC-Co. Sur un total de 174 grains de WC dans la microstructure utilisée, ils ont observé que 10,3% seulement sont sous divisés et 12% sont sur-

divisés. Ils sont arrivés à la conclusion que cette méthode affiche de bons résultats quant à la détection des contours des grains de WC dans le composite WC-Co.

La mise en œuvre de cette méthode de segmentation est illustrée sur la Figure II. 12 pour la nuance MG12. Tout d'abord après que l'image soit importée dans le logiciel, un seuillage du niveau de gris est réalisé manuellement comme on peut le voir sur la Figure II. 12(b). Cette manipulation permet de distinguer ensuite plus clairement les phases en présence avant la binarisation, ici sur la Figure II. 12(c) où la phase noire est relative au WC et la grise au Co. Pour terminer la segmentation des grains est effectuée comme le montre l'exemple de la Figure II. 12(d).

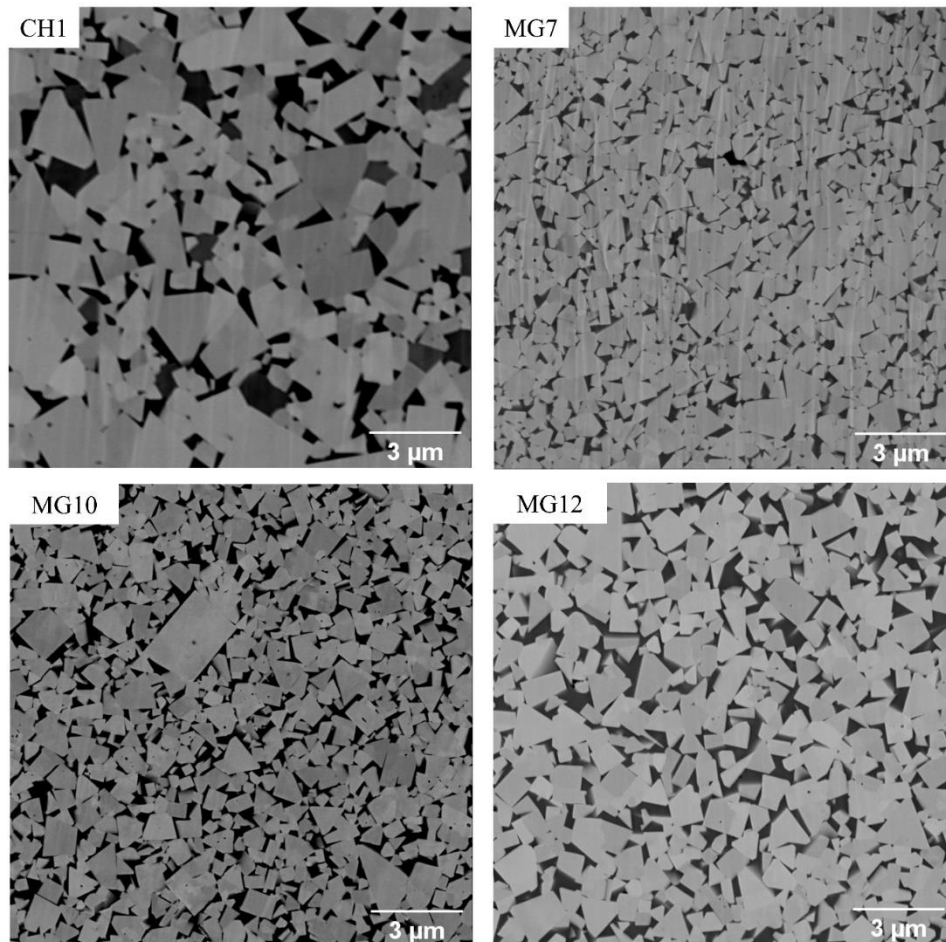


Figure II. 11. Microstructures des outils CH1 (6%wtCo), MG7 (7%wtCo), MG10 (10%wtCo) et MG12 (12%wtCo) (a) Micrographie, (b) seuillage du niveau de gris, (c) binarisation, (d) séparation automatique des grains.

Sur la micrographie des nuances à micrograin, trois zones de 1500x1500 pixels ont été prélevées à des positions différentes et suffisamment éloignées des bord de la surface polie. Sur l'image à haute résolution, un pixel correspond à 10 nm. La sélection est faite de manière à ne contenir que très peu, voire aucun, défaut comme les porosités ou des traces relatives au polissage. Dans le cas où il n'est pas possible d'obtenir des zones avec l'absence de défaut, ces derniers sont éliminés par la réduction du bruit, un ajustement du contraste et de la brillance avant la mise en œuvre de la segmentation.

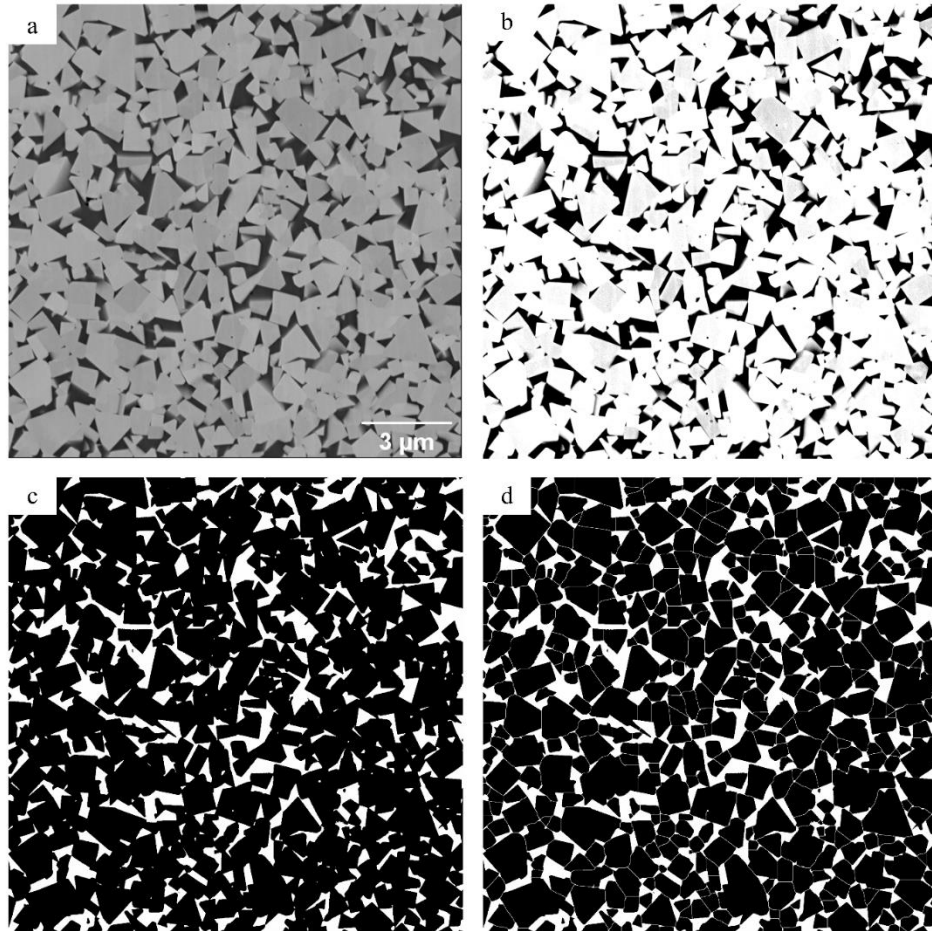


Figure II. 12. Les étapes de la segmentation des grains de la microstructure WC-Co : application à la nuance MG12 (12%wtCo).

La distribution de l'aire des surfaces des grains de WC (A_{WC}) est ensuite obtenue à partir du logiciel Image J. Elle correspond à la surface de pixel noir de chaque grain. Le diamètre d'un grain est calculé en utilisant l'aire fournie en sortie grâce à la relation ci-dessous en assimilant chaque surface à celle d'un cercle :

$$d_i = 2 \sqrt{\frac{A_{WC}}{\pi}} \quad (\text{II.1})$$

Avec d_i et A_{WC} le diamètre et l'aire des surfaces des grains, respectivement.

Ce calcul exclue tous les grains dont l'aire est inférieure à $0,03 \mu\text{m}^2$. En dessous de cette valeur, les surfaces sont considérées comme des bruits résiduels de la procédure. La Figure II. 13 montre la distribution de la moyenne de fréquence relative du diamètre des grains de trois zones pour les quatre nuances d'outil. Il est important de préciser que pour les nuances à grain fin ou fin-moyen, la taille des zones sélectionnées est deux fois plus grande pour des raisons de représentativité. Toutes les portions d'images utilisées pour l'analyse statistique comportent un nombre de grains de WC compris entre 400 et 700. A titre de comparaison, la norme ISO 4499-2 :2020(F) recommande, pour l'utilisation de la méthode d'interception linéaire, que le champ de vision analysé contienne à minima 10 à 20 grains.

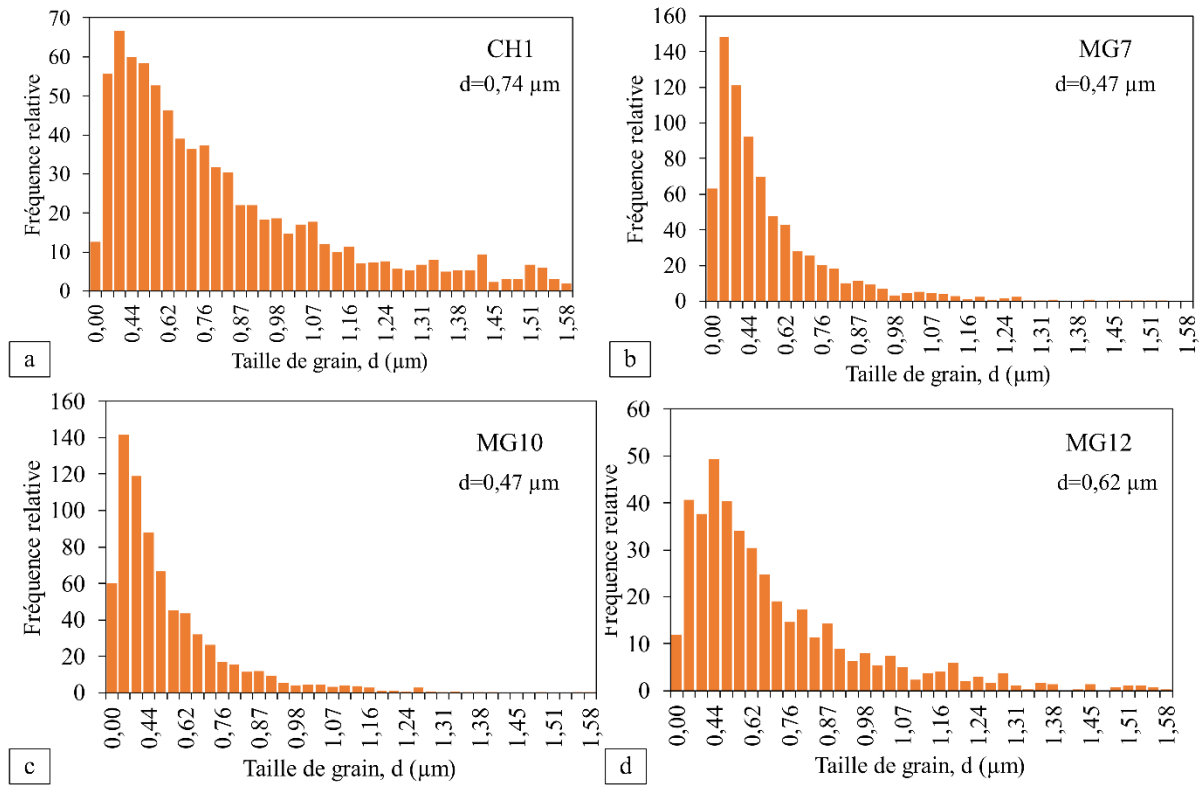


Figure II. 13. Distribution de la taille de grains des nuances d'outils CH1 (6%wtCo), MG7 (7%wtCo), MG10 (10%wtCo) et MG12 (12%wtCo).

Pour chaque distribution (les histogrammes sur la Figure II. 13) le diamètre moyen pondéré est calculé à partir de l'équation suivante :

$$d = \frac{\sum(d_i f_i)}{\sum f_i} \quad (\text{II. 2})$$

avec d_i et f_i les diamètres et fréquences relatives, respectivement.

Les résultats obtenus sont récapitulés dans le Tableau II. 5 et une correspondante avec l'appellation ISO y est consignée.

Tableau II. 5. Taille de grains mesurée à partir des micrographies des outils.

Nuance d'outil	% wt Co	Taille de grain mesurée (µm)	Désignation de la granulométrie par le fabricant	Désignation ISO 4499-2 :2020
CH1	6	0,74	fin	Submicrométrique
MG7	7	0,47	micrograin	Ultrafine
MG10	10	0,47	micrograin	Ultrafine
MG12	12	0,62	micrograin	Submicrométrique
G2	10	0,73	fin-moyen	Submicrométrique

4. Mise en place des essais d'usinage

Tous les essais d'usinage ont été réalisés en configuration de coupe orthogonale. Le choix de cette configuration est motivé par deux raisons principales. Tout d'abord, il faut noter

que cette configuration de coupe a largement été traitée dans la littérature de par sa facilité d'analyse et les résultats qu'elle offre, en comparaison avec d'autres opérations de coupe comme le fraisage ou le perçage. De plus, cette configuration a été retenue en raison de l'utilisation ultérieure prévue pour la validation des simulations numériques qui sera présentée dans le chapitre 3.

Dans cette étude, l'usinage de disques en plongée a été retenu comme configuration de coupe orthogonale car le tour permet de réaliser l'usinage des disques en plongée à vitesse de coupe constante malgré la réduction continue du diamètre de la pièce pendant l'opération.

Pour le choix des conditions de coupe, nous avons utilisé les travaux de thèse de Yameogo [167] qui a réalisé une analyse complète Couple/Outil/Matière (COM) conformément aux normes de NF E66-520-1 à NF E66-520-4. Ces normes définissent le protocole de détermination des domaines de coupe stable où les influences de la vibration et de l'usure sont quasi-négligeables.

Les diverses conditions ayant servi pour l'analyse COM sont données dans le Tableau II. 6. Les vitesses de coupe sélectionnées se situent aussi bien dans le domaine des basses vitesses que celui des moyennes et grandes vitesses (relativement pour le titane).

Tableau II. 6. *Conditions de coupe pour la détermination de la vitesse de coupe et d'avance stables pour le couple outil-matière WC-6%Co/Ti-6Al-4V selon Yameogo [167].*

V_c (m/min)	10	25	50	75	100	150	250	100	100	100	100	100	100
f (mm/tr)	0,1	0,1	0,1	0,1	0,1	0,1	0,1	0,05	0,1	0,15	0,25	0,3	0,4

En général, l'usinage à grande vitesse est utilisé pour les opérations de finition avec des vitesses de coupe comprises entre 80-100 m/min pour les alliages spéciaux (aciers inoxydables, aciers faiblement alliés ect...). Mais pour les "alliages difficiles à usiner" tels que ceux à base de titane, il est plutôt utilisé pour décrire l'usinage à des vitesses supérieures à 100 m/min [168]. Selon Zoya et Krishnamurthy, un meilleur état de surface peut être obtenu lors de l'usinage des alliages de titane à une vitesse comprise entre 185 et 220 m/min pour une opération de finition [169].

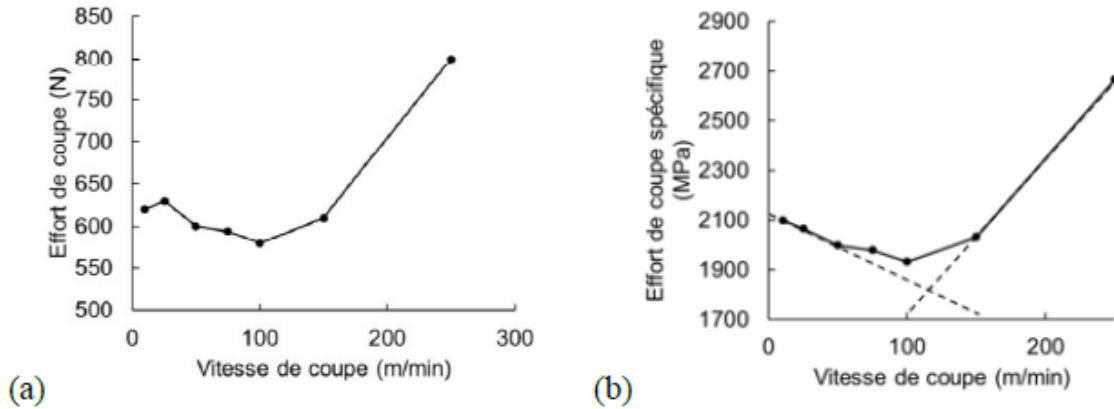


Figure II. 14. Evolution des efforts en fonction de la vitesse de coupe pour $f = 0,1$ mm/tr. (a) Efforts de coupe. (b) Efforts spécifiques de coupe [167].

L'effort spécifique de coupe K_c défini par l'équation (II. 3) est le critère de sélection exploité pour la détermination de la plage des conditions d'usinage (vitesses de coupe et d'avance) stables dans laquelle l'usure catastrophique de l'outil est évitée.

$$K_c = \frac{F_c}{fb} \quad (\text{II. 3})$$

avec F_c l'effort de coupe, f l'avance et b la largeur usinée.

Les efforts de coupe et les efforts spécifiques sont présentés en fonction des vitesses de coupe et d'avance sur les Figures II. 15(a)-15(b), et 16(a)-16(b).

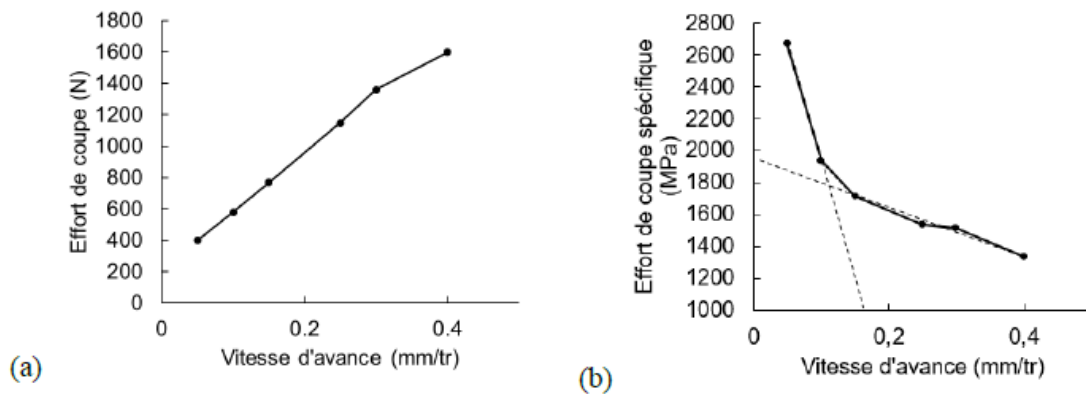


Figure II. 15. Evolution des efforts en fonction de la vitesse d'avance pour $V_c = 100$ m/min. (a) Efforts de coupe. (b) Efforts spécifiques de coupe [167].

Ces courbes montrent les efforts spécifiques calculés à partir des efforts de coupe. On peut y distinguer deux zones où les efforts n'évoluent pas de la même manière. Le tracé de la tangente à la courbe de l'effort spécifique dans ces deux zones permet d'estimer la vitesse de coupe et l'avance f stables. Elles se trouvent à l'intersection de ces deux tangentes.

En se basant sur les conclusions de cette étude COM, les vitesses de coupe allant de 30 m/min à 150 m/min ont été retenues pour mener notre étude paramétrique. Une avance

constante de 0,15 mm/tr a été utilisée pour l'ensemble des essais. Pour utiliser un niveau de vitesse plus élevé (> 150 m/min), d'autres matériaux d'outils tels que le PCD et le CBN sont nécessaires ([169], [170]).

Les essais ont été réalisés sans lubrification (usinage à sec). Systématiquement après chaque opération de coupe, un prélèvement et une analyse des copeaux ont été effectués. Les résultats seront présentés par la suite dans le paragraphe présentant les résultats de l'étude expérimentale.

Un usinage à quantité de matière enlevée constante a été adopté, on part d'un diamètre initial de disque de 70 mm pour arriver à un diamètre final de 35 mm. Dans cette disposition, chaque outil verra défiler le même volume (fwL) de matière pendant un temps d'usinage différent. Chaque essai a été réalisé pour un temps de coupe inférieur ou égale à 40 s afin d'éviter toute influence de l'usure de l'outil. Les essais réalisés sont résumés dans le Tableau II. 7. A noter que pour la répétabilité des essais, chaque condition a été reproduite 3 fois avec une plaquette d'outil neuve. Pour rappel, les 5 nuances d'outils utilisées et présentées précédemment sont : WC-6%wtCo (CH1) ; WC-7%wtCo (MG7) ; WC-10a%wtCo (MG10) ; WC-10b%wtCo (G2) ; WC-12%wtCo (MG12). Au total 60 essais ont été effectués, soit 12 essais par nuance d'outil.

Tableau II. 7. Essais d'usinage réalisés dans l'étude paramétrique pour une nuance WC- i %wtCo.

%Co	N° d'essai	Nombre de plaquettes	Paramètres de coupe	
			Avance f (mm/tr)	V_c (m/min)
i	1-3	3	0,15	30
	4-6	3	0,15	60
	7-9	3	0,15	120
	10-12	3	0,15	150

Cette étude paramétrique a pour objectif d'évaluer l'influence de la teneur en cobalt et celle des conditions de coupe sur les efforts de coupe et d'avance, la morphologie des copeaux ainsi que l'usure macroscopique et l'endommagement microscopique aux niveaux des interfaces de contact outil-pièce.

Les premières analyses dites macroscopiques portent sur les signaux d'efforts de coupe F_c , d'avance F_a et de la température ainsi que sur les copeaux obtenus et l'usure. Sur la Figure II. 16, est présenté un exemple de signal correspondant à la condition de coupe : $V_c = 30$ m/min ; l'avance $f = 0,15$ mm/tr pour la nuance d'outil WC-12%wtCo.

Il est important de remarquer qu'après l'engagement de l'outil dans la matière, les signaux des efforts se stabilisent rapidement et augmentent légèrement à la fin de l'usinage avant le désengagement de l'outil. Cette hausse des efforts est identifiée dans la littérature comme étant la conséquence de l'usure de l'outil. Pour réduire les bruits des signaux provenant de la rigidité du montage, un filtre basé sur l'algorithme de Salvitzky Golay a été appliqué [171]. Cet algorithme considère un intervalle contenant $2F+1$ points centrés en un point x_{liss} sur lequel les coefficients a_k du polynôme $P_M(x)$ (Equation II. 4) sont déterminés de façon à

minimiser l'erreur au sens des moindres carrés ε (Equation II. 5). Puis la valeur y_{liiss} du polynôme est calculée au point x_{liiss} et l'opération est répétée en glissant l'intervalle au bout de la précédente.

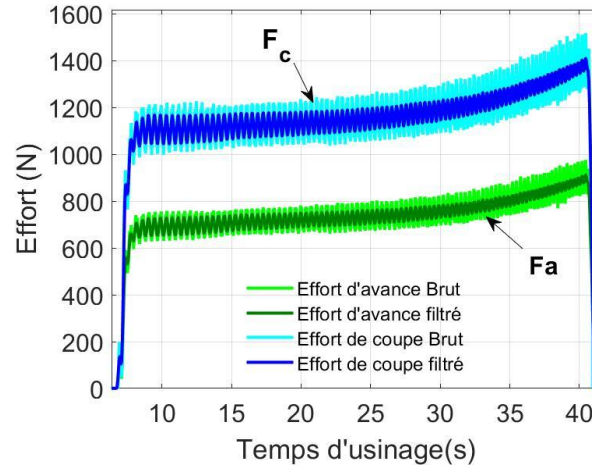


Figure II. 16. Effort de coupe et d'avance mesurés pour $V_c = 30 \text{ m/min}$; $f = 0,15 \text{ mm/tr}$ pour la nuance d'outil WC-12%wtCo.

$$P_M(x) = a_M x^M + a_{M-1} x^{M-1} + \dots + a_1 x + a_0 ; \quad (\text{II. 4})$$

avec $M < F$

$$\varepsilon = \sum_{n=n_0-F}^{n_0+F} (\sum_{k=0}^M (a_k n^k - x(n)))^2 \quad (\text{II. 5})$$

Pour terminer, la moyenne calculée sur le signal filtré pour chaque condition ainsi que l'écart type σ_i des trois essais de même condition, permettent de représenter les efforts moyens avec leurs barres d'erreurs.

5. Etude des paramètres macroscopiques d'usinage

5.1. Analyse du processus de formation des copeaux en fonction de la vitesse et la teneur en cobalt des outils de coupe

5.1.1. Morphologie des copeaux

Les copeaux renseignent sur les phénomènes physiques mise en jeu pendant l'usinage. Ils portent la signature du comportement des matériaux de l'outil et de la pièce et l'historique du chargement thermomécanique (déformations, instabilités plastiques, cisaillement adiabatique, endommagement, usure, ...). La relation entre les mécanismes de formation des copeaux et certains paramètres d'usinage comme les efforts et la température de coupe, l'état de surface des pièces usinées, l'état d'usure des outils, etc... a été analysée par plusieurs auteurs ([90], [172]). Ces derniers ont montré que la morphologie des copeaux, qui peut être continue, segmentée, ou fragmentée, est intimement lié aux conditions d'usinage (conditions de coupe, géométrie de l'outil et de la pièce, ...), et la nature des matériaux utilisés et de leur microstructure.

Dans le cas de nos essais d'usinage, les copeaux obtenus pour les différentes conditions de coupe sont présentés sur la Figure II. 17 en fonction de la vitesse (direction horizontale) et la teneur de l'outil en cobalt (direction verticale).

La norme ISO 3685 permet de classer les différentes morphologies de copeaux obtenues. Sur la Figure II. 17, on note que pour une vitesse de coupe fixe, la forme du copeau reste sensiblement la même pour les différentes teneurs en cobalt des outils testés (7%, 10% et 12% wt). Autrement dit, l'analyse macroscopique des copeaux ne permet pas d'identifier une influence notable du taux de cobalt dans l'outil sur leur morphologie pour une vitesse de coupe donnée. Toutefois, à nuance d'outil fixe, une évolution morphologique peut être observée avec la variation de la vitesse. On passe d'une morphologie de copeau tubulaire long à la vitesse de coupe de 30 m/min vers celle d'un copeau principalement hélicoïdale long pour des vitesses de coupe plus élevées. En effet, pour les vitesses de coupe allant de 60 m/min à 150 m/min, le copeau est présent sous un aspect tubulaire sur les premiers instants d'usinage et évolue très rapidement pour devenir hélicoïdale. De plus, le rayon de courbure des copeaux augmente avec l'augmentation de la vitesse de coupe. L'aspect long est conféré aux copeaux à cause de l'avance peu élevée choisie dans cette étude. Ces observations sont cohérentes avec celles de Yameogo [167] obtenues après l'usinage du même alliage (Ti-6Al-4V) dans des conditions de coupe similaires.

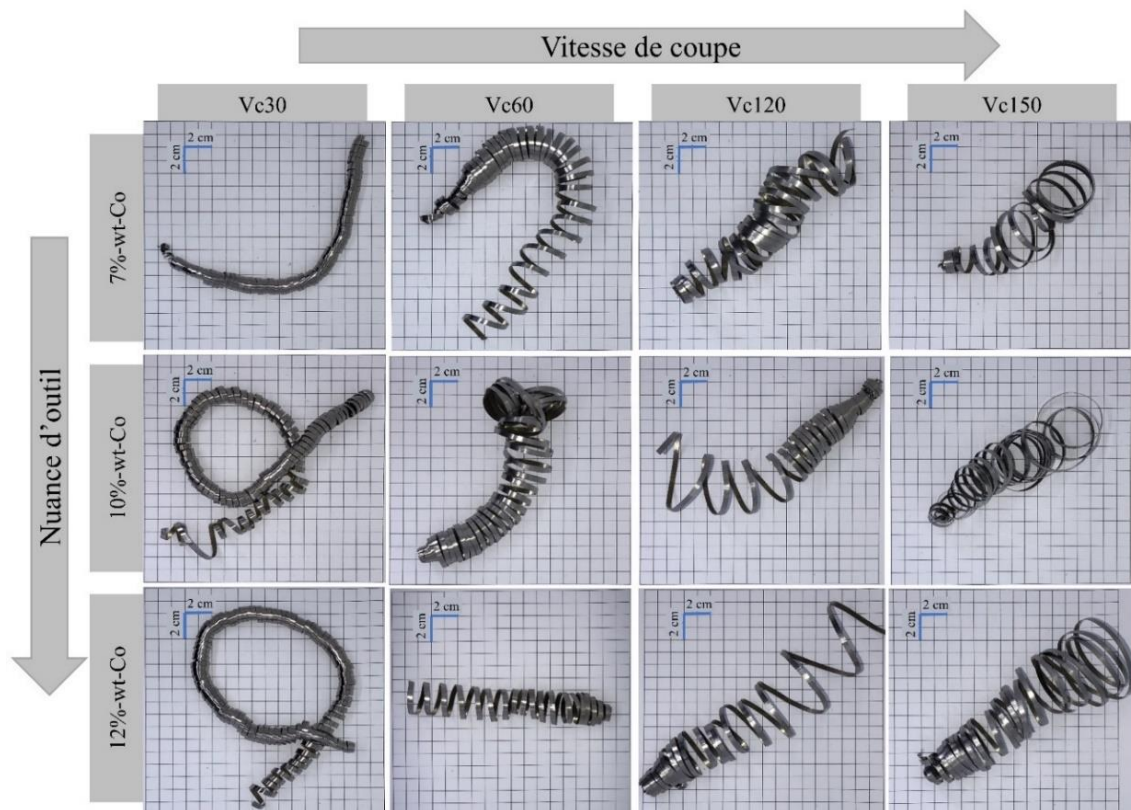


Figure II. 17. Morphologie des copeaux obtenus pour différentes vitesses de coupe et nuances d'outils.

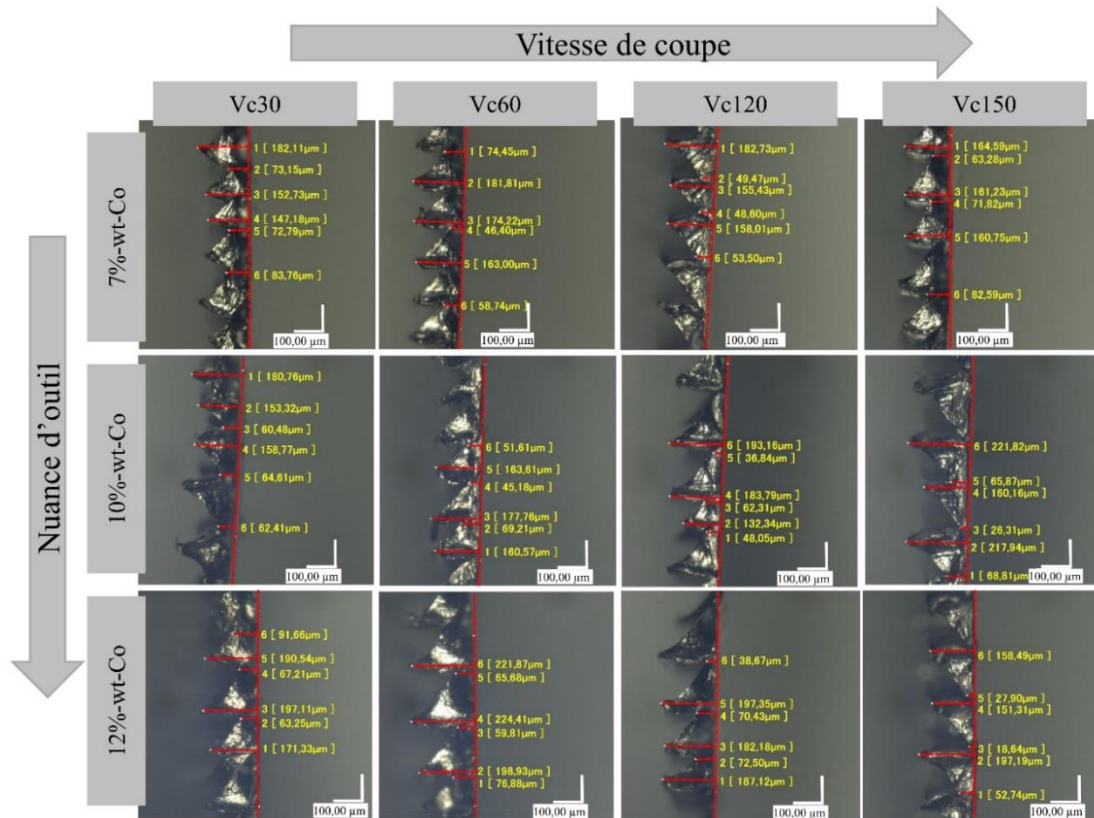


Figure II. 18. Paramètres géométriques des copeaux obtenus avec différentes vitesses de coupe et nuances d'outils (7%wtCo, 10%wtCo et 12%wtCo).

La Figure II. 18 présente la morphologie des copeaux, observés à l'aide d'un microscope numérique à fort grossissement, pour une avance fixe $f = 0,15$ mm/tr, 3 nuances d'outils WC-7%wtCo, WC-10%wtCo, WC-12%wtCo et 4 vitesses de coupe. Indépendamment des conditions de coupe et des outils testés, on peut remarquer que tous les copeaux présentent une morphologie segmentée. Le Ti-6Al-4V est connu pour favoriser l'apparition de segments lors de la formation des copeaux. Les étapes de la formation de cette morphologie particulière ont été expliquées par Calamaz [80] comme le montre la Figure II. 19 extraite de son travail de thèse. L'auteure a montré que dans un premier temps, l'outil comprime fortement le matériau de la pièce au voisinage de la pointe de celui-ci. Cette action induit une déformation intense et une élévation importante de la température dans une zone fine sans possibilité d'échange de chaleur avec le reste du matériau (processus adiabatique). Cette zone est généralement inclinée d'un angle Φ (angle de cisaillement) par rapport à la direction de la coupe. Elle est appelée bande de cisaillement primaire et son apparition est souvent synonyme de formation de festons comme le montre la Figure II. 19. Le copeau ainsi formé, montre une morphologie (festonnée) contenant plusieurs segments ou festons qui glissent les uns après les autres au fur et à mesure que l'outil progresse le long la direction de coupe. Ce processus se répète pendant l'usinage avec une certaine fréquence appelée 'fréquence de segmentation N '.

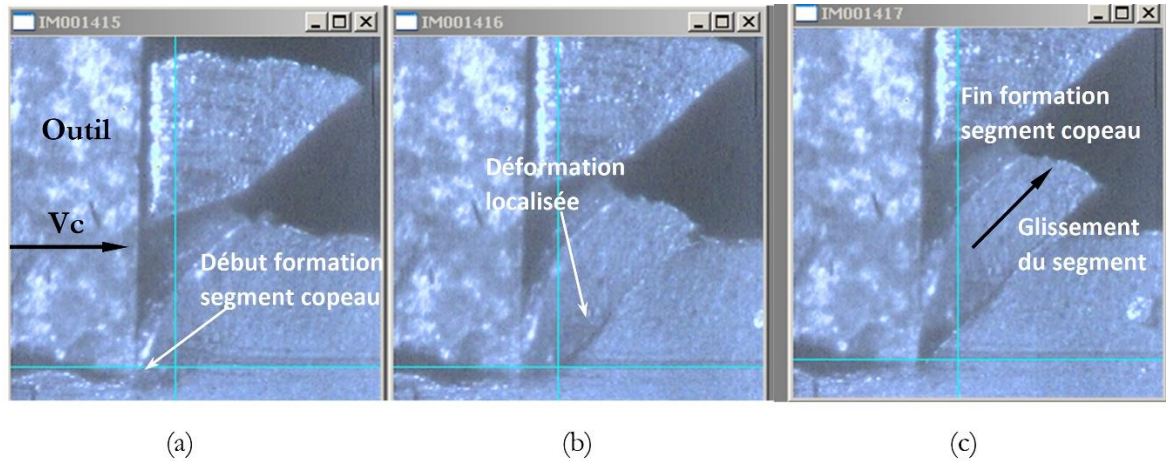


Figure II. 19. Etapes de formation d'un segment de copeau lors de l'usinage de l'alliage de titane Ti-6Al-4V [80] : (a) Compression de la matière sur la face de coupe de l'outil; (b) Localisation de la déformation dans une bande étroite; (c) Glissement du nouveau segment par rapport au reste de la pièce.

5.1.2. Paramètres géométriques des copeaux et rapports de segmentation

La Figure II. 20 illustre les paramètres géométriques les plus utilisés dans la littérature pour caractériser un copeau segmenté. Il s'agit de la hauteur des crêtes (h_1) et celle des vallées (h_2). h_1 représente la distance entre la tangente à la base courbée du copeau et les pics sur le côté en dents de scie. h_2 , quant à elle, correspond à la distance entre les creux sur le côté dentelé et la tangente à la base courbée.

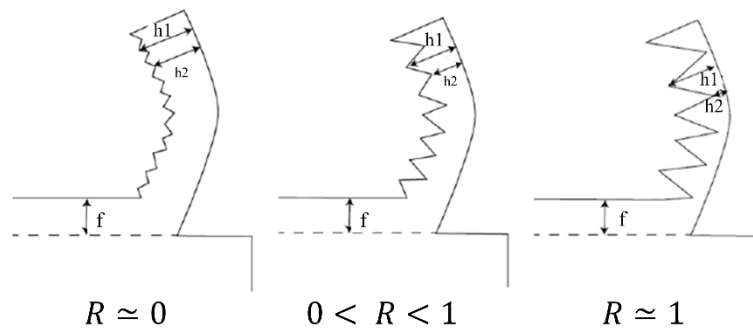


Figure II. 20. Illustration des paramètres h_1 , h_2 et de l'évolution de la forme du copeau avec rapport de segmentation maximal [167].

Pour quantifier la segmentation du copeau, différentes techniques ont été proposées dans la littérature [77]. Le rapport de segmentation R défini par l'Equation II. 6 est souvent considéré pour sa simplicité d'interprétation. Plus sa valeur tend vers 0, moins la segmentation est importante (cas du copeau continu), et plus elle se rapproche de 1, plus la segmentation est importante (copeau fortement segmenté qui tend vers la fragmentation) comme le montre la Figure II. 20.

$$R = \frac{h_1 - h_2}{h_1} \quad (\text{II. 6})$$

Dans le cas de cette étude, les mesures de h_1 et h_2 ont été effectuées à trois endroits différents du copeau et ensuite l'épaisseur moyenne du copeau a été calculée. Sur la Figure II. 18, sont reportés les paramètres h_1 et h_2 directement mesurés sur les copeaux bruts (sans être polis). D'autres grandeurs ont été exploitées dans la littérature pour analyser la déformation plastique dans le copeau comme par exemple le rapport de compression défini comme le rapport de l'épaisseur moyenne du copeau et l'avance f .

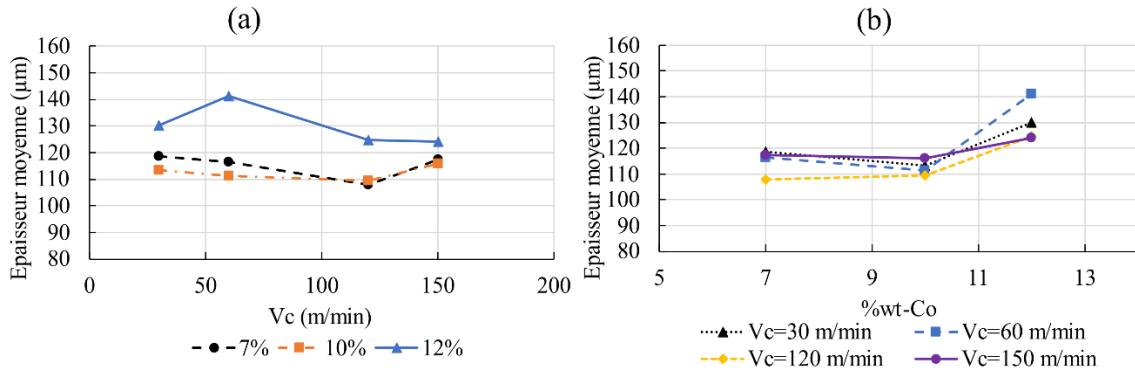


Figure II. 21. Evolution de l'épaisseur moyenne du copeau en fonction de : (a) la vitesse de coupe. (b) le pourcentage de cobalt contenu dans l'outil.

L'évolution de l'épaisseur moyenne des copeaux est présentée en fonction des conditions d'usinage sur la Figure II. 21. Les nuances d'outil testées présentent des différences significatives entre les valeurs mesurées. Les écarts constatés entre la nuance WC-12% wtCo et les nuances WC-7% wtCo et WC-10% wtCo sont plus importants tandis que les valeurs des épaisseurs de copeaux obtenues avec les outils WC-7% wtCo et WC-10% wtCo restent assez proches. L'écart le plus important étant celui qui correspond à la vitesse de coupe de 60 m/min entre les nuances de WC-12% wtCo et de WC-10% wtCo. Ces constatations sont en accord avec celles faites par Yameogo [167] qui a noté une légère diminution de l'épaisseur moyenne du copeau avec l'augmentation de la vitesse de coupe pour un outil à 9% de cobalt et des avances $f = 0,18$ mm/tr et $f = 0,35$ mm/tr. Cette diminution est beaucoup plus prononcée pour l'avance $f = 0,075$ mm/tr.

La Figure II. 22(a) montre l'évolution du rapport de segmentation R en fonction de la vitesse de coupe pour les trois nuances d'outil avec une microstructure de type 'micrograin'. On peut y voir que le rapport R augmente quand la vitesse de coupe augmente avec une stabilisation entre $V_c = 60$ m/min et $V_c = 120$ m/min. Ces observations vont dans le même sens que plusieurs études de la littérature. En effet, Kouadri et al. et Schulz et al. ont obtenu une augmentation du rapport de segmentation pour l'usinage de l'aluminium 2024T351 [173] et l'alliage d'aluminium AlZnMgCu [174]. Ces auteurs ont fait état d'une intensification de la segmentation avec la vitesse de coupe. Toutefois la géométrie de l'outil, la configuration de coupe et l'affinité chimique outil-matière usinée ont une influence assez importante sur la formation du copeau. Par conséquent la comparaison du présent travail avec les travaux de Yameogo [167] reste plus pertinente car il s'agit du même matériau usiné dans les deux études. Dans ses travaux, l'auteur a obtenu une augmentation du rapport de segmentation en fonction de la vitesse de coupe. Pour l'avance de 0,18 mm/tr, l'augmentation de R entre 25 m/min et 100

m/min est environ 10 fois plus importante que celle entre 100 m/min et 150 m/min. Cette augmentation du rapport de segmentation trouve son explication dans la genèse de la formation des festons. Deux origines ont été clairement identifiées : une origine mécanique traduite par une localisation de la déformation intense dans la zone de cisaillement primaire aux grandes vitesses et une origine thermique expliquée par un adoucissement important induit dans la bande de cisaillement primaire avec l'élévation de la température aux grandes vitesses de coupe.

Entre 120 m/min et 150 m/min pour la nuance à 7%wtCo, on note tout de même une petite baisse de la segmentation. Calamaz avait évoqué une remarque similaire qu'elle explique par un changement de la géométrie de l'outil dû à l'usure [80]. Les outils à angles de coupe positifs favorisent la diminution des hauteurs h_1 et h_2 lorsque la vitesse de coupe augmente. Dans la présente étude, tous les outils ayant la même géométrie, cette diminution ne peut donc être attribuée qu'à une modification de la géométrie de l'outil due à l'usure.

L'influence de la teneur en cobalt de l'outil sur la segmentation peut être analysée sur la Figure II. 22(b). Elle n'est pas significative pour les vitesses de coupe $V_c = 60$ m/min et 120 m/min. A ces vitesses de coupe, on remarque que la segmentation est sensiblement identique quelle que soit la nuance d'outil utilisée. Aux vitesses de coupe extrêmes (basse et haute vitesses) de 30 m/min et 150 m/min respectivement, on enregistre une forte augmentation du rapport de segmentation R en passant de 7%wtCo à 10%wtCo puis une stabilisation entre 10%wtCo et 12%wtCo. Lorsque la vitesse utilisée s'écarte de la zone stable de coupe définie à partir du COM, c'est-à-dire à 150 m/min, l'influence de la teneur en cobalt de l'outil sur le rapport de segmentation R devient plus marquante.

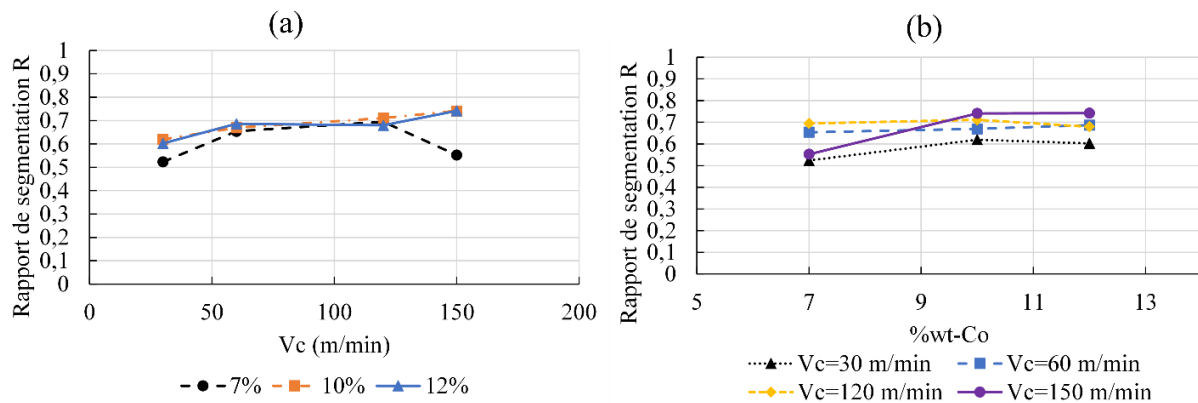


Figure II. 22. Evolution du rapport de segmentation R en fonction de : (a)- la vitesse de coupe et (b)- la teneur en cobalt de l'outil (%wtCo).

5.1.3. Effet de la taille des grains de l'outil sur la morphologie des copeaux

L'analyse de l'effet de la taille de grain de l'outil sur la morphologie du copeau est mise en œuvre à partir des nuances de désignation MG10 (micro-grain) et G2 (grain fin-moyen). Les deux outils ont la même teneur en cobalt (10%wtCo), mais diffèrent par la taille de leurs grains de carbure de tungstène (0,43 μm pour MG10 et 0,76 μm pour G2). Les résultats pour comparer ces deux microstructures d'outils et montrer leur effet sur la morphologie des copeaux sont présentés en Annexe (voir Figures A. 1 & 2). Pour simplifier l'analyse, on ne s'intéresse ici qu'aux évolutions de l'épaisseur moyenne des copeaux (Figure II. 23(a)) et au rapport de

segmentation (Figure II. 23(b)). L'influence de la taille de grains sur l'épaisseur moyenne montre un écart significatif entre les valeurs de l'épaisseur moyenne de copeau pour les vitesses inférieures à 150 m/min. L'écart le plus important est de 20 μm , il correspond à la condition de coupe $f = 0,15 \text{ mm/tr}$; $V_c = 120 \text{ m/min}$.

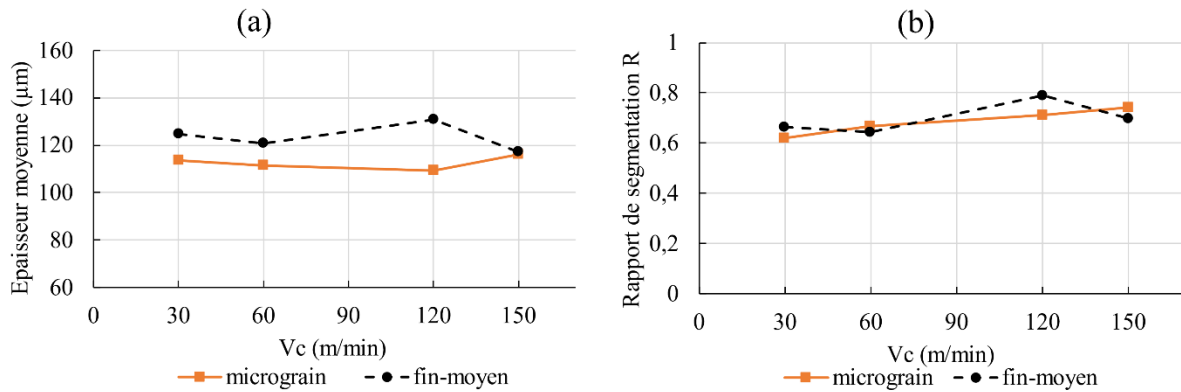


Figure II. 23. (a) Evolution de l'épaisseur moyenne du copeau et (b) du rapport de segmentation en fonction de la vitesse de coupe pour les nuances d'outils de 10%wtCo : μgrain (MG10) et grain fin (G2).

Le rapport de segmentation, quant à lui, augmente légèrement de façon générale avec l'augmentation de la vitesse de coupe pour les deux nuances. La taille de grain de l'outil n'affecte pas significativement la segmentation du copeau. L'effet de la taille de grain sur l'épaisseur de copeau est moins important que celui induit par la teneur en cobalt. Sur la Figure II. 21, on note que l'écart maximal atteint environ 30 μm avec la teneur en cobalt alors qu'il n'est que de 20 μm avec la taille de grain (voir Figure II. 23).

5.2. Analyse des efforts de coupe et d'avance

5.2.1. Effet de la vitesse de coupe

L'évolution des efforts de coupe moyens en fonction de la vitesse de coupe est présentée sur les Figures II. 25(a) et 25(b).

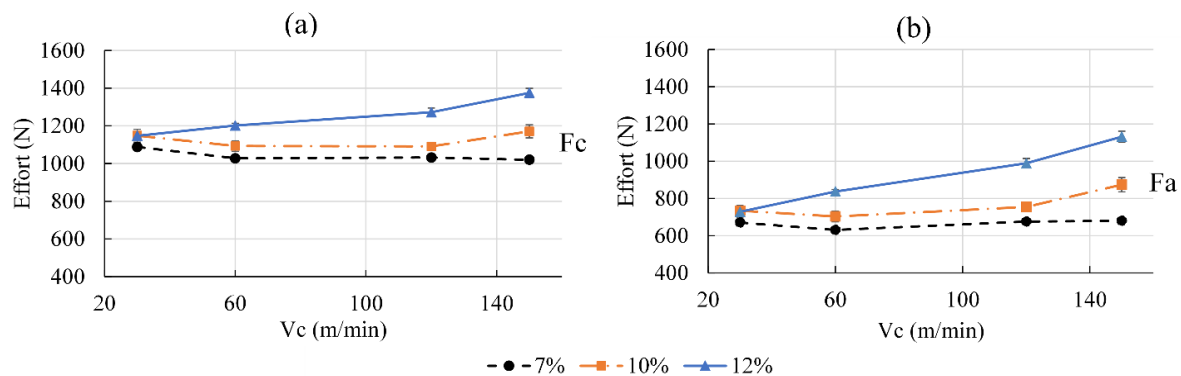


Figure II. 24. Evolution des efforts de coupe en fonction de la vitesse de coupe. (a) Efforts de coupe et (b) Efforts d'avance.

On peut remarquer que les efforts de coupe et d'avance évoluent de façons quasi-identiques. Deux domaines sont à distinguer : un premier domaine pour les vitesses comprises entre 30 et 60 m/min où les efforts diminuent légèrement ou restent quasi constants avec la vitesse, et un deuxième domaine à partir de $V_c = 60$ m/min où une augmentation progressive se met en place. Ces résultats sont prévisibles puisque ces deux domaines font intervenir deux processus thermomécaniques différents. Dans le premier, on assiste à une baisse de la contrainte d'écoulement du matériau usiné avec la chaleur (adoucissement thermique). En effet, quand la vitesse de coupe augmente, le frottement devient intense et la chaleur produite par frottement à l'interface outil/copeau augmente. L'excès de chaleur va ensuite adoucir davantage le matériau usiné, ce qui donne un effort légèrement plus faible à 60m/min qu'à 30m/min. Toutefois, à cet effet d'adoucissement thermique s'ajoute un autre effet antagoniste qui va plutôt durcir le matériau usiné quand la vitesse de déformation augmente avec la vitesse de coupe dans le deuxième domaine (domaine des plus grandes vitesses de coupe cas de l'UGV : usinage grande vitesse). L'effet de l'adoucissement thermique et celui de la vitesse de déformation sont antagonistes. Le premier fait baisser la contrainte d'écoulement du matériau usiné tandis que le second la fait augmenter. On assiste alors, selon la nuance du carbure, soit à une compensation entre ces deux effets et donc une stabilisation de l'effort (cas des nuances Co 7%wt et 10%wt), soit à la domination de l'un ou de l'autre, ce qui induit la diminution de l'effort de coupe pour $V_c \leq 60$ m/min (cas des nuances Co 7%wt et 10%wt), ou son augmentation pour $V_c \geq 60$ m/min (cas des nuances 10%wtCo et 12%wtCo). Il faut noter qu'avant l'augmentation des efforts, il y a une zone de transition qui coïncide avec la zone des conditions de coupe stables définies à partir du COM pour lesquelles les efforts sont les plus bas. Dans la pratique, les industriels préfèrent souvent travailler dans ces domaines de coupe stable pour éviter ainsi les fluctuations des efforts qui détériorent davantage la qualité des pièces usinées.

Contrairement aux deux premières nuances d'outils, les efforts obtenus pour la nuance de 12%wt de cobalt sont continuellement en augmentation pour toutes les vitesses de coupe. On peut noter aussi que plus la teneur en cobalt est élevée dans l'outil plus les efforts de coupe et d'avance sont importants. Les évolutions observées sur les Figures II. 25(a) et 25(b) pour les nuances WC-12%wtCo et WC-10%wtCo ont la même allure aussi bien dans la zone des grandes vitesses que celle des faibles vitesses de coupe. En définitive, la vitesse de coupe et la teneur en cobalt ont un effet non négligeable sur les efforts de coupe.

5.2.2. Effet de la teneur en cobalt des outils de coupe

Lorsqu'on se met à vitesse de coupe fixe, comme sur les Figures II. 26(a) et 26(b), on est en mesure de mieux évaluer l'impact que peut avoir la nuance d'outil sur les efforts d'usinage. Comme pour l'analyse des efforts en fonction de la vitesse de coupe, l'évolution des efforts de coupe et d'avance en fonction du pourcentage de cobalt affiche la même tendance. Globalement, les efforts augmentent quand on augmente le pourcentage de cobalt dans l'outil.

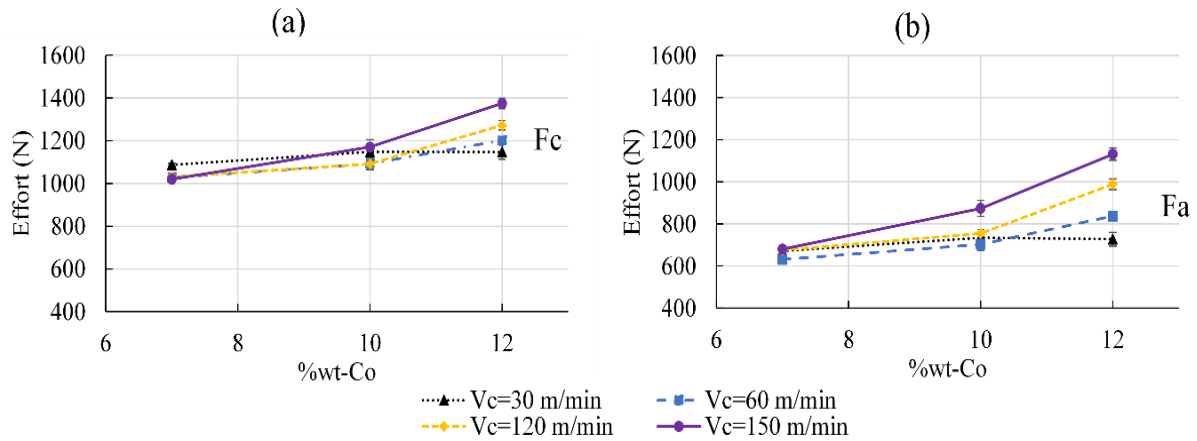


Figure II. 25. Evolution des efforts en fonction du pourcentage de cobalt dans l'outil. (a)- Efforts de coupe. (b)- Efforts d'avance.

L'amplitude de cette augmentation tend à croître en allant de la vitesse de coupe de 30 m/min à 150 m/min. Ainsi, la vitesse de 30 m/min affiche les plus faibles écarts, 60,47 N et 63,14 N pour les efforts de coupe et d'avance respectivement. Les plus grands écarts sont enregistrés pour la vitesse de coupe de 150 m/min à savoir 451,03 N pour l'effort de coupe et 354,89 N pour l'effort d'avance. D'autre part, l'écart entre l'effort de coupe et l'effort d'avance se réduit avec l'augmentation du pourcentage de cobalt dans l'outil. Lorsque ces deux efforts se rapprochent cela est synonyme d'un coefficient de frottement important, on tend alors dans ce cas vers un contact collant à l'interface outil/copeau. Ces observations peuvent être corrélées à celles de l'épaisseur de copeau effectuées précédemment sur les Figure II. 21(a) et 21(b). Quand bien même l'épaisseur du copeau n'est certainement pas le seul paramètre pouvant influencer les efforts, il est important de remarquer que l'augmentation des efforts est en accord avec celle de l'épaisseur du copeau.

La courbe de l'effort de coupe moyen (sur la Figure II. 25(a)) montre que les outils avec les faibles pourcentages de cobalt (7% wtCo et 10% wtCo) ont réduit les efforts de coupe par rapport à l'outil à 12% wtCo. La réduction maximale de l'effort de coupe F_c est atteinte pour les outils à 7%wtCo, tandis que l'outil à 10%wtCo a réduit F_c de 14% environ pour les vitesses de coupe 60 m/min, 120 m/min et 150 m/min.

5.2.3. Effet de la taille des grains de carbure de tungstène (WC)

La Figure II. 26 montre l'évolution des efforts d'usinage en fonction de la vitesse de coupe pour deux outils de coupe avec des tailles de grains différentes pour le carbure de tungstène. L'effet de la taille des grains observé est attendu puisqu'il est aussi corrélé à l'évolution de l'épaisseur des copeaux. La taille de grains a un effet plus prononcé avec la diminution de la vitesse de coupe. L'écart le plus élevé est obtenu pour la vitesse de coupe de 30 m/min et s'annule pour la vitesse de coupe de 150 m/min. On note aussi qu'une dispersion des efforts autour de la moyenne est très visible (prononcée) pour la nuance de 10%wtCo avec un grain fin-moyen. Cette dispersion est réduite avec l'augmentation de la vitesse de coupe.

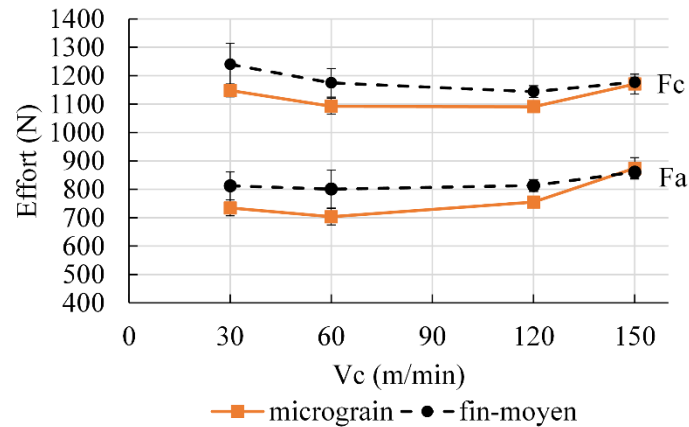


Figure II. 26. Influence de la taille des grains du carbure sur les efforts de coupe (F_c) et d'avance (F_a) en fonction des vitesses de coupe pour la nuance de 10%wtCo.

5.3. Analyse du frottement et la température de coupe

5.3.1. Effet de la vitesse et de la teneur en cobalt des outils sur le frottement

Le coefficient de frottement à l'interface outil-copeau rend compte des phénomènes gouvernant les contacts outil/copeau et outil/pièce. Il est usuellement associé à la variation de l'effort de coupe et l'effort d'avance ainsi qu'à la présence des mécanismes d'usure dans le contact outil-matière usinée. Plus l'écart entre l'effort de coupe et l'effort d'avance est réduit plus le coefficient de frottement devient grand (sa valeur est maximale (= 1) quand les deux efforts sont égaux dans le modèle de Coulomb pour un angle de coupe nul). En usinage, plusieurs travaux ont montré que le long du contact outil/copeau, il existe deux zones de contact avec des phénomènes de frottement différents : une zone collante et une autre glissante. Néanmoins, le coefficient de frottement apparent est souvent utilisé dans la littérature pour caractériser le contact à l'interface outil/copeau à cause de l'inaccessibilité de ce dernier pour des mesures précises. A défaut d'avoir une estimation très locale du frottement à l'interface (en chaque point du contact), le coefficient de frottement apparent (dédit du modèle de Coulomb) donne une estimation plus globale dans le contact. Il a été introduit par Merchant [77] dans le cas de la coupe orthogonale sur la base des hypothèses d'un état de contraintes uniformes le long du plan de cisaillement primaire et d'un coefficient de frottement constant le long de toute la zone de contact. Sa valeur est calculée à partir de la relation suivante :

$$\mu = \frac{F_a + F_c \tan(\alpha)}{F_c - F_a \tan(\alpha)} \quad (\text{II. 7})$$

On remarque que cette formule est une fonction des efforts de coupe et d'avance et de l'angle de coupe α . On rappelle que pour l'ensemble des essais de cette thèse, un angle de coupe nul a été choisi. Ce qui implique l'équation suivante pour le coefficient de frottement :

$$\tan(\alpha) = 0 \text{ et } \mu = \frac{F_a}{F_c} \quad (\text{II. 8})$$

Dans ces conditions, on s'attend à ce que le coefficient de frottement suive la même évolution que les efforts de coupe puisqu'il a été constaté plus haut que les deux efforts (de

coupe et d'avance) évoluent selon la même tendance. Les Figures II. 28(a) et 28(b) montrent l'évolution du coefficient de frottement apparent pour différentes vitesses de coupe et nuances d'outil, respectivement. Pour la vitesse de coupe de 30 m/min, il est relativement constant quelle que soit la nuance d'outil et prend des valeurs légèrement supérieures à 0,6. Au-delà de la vitesse de coupe de 60 m/min, on note une influence significative de la teneur en cobalt de l'outil sur le coefficient de frottement qui se matérialise par un écart de plus en plus grand entre les courbes des différentes nuances (voir les Figures II. 28(a) et 28(b)). Plus la vitesse de coupe est importante, plus l'influence de la nuance de l'outil est notable. A 60 m/min, il augmente de 0,61 pour la nuance de WC-7%wtCo à 0,7 pour WC-12%wtCo, soit une augmentation de plus de 15%, tandis qu'à 150 m/min il passe de 0,667 à 0,823 avec une augmentation de l'ordre de 35%.

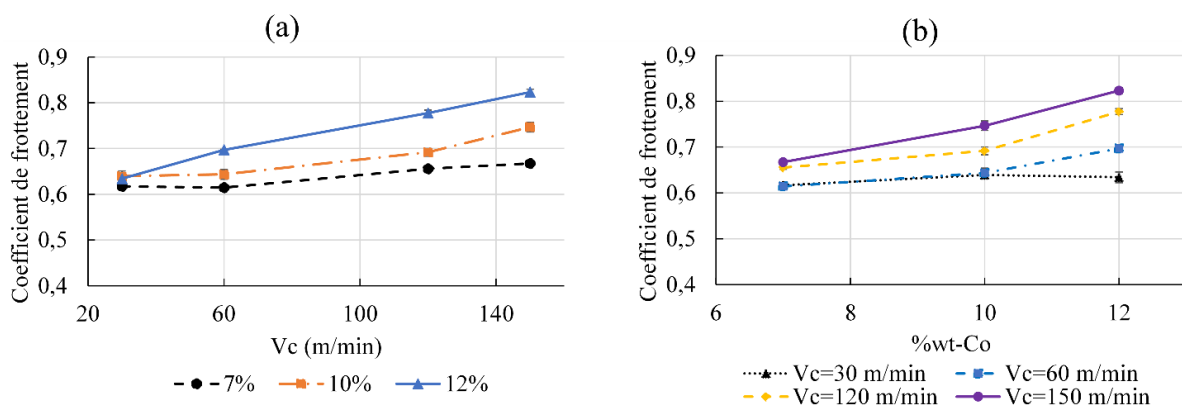


Figure II. 27. Evolution du coefficient de frottement en fonction de : (a) la teneur en cobalt, (b) la vitesse de coupe.

Globalement le coefficient de frottement augmente en fonction de la vitesse de coupe pour toutes les nuances (7%, 10% et 12% wt). Ces résultats sont en accord avec les observations précédentes sur les efforts où il a été remarqué une augmentation de l'effort d'avance avec la vitesse de coupe. D'autres auteurs ont obtenu une évolution similaire lors de l'usinage du Ti-6Al-4V en configuration de tournage orthogonal avec un outil en carbure de tungstène et des vitesses de coupe allant de 21 m/min à 250 m/min, Calamaz et al. ([175], [176]). Ces auteurs expliquent que cette augmentation est contraire aux prévisions des modèles analytiques qui prévoient plutôt une diminution du coefficient de frottement à cause de l'augmentation de la vitesse de coupe et de la température. Philippon a confirmé cette tendance de baisse du coefficient de frottement aux grandes vitesses de glissement en réalisant des essais à très grandes vitesses ($0,01 \text{ m/s} \leq V_g \leq 42 \text{ m/s}$) à l'aide d'un dispositif de canon à gaz pour le couple XC18/carbure de tungstène non revêtu et le couple acier/acier [177] (voir Figure II. 28(a)).

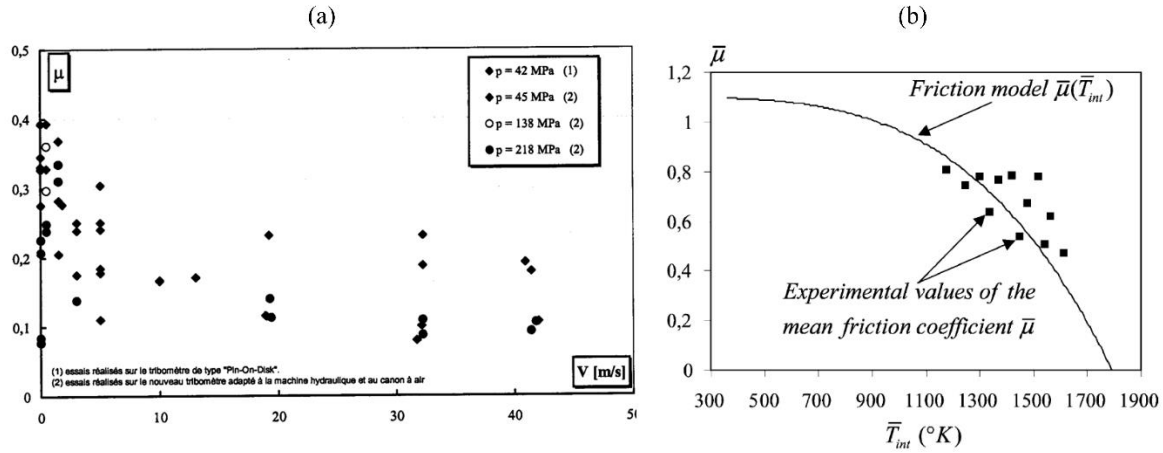


Figure II. 28. (a) Evolution du coefficient de frottement apparent pour le couple XC18/carbure de tungstène non revêtu en fonction de la vitesse [177] (b) Evolution du frottement en fonction de la température à l'interface outil-copeau [84].

Moufki et al. [84] ont montré de leur côté que le frottement décroît avec la température selon une loi (Equation II. 9) qui a été identifiée expérimentalement grâce à des essais de coupe orthogonale, voir Figure II. 28(b).

$$\bar{\mu} = \bar{\mu}_0 \left(1 - \left(\frac{\bar{T}_{int}}{T_f} \right)^q \right) \quad (\text{II. 9})$$

avec $\lambda = \tan^{-1} \bar{\mu}$, \bar{T}_{int} la température moyenne à l'interface outil/copeau, T_f la température de fusion du matériau usiné et q le facteur de sensibilité à la température.

On peut déduire des travaux de Philippon [177] et Moufki et al. [84] que cette décroissance du frottement ne peut être observée qu'à des très hautes température ($T \geq 1100\text{K}$) et donc qu'en usinage à très grandes vitesses ou lors des essais à très hautes vitesses comme les essais d'impact, crash, explosion,

Cependant l'augmentation du coefficient de frottement avec la vitesse dans notre cas trouve son explication dans l'augmentation de la longueur contact avec la vitesse de coupe à cause de l'accroissement du rayon d'enroulement du copeau comme cela a été rappelé plus haut. Dans les travaux de Yameogo [167], il a été rapporté qu'à vitesse d'avance fixe, l'augmentation de la vitesse de coupe entraîne une augmentation du coefficient de frottement.

Concernant l'effet de la teneur en cobalt sur le coefficient de frottement, la littérature montre que les nuances de carbure de tungstène avec les plus faibles teneurs en cobalt offrent une meilleure conductivité thermique que les outils à grande pourcentage de cobalt [39], ce qui les rend plus adaptés à la dissipation de la chaleur générée en usinage. Mishra et al. [165] ont observé par exemple que lors de l'usinage à sec du Ti-6Al-4V, les outils avec un revêtement AlCrN évacuent mieux la chaleur de l'interface outil-copeau grâce à leurs bonnes propriétés thermophysiques, notamment la conductivité thermique et la chaleur spécifique. Moins de chaleur dans le contact implique un frottement moins élevé puisque le frottement a tendance à augmenter avec l'augmentation de la température pour des vitesses faibles. On peut donc noter

deux comportements du frottement en fonction de la vitesse (faibles et grandes vitesses) comme cela a été expliqué plus haut.

5.3.2. Effet de la vitesse et de la teneur en cobalt sur la température de coupe

La température de coupe a été mesurée au plus près de la surface de l'outil grâce à l'intégration d'un thermocouple dans le corps de l'outil (voir Section 2.2., Figure II. 10). Il a été orienté perpendiculairement aux lignes de niveau de la température générée par le processus de coupe. Par conséquent, le flux qui arrive au thermocouple provient de l'interface de frottement outil/copeau ainsi que la zone de déformation primaire (zone de cisaillement primaire). Des études ont été conduites au préalable sur la forme et l'évolution des isothermes ainsi que le positionnement optimal du logement du thermocouple (trous) pour ne pas fragiliser l'arête de coupe de l'outil pendant l'usinage, Yameogo [167].

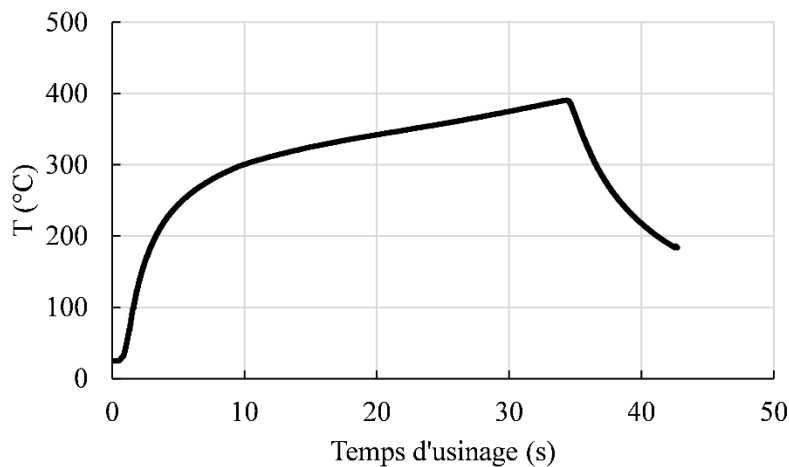


Figure II. 29. Evolution de la température de coupe pendant l'usinage du Ti-6Al-4V ; $V_c = 30$ m/min ; $f = 0,15$ mm/tr, cas de l'outil WC-12%wtCo.

La Figure II. 29 montre l'évolution de la température mesurée dans le cas de la nuance d'outil WC-12%wtCo et la condition d'usinage : $V_c = 30$ m/min et $f = 0,15$ mm/tr. On peut voir que la température de coupe augmente en deux temps (ou selon deux régimes), tout d'abord très rapidement pendant les premiers instants d'usinage (c'est le régime transitoire), et puis plus légèrement pour atteindre un maximum (régime quasi-stable), et enfin décroît très rapidement (chute) quand l'outil quitte la pièce à la fin du temps d'usinage. On peut noter que le temps d'usinage est court et ne permet pas d'atteindre un régime stable pour la température dans l'outil quand la vitesse de coupe est très grande. Cette observation est vraie pour l'ensemble des essais puis que c'est la vitesse $V_c = 30$ m/min qui donne le temps d'usinage le plus long (environ 40s). Toutes les courbes obtenues montrent que l'établissement d'un régime permanent pour la température est d'autant plus difficile que la vitesse de coupe est grande. Le choix des vitesses de coupe extrêmes ($V_c = 120$ m/min et $V_c = 150$ m/min), malgré ce temps d'usinage extrêmement court peut être justifié par le souhait de limiter l'usure prématurée des outils dans cette étude.

Les courbes montrant l'évolution de la température de coupe pour les différentes conditions de coupe et nuances d'outils sont présentées sur les Figures II. 31(a) et 31(b). Le reste des résultats est donné à titre indicatif en Annexe A. 3. Pour la vitesse de coupe $V_c = 30$ m/min, la température maximale atteinte est la plus faible quelle que soit la nuance d'outil testée. Elle augmente d'une vingtaine de degrés entre les nuances de 7% wtCo et 12% wtCo, voir Figure II. 30(b). Les caractéristiques thermiques des outils n'ont pas été données par le fabricant. Par conséquent, on ne peut pas établir une corrélation directe entre les températures mesurées et les données thermiques des nuances d'outils. Les autres vitesses de coupe donnent la même évolution, c'est-à-dire que l'influence de la teneur en cobalt des outils n'est pas très significative.

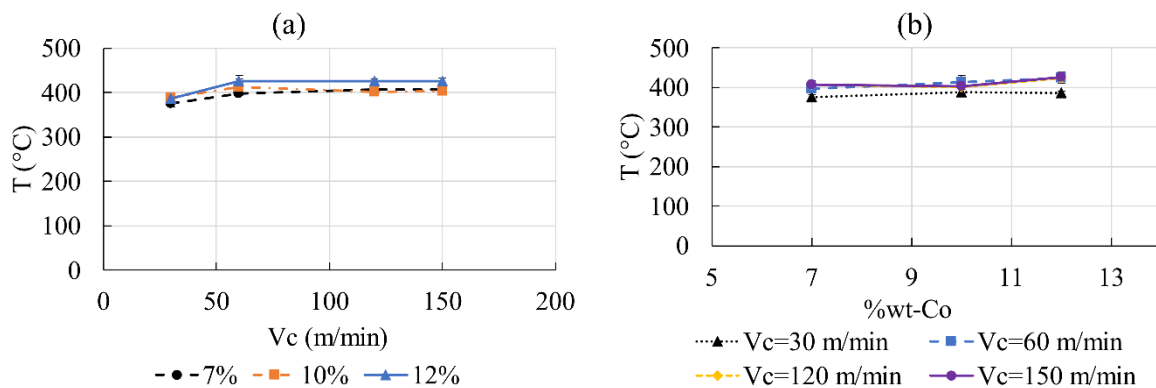


Figure II. 30. Evolution de la température en fonction (a) la vitesse de coupe et (b) du pourcentage de cobalt dans l'outil.

L'évolution de la température maximale en fonction de la vitesse de coupe est illustrée sur la Figure II. 30(a). Comme pour l'évolution en fonction de la teneur en cobalt, on note pour toutes les nuances une légère augmentation entre $V_c = 30$ m/min et $V_c = 60$ m/min et puis une stabilisation aux alentours de 400 °C. Ces résultats se rapprochent considérablement de ceux obtenus par Yameogo et al. [163]. L'auteur a observé une augmentation de la température maximale lors de l'usinage de l'alliage de titane Ti-6Al-4V plus significativement entre $V_c = 100$ m/min et 150 m/min qu'entre $V_c = 25$ m/min et $V_c = 100$ m/min. On peut conclure que la vitesse a plus d'effet sur la température que la nuance de l'outil et sa teneur en cobalt.

Bencheikh a montré une diminution des efforts de coupe due à l'adoucissement thermique de la pièce usinée en acier 42CD4 [109]. Contrairement aux aciers (hormis les inox), la faible conductivité thermique des alliages à base de titane est souvent décrite comme la principale cause de leur mauvaise usinabilité, car elle a pour conséquence de concentrer la chaleur au voisinage de l'arête de coupe de l'outil au lieu de la transférer au copeau et à la pièce. Ce qui va empêcher d'adoucir thermiquement le matériau de la pièce et ainsi baisser les efforts de coupe [99]. Ce qui expliquerait le fait que l'on n'observe pas de diminution des efforts de coupe avec l'augmentation de la vitesse de coupe.

5.4. Usure macroscopique des outils de coupe

Les critères les plus utilisés en usinage pour quantifier l'usure des outils de coupe est la mesure de la largeur de l'usure en dépouille V_B et la profondeur des cratères K_T formées sur la

face de coupe. Le premier critère correspond à la largeur de la zone de frottement de la matière usinée sur la face de dépouille de l'outil. L'usure en dépouille affecte principalement la stabilité de l'arête de coupe et par conséquent détériore la qualité dimensionnelle des pièces usinées [169]. Selon la norme NF ISO 36851993-12, si l'usure en dépouille est irrégulière, il faut retenir la mesure de sa largeur maximale V_{Bmax} . Cependant, si elle est régulière, la largeur moyenne de l'usure en dépouille V_B est plus appropriée pour quantifier l'usure en dépouille. Le deuxième critère généralement utilisé pour la caractérisation de l'usure des outils est l'usure en cratère. Cette usure se produit généralement sur la face de coupe de l'outil. Trois paramètres principaux sont communément utilisés pour la définir : la profondeur de cratère K_T , sa largeur K_B et sa position relative K_M par rapport à l'arête de coupe. L'utilisation de K_T est plus fréquente. Chaque outil de coupe a été investigué à la fois pour l'analyse de l'usure du cratère et de l'usure en dépouille.

5.4.1. Analyse de l'usure en dépouille

La Figure II. 31 montre les faciès d'usure de la face de dépouille pour les trois nuances d'outil obtenues avec différentes conditions d'usinage. L'ensemble des images obtenues après les trois répétitions d'essais est présenté en Annexe (Figure A. 4).

Sur la Figure II. 31, on remarque que certaines conditions de coupe donnent lieu à une usure en dépouille régulière alors que d'autres, une usure irrégulière. L'outil WC-7%wtCo à la vitesse de coupe $V_c = 60$ m/min par exemple présente une usure en dépouille irrégulière. Ces formes d'usure sont certainement apparues en raison des contraintes mécaniques non uniformes sur l'arête de coupe de l'outil. Pour simplifier l'analyse, nous avons choisi de mesurer la largeur moyenne de l'usure en dépouille V_B pour tous les essais. Ce choix est motivé par la part minoritaire que représente l'usure irrégulière. La répétabilité des essais a permis de calculer l'écart type autour de la valeur moyenne des trois essais.

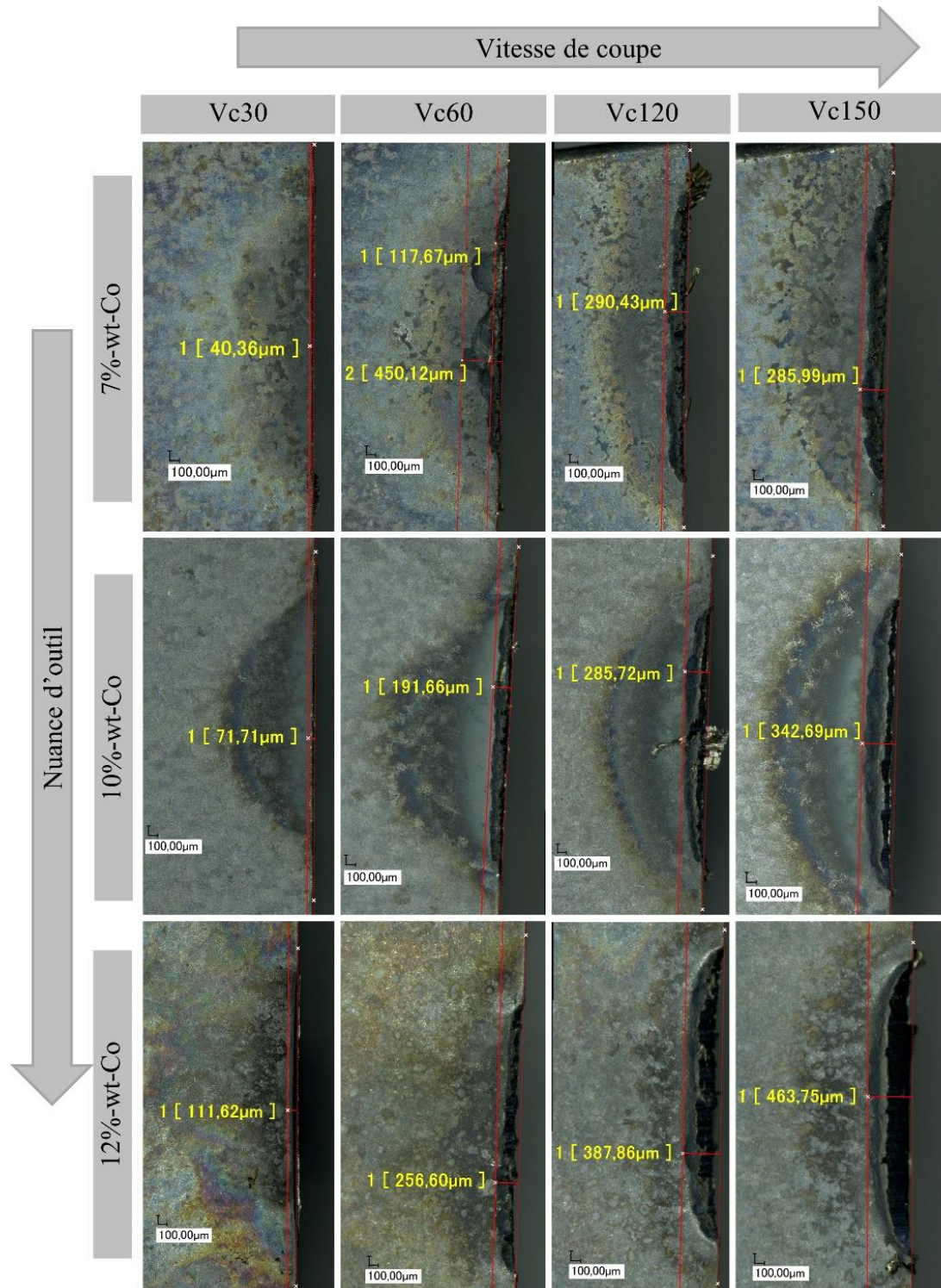


Figure II. 31. Mesure de l'usure en dépouille pour les différentes vitesses de coupe et trois nuances d'outil.

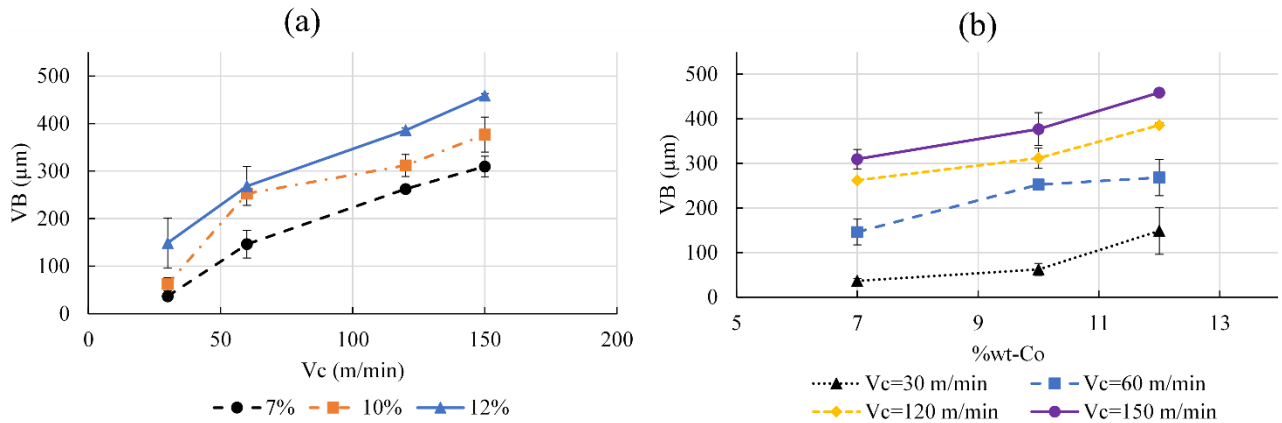


Figure II. 32. Evolution de l'usure en dépouille en fonction de : (a) la vitesse de coupe et (b) le pourcentage de cobalt de l'outil.

i) Effet de la vitesse de coupe

La Figure II. 32(a) montre l'évolution de V_B en fonction de la vitesse de coupe pour les trois différentes nuances d'outils avec la même taille de grain. On peut voir que l'usure en dépouille augmente globalement en fonction de la vitesse de coupe pour les trois nuances d'outils testées. Dans la pratique, le critère d'arrêt $V_B = 0,3$ mm est souvent utilisé pour l'usure régulière puisqu'au-delà de cette valeur, la précision, l'état de surface et l'intégrité de surface de la pièce usinée peuvent être significativement affectés. Pour les trois nuances, l'évolution de l'usure en dépouille montre deux domaines de vitesse de coupe où il existe un changement dans la pente des courbes : un premier domaine entre 30 m/min et 60 m/min pour lequel on note une forte augmentation de l'usure en fonction de la vitesse et où on reste également en dessous de la valeur limite $V_B = 0,3$ mm. Un deuxième domaine entre 60 m/min et 150 m/min où V_B croît plus lentement en fonction de la vitesse de coupe par rapport au domaine précédent. Une modification des mécanismes d'endommagement est probablement responsable de ce changement à la vitesse de coupe de 60 m/min. Il est important de remarquer que la vitesse de coupe de 30 m/min ne fait pas partie des vitesses de la zone de coupe stable définie par le protocole COM, pourtant elle permet d'avoir une usure en dépouille moins importante. Par conséquent, la dégradation ultime de l'outil peut être repoussée tout en permettant des durées de coupe plus longues en utilisant cette condition. Comme abordé plus haut, à matière usinée constante, le temps d'usinage est plus court pour les vitesses les plus élevées. Par conséquent si l'écart entre l'usure des outils aux faibles vitesses de coupe et celle des outils aux grandes vitesses augmente, cela implique une meilleure performance des outils aux faibles vitesses de coupe.

ii) Effet de la teneur en cobalt

L'évolution de l'usure en dépouille en fonction des nuances d'outil est présentée sur la Figure II. 32(b) pour les différentes vitesses de coupe. Elle montre clairement qu'une augmentation du pourcentage de cobalt dans l'outil conduit à une augmentation de l'usure en dépouille pour les quatre vitesses de coupe utilisées. L'usure maximale est obtenue pour l'outil WC-12%wtCo à la fin du temps de coupe quelle que soit la vitesse. Les outils WC-7%wtCo et WC-10%wtCo présentent globalement une usure plus faible que les outils WC-12%wtCo.

L'usure en dépouille au niveau de l'arête de l'outil WC-12%wtCo est de 75,3 %, 31,9 % et 32,5 % plus importante que celle de l'outil WC-7%wtCo pour les vitesses 30, 120 et 150 m/min, alors que celle de l'outil WC-10%wtCo est réduite de 41,1 %, 15,8 % et 17,8 % par rapport à l'outil WC-7%wtCo pour ces mêmes vitesses. L'outil WC-7%wtCo a été donc le plus performant avec une réduction considérable de l'usure en dépouille à toutes les vitesses de coupe excepté celle de 60 m/min. Ces résultats sont en accord avec l'analyse des efforts présentée précédemment. En effet, l'augmentation des efforts d'avance sur la Figure II. 25(b) est en lien avec l'augmentation de la surface de contact entre l'outil et la pièce usinée autrement dit l'augmentation de l'usure en dépouille.

Dans leur étude sur l'analyse de l'effet de la nuance de l'outil de coupe sur l'usinage des alliages de titane présentée précédemment dans la chapitre 1, Komanduri et Reed Jr ont observé une diminution significative de l'usure en dépouille avec les outils à teneurs en cobalt faibles. Ces résultats permettent de conclure que la sélection des nuances de carbure influence de façon non négligeable les performances des outils et leur résistance à l'usure. Dans notre cas, la nuance d'outil de 7%wtCo affiche tout de même une particularité. Elle est la seule à présenter une usure irrégulière pour la condition $V_c = 60$ m/min comme on peut le voir sur la Figure II. 31. Elle se manifeste par un écaillage prononcé sur les trois outils WC-7%wtCo utilisés pour cette condition de coupe. La largeur maximale de l'usure en dépouille V_{Bmax} a été relevée. Toutefois, pour les cas ne présentant pas une usure irrégulière, il est important de remarquer que V_{Bmax} est quasiment équivalent à V_B . Par conséquent, une comparaison avec le V_{Bmax} de la seule condition où l'usure irrégulière a été observée est proposée sur la Figure II. 33.

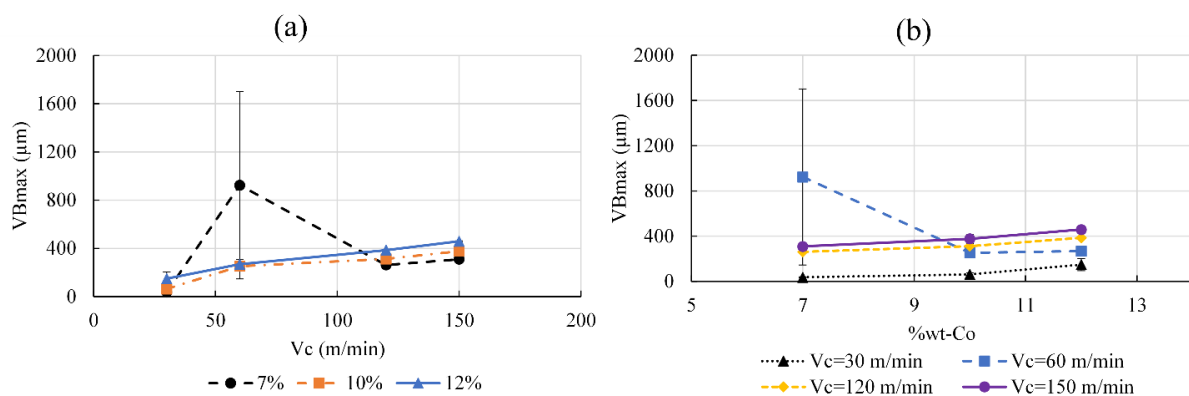


Figure II. 33. Evolution de l'usure maximale en dépouille en fonction de : (a) la vitesse de coupe et (b) pourcentage de cobalt de l'outil.

Hormis l'augmentation générale observée en fonction de la vitesse de coupe, discutée précédemment, on remarque que la vitesse de coupe de 60 m/min induit une usure en dépouille catastrophique pour la nuance WC-7%wtCo.

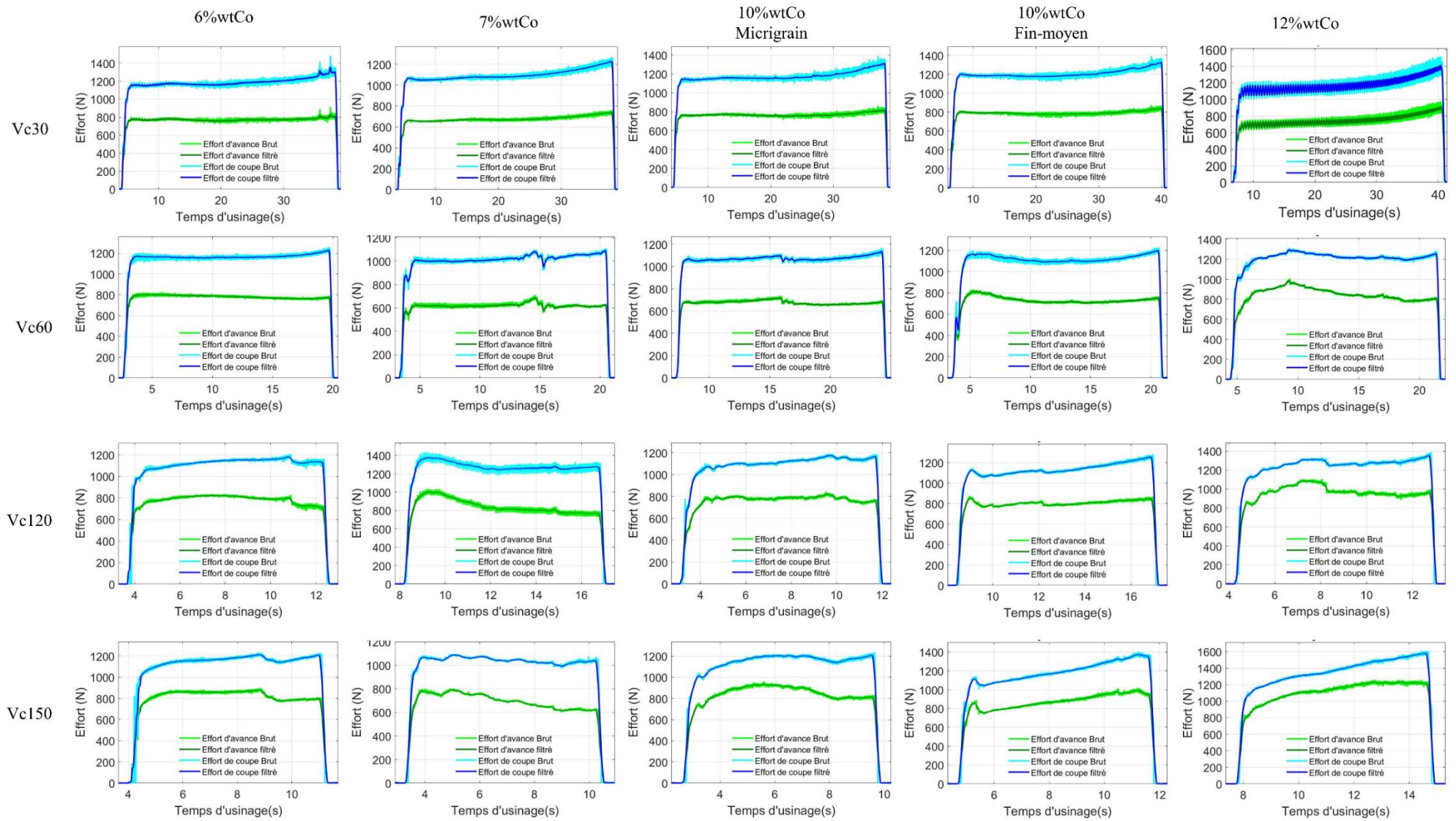


Figure II. 34. Signaux des efforts pour les différentes nuances d'outils et vitesses de coupe.

En ce qui concerne le critère d'arrêt V_{Bmax} pour une usure considérée irrégulière, elle est fixée à 0,6 mm selon la norme ISO 3685-1993 (E) [178]. Cette valeur est largement dépassée pour la nuance de 7%wtCo avec $V_c = 60$ m/min. L'analyse des signaux d'effort de cette condition sur la Figure II. 34 permet d'identifier grâce aux variations des courbes qu'il y a eu un écaillage en deux temps. Tout d'abord au début, pendant la phase transitoire (première augmentation des efforts) et après à environ 15 secondes d'usinage. Sur cette figure les perturbations sur les signaux sont la cause d'un changement brusque à la surface de l'outil. Comme évoqué plus tôt, la cause de ce changement à cette vitesse de coupe est certainement dû à une modification des mécanismes d'endommagement. Cette nuance est apparemment la seule à mal supporter le chargement mécanique des premiers instants de la coupe.

Dans les années 1980, Komanduri et Von Turkovich avaient déjà qualifié de non économique l'usinage du titane et d'autres superalliages aéronautiques à des vitesses de coupe de 60 m/min. Ils ont expliqué cette mauvaise performance par la réactivité chimique élevée du titane avec la plupart des nuances de carbure de tungstène et l'usure rapide qu'elle provoque particulièrement pour des vitesses proches de 60 m/min [179].

Ces résultats sont également en accord avec la carte d'usure en dépouille réalisée par Jaffery et Mativenga [112] pour l'usinage de l'alliage Ti-6Al-4V et présentée dans la chapitre 1 (voir Figure I. 32). Les auteurs ont mentionné l'existence de petits îlots d'usure élevée se situant entre la vitesse de coupe 55 m/min et 85 m/min et une avance entre 0,15 et 0,19 mm/tr. L'existence de cette région localisée avec une forte usure lors de l'usinage de l'alliage Ti-6Al-4V est expliquée par des mécanismes d'adhésion et d'écaillage importants. Ces derniers sont la conséquence des champs de température et de contraintes élevées pendant l'opération de coupe. L'adhésion cyclique et l'écaillage sont des mécanismes d'usure typiques lors de l'usinage à des températures élevées au niveau de l'interface de coupe.

iii) Effet de la taille de grain

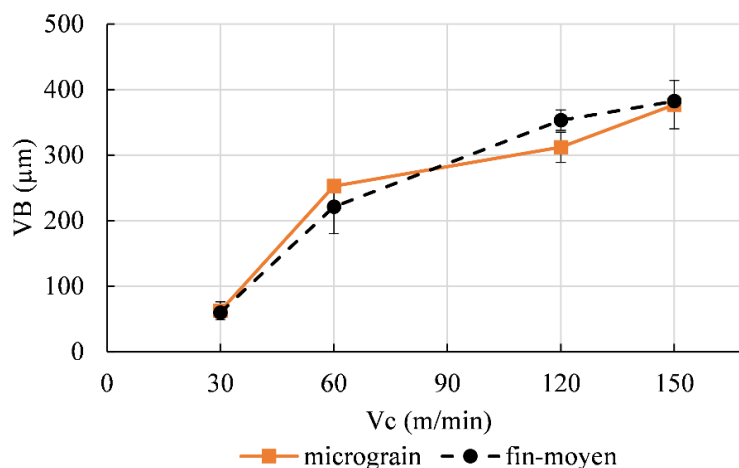


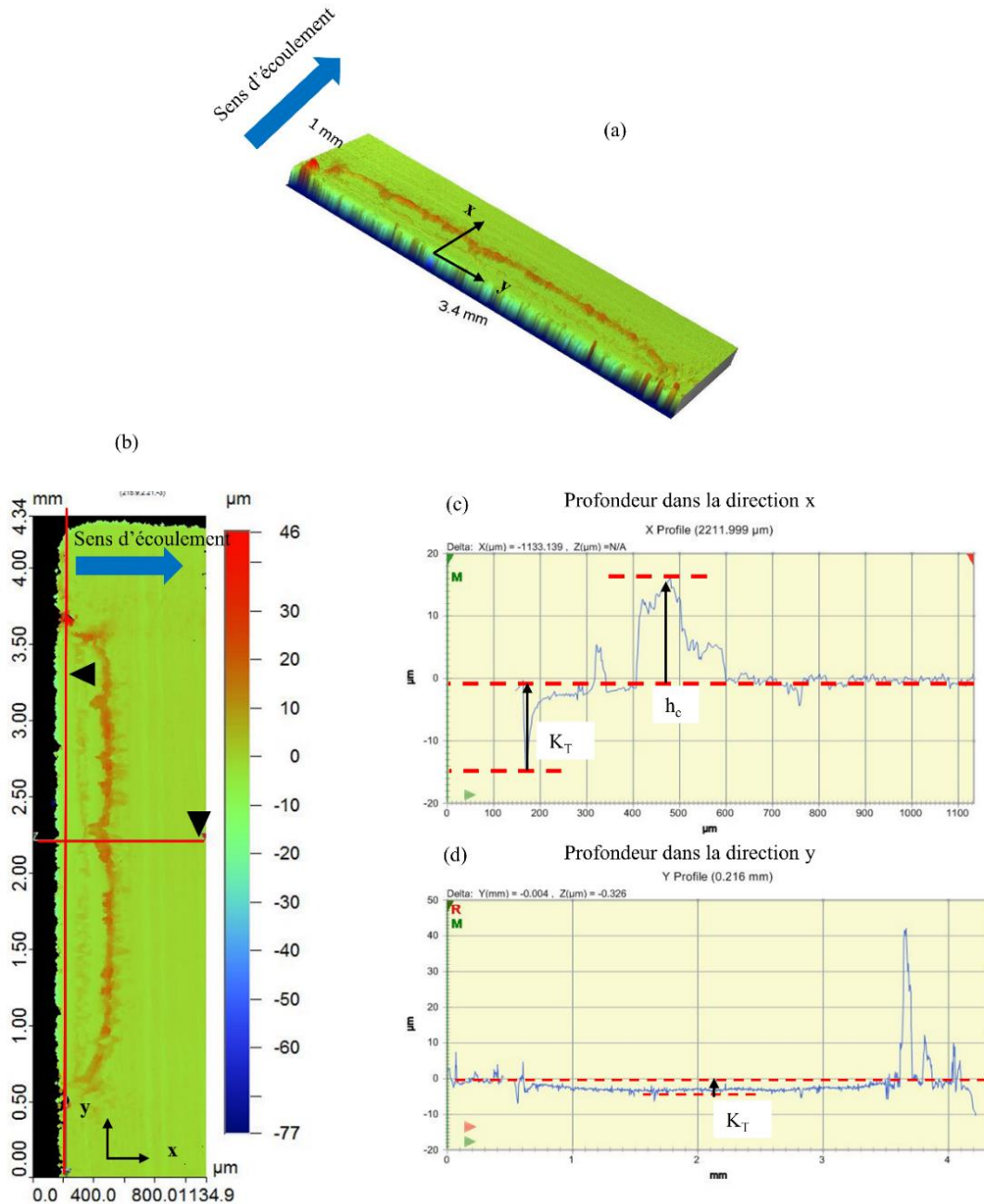
Figure II. 35. Evolution de l'usure en dépouille en fonction de la vitesse de coupe pour les outils pour des tailles de grain différentes.

La Figure II. 35 montre la comparaison des deux nuances de l'outil WC-10%wtCo à tailles de grain différentes (µgrain et grain fin-moyen). La même évolution de l'usure en

dépouille est observée pour l'ensemble des nuances. La taille de grain n'a visiblement pas d'influence sur l'usure en dépouille.

5.4.2. Analyse de l'usure sur la face de coupe des outils et usure en cratère

Les topographies des surfaces obtenues à l'aide du profilomètre permettent d'évaluer les profils d'usure et les grandeurs caractéristiques du cratère formé sur la face de coupe de l'outil. Un exemple de topographie de la surface de coupe de l'outil à 6%wtCo obtenue à une vitesse de coupe de $V_c = 60$ m/min est montré sur les Figures II. 37(a) et 37(b).



Les topographies obtenues pour toutes les conditions de coupe et avec les outils à teneurs en cobalt de 7%, 10% et 12% sont présentées en Annexe (Figure A. 5). Des profils 2D peuvent être obtenus suivant les axes x et y comme illustrés sur les Figures II. 37(c) et 37(d) pour apprécier le niveau de la profondeur du cratère et la hauteur de collage du titane à la sortie de la zone de contact outil/copeau (Figure II. 36(c)). Ces profils d'usure permettent également d'évaluer la longueur de contact outil-copeau et la corréler à l'usure.

5.4.2.1. Influence de la vitesse et de la teneur en cobalt des outils sur l'usure en cratère

Dans ce paragraphe, une évaluation de la profondeur maximale du cratère K_T est discutée. Le profil 2D a été extrait en cinq positions sur l'arête de coupe de l'outil (selon les axes x et y). Ce qui permet d'obtenir une moyenne de K_T sur la face de coupe.

Les Figures II. 38(a) et 38(b) montrent l'évolution de la profondeur maximale du cratère moyenne sur l'arête de coupe en fonction de la vitesse de coupe et de la nuance d'outil, respectivement. On note en générale une augmentation de la profondeur du cratère avec la vitesse de coupe. Il est important de remarquer qu'il y a une dispersion beaucoup plus large des valeurs de K_T autour de la moyenne comparée aux résultats présentés sur l'usure en dépouille. Cette dispersion est due à la présence d'un cratère non uniforme sur toute l'arête de coupe. De plus, il faut noter que pour certaines conditions, une couche de titane adhérente est souvent présente dans la zone du cratère. Aucune opération de nettoyage n'a été effectuée au préalable pour ne pas modifier l'état d'usure. Même si cela conduit à des incertitudes concernant les mesures de la profondeur du cratère, les couches de collage de titane ont été laissées sur le cratère dans le but de les étudier ultérieurement.

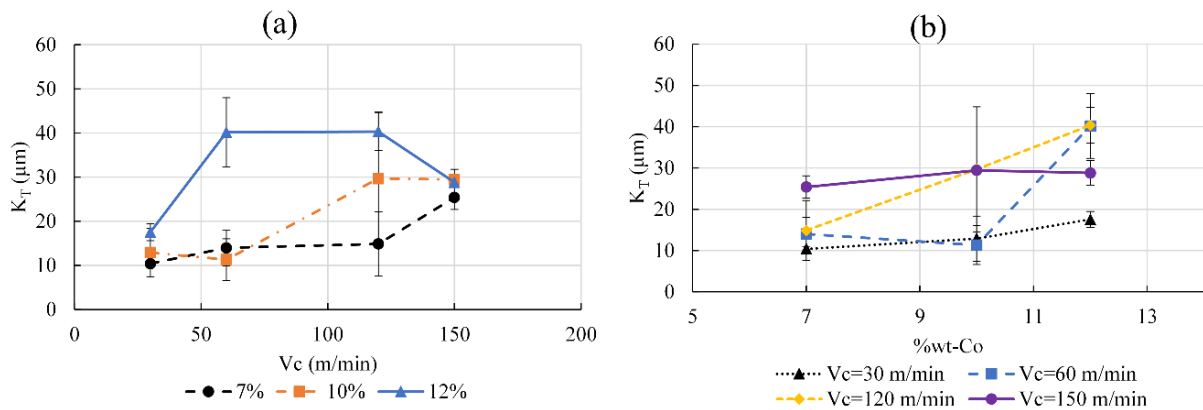


Figure II. 37. Evolution de l'usure en cratère en fonction (a) de la vitesse de coupe (b) du pourcentage de cobalt dans l'outil.

Les valeurs de K_T les plus élevées correspondent à l'outil WC-12%wtCo. Ces valeurs sont deux à trois fois plus grandes que celles des deux autres outils pour les mêmes vitesses de coupe. Les outils WC-7%wtCo et WC-10%wtCo ont montré les résistances maximales à l'usure en cratère. Les réductions maximales (>50%) de K_T sont atteintes entre les vitesses de 30 m/min et 150 m/min pour les outils de 7% et 10% par rapport à celui de 12%wtCo. Les K_T des trois outils deviennent presque similaires pour les vitesses de coupe de 30 et 150 m/min. Une cratérisation rapide de l'outil de coupe a été constatée lors du tournage à des vitesses de coupe

plus élevées, à cause des hautes températures générées sur l'arête de coupe des plaquettes. Cependant, le phénomène observé pour l'usure en dépouille avec l'outil à 7%wtCo à $V_c = 60$ m/min semble ne pas se reproduire pour l'usure en cratère. Les excellentes performances d'usure en cratère des outils à faible pourcentage de cobalt peuvent être attribuées à leur bonne dureté, module élastique élevé, et meilleure résistance à la déformation plastique. Ces résultats sont en accord à la fois avec l'évolution des efforts d'usinage et du coefficient de frottement apparent en fonction de la vitesse de coupe (voir Figures II. 26(a) et 28(a)).

La Figure II. 37(b) montre la cinématique de croissance des cratères pour les différentes vitesses de coupe en fonction du pourcentage de cobalt. Pour toutes les vitesses, on note une augmentation de la profondeur du cratère avec le pourcentage de cobalt dans l'outil. Toutefois l'augmentation de K_T n'a l'air d'obéir à aucune loi d'évolution particulière en fonction du pourcentage de cobalt pour les vitesses de coupe utilisées.

Contrairement à l'usure en dépouille, l'influence de la taille de grain sur la profondeur maximale du cratère est notable. On voit sur la Figure II. 38 que pour toutes les vitesses de coupe la nuance à grain fin-moyen induit une usure en cratère plus importante que la nuance à μ grain.

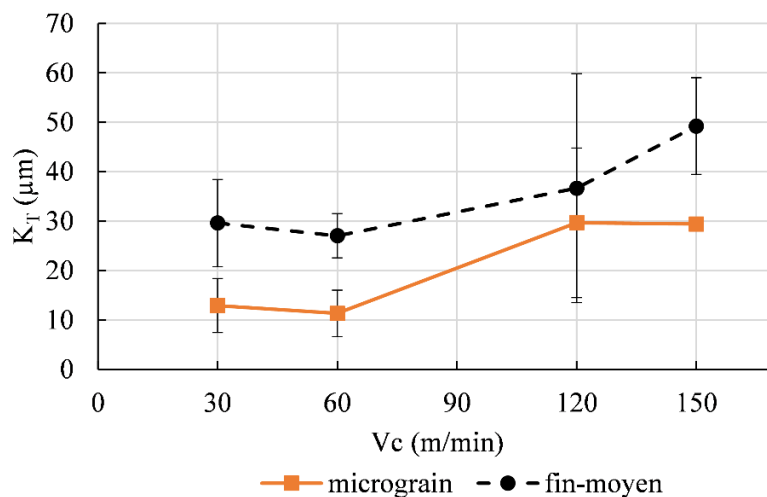


Figure II. 38. Evolution de la profondeur maximale du cratère en fonction de la vitesse de coupe pour les outils à granulométrie différente.

Jawaid et al. ont confirmé que les microstructures d'outils avec des grains fins (de type CNMG 120408-890) ont conféré une meilleure résistance à l'usure sur la face de coupe des outils que celles avec des grains de taille grossière (outils de type CNMG 120408-883) [114]. La température de coupe élevée et le grippage entre l'outil et le copeau pendant l'opération de tournage créent un environnement idéal pour l'usure. Ezugwu explique que les particules détachées sont emportées par le copeau à la surface de l'outil lorsque celui-ci s'écoule sur la face de coupe. Le taux de perte de matière sur un outil avec des grains grossiers serait donc plus élevé que celui d'un outil aux grains plus fins, ce qui entraîne une usure par cratérisation plus importante [180]. Ce phénomène est la suite logique de la fragilisation des liaisons entre les grains de carbure de tungstène avec l'effet des températures élevées au voisinage de la pointe de l'outil.

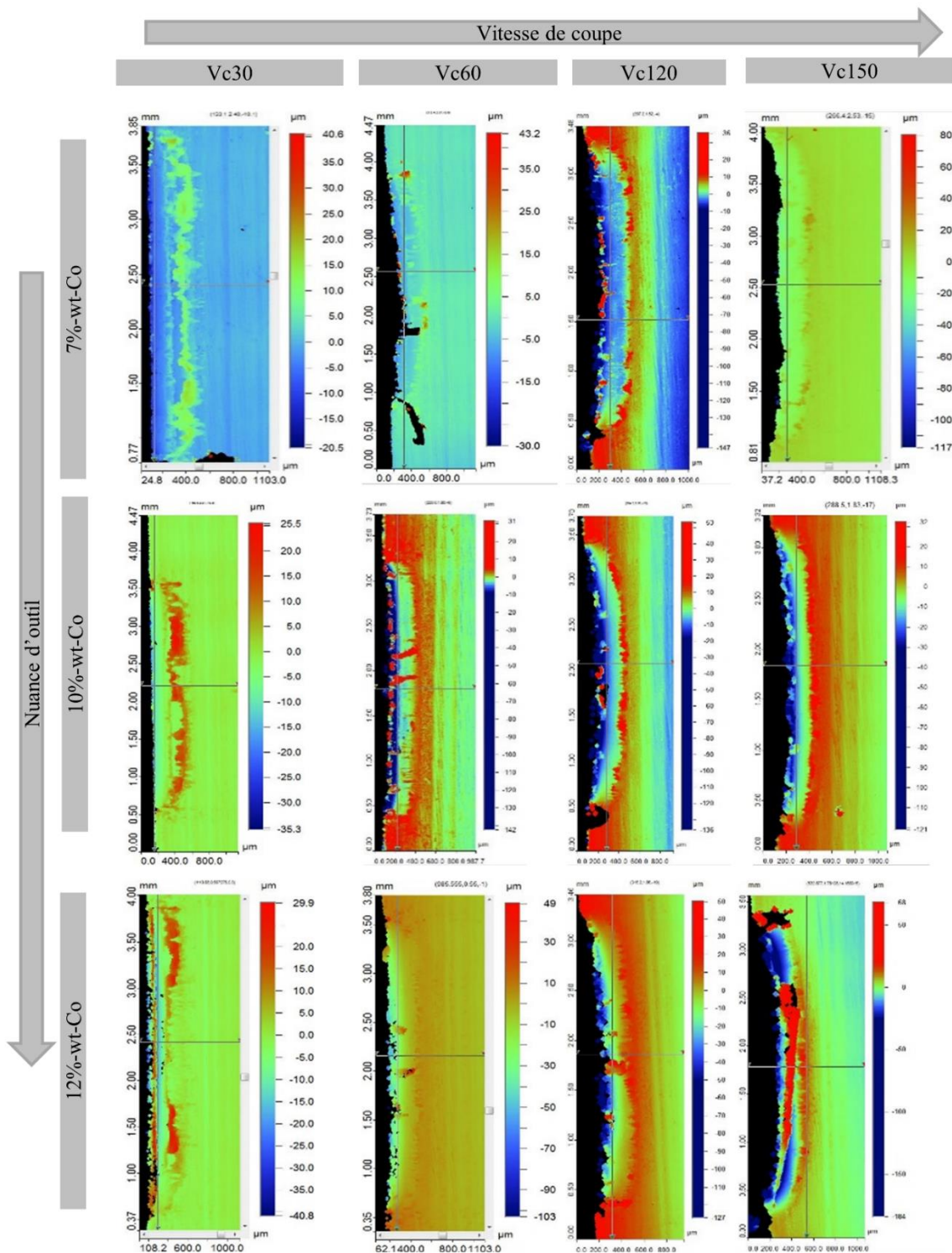


Figure II. 39. Topographie de la surface de coupe pour les différentes vitesses de coupe et trois nuances d'outil.

L'arrachement continu des grains de carbure à la surface de l'outil contribue à réduire la matière entre la face de coupe et la face de dévissage des outils (ce qui réduit la jonction entre les deux arêtes de coupe et de dévissage). Par conséquent, l'arête de coupe s'affaiblit avec un processus de rupture progressive qui conduit au recule de celle-ci ou carrément son

effondrement dans les cas extrêmes. Le phénomène de recul d'arête est observable sur la Figure II. 39. Cette dernière montre l'évolution de la topographie de la surface de coupe des outils pour les différentes vitesses. Elle permet de faire une analyse plus complète sur la surface de coupe de l'outil, en donnant la possibilité de visualiser le recul de l'arête et les éventuelles couches de titane collées. On peut y voir que le recul est très prononcé aux grandes vitesses. La cratérisation et le recul de l'arête sont donc les deux mécanismes qui prédominent lorsque la vitesse de coupe atteint 120 m/min.

De plus, on observe sur la Figure II. 39 qu'à la fin du contact outil/copeau sur la face de coupe, un collage de particules de titane est présent sur une partie de la surface de l'outil. Ce collage a déjà été mentionné et identifié sur les profils de la Figure II. 36(c) et se traduit par des pics au-dessus du niveau de référence de la surface de l'outil. Il jouerait un rôle prépondérant à la fois dans la formation du cratère et le recul de l'arête de coupe de l'outil.

5.4.2.2. Corrélation entre l'usure en cratère et la longueur de contact outil/copeau

Les topographies des surfaces de coupe usées permettent d'estimer la longueur de contact L_C outil/copeau pendant l'usinage. A noter qu'il est très difficile d'estimer expérimentalement ce paramètre compte tenu du contact intime outil-copeau. Nous allons tenter de l'estimer dans ce travail et la corréler à l'évolution de la teneur en cobalt des outils et à l'usure en cratère. Un exemple de mesure de la longueur de contact est présenté sur la Figure II. 40.

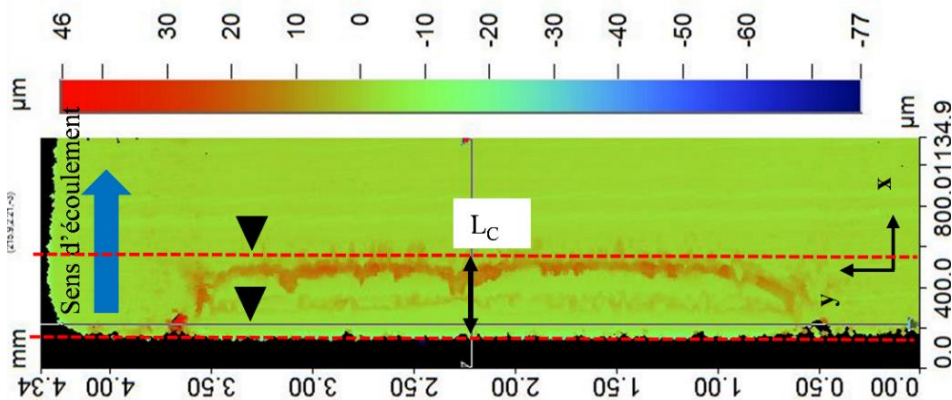


Figure II. 40. Illustration de la mesure de la longueur de contact pour l'outil WC-6%wtCo ; $V_c = 30$ m/min ; $f = 0,15$ mm/tr.

Les valeurs de L_C pour différents outils sont représentées sur la Figure II. 41. On peut distinguer deux types de tendance en fonction de la vitesse de coupe sur la Figure II. 41(a) pour les trois nuances testées. Les nuances WC-7%wtCo et WC-10%wtCo montrent une évolution peu significative de L_C lorsque la vitesse de coupe augmente. Quand bien même la variation est faible, on note un changement dans l'évolution de L_C à 60 m/min globalement. D'un autre côté, l'influence de la vitesse de coupe sur L_C est plus notable pour l'outil WC-12%wtCo. Elle diminue entre 30 m/min et 60 m/min puis augmente au-delà de 60 m/min.

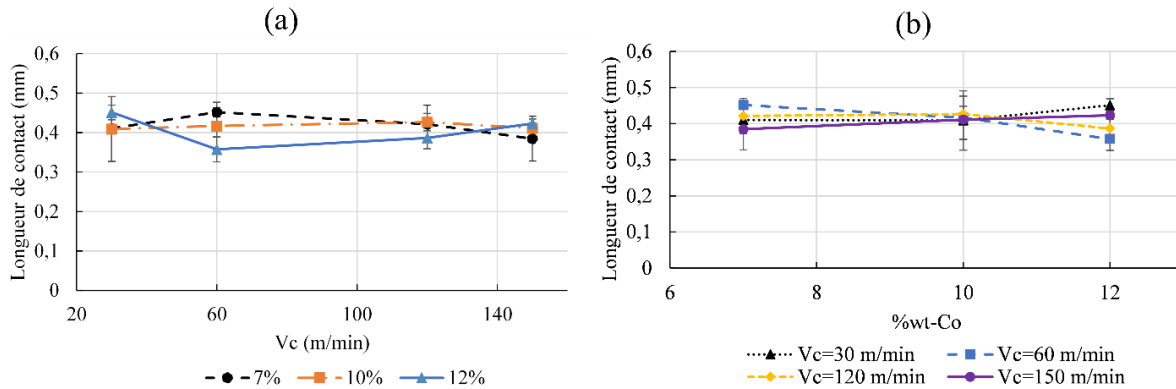


Figure II. 41. Evolution de la longueur de contact en fonction (a) de la vitesse de coupe et (b) du pourcentage de cobalt.

L'évolution de la longueur de contact en fonction de la teneur en cobalt dans l'outil est présentée sur la Figure II. 41(b). Il est difficile de dégager une tendance claire à partir de ces courbes. Cette difficulté est liée à l'analyse de la surface de l'outil pour la détermination précise de la longueur de contact réelle. Le recul graduel de l'arête de coupe est l'une des raisons conduisant aux imprécisions des mesures. Toutefois les courbes montrant l'influence de la vitesse de coupe sur longueur de contact mesurée sont cohérentes avec celles en rapport avec la profondeur maximale de cratère. Pour la nuance à 12% wtCo on note la plus faible valeur de la longueur de contact à la vitesse de coupe $V_c = 60$ m/min. Une longueur de contact réduite facilite la localisation de la température et la pression sur une surface de contact réduite et intensifie l'usure en cratère. L'augmentation de la vitesse de coupe rapproche la position de la température maximale (environ $2/3$ de L_c) de l'arête de coupe en raison de la diminution de la longueur de contact. Cela conduit à la formation d'un cratère de plus en plus proche de l'arête de coupe avec l'augmentation de la vitesse de coupe (voir Figure II. 37(a)). Comme évoqué plus haut, la formation du cratère favorise la réduction de la matière entre la surface de coupe et la surface de dépouille, et fragilise grandement la pointe de l'outil. Dans le même temps, l'augmentation de l'usure en dépouille change l'angle de coupe de l'outil d'une valeur positive vers une valeur négative. Cette configuration favorise moins l'enroulement des copeaux aux grandes vitesses de coupe. Ce qui est en accord avec l'observation de la morphologie des copeaux présentée sur la Figure II. 17 où on obtient une augmentation des rayons d'enroulement des copeaux avec l'augmentation de la vitesse de coupe.

5.4.3. Mécanismes d'endommagement induisant l'usure des outils

Le contact outil/copeau est le lieu où se produisent plusieurs mécanismes d'endommagement. La surface de frottement de l'outil WC-6% wtCo pour une vitesse de coupe $V_c = 30$ m/min et une avance $f = 0,15$ mm/tr est présentée sur la Figure II. 42 à titre d'exemple. Elle permet d'identifier 3 zones dans lesquelles on distingue des mécanismes d'endommagement propres. Ces zones ont été identifiées respectivement comme (i)- une zone de déformation sévère (zone 1), (ii)- une zone d'usure par cratérisation dominée par le mécanisme d'abrasion (zone 2), et (iii)- une zone d'usure dominée par l'adhésion (zone 3) ([92], [117]).

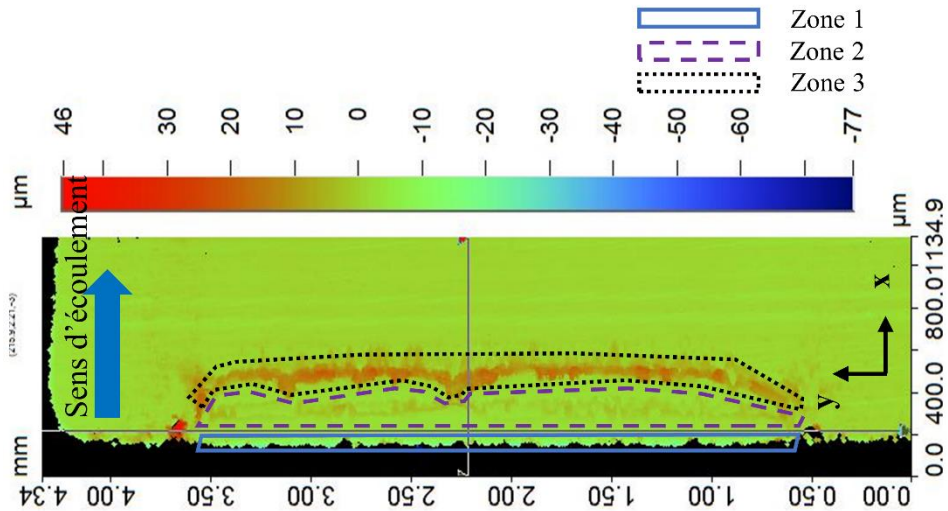


Figure II. 42. Illustration des zones d'usure avec des mécanismes d'endommagement propres présents sur la surface de contact des outils. WC-6%wtCo ; $V_c = 30$ m/min ; $f = 0,15$ mm/tr.

La zone 1 au voisinage de la pointe de l'outil est caractérisée par l'existence de fortes pressions. Par conséquent, elle est le siège de deux phénomènes principaux : le collage de fragment de matière et leur arrachement après la rupture des soudures provoquée par l'écoulement des copeaux. En effet, ces collages entre les fragments de copeaux et le carbure de tungstène sont la conséquence non seulement des fortes pressions mais aussi les faibles vitesses de glissement des copeaux à cet endroit (contact quasi-collant). Des soudures se mettent donc en place à cause de la stagnation des copeaux adhérents (faibles vitesses de glissement des copeaux et forte pression de contact) et créent des points d'accroche conduisant à l'arrachement de celles-ci avec le défilement des copeaux. Voir par exemple les outils présentés sur la Figure II. 39 :

- WC-7%wtCo avec les conditions : $V_c = 120$ m/min et $f = 0,15$ mm/tr,
- et WC-6%wtCo avec les conditions : $V_c = 60$ m/min, $V_c = 120$ m/min ; et $f = 0,15$ mm/tr,).

De plus, la zone 1 est la zone de déformation maximale à cause des forces de coupe élevées [181]. Par conséquent, le recul de l'arête de coupe prend place avec beaucoup d'ampleur dans les domaines des grandes vitesses comme on peut le voir sur la Figure II. 39. Un résidu de copeaux collés à la surface de coupe de l'outil après le désengagement de celui-ci est visible sur quelques topographies présentées sur cette figure, par exemple pour les conditions : $V_c = 60$ m/min avec l'outil WC-7%wtCo ; $V_c = 120$ m/min avec l'outil WC-10%wtCo et $V_c = 150$ m/min avec l'outil WC-12%wtCo. L'écaillage de l'arête de coupe, les microfissures et la rupture de l'arête sont les mécanismes d'usure les plus courants dans la zone 1. Cette analyse est corroborée par plusieurs travaux de la littérature, M'Saoubi et Chandrasekaran ont montré que la taille de cette zone évolue avec les conditions de coupe, notamment la vitesse de coupe [182].

La zone 2 est la zone qui subit un frottement intense et l'abrasion. La température y est maximale et coïncide avec la zone de profondeur maximale des cratères. Contrairement à l'usinage des aciers par exemple où cette zone se situe à une certaine distance de la pointe de l'outil, pour l'usinage du titane elle y est très proche. La température de coupe élevée accélère

la dissolution et/ou la migration atomique du liant cobalt de la matrice WC/Co vers le copeau et provoque la formation rapide d'un cratère (à cause du déchaussement des grains WC à la surface de l'outil). La haute température et la haute pression générées à l'interface entre l'outil et le matériau adhérent créeraient un environnement idéal pour la diffusion de différents éléments chimiques entre l'outil de coupe et la couche adhérente [101]. Ce phénomène couplé au défilement du copeau accélère l'usure par enlèvement de la matière de l'outil. Deux types de mécanismes d'endommagement peuvent coexister dans la zone 2 : (i)- le mécanisme d'endommagement par diffusion chimique qui se traduit par la dissolution aussi bien des grains WC que ceux du liant Co et (ii)- le mécanisme d'endommagement par abrasion des grains de carbure. Comme nous le verrons dans la Section 5, les preuves mettant en évidence le phénomène de diffusion ont bien été observées sur les surfaces des outils. Cependant, en raison des temps d'usinage courts et de l'importance du recul de l'arête (par abrasion), nous estimons que la contribution de la diffusion reste assez faible dans l'usure globale des outils. A cet effet, l'abrasion est considérée comme étant le principal mécanisme mis en œuvre dans la formation du cratère. La chaleur accumulée à la pointe pendant un bref instant favoriserait la fragilisation des liaisons et faciliterait le déchaussement des grains de carbure suivi de leur évacuation du contact par le défilement du copeau à la surface de l'outil.

La zone 3 présente un aspect rugueux dû à la forte adhésion provoquée par le glissement des copeaux. Dans cette zone, les couches adhérentes s'adoucissent thermiquement en empêchant d'un côté une abrasion sévère des grains de carbure et de l'autre une dissolution du matériau de l'outil. De plus, l'absence des fortes pressions et la présence de grande vitesse de glissement des copeaux favorisent le collage du titane. Cette zone d'adhésion est observable sur la Figure II. 39 pour toutes les conditions. L'existence de ces mécanismes dans les zones présentées ci-dessus sera discutée dans la section 5 où une analyse microscopique de ces zones est proposée.

Halila, Kagnaya et Mishra et al. ([92], [117], [165]) ont fait état de la présence de ces zones lors de l'analyse des surfaces des outils dans leurs travaux respectifs. Les variations de la température de coupe, des contraintes normales et des conditions de glissement des copeaux sur la face de coupe de l'outil ont été identifiées comme étant à l'origine de l'existence de ces trois zones distinctes le long de la longueur de contact. Toutefois selon Mishra et al. [165], les mécanismes d'abrasion et de collage seraient plutôt associés aux zones 2 et 3 de la surface de coupe alors que d'après Halila [92] la zone 3 se présente sous forme de plusieurs couches d'adhésion successives.

Comme mentionné très tôt, généralement les teneurs en cobalt des outils en carbure utilisées pour l'usinage des alliages de titane varient entre 5 à 12%wtCo et la nuance à 6%wtCo est de loin l'une des plus utilisées [183]. Les résultats d'usinage de la nuance CH1 (6%wtCo) utilisée comme référence dans la présente étude, sont présentés et discutés à titre comparatif en annexe (voir Figures A. 6, 7, 8 & 9). Globalement les tendances en fonction de la teneur en cobalt sont respectées.

5.4.4. Quantification du collage et de l'abrasion pour l'analyse de l'usure

En raison des conditions thermomécaniques intenses à l'interface outil-copeau, et de la réactivité chimique élevée du matériau usiné, des couches d'adhésion se forment et se développent continuellement sur la face de coupe des outils. Le profil 2D permet d'estimer la hauteur de collage h_{coll} à une position dans l'axe de l'outil comme montré sur la Figure II. 36(c). Toutefois, cette estimation de la hauteur de collage sur une position donnée n'est pas représentative puisque le collage n'est pas uniforme sur toute la zone analysée. Pour une meilleure évaluation du collage de la matière usinée à la sortie de la zone de contact outil-copeau de longueur L_c , plusieurs profils ont tout d'abord été tracés pour déterminer une hauteur moyenne de collage h_{coll} . Ensuite un traitement des images issues de l'interféromètre à lumière blanche a été réalisé avec le logiciel 'image J' pour permettre d'estimer la surface totale de collage. Ce traitement s'est réalisé en trois étapes : (a)- la zone d'intérêt est sélectionnée dans un premier temps sur la surface de l'outil. (b)- le seuil niveau de rouges correspondant au collage est ensuite ajusté soigneusement puis une séparation des chaînes de pixels rouge, vert et bleu est effectuée. Ce qui sera noir au final apparaît en rouge sur l'image intermédiaire. (c)- Enfin, une binarisation de l'image est réalisée. La surface de collage S_{coll} est évaluée en fonction du nombre de pixel noir. Il est important de préciser que le collage observé à la pointe des outils pour certaines conditions de coupe n'est pas pris en compte dans cette estimation. La Figure II. 43 montre les étapes de traitement pour l'obtention de la surface de collage.

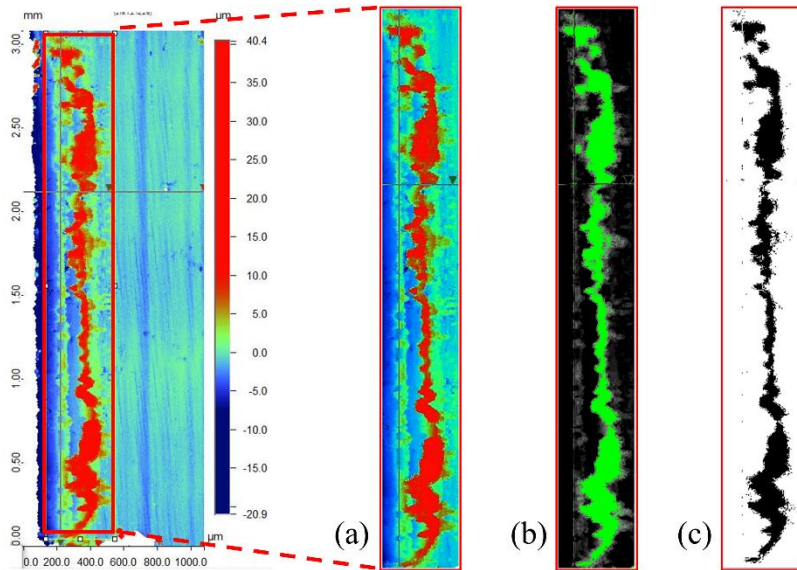


Figure II. 43. Illustration des étapes de traitement sur image J pour l'estimation de la surface de contact.

Une fois que la surface de collage et sa hauteur moyenne sont estimées, on procède au calcul du volume de collage en faisant le produit de ces deux grandeurs, (Equation II. 11).

$$V_{coll} = h_{coll}S_{coll} \quad (\text{II. 11})$$

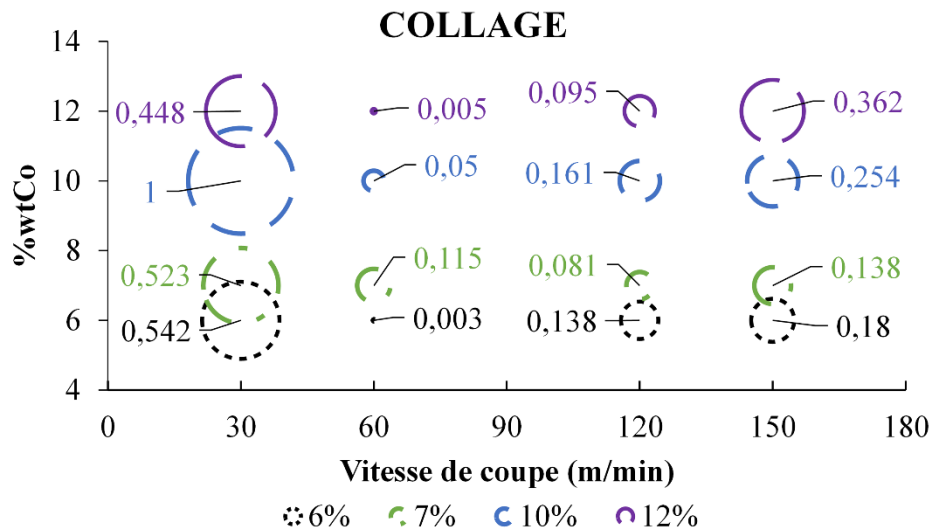


Figure II. 44. Carte du collage pour l'usinage du Ti-6Al-4V.

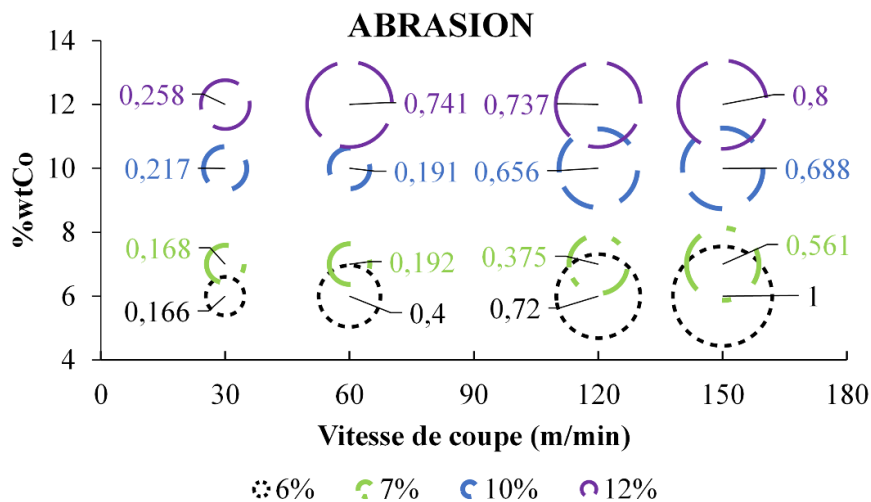


Figure II. 45. Carte de l'abrasion pour l'usinage du Ti-6Al-4V.

Afin de proposer une comparaison du collage et de l'abrasion, ces valeurs ont été normalisées. Nous rappelons que dans cette analyse, la craterisation sur la surface de coupe de l'outil est complètement assimilée au mécanisme d'abrasion (pas de diffusion) comme expliqué précédemment. Les résultats obtenus sont présentés sur les Figures II. 45 et 46.

Sur ces figures, les tailles des cercles correspondent respectivement aux indices de collage et d'abrasion définies par les équations suivantes :

$$i_{Coll} = \frac{V_{Coll}}{V_{Coll_{max}}} \quad (II. 12)$$

$$i_{Abr} = \frac{K_T}{K_{T_{max}}} \quad (II. 13)$$

La carte présentée sur la Figure II. 44 montre une plus grande adhésion du matériau usiné sur les outils à la vitesse de coupe $V_c = 30$ m/min. L'indice de collage le plus élevé à cette

vitesse de coupe est enregistré pour la nuance d'outil à 10%wtCo . Il est quasiment le double de la valeur des indices de collage des autres nuances. On remarque une chute drastique de l'indice de collage à la vitesse de coupe $V_c = 60$ m/min. Cette vitesse est de loin celle qui offre le moins d'adhésion à la sortie de la longueur de contact. Au-delà de 60 m/min, le collage devient beaucoup plus important avec des valeurs d'indice de collage jusqu'à cinquante fois plus importantes. A la vitesse de coupe de 150 m/min, on note une augmentation du collage avec l'augmentation de la teneur en cobalt. Ainsi entre la nuance à 6%wtCo et 12%wtCo, l'indice de collage a presque doublé.

Ces observations sont en cohérence avec l'évolution du coefficient de frottement sur la Figure II. 27. La grande quantité de matériau de la pièce qui adhère à la face de coupe de l'outil de coupe montre l'existence d'une forte liaison entre l'outil et le matériau de la pièce. Au cours du processus d'usinage de l'alliage Ti-6Al-4V, la température élevée et la contrainte normale intense à l'interface outil/pièce favorisent une liaison forte entre l'outil et la pièce, qui dépend de la combinaison des matériaux, de la liaison chimique et métallurgique et du processus de diffusion. Cependant, le phénomène d'adhésion semble être plus important sur la face de coupe de l'outil pour les teneurs de cobalt de 6%wtCo et 12%wtCo. Des réactions chimiques ont probablement lieu à l'interface outil/copeau, où règne des conditions thermomécaniques extrêmes conduisant à ces phénomènes d'adhésion. Ensuite les nouveaux composés formés et les grains fragilisés sont emportés (et /ou arrachés) par l'écoulement permanent des copeaux. C'est le principe de l'usure par abrasion.

6. Analyse microscopique des mécanismes d'usure des outils de coupe

Afin de mener une expertise plus approfondie des mécanismes d'usure (à l'échelle microstructurale) pour les différentes les nuances d'outils testés, une technique d'acquisition d'images de la microstructure en 2D au FIB-SEM a été utilisée dans ce travail de thèse. L'objectif est d'analyser la plus grande zone possible de la surface de coupe de chaque outil à l'échelle de la microstructure.

6.1. Mise en place et préparation des échantillons

Un polissage ionique a été effectué sur une sélection d'échantillons (WC-6%wtCo ; WC-7%wtCo ; WC-12%wtCo) après les essais d'usinage dans le but d'étudier les mécanismes d'usure dans les différents outils en fonction de la teneur en cobalt et des conditions d'usinage. Chaque outil de coupe a été sectionné perpendiculairement à l'arête de coupe. A cause de la géométrie complexe des outils, une première découpe est nécessaire pour ne garder que la partie à l'avant du bris copeau (voir Figure II. 46(a) et (b)). Cette découpe est identique à celle réalisée sur les outils pour la mesure de l'arête de coupe décrite précédemment et permet d'obtenir deux parties quasi-identiques comme montré sur la Figure II. 46(c).

Les outils découpés sont disposés sur un support en titane à l'aide d'un dispositif permettant de centrer l'échantillon. Ce support sert également à orienter les ions suivant le plan de sa surface latérale et favoriser un polissage propre. Le dispositif de fixation des échantillons est montré sur la photo de la Figure II. 47.

Après le collage sur le support en titane, les échantillons sont contrôlés au microscope optique. Le collage est considéré comme réussi si la pointe de l'outil dépasse l'axe central

d'environ 700 μm et surélevé au-delà de la surface supérieure du support de quelques micromètres (voir Figure II. 46(d)). Les échantillons contrôlés sont ensuite introduits dans la chambre de polissage.

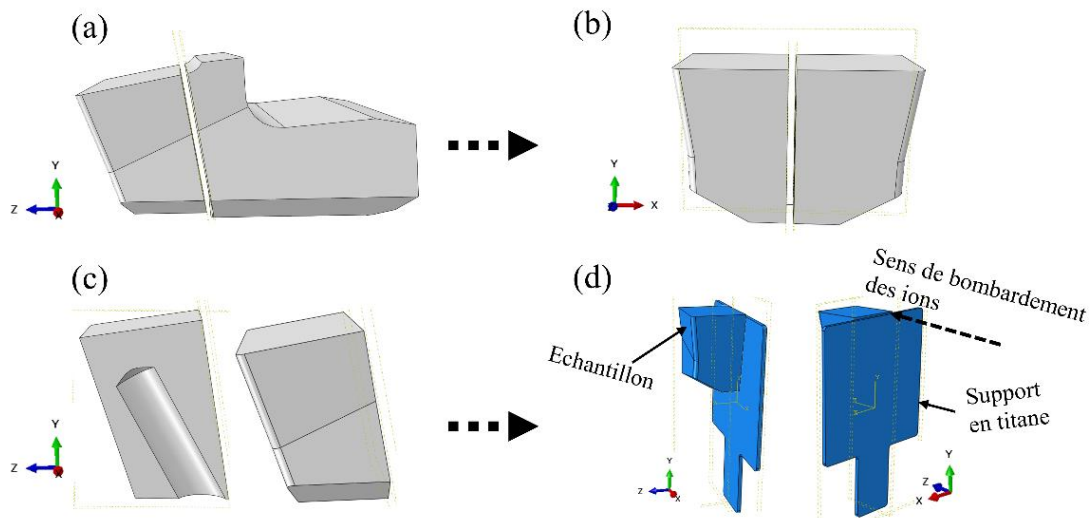


Figure II. 46. Illustration de la préparation des échantillons pour le polissage ionique.

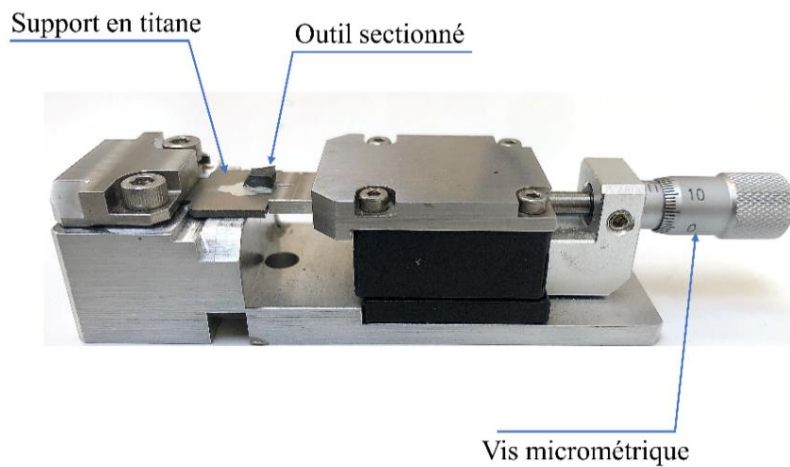


Figure II. 47. Dispositif de fixation des échantillons sur le support en titane.

La Figure II. 48 montre un échantillon WC-12%wtCo, ayant servi à usiner à la vitesse de coupe $V_c = 30$ m/min, à la sortie de la polisseuse. Sur cette figure, on peut distinguer clairement la marque laissée par le bombardement des ions sur le support en titane et la surface polie au niveau de la pointe de l'outil.

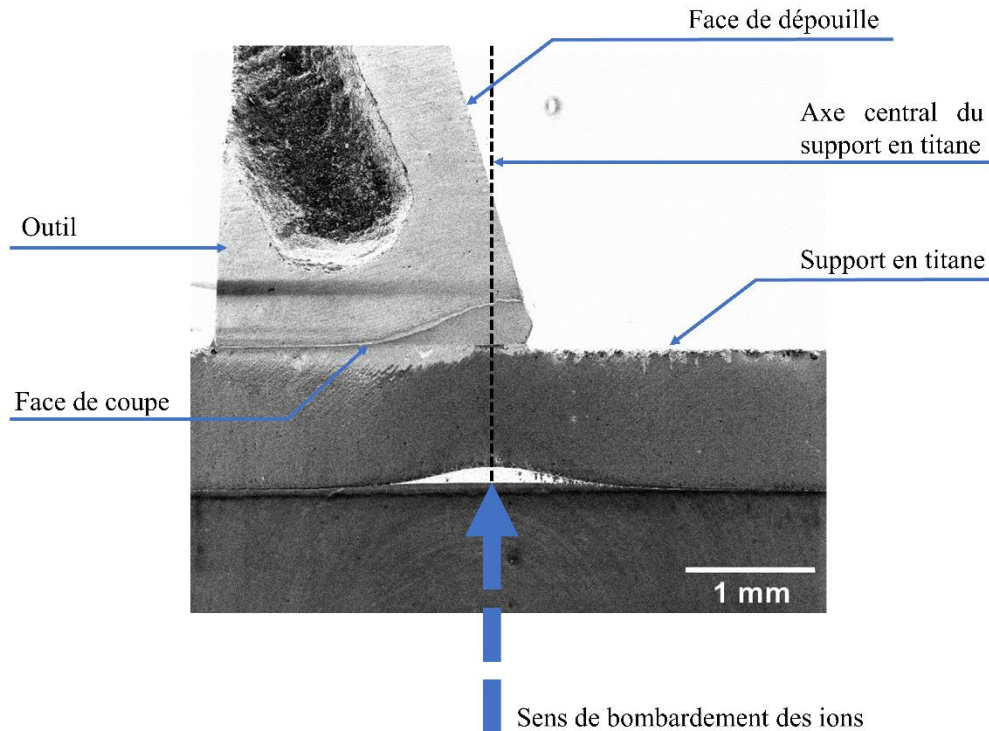


Figure II. 48. Coupe transversale polie par le bombardement des ions de l'arête de coupe de l'outil MG12 pour la condition $V_c = 30$ m/min.

6.2. Mécanismes d'usure microscopiques

L'étude détaillée des mécanismes à l'origine des modes d'endommagement et de l'usure des outils lors de l'usinage de l'alliage de titane Ti-6Al-4V est présentée dans cette section. L'analyse est basée sur l'examen de la micrographie à haute résolution des faces de coupe et de dépouille usées des outils. La méthodologie décrite dans la section précédente a conduit à l'identification des mécanismes d'endommagement des outils. Dans un premier temps on s'est focalisé sur l'outil WC-12%wtCo et sur les conditions extrêmes ($V_c = 30$ m/min ; $V_c = 150$ m/min) ensuite une comparaison entre les nuances d'outils est proposée.

6.2.1. Mécanismes d'usure microscopiques relatifs à la surface de coupe de l'outil

Plusieurs mécanismes d'usure microscopiques peuvent être identifiés sur la surface de coupe de l'outil avec des niveaux de sévérités variables. Les examens donnent un aperçu de l'interaction des grains de carbure de tungstène avec le glissement des copeaux lors de l'usinage. On distingue clairement sur la Figure II. 49, à différentes positions de la surface de coupe de l'adhésion de la matière usinée. L'adhésion est présente sur la pointe de l'outil et à la sortie de la longueur de contact comme montré précédemment dans la section 4.4.4. Lorsqu'elle est importante, l'adhésion entraînerait un changement de la géométrie de l'arête de coupe de l'outil, ce qui se traduirait par une variation de la distribution des contraintes dans l'outil de coupe.

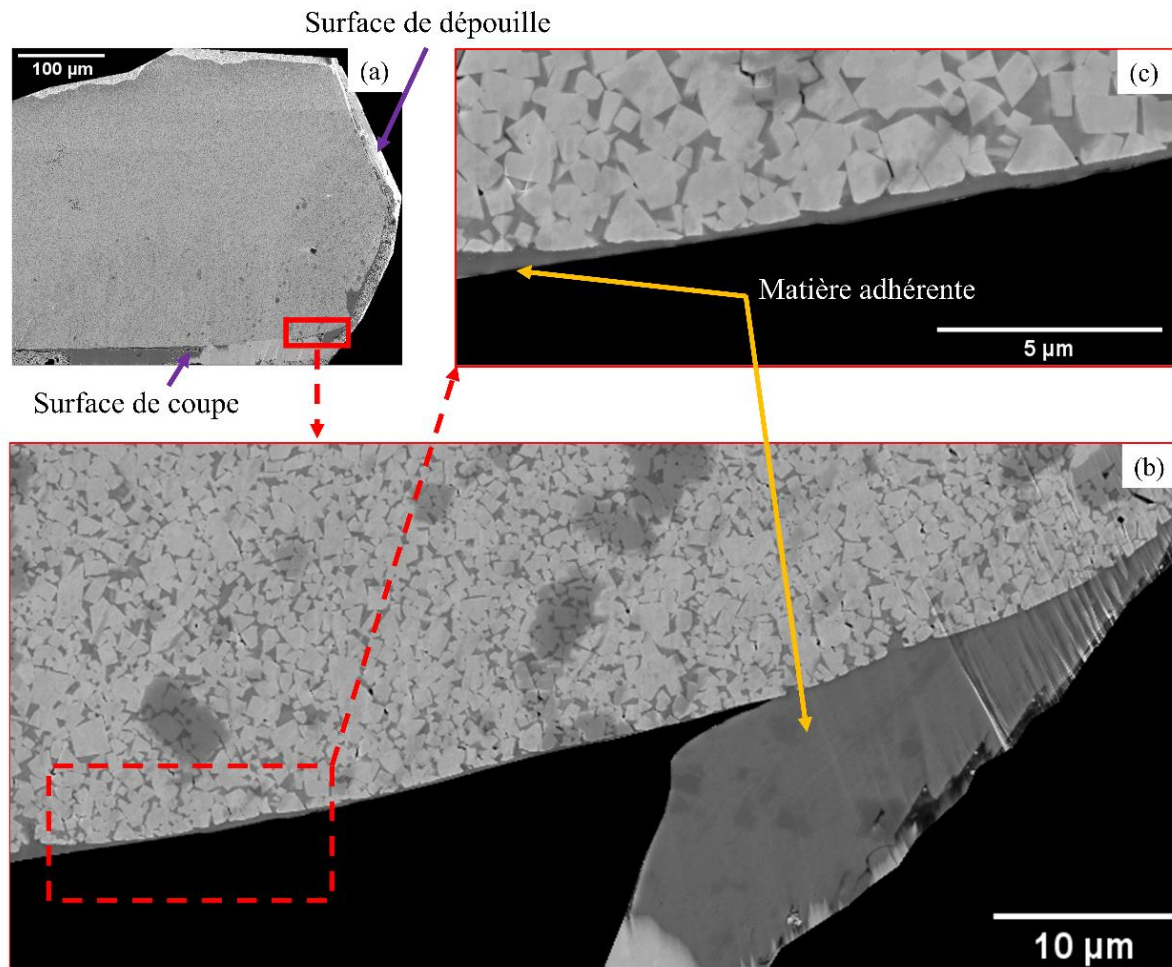


Figure II. 49. Analyse de la surface polie de l'outil WC-12%wtCo (MG12 ; $V_c = 30$ m/min).

Des observations similaires ont été rapportées par Saketi et al. dans leur travaux sur l'analyse expérimentale des mécanismes d'usure lors de l'usinage de Ti-6Al-4V [103]. De plus, on constate sur la Figure II. 49(c) qu'aux endroits de la surface de coupe où la matière adhérente n'est pas présente en abondance, une fine couche de la matière usinée recouvre tout de même la surface de l'outil.

Lorsqu'on analyse la surface de l'outil, on note la présence de grains de WC fissurés et concassés (multiple fissurations), comme montré sur la Figure II. 50. Ces fissurations sont le résultat des sollicitations essentiellement de type compression couplées au cisaillement provoqué par le défilement du copeau. De plus, il y a aussi de nombreuses décohésions entre des grains de carbures et la phase cobalt ainsi que des fissurations intergranulaires des grains de WC. Ces phénomènes s'étendent sur des profondeurs peu importantes. Les positions les plus éloignées identifiées sur la surface de coupe sont reportées sur la Figure II. 50. La valeur maximale mesurée est de l'ordre de 2 µm. Cela signifie que ces mécanismes restent localisés en subsurface à l'échelle de quelques grains seulement sur la longueur de contact outil/copeau. L'érosion rapide du matériau de l'outil serait ensuite assurée par la rupture des liaisons établies entre l'outil et le copeau. Ainsi la formation du cratère se fait progressivement avec l'évacuation

des débris par le défilement du copeau. Les liaisons entre les différentes parties des grains fissurés à la surface et le reste de l'outil étant complètement fragilisées.

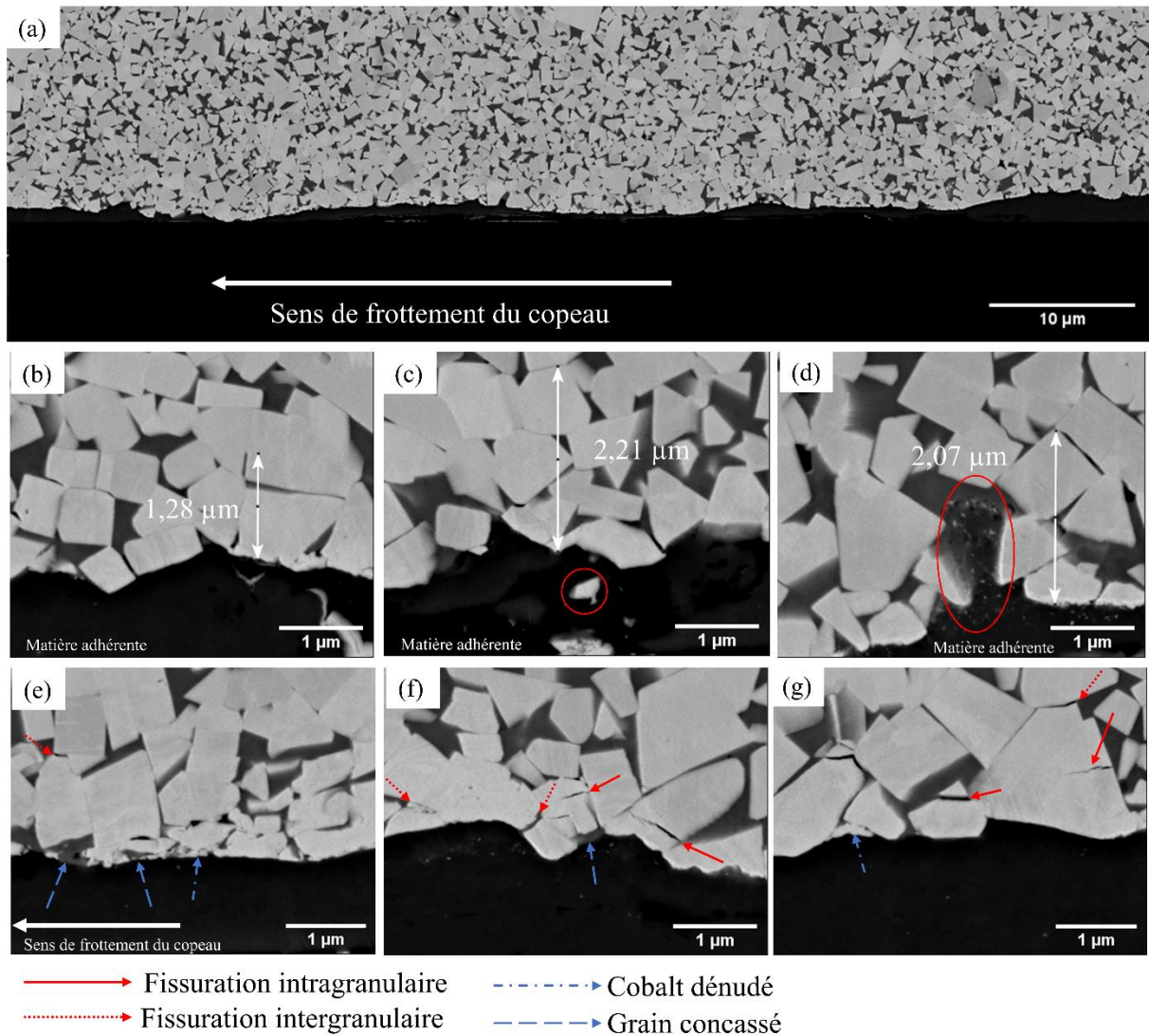


Figure II. 50. Mécanismes de déformations sur la surface de coupe de l'outil WC-12%wtCo (MG12 ; $V_c = 30 \text{ m/min}$).

Une analyse approfondie de la jonction entre la couche de matière adhérente et le substrat de l'outil révèle d'une part la présence d'une plus fine couche blanche mise en évidence sur la Figure II. 51 par des flèches en traits pleins. Des analyses EDS réalisées par Saketi et al. ainsi que Bai et al. sur des outils après l'usinage de l'alliage Ti-6Al-4V et du TB6 respectivement ont montrées que la couche interfaciale blanche correspond à une zone de diffusion où le WC s'est appauvri en carbone ([101], [103]). La teneur en carbone C est significativement plus faible et celle du tungstène W plus élevée dans cette couche que dans les grains de WC éloignés de ces positions. Ce phénomène de décarburation ou de dissolution des grains de WC peut s'étendre entre 60-100 nm d'épaisseur à l'interface WC-Co/Ti-6Al-4V ([103], [104]). Sur la Figure II. 51 on peut observer des grains complètement érodés par la

diffusion. Il est de loin le plus important des mécanismes d'usure microscopiques présents dans le contact outil/copeau.

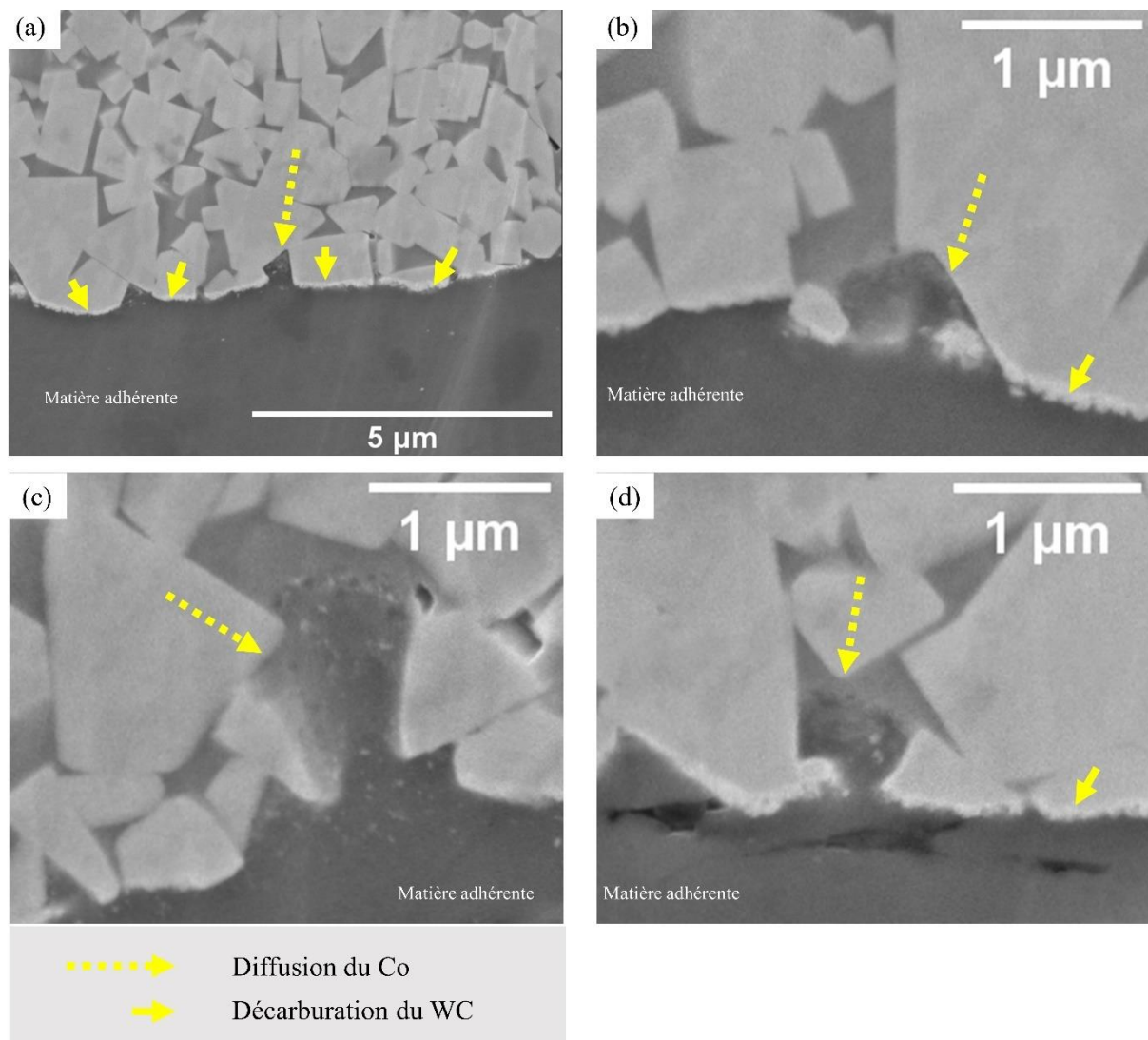


Figure II. 51. Visualisation du mécanisme d'usure microscopique par diffusion-dissolution des phases WC et Co.

D'autre part, il est important de constater que le phénomène de dissolution-diffusion touche également la phase cobalt. Elle est indiquée sur la Figure II. 51 par les flèches pointillées. Sur cette figure on peut voir la pénétration du titane dans la phase cobalt. Dans les travaux de Lindvall et al., ce mécanisme a été principalement identifié dans la région de l'outil à la sortie du copeau. Les auteurs ont expliqué que la présence de tungstène dans la poche de Co (les particules grises dans les poches) indique sa diffusion dans la poche de Co et la formation d'une solution solide du tungstène et du cobalt (W-Co) [104].

Ces observations confirment que le mécanisme de dissolution-diffusion constitue une part importante de l'usure à l'interface outil/copeau. Il est connu que la température est l'un des facteurs les plus prépondérants favorisant la diffusion [184]. À une température interfaciale de 500°C et plus, les alliages de titane sont très réactifs avec les matériaux de coupe [185]. Pour

Childs et al. les mécanismes de dissolution du carbure de tungstène dans le cobalt sont activés à partir de 900°C environ [186]. Ce qui voudrait dire que les températures atteintes à l'interface outil/copeau sont bien loin devant celles mesurée par le thermocouple à 1 mm de la surface de coupe.

6.2.2. Mécanismes d'usure microscopiques relatifs à la surface de dépouille de l'outil et l'arête de coupe

La déformation plastique macroscopique est l'un des mécanismes pouvant être identifié sur la surface de dépouille de l'outil à première vue. Elle est caractérisée par une modification de la géométrie de l'outil de coupe. Ce phénomène est montré sur la Figure II. 52 où on observe une modification de l'angle de dépouille de l'outil proche de l'arête de coupe. On peut aussi voir clairement sur cette figure que l'arête de coupe est complètement modifiée en comparaison de l'arête de coupe d'un outil neuf.

L'adhésion de la matière usinée est très présente sur l'arête de l'outil (voir Figure II. 53). Elle semble se produire dans des conditions complètement différentes de celles à la surface de coupe. La matière adhérente est profondément incrustée au sein du matériau de l'outil et créant des points d'accroche (voir Figure II. 53(c) et (d)). Ces observations sont le résultat de la faible vitesse d'écoulement de la matière et des pressions importantes qui règnent à la pointe de l'outil pendant l'opération d'usinage ([109], [187]).

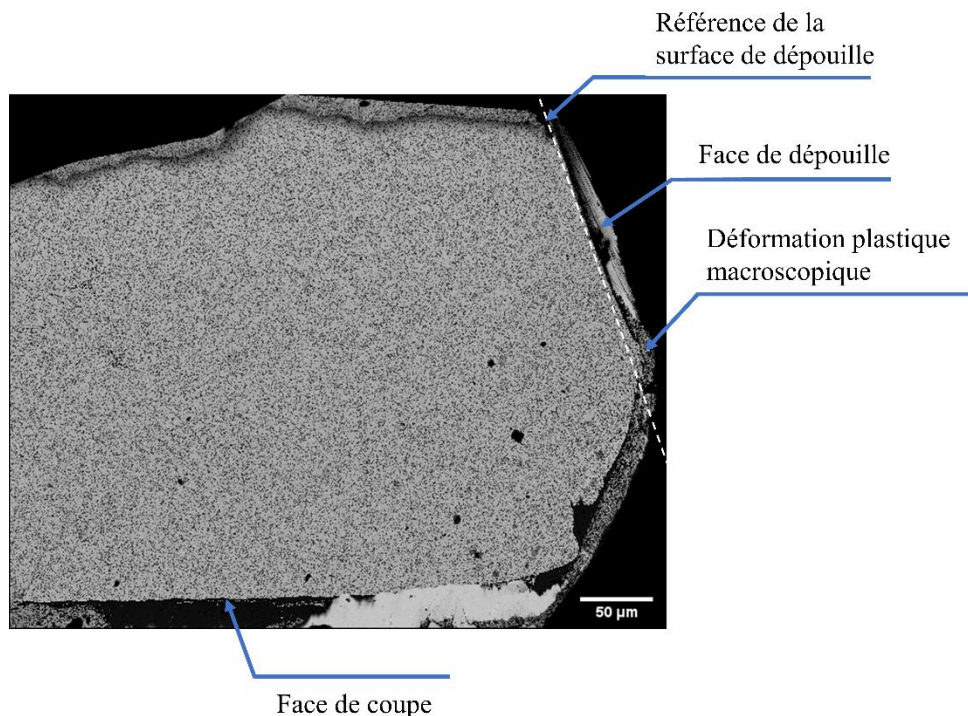


Figure II. 52. Observation de la déformation plastique macroscopique de l'outil MG12. ($V_c = 30$ m/min).

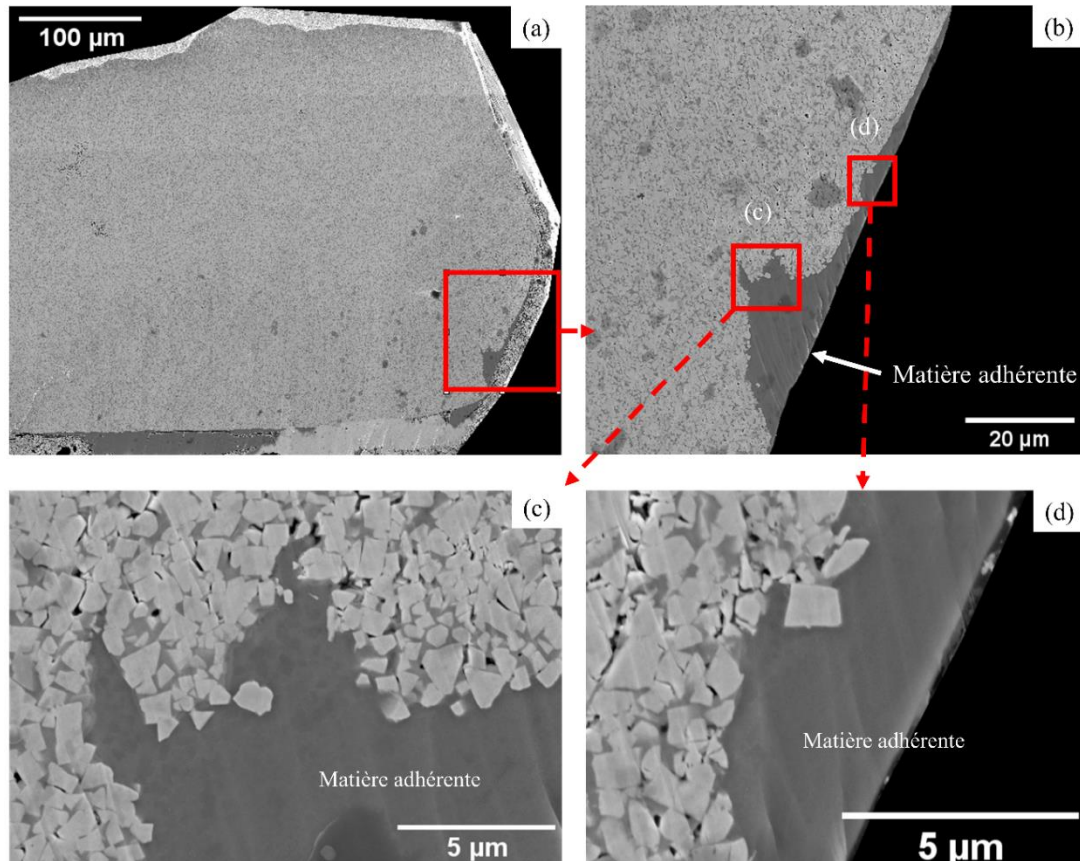


Figure II. 53. Observation de l'adhésion sur l'arête de coupe de l'outil WC-12%wtCo (MG12 ; $V_c = 30$ m/min).

Ces sollicitations sont également à l'origine de la formation de réseaux de fissures et l'introduction de porosités dans le WC-Co. Quasiment tous les joints de grains WC/WC et WC/Co dans cette région se retrouvent fissurés en plus des fissurations intragranulaires dans les grains WC. Ce phénomène est visible sur les Figures II. 54(c) et (d) où il est possible de voir des parties de grains complètement emprisonnées dans la matière adhérente prêts à être évacués. On observe également sur les mêmes figures des endroits où des particules de WC ont été arrachées et remplacé par du Ti-6Al-4V. Ces observations sont cohérentes avec la littérature. L'examen des outils de coupe usées en carbure de tungstène revêtu pour différentes conditions de coupe par Wang et al. a révélé que le décollement du revêtement était la première étape de la défaillance de l'outil, et qu'il se produisait d'abord sur l'arête de coupe, puis s'étendait à la face de coupe et à la face de dépouille au fur et à mesure du processus de coupe [118]. Un rapprochement peut être fait ici avec l'outil non revêtu.

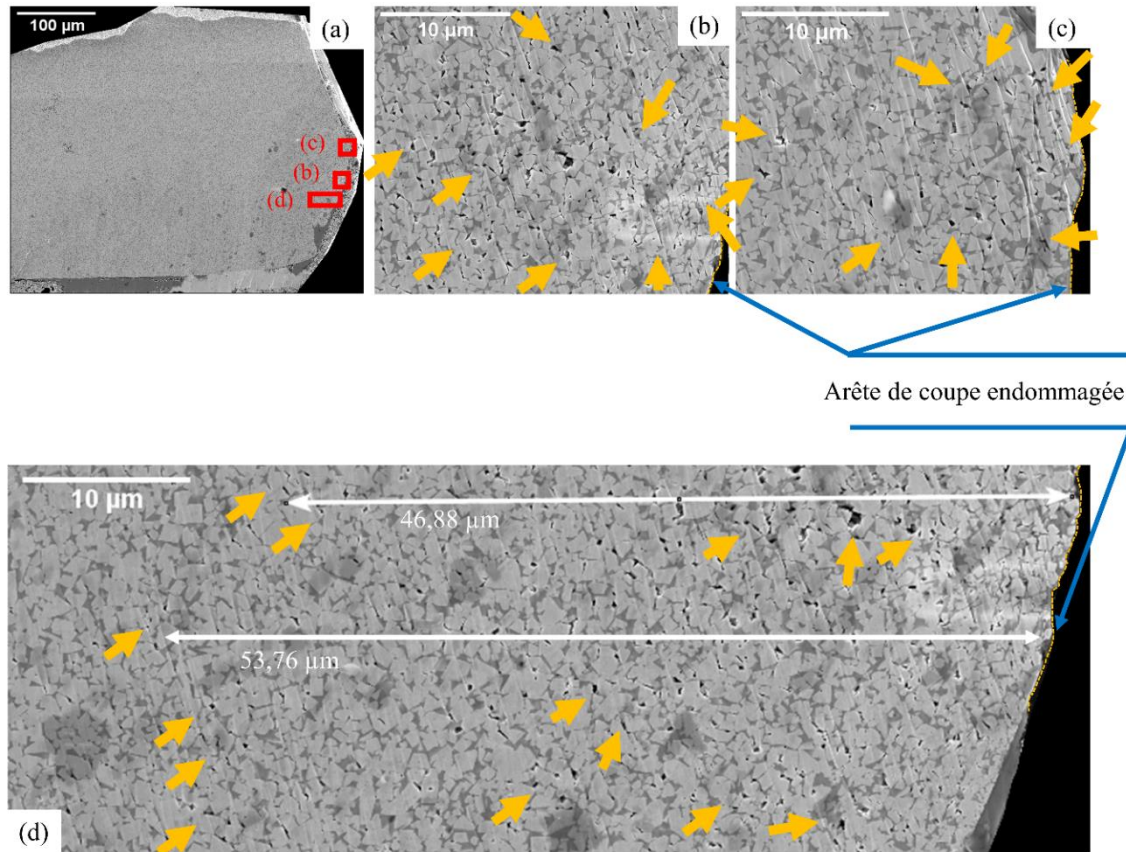


Figure II. 54. Porosités autour de l'arête de coupe ainsi qu'en profondeur de l'outil.

Plus on évolue vers la face de dépouille, plus il y a des porosités. Comme le montre la Figure II. 54 les porosités sont présentes de manière importante et sur des profondeurs remarquables. Les traces de porosités sont visibles jusqu'à une profondeur de 53,76 μm de la surface de dépouille. Avec le défilement de la matière usinée de l'avant de l'arête de coupe vers l'arrière de l'outil, les fissures et les porosités coalescent. L'usure en dépouille se met ainsi en place avec un déplacement progressif des particules de WC ou d'amas de WC-Co. Les ruptures fragiles sont aussi susceptibles de se produire. Bai et al. sont arrivés à des conclusions similaires lors de leur étude sur les mécanismes d'usure des outils WC-Co lors de l'usinage de l'alliage de titane à haute résistance TB6 [101].

Contrairement à la surface de coupe de l'outil, l'examen de la microstructure autour de l'arête de coupe n'a montré aucune trace de diffusion. Ce qui est finalement cohérent puis que cette zone n'est pas particulièrement connue pour être le siège de températures élevées. Aussi, la direction d'observation qui se situe dans l'axe de l'outil et perpendiculairement à la surface de contact outil/copeau ne permet pas de visualiser clairement l'abrasion des grains dans la région du cratère mentionnée par plusieurs études de la littérature [117].

En conclusion les mécanismes d'usure par abrasion et par fissuration sont les principales causes d'usure identifiées sur la face dépouille. Lors de l'usinage d'alliages durs à faible vitesse, plusieurs auteurs ont abouti à des conclusions similaires ([188], [189]). En général, l'usure en dépouille est contrôlée par un mécanisme d'usure mécanique, par exemple l'abrasion, tandis que l'usure en cratère, due aux températures élevées sur la face du coupe, est contrôlée par un

mécanisme d'usure physico-chimique, par exemple l'usure par diffusion ou l'usure par dissolution [103].

6.3. Comparaison des mécanismes d'usure microscopiques pour différentes nuances d'outil et conditions de coupe

L'analyse et la comparaison des mécanismes pour les outils WC-12%wtCo aux conditions de coupe $V_c = 30$ m/min et $V_c = 150$ m/min sont effectuées dans cette section. Globalement les mécanismes décrits dans la section précédente gouvernent l'usure des outils sur les faces de coupe et de dépouille. L'augmentation de la vitesse de coupe conduit à l'augmentation de la diffusion des grains de WC et de la phase Co en raison de la température élevée dans le contact outil/copeau. Toutefois les mesures ne permettent pas d'affirmer que l'épaisseur de la couche de diffusion augmente avec l'augmentation de la vitesse de coupe. Par conséquent l'augmentation de l'usure serait plutôt le résultat de la progression rapide et l'enchaînement de plusieurs mécanismes (dissolution-diffusion, fissurations inter et intragranulaires, et coalescence des porosités) avec la vitesse de glissement du copeau et la matière usinée. Cette déduction a été également proposée par Bai et al. [101]. Selon Fan et al., la diffusion du cobalt affaiblit la phase liante (Co) et détériore ainsi la résistance mécanique du matériau de l'outil [70]. De ce fait, l'augmentation de l'usure en cratère avec l'augmentation de la vitesse de coupe et la teneur en cobalt pourraient être liée à un mécanisme d'usure contrôlé par la température, comme cela a été suggéré par Zanger et Schulze [190].

Contrairement à $V_c = 30$ m/min où la profondeur affectée par les chargements thermomécaniques est faible, à $V_c = 150$ m/min, les effets de la coupe sont visibles à plus de 20 μm de la surface, soit dix fois plus. La Figure A.12. en annexe montre les porosités dans la microstructure de l'outil WC-12%wtCo pour $V_c = 150$ m/min. D'autre part, il a été constaté que le collage de la matière usinée observé précédemment est systématiquement présent pour tous les outils examinés quelle que soit la vitesse de coupe considérée. Les Figures II. 56 et 57 montrent l'adhésion sur les outils MG12, MG7 à la vitesse de coupe $V_c = 150$ m/min.

Sur la Figure II. 55(d), en plus d'une concentration de porosités à différents endroits, on remarque la coalescence de ces dernières. En outre, un important réseau de fissures est en marge d'amorcer un arrachement d'un gros amas de grains de WC. A cause de la détérioration des propriétés mécaniques du matériau de l'outil à la fois par la formation de porosités et la fissuration, les fortes sollicitations mécaniques (en compression et cisaillement) finissent par déchausser des grains de WC qui sont ensuite emportés par les copeaux en mouvement.

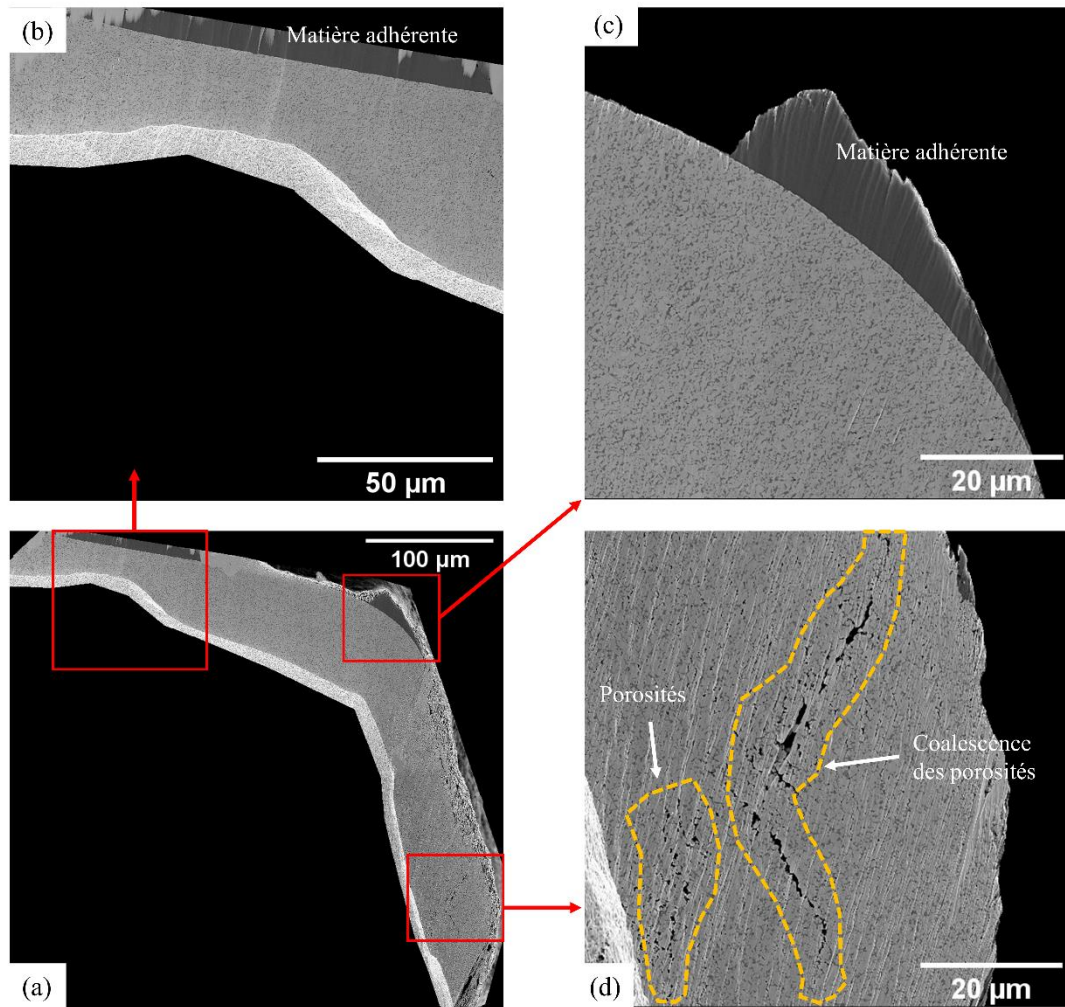


Figure II. 55. Micrographie de l'outil MG12 ayant usiné à $V_c = 150$ m/min.

La Figure II. 56 correspond à la micrographie de l'outil WC-7%wtCo (MG7) à $V_c = 150$ m/min. La situation exacte de l'image sur l'outil est présentée sur la Figure A. 13. en annexe. Il est nécessaire de mentionner que les tâches noirs présentes sur la micrographie sont des contaminations relatives à la manipulation de l'échantillon. En dehors du gros amas de matière collée sur la surface de coupe de l'outil visible sur cette figure, il est important de faire deux observations ici :

- une grande agglomération de grains WC est détachée de la microstructure proche de l'arête de l'outil, mais reste complètement emprisonnée dans la matière adhérente.
- Un bloc de grains de WC en marge d'être évacué est mis en évidence.

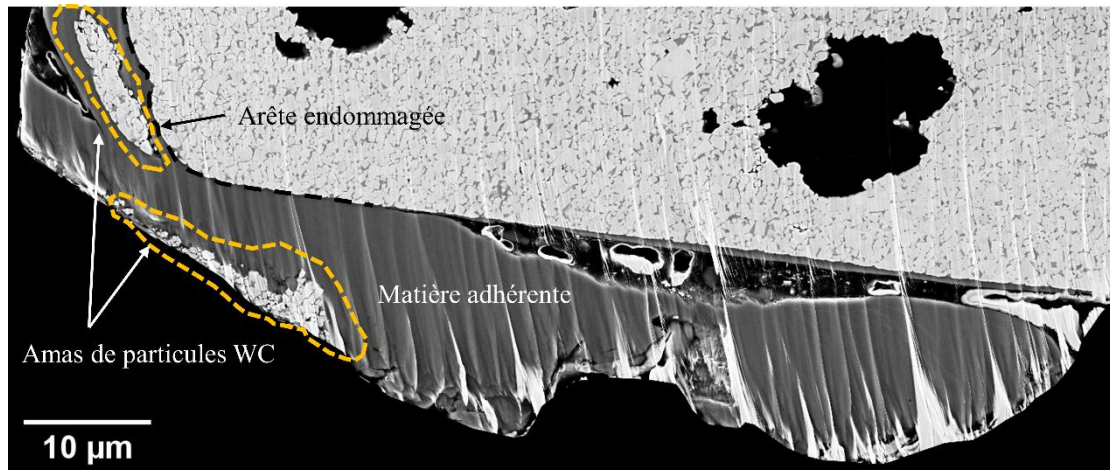


Figure II. 56. Micrographie de l'outil WC-7%wtCo (MG7) ayant usiné à $V_c = 150$ m/min, montrant l'adhésion de la matière usinée et le détachement d'amas de grains de WC.

Il devient évident que les fissures inter et intragranulaires (WC, WC/WC, Co et WC/Co) ainsi que la coalescence des porosités sont responsables des ruptures fragiles, y compris l'écaillage et l'usure en dépouille des plaquettes pendant l'usinage de l'alliage de titane.

En ce qui concerne l'influence de la nuance d'outil sur les mécanismes d'endommagement, il est difficile d'établir une corrélation directe entre la nuance d'outil et les mécanismes d'endommagement observés. Pour cause, globalement les mécanismes observés sont similaires et ne sont pas réellement quantifiables. Les effets de la vitesse de coupe sont beaucoup plus significatifs sur les mécanismes d'endommagement que ceux de la nuance d'outil. Toutefois il est possible grâce aux outils examinés de voir que le mécanisme d'arrachement d'agglomérat de grains de WC est moins présent pour l'outil WC-6%wtCo (CH1). Ce qui est cohérent avec les mesures d'usure en dépouille et en cratère effectuées lors de l'analyse macroscopique de l'usure des outils.

7. Conclusion

Dans ce chapitre une étude expérimentale détaillée de la coupe en tournage orthogonal a été réalisée afin d'évaluer l'influence de la teneur en cobalt et des conditions de coupe sur l'usure des outils. A cet effet, plusieurs outils de coupe en carbure de tungstène frittés contenant des pourcentages différents du liant cobalt allant de 6% à 12% (%wtCo) ont été utilisés. La granulométrie de chaque outil a été caractérisée pour permettre de rendre compte de l'évolution de la microstructure au terme du procédé d'usinage. L'alliage de titane Ti-6Al-4V constitué de 95% de la phase α et 5% de la phase β constitue le matériau usiné. Les conditions de coupe ont été choisies en utilisant l'analyse complète Couple/Outil/Matière de Yameogo [167]. Après la réalisation des essais, les expertises ont été menées à deux niveaux. Dans un premier temps, l'analyse s'est portée sur les grandeurs macroscopiques principalement : l'évolution de la morphologie des copeaux, les efforts d'usinage, le coefficient de frottement et l'usure. Il a été montré que l'évolution de la morphologie des copeaux est essentiellement affectée par l'augmentation de la vitesse de coupe, passant d'un aspect tubulaire long aux faibles vitesses à hélicoïdale long pour des grandes vitesses de coupe quel que soit la nuance d'outil. Comme on pouvait s'y attendre, les efforts d'usinage ainsi que le coefficient de frottement calculé à partir

la formule de Merchant ont les mêmes tendances. On note une augmentation de ces grandeurs à la fois avec la vitesse de coupe et la teneur en cobalt des outils.

Concernant l'usure macroscopique, tout d'abord les deux paramètres d'usure classique qui sont l'usure en cratère et l'usure en dépouille ont été mesurés. En plus de ces derniers, une stratégie a été proposée pour quantifier le collage de la matière usinée sur l'outil et l'abrasion. Les tendances obtenues sont aussi similaires à celles décrites précédemment pour les autres grandeurs. La cratérisation et l'usure en dépouille prennent de l'ampleur quand la teneur en cobalt et la vitesse de coupe augmentent. L'influence de la vitesse de coupe est plus importante que celle de la teneur en cobalt. De plus, Le collage s'intensifie lorsque la teneur en cobalt décroît. Enfin, l'augmentation de la taille de grain amplifie l'usure en cratère mais n'impacte par l'usure en dépouille.

Dans le but de réaliser une analyse plus approfondie des mécanismes responsables de l'usure macroscopique observée, un examen de la microstructure des outils avec des teneurs en cobalt soumis à différentes conditions de coupe a été conduit dans la deuxième partie. Il a été rendu possible grâce à l'utilisation du polissage ionique et l'acquisition d'images à haute résolution sur le FIB-SEM. Différents mécanismes d'usure microscopiques ont été identifiés selon la position dans la zone contact, l'arête de l'outil ou la face de dépouille. Ainsi sur la face de coupe de l'outil, la diffusion constitue le mécanisme prépondérant suivi de l'adhésion près de l'arête de coupe. Il est secondé par des fissurations intergranulaire sur des faibles épaisseurs. Sur l'arête de coupe et le prolongement de la face de dépouille aucune marque de diffusion n'a été détectée. L'usure est régie à ce niveau par la fissuration et l'introduction de porosités dans la phase liante. S'il est difficile d'établir clairement une influence de la teneur en cobalt sur les mécanismes d'usure mis en jeu en raison de la difficulté à les quantifier, l'influence de la vitesse de coupe ne fait aucun doute. L'augmentation de celle-ci accentue tous les mécanismes précités et conduit à une usure catastrophique avec la coalescence des fissurations et des porosités dans certains cas.

**Chapitre III : Etude expérimentale du contact
WC-Co/Ti-6Al-4V et caractérisation des
mécanismes d'usure**

Table des matières

Chapitre III : Etude expérimentale du contact WC-Co/Ti-6Al-4V et caractérisation des mécanismes d'usure

1. Introduction	- 115 -
2. Description du dispositif expérimental et détermination des conditions de contact	- 115 -
2.1. Banc d'usure	- 115 -
2.2. Conditions de contact	- 116 -
2.3. Validation du modèle de coupe orthogonal	- 121 -
2.4. Pression de contact et vitesse de glissement le long du contact outil-copeau	- 123 -
2.5. Détermination du chargement mécanique pour les essais d'usure	- 124 -
3. Protocole des essais de frottement	- 125 -
4. Résultats des essais de frottement	- 127 -
4.1. Analyse de l'état de surface de disques WC-Co.....	- 127 -
4.2. Analyse de l'usure des disques	- 130 -
5. Analyse des mécanismes d'usure dominants	- 134 -
6. Analyse du coefficient de frottement	- 136 -
7. Conclusion	- 138 -

1. Introduction

Le précédent chapitre a révélé une influence de la teneur en cobalt sur les efforts d'usinage et sur l'usure des outils observée sur les faces de coupe et de dépouille. Cette usure se manifeste par l'adhésion du titane sur le matériau de l'outil et la formation de cratère par abrasion. Cependant, les conditions tribologiques sont relativement complexes en usinage. Il est difficile, par exemple de clairement identifier l'influence de la vitesse de défilement du copeau sur les mécanismes d'usure de l'outil. Les dispositifs expérimentaux utilisés en tribologie permettent d'isoler, de reproduire et de contrôler certaines des conditions de contact rencontrées en usinage. L'objectif de ce chapitre est d'analyser les mécanismes d'usure du carbure de tungstène en fonction des chargements mécaniques imposés et la teneur en cobalt à partir des essais tribologiques.

Dans un premier temps, une introduction générale du banc d'essai tribologique « pion sur disque » est présentée. Les efforts et vitesses de glissement appliquées sont ensuite déterminés pour s'approcher des chargements mécaniques rencontrés dans les essais de coupe du chapitre 2. Par la suite, une description du protocole expérimental est donnée suivi d'une analyse des résultats des essais tribologiques. Dans cette analyse, les mécanismes d'usure dominants sont discutés pour chaque nuance de carbure en fonction des efforts et des vitesses de glissements imposés. Enfin, les coefficients de frottements et leur relation avec les mécanismes d'usure sont examinés.

2. Description du dispositif expérimental et détermination des conditions de contact

2.1. Banc d'usure

Le banc d'usure tribologique utilisé dans le cadre de ces travaux de thèse permet de réaliser des essais de frottement et d'usure dans des configurations cinématiques variées (essais rotatifs, essais alternatifs, etc...). Le banc est présenté sur la Figure III. 1. Le montage correspond à un tribo-système de type « pion sur disque ».

La partie opérationnelle du banc d'essai est constituée de deux modules principaux. Le module supérieur comprend un porte pion et des capteurs de force bi-axes (normale et tangentielle). Ces capteurs sont capables de mesurer des efforts entre 1 N et 2000 N en (Z) et de 1 N et 1000 N en (X). Cette partie supérieure translate à l'aide d'une vis hélicoïdale à pas fin qui assure le contrôle de l'effort avec une précision de 0,1 N. Le module inférieur comprend un moteur rotatif avec une gamme de vitesse comprise entre 0,1 à 5000 tr/min.

Les billes insérées à l'intérieur du porte-pion, (voir Figure III. 2) frottent sur le disque en carbure de tungstène. Sur la partie inférieure, le disque est monté à l'aide d'une bague de fixation entraînée par un moteur rotatif offrant une gamme de vitesses comprises entre 0,1 à 5000 tr/min (voir Figure III. 1(c)).

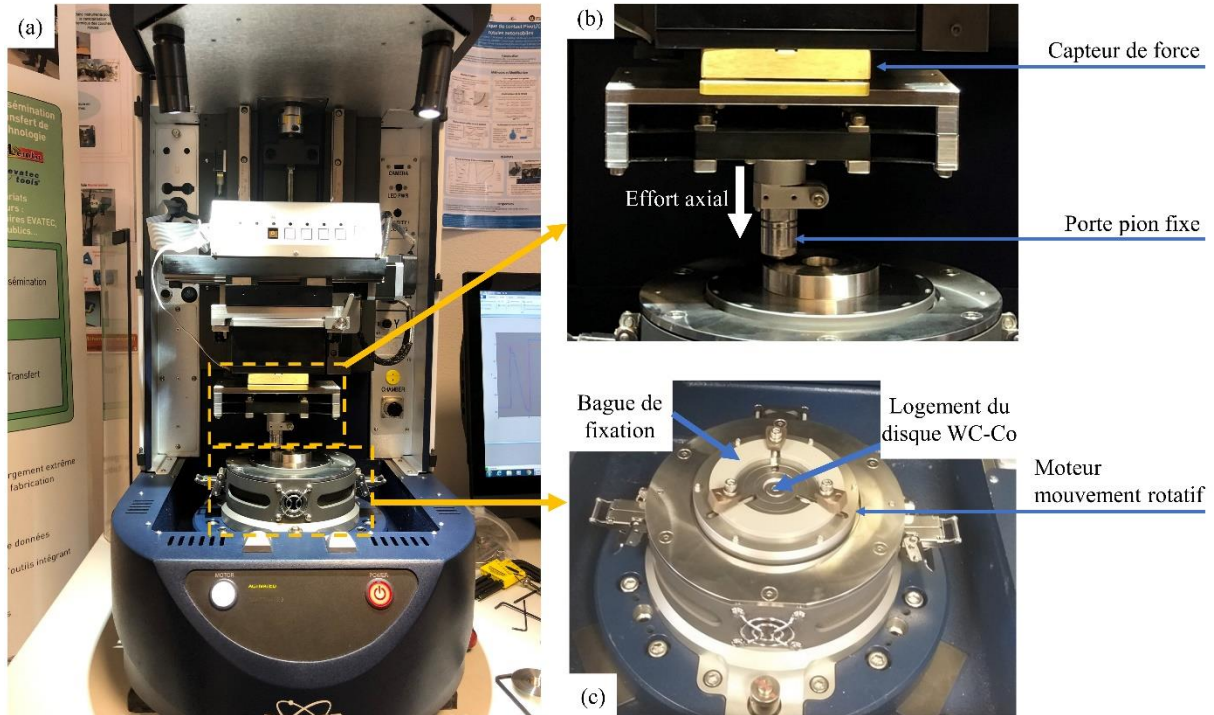


Figure III. 1. Tribomètre Tribolab UMT Bruker®.

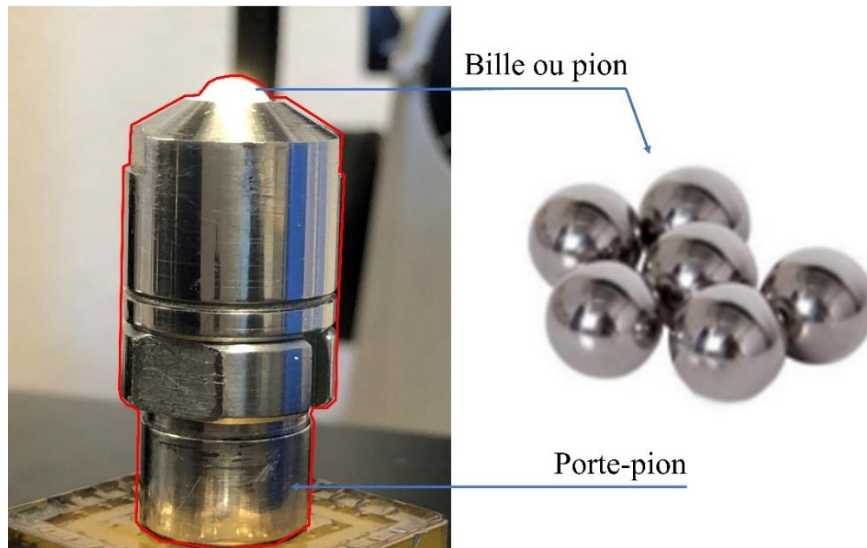


Figure III. 2. Montage de la bille de Ti-6Al-4V dans le porte pion.

2.2. Conditions de contact

2.2.1. Stratégie d'identification

La détermination des conditions de contact à appliquer sur le banc telle que la vitesse de glissement entre la bille et le disque et l'effort normal à appliquer sur la bille doivent s'approcher des chargements mécaniques rencontrés en usinage. Ces chargements sont inaccessibles par l'expérience. C'est pourquoi des simulations numériques du procédé de coupe sont réalisées pour les définir. La méthode des éléments finis largement utilisée ces dernières années ([109], [191]–[193]) pour modéliser la coupe orthogonale avec le processus de

formation des copeaux est utilisée dans le présent travail. Cette stratégie permet d'obtenir, dans des conditions similaires à celles de l'expérience, la pression de contact et la vitesse de glissement à l'interface outil/copeau et de définir les efforts à appliquer sur la bille et le disque. Les différentes étapes d'identification des paramètres de contact sont résumées sur la Figure III. 3.

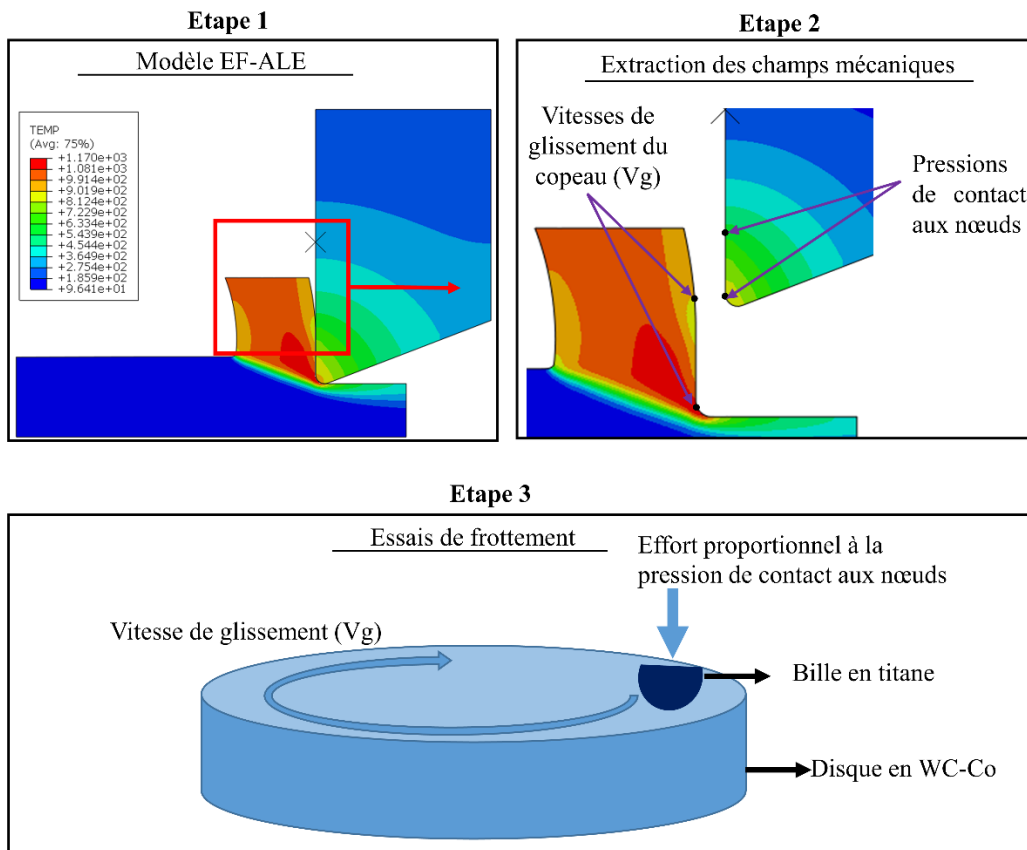


Figure III. 3. Illustration de la stratégie de détermination des conditions de contact.

2.2.2. Description du modèle numérique de coupe orthogonale

Une simulation numérique de la coupe orthogonale en deux dimensions a été établie dans le logiciel Abaqus/Explicit en utilisant une formulation Arbitraire-Lagrangien-Eulerien (ALE). Cette technique combinant les caractéristiques des approches eulérienne et lagrangienne permet d'éviter la distorsion des éléments en déplaçant les nœuds indépendamment du matériau sans modifier la topologie du maillage (éléments et connectivité). Dans cette approche, le contact à l'interface outil/copeau est continu ce qui permet d'extraire facilement la vitesse de glissement sur les nœuds du maillage du copeau dont le mouvement, le long de l'interface, est indépendant de celui du matériau.

2.2.2.1. Géométrie

Les géométries du modèle numérique de coupe orthogonale se composent d'un outil considéré comme un corps rigide avec un rayon d'arête de $50 \mu\text{m}$ (voir Figure III. 4). L'angle de coupe et de dépouille sont respectivement de 0° et 21° conformément à la configuration expérimentale présentée dans le chapitre 2. Initialement, le copeau est en contact avec l'outil.

Son épaisseur et sa longueur sont de 0,34 mm et 0,4 mm, respectivement. La géométrie du copeau a été définie pour faciliter la formation du copeau et la convergence des calculs. L'épaisseur du copeau non déformée est prise égale à 0,15 mm.

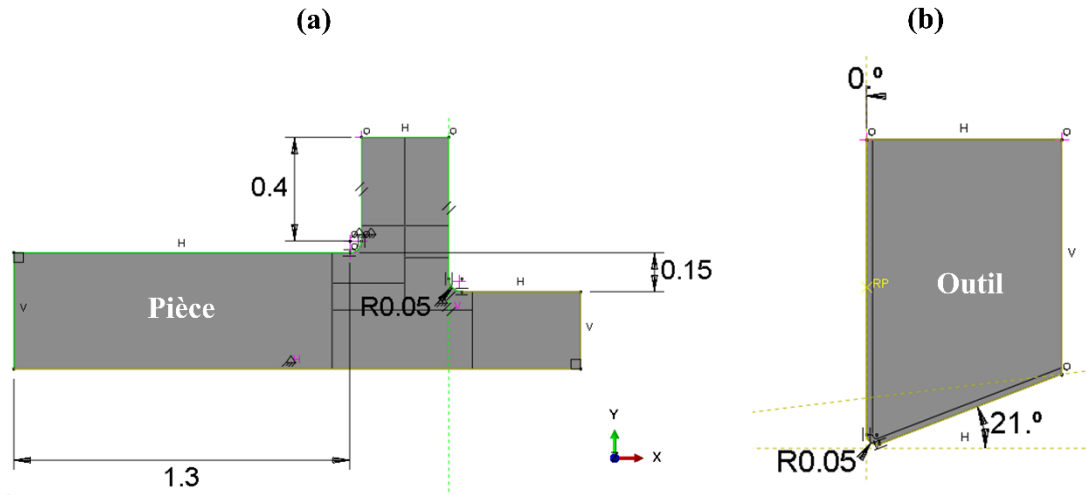


Figure III. 4. Géométrie de l'ensemble outil-pièce en configuration de coupe orthogonale. Les distances sont en millimètre.

2.2.2.2. Conditions aux limites et initiales

Les conditions aux limites cinématiques appliquées à la pièce et à l'outil sont représentées sur la Figure III. 5.

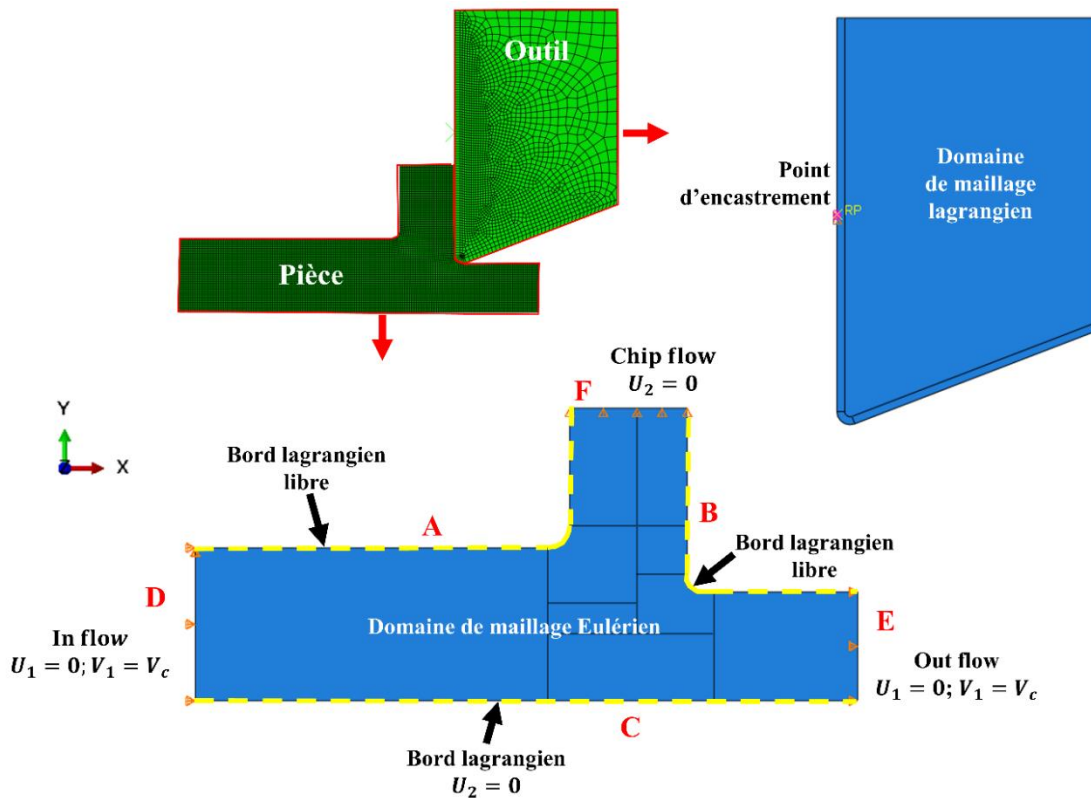


Figure III. 5. Illustration du maillage, de l'assemblage outil/pièce et des conditions aux limites.

Pour l'outil rigide, celui-ci est encastré en un point de référence. Concernant la pièce, deux types de conditions sont imposées sur la géométrie.

- des frontières glissantes (Sliding boundary regions) où seuls les nœuds sont contraints de se déplacer avec le matériau dans la direction normale à cette frontière. Cependant, ils peuvent se mouvoir indépendamment de la matière dans la direction tangentielle. Ces conditions sont imposées sur les faces A, B et C. Pour la frontière C, le déplacement est nul dans la direction perpendiculaire à cette dernière.
- des frontières eulériennes où le matériau traverse la frontière. Elle est imposée sur les faces D, E et F où le déplacement normal à celles-ci est nul. De plus, pour les faces D et E, la vitesse de coupe V_C orienté dans le sens de \vec{x} est imposée. Concernant les conditions initiales, un champ de température de 20°C est appliqué sur l'outil et le matériau à usiner.

2.2.2.3. Propriétés des matériaux de l'outil et de la pièce

Le modèle de Johnson-Cook défini par l'Equation (III. 1) permet de modéliser le comportement thermo-visco-plastique du matériau de la pièce constituée de l'alliage de titane Ti-6Al-4V :

$$\bar{\sigma} = (A + B\bar{\epsilon}^n) \left(1 + C \ln \frac{\dot{\bar{\epsilon}}}{\dot{\bar{\epsilon}}_0} \right) \left[1 - \left(\frac{T - T_r}{T_m - T_r} \right)^m \right] \quad (\text{III. 1})$$

avec $\bar{\sigma}$ la contrainte d'écoulement équivalente ; $\bar{\epsilon}$ est la déformation plastique équivalente ; $\dot{\bar{\epsilon}}$ est la vitesse de déformation plastique équivalente ; $\dot{\bar{\epsilon}}_0$ est la vitesse de déformation plastique équivalente de référence ; T est la température de la pièce usinée ; T_m est la température de fusion du matériau ; T_r est la température ambiante ; A , B , C , m et n sont des constantes du matériau.

Les paramètres de la loi de comportement pour le Ti-6Al-4V ont été identifiés par Lesuer [194] (voir Tableau III. 1).

Tableau III. 1. Paramètres de Johnson-Cook déterminés par Lesuer [194] pour le Ti-6Al-4V.

A[MPa]	B[MPa]	C	n	m	$\dot{\bar{\epsilon}}_0[s^{-1}]$	$T_r[^\circ\text{C}]$	$T_m[^\circ\text{C}]$
1098	1092	0.014	0.93	1.1	1	25	1680

En coupe orthogonale, les déformations plastiques en sein des zones de cisaillement primaire et secondaire dissipent de la chaleur. Cette dissipation correspond à une fraction η de la puissance plastique définie comme le produit de la contrainte d'écoulement équivalente $\bar{\sigma}$ par la vitesse de déformation plastique équivalente $\dot{\bar{\epsilon}}_{pl}$. La fraction η connue sous le nom de coefficient de Taylor-Quinney, est fixée à 0,9 au regard des travaux de la littérature portant sur la modélisation de l'usinage WC-Co/Ti-6AL-4V ([167], [192], [195]). L'équation de la chaleur est donnée :

$$\lambda \Delta T + \eta \bar{\sigma} \dot{\bar{\epsilon}}_{pl} = \rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} \quad (\text{III. 2})$$

avec ρ la masse volumique, C_p la chaleur spécifique et λ la conductivité thermique.

Le Tableau III. 2 résume les propriétés thermomécaniques de l'outil en WC-Co. Ces valeurs correspondent à celles d'une nuance d'outil à 6% wtCo. L'outil est considéré comme un corps rigide. Les propriétés de la pièce usinée sont extraites des travaux de Ducobu et al. [196].

Tableau III. 2. Propriétés thermo-physiques de l'outil en WC-Co et du Ti-6Al-4V.

Paramètres	WC-Co	Ti-6Al-4V [196]
Elasticité (GPa)	Rigide	113
Coefficient de Poisson	Rigide	0,34
Densité (Kg/m ³)	15000	4430
Conductivité thermique (W/m/°C)	81,3	7,3
Expansion thermique (1/K)	4,7.10 ⁻⁶	9.10 ⁻⁶
Chaleur spécifique (J/Kg/°C)	203.10 ⁶	514,5.10 ⁶

2.2.2.4. Contact outil/pièce

Le contact outil/pièce est géré par un algorithme de type pénalité utilisé et recommandé dans plusieurs travaux de la littérature ([109], [197]) pour ce type de simulation. La surface de l'outil est modélisée en tant que maître et la surface de la pièce en tant qu'esclave.

Une loi de frottement de type Coulomb déjà intégrée dans Abaqus a été utilisée pour modéliser le frottement à l'interface outil/pièce. Le coefficient de frottement entre ces deux corps est de 0,6. Cette valeur équivaut à la moyenne du coefficient de frottement apparent mesuré expérimentalement pour l'ensemble des conditions de coupe présentées dans le chapitre 2. Dans le modèle numérique, ce coefficient est défini comme le rapport entre la contrainte de cisaillement à l'interface et la pression de contact.

Durant le processus de coupe, le frottement produit entre l'outil et la pièce usinée dissipe de la chaleur. Le flux de chaleur φ correspondant, donnée par l'Equation (III. 3), dépend de la contrainte de cisaillement τ et de la vitesse de glissement locale \dot{x} :

$$\varphi = \beta\tau\dot{x} \quad (\text{III. 3})$$

β est un coefficient indiquant la part de la puissance mécanique due au frottement transformée en chaleur. Dans le cas présent, β est égal à 1. Ce flux de chaleur est ensuite partagé entre l'outil et le copeau. Ce partage est contrôlé par un coefficient dit de partage de la chaleur. Par défaut, il est considéré que 50% du flux thermique induit par le frottement est affecté au copeau. Enfin, aucune résistance thermique n'est considérée à l'interface outil/pièce.

2.2.2.5. Maillage

La pièce est considérée comme un domaine eulérien lequel est traversé par la matière usinée. Elle est composée d'éléments quadrilatères linéaires CPE4RT couplant le déplacement et la température et utilisant l'intégration réduite. Le maillage de l'outil est lagrangien. Il se compose d'éléments CPE4RT et d'éléments triangulaires linéaires CPE3T. A l'issue d'une étude sur la sensibilité au maillage des résultats, les éléments ont une taille inférieure à 10 μm dans la pièce usinée et dans la couche la plus proche du contact outil/pièce de l'outil. Dans les autres régions, le maillage est composé d'éléments dont la taille varie entre 10 à 100 μm . Au total, 11926 éléments et 2225 éléments ont été pris dans la pièce et l'outil respectivement.

2.2.2.6. Simulations

Trois simulations ont été réalisées pour des vitesses de coupe de 30, 60 et 120 m/min analogues à celles utilisées dans le chapitre 2. Le temps de la simulation de 0,04 s est loin des durées réelles de l'usinage mais il est suffisant pour obtenir des efforts de coupe et d'avance stables. Les calculs ont une durée 130 min environs. Le pas de temps critique est augmenté en multipliant artificiellement la masse volumique des matériaux par 1000.

2.3. Validation du modèle de coupe orthogonal

Afin d'obtenir les chargements mécaniques à l'interface outil/copeau proches de ceux rencontrés expérimentalement en usinage, il convient d'évaluer l'écart entre les résultats du modèle et ceux de l'expérience. La Figure III. 6, présente les signaux des efforts d'usinage simulés pour une vitesse de coupe de $V_c = 60$ m/min. On observe d'une part que les efforts calculés se stabilisent à partir 10 ms. D'autre part, les efforts de coupe et d'avance sont supérieurs de 32,7% 19,28% à leurs valeurs expérimentales respectives obtenues en réalisant une moyenne sur les efforts d'usinage pour l'ensemble des nuances de carbure. Certains auteurs ont cependant montrés que les efforts de coupe et d'avance simulés étaient relativement sensibles au coefficient de frottement choisi dans le modèle [198]. Pour évaluer son influence sur les efforts d'usinage, nous proposons de réaliser une étude paramétrique en variant la valeur du frottement de 0 à 0,9.

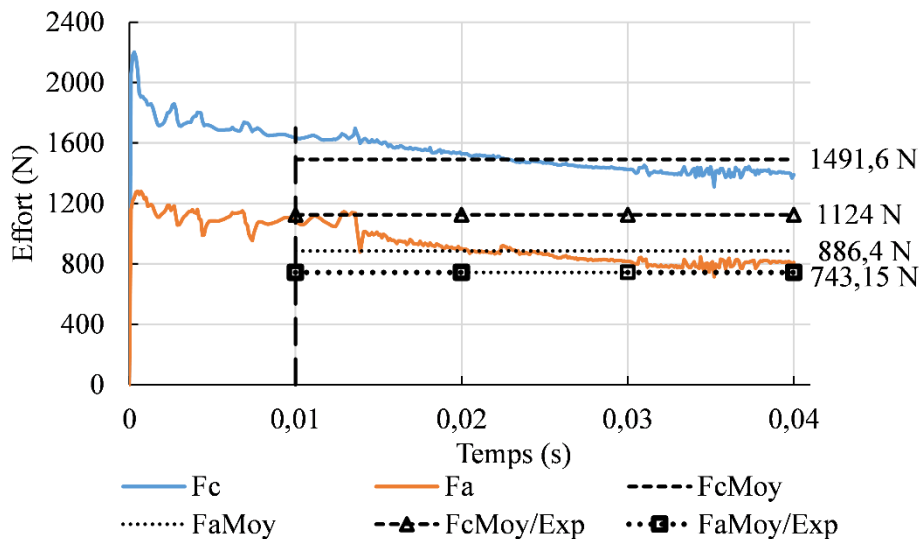


Figure III. 6. Evolution des efforts d'usinage en fonction du temps pour la condition de coupe $V_c = 60$ m/min et $a_p = 0,15$ mm/tr.

La Figure III. 7 montre la dépendance des efforts d'usinage par rapport au coefficient de frottement dans le contact. Chaque point des courbes est calculé en réalisant une moyenne des efforts après leur stabilisation (10 ms) (voir Figure III. 6). On constate sur la Figure III. 7 que les efforts de coupe calculés surestiment les valeurs expérimentales, quel que soit le coefficient de frottement choisi. Par exemple, pour les coefficients de frottement de 0 et 0,9, les efforts de coupe expérimentaux sont surestimés de 7,34% et de 39,9%, respectivement. Cette surestimation s'explique partiellement par l'absence de segmentations du copeau dans la simulation connue pour diminuer ces efforts ([80], [109]).

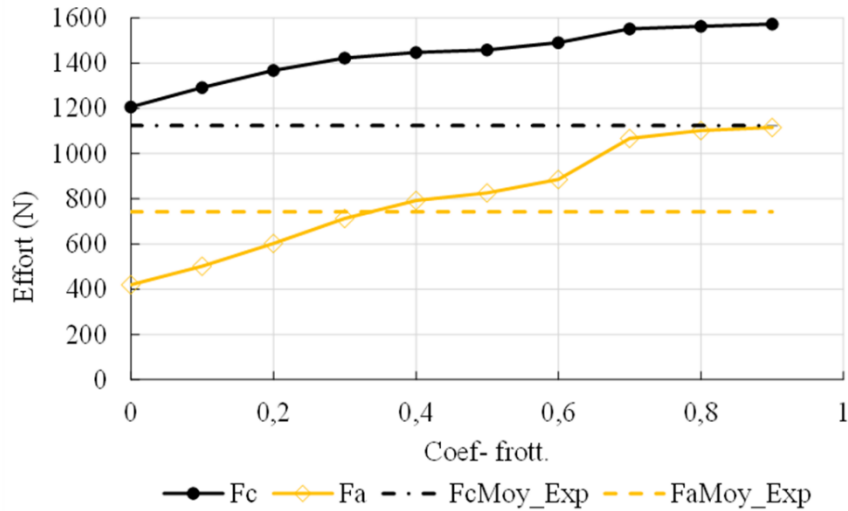


Figure III. 7. Evaluation de l'influence du coefficient de frottement sur les efforts d'usinage pour la condition de coupe $V_c = 60 \text{ m/min}$ et $a_p = 0,15 \text{ mm/tr}$.

Dans la suite de nos simulations nous prendrons un coefficient de frottement de 0,1. Cette valeur permet de minimiser l'écart des efforts de coupe et d'avance par rapport à l'expérience. Pour le cas d'une vitesse de coupe de 60 m/min, l'effort de coupe et d'avance sont surestimé et sous-estimé respectivement de 14,9% et de 32,4%.

D'autres tentatives pour améliorer l'estimation les efforts d'usinage ont été menées comme la modification du coefficient de partage et la considération d'un comportement élastique pour l'outil. Toutefois, les résultats de ces simulations ont montré une diminution de moins de 1% des efforts d'usinage calculés sur la Figure III. 7.

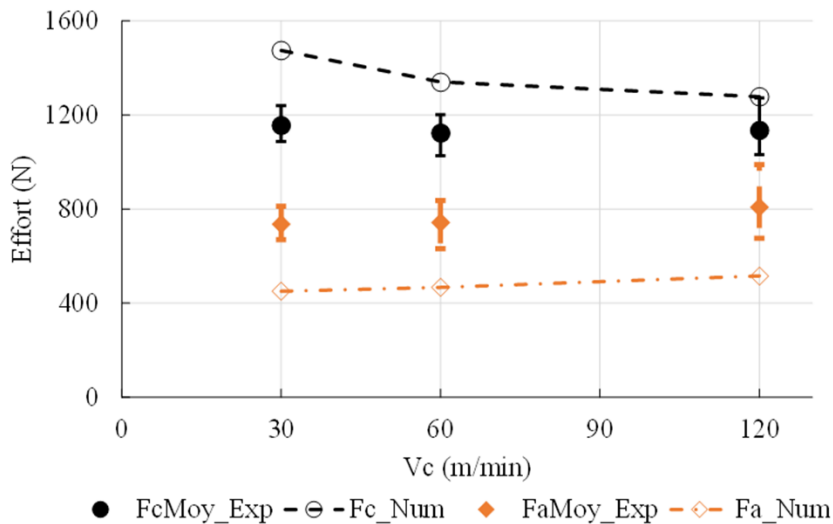


Figure III. 8. Comparaison des efforts d'usinage numérique et expérimental pour les différentes conditions.

La Figure III. 8 résume les efforts d'usinage calculés pour les trois vitesses de coupe à savoir 30, 60 et 120 m/min. Sur cette figure, les barres d'erreur correspondent non pas à la répétabilité des essais mais à la dispersion des efforts due aux différentes nuances d'outil. Cet

aspect ne peut pas être représenté par les simulations numériques réalisées puisque l'outil est considéré comme rigide. Les efforts d'avance expérimentaux sont tous sous-estimés par la simulation numérique en moyenne d'environ 37%. Pour les vitesses de coupe de 30 m/min et 120 m/min, les efforts de coupe expérimentaux moyens sont surestimés par le modèle de 21,6% et 11,2% respectivement.

2.4. Pression de contact et vitesse de glissement le long du contact outil-copeau

La Figure III. 9 présente les pressions de contact le long de l'interface outil/copeau délimitée par les points S et F (voir Figure III. 10) pour les vitesses de coupe de 30, 60 et 120 m/min. Le point S correspond au point de stagnation de la matière. Il marque la séparation de la matière usinée en deux flux dont l'un est dirigé vers la surface de dépouille et l'autre vers la surface de coupe. Quant au point F, il est positionné à la fin du contact outil/copeau et ne se situe pas à la même distance de S pour les trois vitesses de coupe.

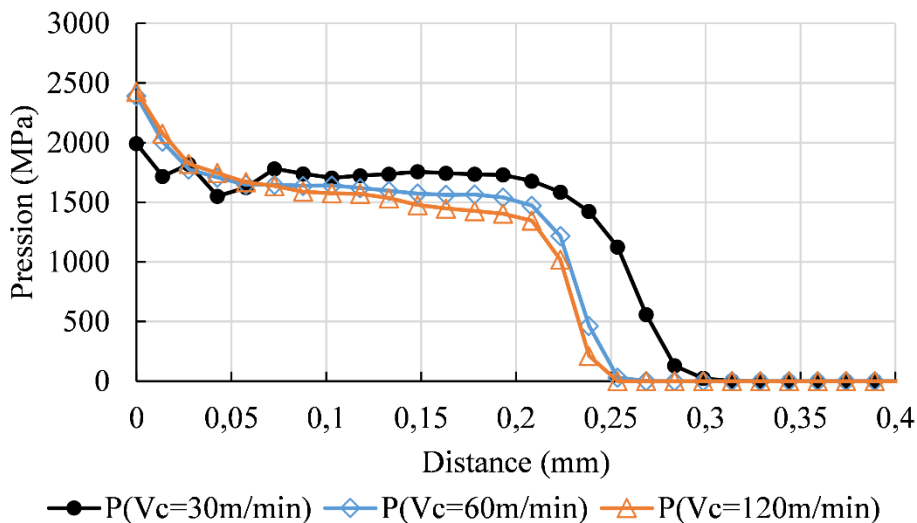


Figure III. 9. Distribution de la pression sur la longueur de contact outil/copeau pour les différentes conditions d'usinage.

Chaque point des courbes de la Figure III. 9 représente une valeur moyenne calculée durant la période où les efforts d'usinage sont stables. On constate que la pression de contact est maximale en S. Le long du segment SF, elle décroît progressivement pour atteindre un plateau dont les valeurs sont de l'ordre de 1,5 GPa. Après le point P marquant la fin du plateau, la pression de contact diminue pour s'annuler en F. On remarque que les pressions en S augmentent quand la vitesse de coupe croît mais cette tendance s'inverse sur le plateau. De plus, la longueur de contact décroît pour des vitesses de coupe croissantes. Selon Atlati et al., la vitesse de coupe influence la diffusion de la chaleur dans le copeau générée par déformation plastique dans la zone de cisaillement primaire modifiant l'angle de cisaillement, l'épaisseur du copeau et par conséquent la longueur de contact avec l'outil [199].

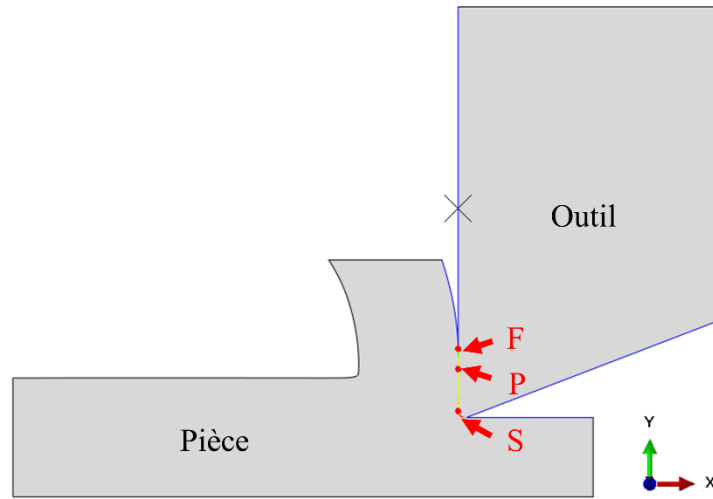


Figure III. 10. Illustration des nœuds de récupération de la distribution de pression dans le contact outil/copeau.

La Figure III. 11, montre l'évolution des vitesses de glissement le long du segment SF pour les vitesses de coupe de 30, 60 et 120 m/min. On constate qu'au point de stagnation S, les vitesses de glissement sont très faibles. Elles progressent rapidement le long du contact SF avant de suivre une évolution plus lente pour atteindre leur vitesse de glissement maximale au point F.

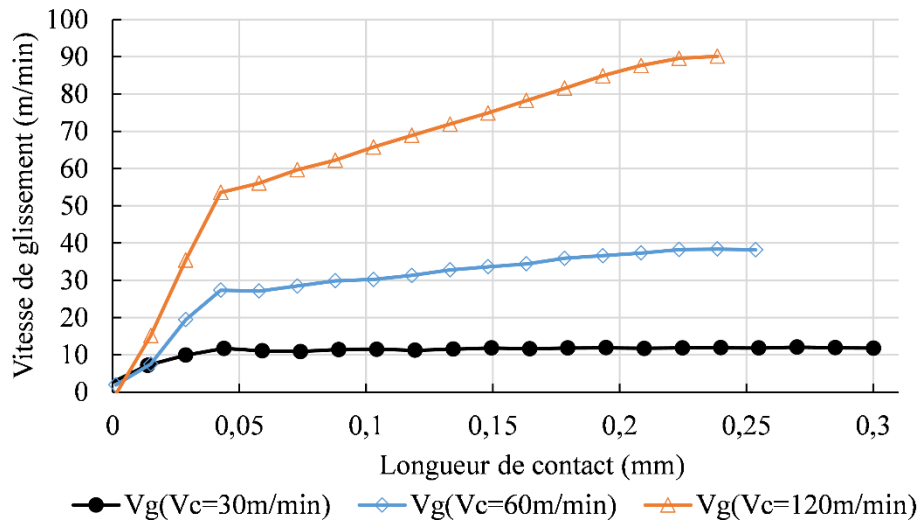


Figure III. 11. Evolution de la vitesse de glissement sur la longueur de contact outil/copeau pour les différentes conditions d'usinage.

2.5. Détermination du chargement mécanique pour les essais d'usure

Les vitesses de glissement et de pression de contact sont extraites pour les trois vitesses de coupe sur deux positions sélectionnées le long de la longueur de contact avec l'outil. La première position est le point S où la pression de contact est maximale. La seconde position est au point P situé à la fin du plateau de la pression de contact. En ce point la vitesse de glissement est quasi-maximale.

Les efforts à appliquer sur la bille sont déterminés en considérant que les pressions de contact initiales entre la bille et le disque sont identiques à celle des pressions de contact outil/copeau. Ils sont calculés selon la théorie d'Hertz dans le cadre d'un contact sphère/plan donné par l'équation suivante :

$$F_N = \left[\frac{3\pi r(k_1+k_2)}{4} \right]^2 \left(\frac{2\pi}{3} P \right)^3 \quad (\text{III. 4})$$

où $k_i = \frac{1-\nu_i}{\pi E_i}$

avec r le rayon de la bille ; ν_i et E_i le coefficient de poisson et le module d'Young des matériaux de la bille et du disque. Dans ce cadre ; $\nu_1 = 0,3$; $E_1 = 113 \text{ GPa}$ pour le Ti-6Al-4V et $\nu_2 = 0,22$; $E_2 = 630 \text{ GPa}$ pour le WC-Co.

L'ensemble des couples de chargements (vitesse de glissement – effort à appliquer sur la bille) à appliquer dans le tribo-système sont indiqués dans le Tableau III. 3.

Tableau III. 3. Conditions appliquées pour les essais de frottement.

Vitesse de glissement, V_g (m/min)	Effort appliqué (N)	Position	Vitesse de coupe (m/min)
7	28	S	30
11	18	P	
7,5	48	S	60
34	13	P	
15	50	S	120
90	9	P	

3. Protocole des essais de frottement

Les essais tribologiques sont réalisés sur le banc d'usure présenté dans la section 2.1. La configuration retenue est de type « pion - disque ». Le pion est en alliage de titane Ti-6Al-4V, il a un diamètre de 6,35 mm. Le disque en carbure de tungstène a un diamètre de 50 mm et une épaisseur de 10 mm (voir Figure III. 12).

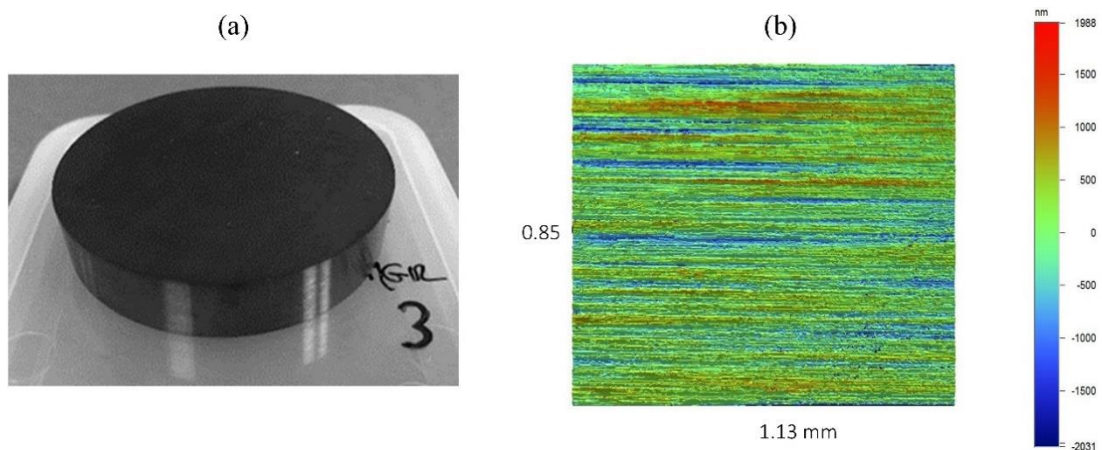


Figure III. 12. Exemple d'un disque de frottement (nuance WC-12%wtCo) a) Topographie de la surface dont la rugosité arithmétique moyenne est de $Ra = 0,51 \pm 0,025 \mu\text{m}$.

Cette configuration a été utilisée par Ze et al. pour analyser l'usure de disques en WC-6%wtCo dont la face de frottement texturée peut être assimilée à celle d'un outil de coupe [139]. Notons que l'autre matériau pour la bille était également en Ti-6Al-4V. Quatre nuances de carbure de tungstène avec des teneurs en cobalt de 7%, 10%, 12% et 15% wt ont été testées. Ces nuances correspondent à celles du chapitre 2 et fournies par le même fournisseur d'outils de coupe. La rugosité arithmétique moyenne mesurée sur l'ensemble des disques est de $R_a = 0,51 \pm 0,025 \mu\text{m}$. Pour chaque nuance, les neuf chargements appliqués sont résumés dans le Tableau III. 4 :

Tableau III. 4. Récapitulatif des chargements appliqués.

Vitesse de glissement, V_g (m/min)	Effort appliqué (N)
7	28
11	18
7,5	48
34	13
15	50
90	9
11	9
34	3
90	3

Les trois dernières lignes du Tableau III. 4 présentent d'autres couples (F , V_g) afin de mener une étude paramétrique sur la vitesse de glissement et sur l'effort appliqué. Les combinaisons suivantes sont :

- ($V_g = 34 \text{ m/min}$; $F = 3 \text{ N}$) ; ($V_g = 90 \text{ m/min}$; $F = 3 \text{ N}$), ($V_g = 11 \text{ m/min}$; $F = 9 \text{ N}$) ; ($V_g = 90 \text{ m/min}$; $F = 9 \text{ N}$) qui permettront d'évaluer l'influence de la vitesse de glissement sur l'usure pour des efforts fixes de 3 N et 9 N, respectivement.
- ($V_g = 34 \text{ m/min}$; $F = 3 \text{ N}$) ; ($V_g = 34 \text{ m/min}$; $F = 13 \text{ N}$), ($V_g = 11 \text{ m/min}$; $F = 9 \text{ N}$) ; ($V_g = 11 \text{ m/min}$; $F = 18 \text{ N}$), ($V_g = 90 \text{ m/min}$; $F = 3 \text{ N}$) ; ($V_g = 90 \text{ m/min}$; $F = 9 \text{ N}$) qui seront utiles pour analyser l'impact des efforts sur l'usure pour des vitesses de glissements fixes 11 m/min, 34 m/min et 90 m/min, respectivement.

Durant l'essai, le nombre de tours réalisés par le disque est de 500. Ainsi chaque point de la piste de frottement du disque voit passer la bille 500 fois par intermittence. Des essais préliminaires ont montré que ce nombre de tours était suffisant pour observer clairement les traces d'usure sur le disque. Pour éviter une usure importante de la bille, celle-ci est remplacée par une nouvelle tous les 50 tours. Ainsi 10 remplacements de billes sont effectués pour chaque essai. En effet, dans ces essais, une usure rapide de la bille à cause de la faible dureté du Ti-6Al-4V comparée à celle du carbure de tungstène. A titre indicatif, la dureté du Ti-6Al-4V est de 340-360 Hv alors que celles des nuances WC-Co sont de 1850, 1600, 1470 et 1350 Hv, respectivement. Le Tableau III. 5 ci-dessous résume les conditions pour les 36 essais réalisés.

Tableau III. 5. Condition des essais de frottement.

4 nuances nuance de disque : WC-7% wtCo, WC-10% wtCo, WC-12% wtCo, WC-15% wtCo
Pour chaque nuance, 9 essais pour les 9 chargements du Tableau III. 4
Soit un total de 36 essais
Pour chaque essai, le disque tourne 500 fois. Tous les 50 tours, la bille est remplacée par une nouvelle.

4. Résultats des essais de frottement

4.1. Analyse de l'état de surface de disques WC-Co

Après les essais, la surface des disques de carbure de tungstène est analysée. Deux types de mécanismes d'usure ont été principalement observés et assimilés à l'adhésion et l'abrasion comme le montre, respectivement les macrographies des Figures III. 13(a) et (b).

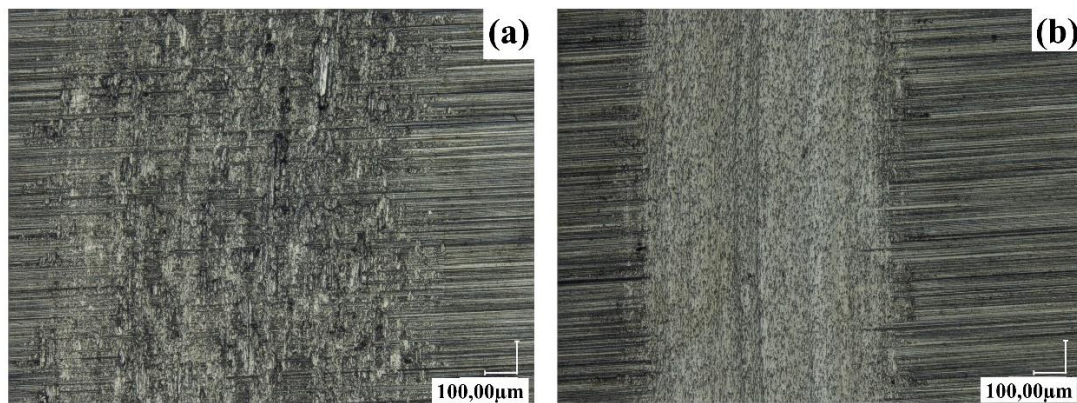


Figure III. 13. Macrographie montrant (a) l'adhésion sur la nuance WC-7%wtCo pour la condition $V_g = 15 \text{ m/min}$; $F = 50 \text{ N}$ et (b) l'abrasion sur la nuance WC-10%wtCo pour la condition $V_g = 7,5 \text{ m/min}$; $F = 48 \text{ N}$.

La Figure III. 14 montre l'exemple d'une usure par adhésion pour la condition $V_g = 34 \text{ m/min}$; $F = 3 \text{ N}$ observée au MEB sur un disque contenant 15% wtCo. Celle-ci se manifeste par de la matière collée sous formes d'îlots sur le disque.

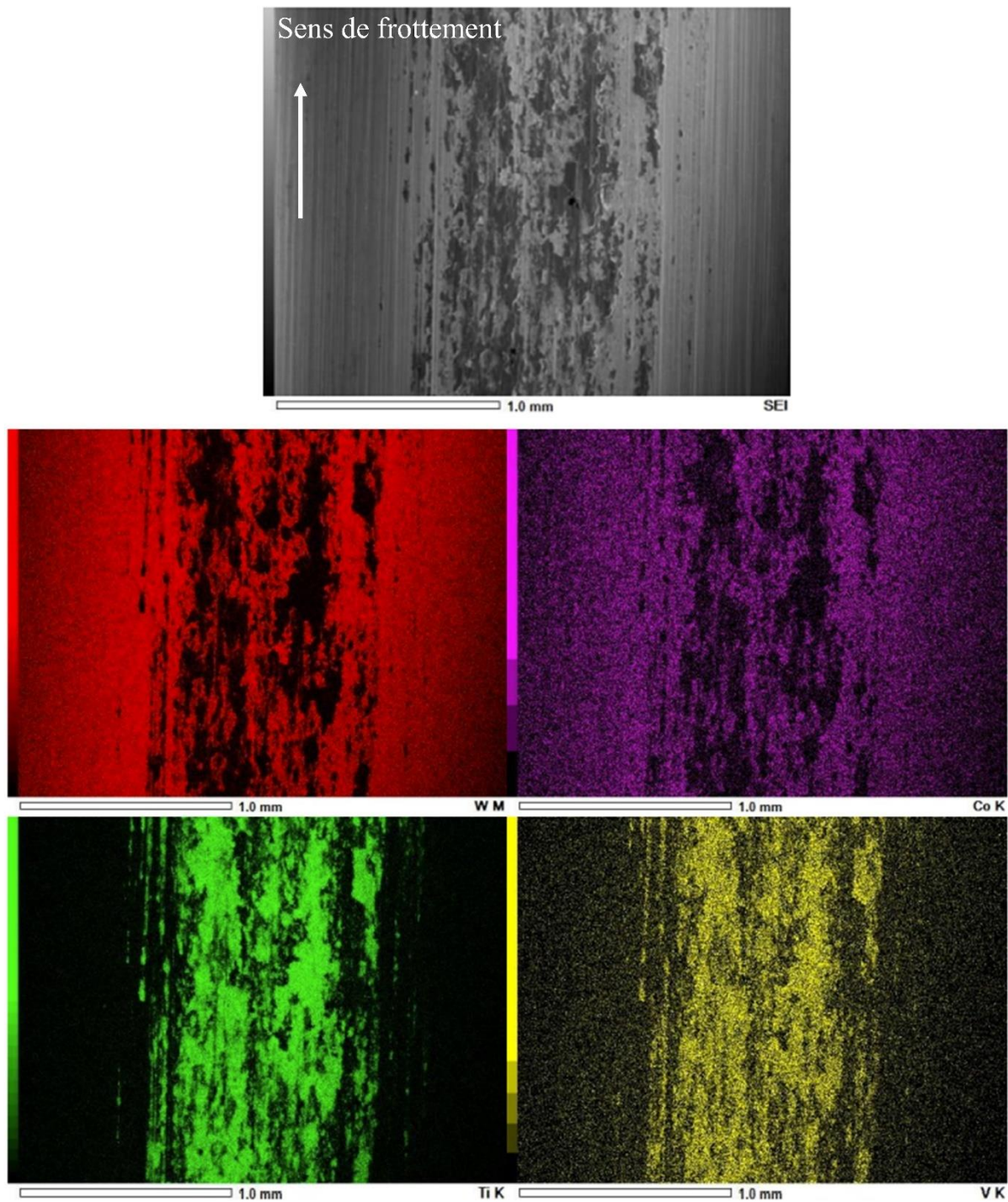


Figure III. 14. Image MEB de la nuance WC-15%wtCo pour la condition $V_g = 34 \text{ m/min}$; $F = 3 \text{ N}$.

Une analyse chimique par spectroscopie EDS de ce collage montre la présence de titane (vert) et de vanadium (jaune) qui sont des éléments de l'alliage Ti-6Al-4V de la bille. Ce transfert de matière de la bille à la surface du disque a été également observé dans la littérature par de nombreux auteurs ([110], [135], [139]). Autour de ces îlots, les éléments chimiques constituant le disque comme le tungstène (rouge) et le cobalt (violet) sont détectés. Dans le cas de l'usure par abrasion, la présence de bourrelets latéraux n'est pas observée dans les traces d'usure. Ces bourrelets se forment généralement par déformations plastiques. Dans le cas du carbure du tungstène, ces déformations sont généralement très faibles.

Afin de quantifier les différents modes d'usure du disque, nous proposons d'utiliser une méthode semblable à celle utilisée dans la littérature par Sui et al. [200]. Tout d'abord, une acquisition avec l'interféromètre à lumière blanche est réalisée pour obtenir une topographie de la surface d'usure sur une partie du disque comme l'illustre les Figures III. 15(a) et Figures III. 16(a). Pour chaque topographie le long de la piste d'usure, cinq profils transversaux sont extraits.

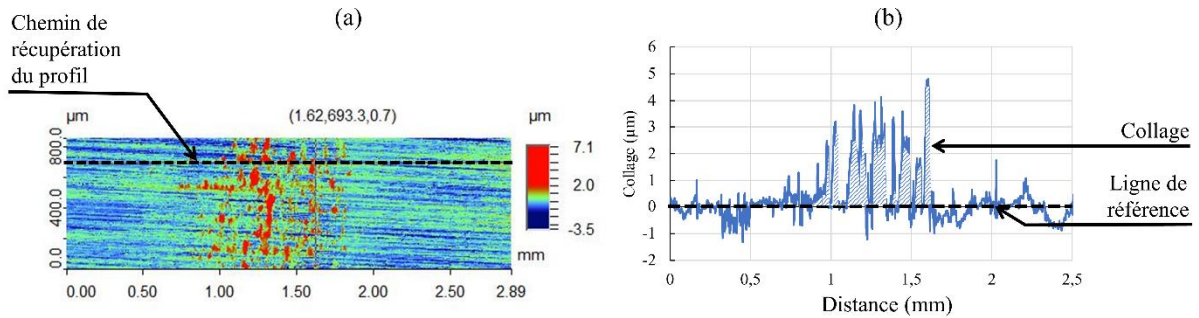


Figure III. 15. Etat de surface de la piste de frottement du disque WC-7%wtCo pour la condition ($F = 50\text{ N}$; $V_g = 15\text{ m/min}$).

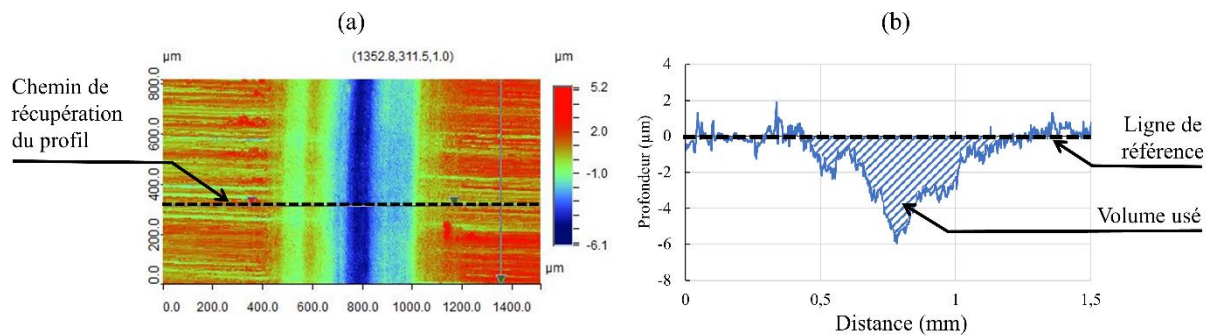


Figure III. 16. Etat de surface de la piste de frottement du disque WC-10%wtCo pour la condition ($F = 48\text{ N}$; $V_g = 7,5\text{ m/min}$).

Les Figures III. 15(b) et 16(b) montrent l'exemple de profils dans le cas d'usure par adhésion et par abrasion, respectivement. L'altitude nulle sur l'ordonnée nommée « ligne de référence » correspond à la zone du disque non usée. Les hachures sur les Figures III. 15(b) et 16(b) représentant les aires délimitées par le profil et la ligne de référence dans les zones usées est calculée sur Matlab. Les aires situées au-dessus et en dessous de l'altitude zéro permettent de distinguer, respectivement, l'usure par adhésion et par abrasion. Enfin, l'usure par unité de longueur est quantifiée par la moyenne des aires calculée pour les cinq profils. Notons qu'une usure par abrasion n'exclue pas la présence potentielle de matières collées dans la surface abradée. Ce transfert de matière ne peut pas être quantifié par la méthodologie semi-quantitative proposée. Néanmoins, elle met en évidence la dominance d'un mode d'usure pour les différentes conditions de chargement et teneurs en cobalt dans les disques en carbure de tungstène.

4.2. Analyse de l'usure des disques

Dans cette section, l'usure est d'abord analysée pour chaque nuance de cobalt. Par la suite, les influences de l'effort, la vitesse de glissement et la teneur en cobalt sont discutées.

4.2.1. Disque à teneur de 7% wt cobalt (WC-7%wtCo)

La Figure III. 17 montre les aires moyennes quantifiant l'usure pour l'ensemble des conditions de chargements du Tableau III. 4. Sur ce diagramme, la vitesse de glissement imposée est en abscisse et l'effort appliqué est en ordonnée. Le diamètre des cercles est proportionnel à l'aire calculée pour quantifier le volume de matière collée par unité de longueur (cercle bleu). On constate que pour l'ensemble des conditions testées, seul le mécanisme d'usure par adhésion est présent. Une analyse plus approfondie de la trace d'usure au MEB pour la condition $F = 3 \text{ N}$; $V_g = 34 \text{ m/min}$ permet de visualiser la matière collée sous forme d'îlots, voir Figure III. 18. Entre les îlots, on observe la présence des stries de rectification initialement présentes sur les disques. Ces stries témoignent d'un état de surface sain et sans trace d'abrasion induite par l'essai d'usure.

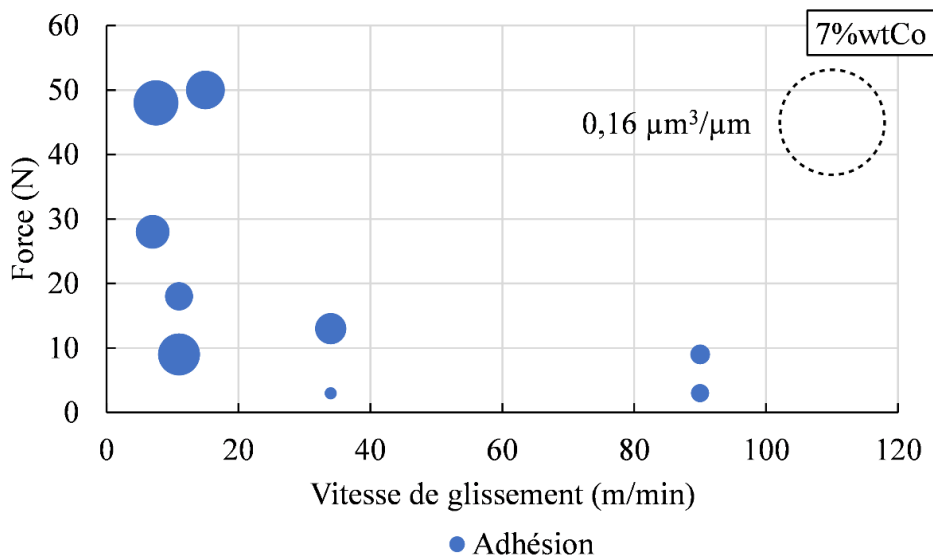


Figure III. 17. Diagramme d'usure du disque WC-7%wtCo. Le diamètre des cercles est proportionnel au volume de matière collée par unité de longueur pour l'adhésion.

L'adhésion devient plus importante comme le montre la Figure III. 17, pour des vitesses inférieures à 15 m/min. On note dans cette zone que l'influence de l'effort sur l'adhésion n'est pas perceptible. Pour les conditions dont les vitesses de glissement sont supérieures à 30 m/min et pour des efforts appliqués inférieurs à 15 N, la quantité de matière collée décroît. Ze et al. ont également observé de l'adhésion pour une configuration semblable composé d'un disque en WC-6%wtCo et une bille en Ti-6Al-4V de diamètre de 9,5mm soumise à un effort de 10 N et pour des vitesses de glissement comprises entre 60 m/min et 180m/min durant 5 min [139]. Cependant, contrairement à nos observations, les auteurs ont constaté que la quantité de matière collée devient plus importante quand la vitesse de glissement augmente. Toutefois, l'intervalle des vitesses de glissement choisies par Ze et al. [139] est plus grande et n'inclut que partiellement la gamme des vitesses étudiées ici.

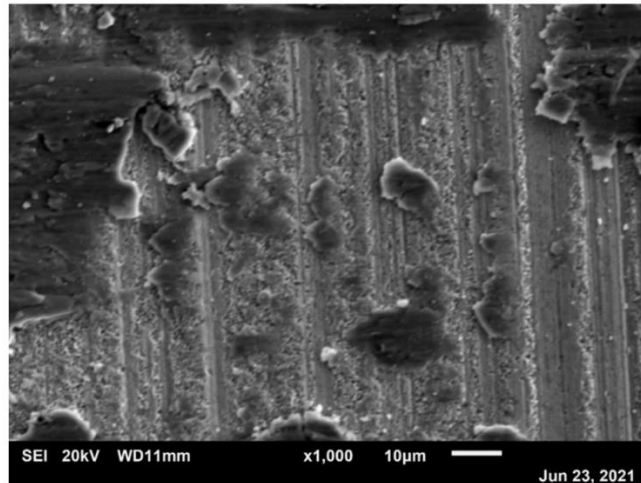


Figure III. 18. Image MEB de la piste de frottement du disque WC-7%wtCo pour la condition ($F = 3$ N ; $V_g = 34$ m/min).

4.2.2. Disque à teneur de 10% wt cobalt (WC-10%wtCo)

Le diagramme d'usure de cette nuance de disque est présenté sur la Figure III. 19. Contrairement aux résultats du disque WC-7%wtCo présentés en Figure III. 17, on constate, en plus de l'adhésion, la présence d'abrasion représentée par des cercles blancs. Cette abrasion a lieu notamment en grande majorité pour les conditions dont les efforts sont supérieurs ou égaux à 28 N et des vitesses de glissement inférieures à 15 m/min.

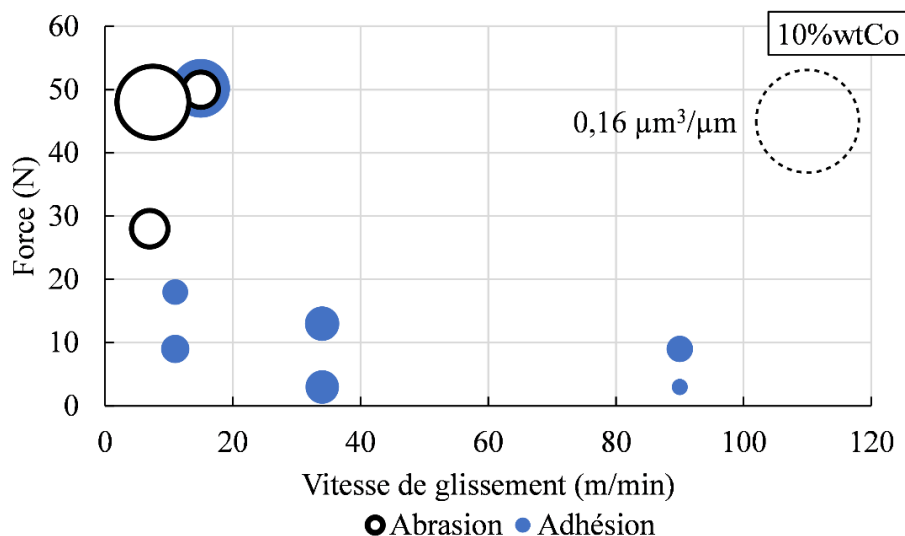
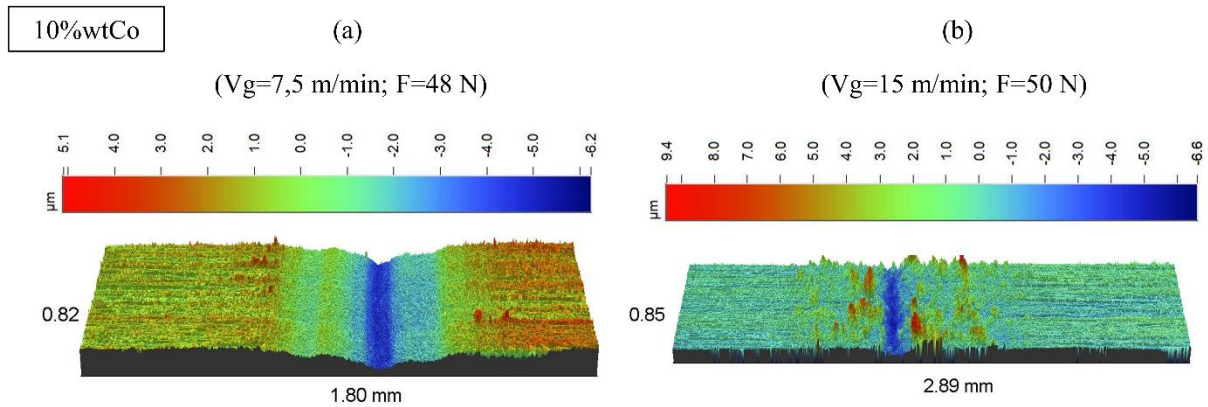


Figure III. 19. Diagramme d'usure du disque WC-10%wtCo. Le diamètre des cercles est proportionnel au volume de matière collée ou enlevée par unité de longueur pour l'adhésion ou l'abrasion.

Comme le montre la topographie de la Figure III. 20(a) obtenue pour le couple ($F = 48$ N ; $V_g = 7,5$ m/min), elle se manifeste par un cratère lisse et d'une profondeur de $5,95 \mu\text{m}$. Toujours pour des efforts appliqués supérieurs ou égaux à 28 N, lorsque la vitesse de glissement atteint 15 m/min, on constate la coexistence des deux types d'usure dans des proportions quasi égales. Le cratère pour cette condition montrée en Figure III. 20(b) est moins profond de 28,4% que celui de la Figure III. 20(a) et ces abords sont recouverts de Ti-6Al-4V collées sur une large

bande de 1,26 mm. Pour les autres conditions dont la vitesse de glissement est supérieure à 15 m/min, on constate que l'adhésion de l'alliage de titane sur le carbure est plus importante que celle quantifiée pour le disque en WC-7%wtCo. On remarque également que pour la vitesse de glissement de 90 m/min, la quantité de matière collée augmente avec l'effort appliqué comme l'illustre les conditions ($F = 3 \text{ N}$; $V_g = 90 \text{ m/min}$) et ($F = 9 \text{ N}$; $V_g = 90 \text{ m/min}$) où les surfaces d'usure sont de $0,025$ et $0,04 \mu\text{m}^3/\mu\text{m}$, respectivement.



4.2.3. Disque à teneur de 12% wt cobalt (WC-12%wtCo)

La Figure III. 21 montre le diagramme d'usure pour le disque de nuance WC-12%wtCo. En le comparant avec celui obtenu pour la nuance de WC-10%wtCo, on constate d'une part que pour la condition ($F = 50 \text{ N}$; $V_g = 15 \text{ m/min}$), la coexistence des deux mécanismes d'usure a disparu au profit d'une abrasion pure du carbure.

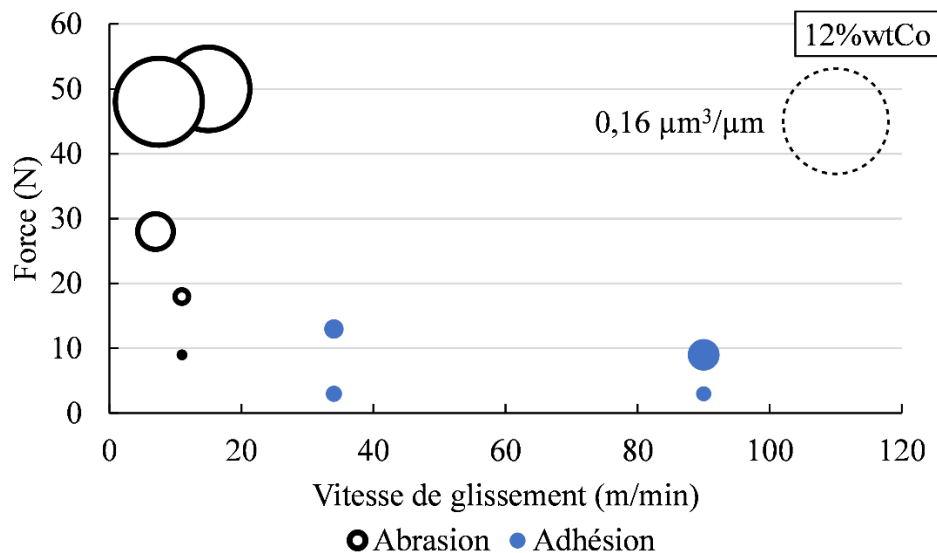


Figure III. 21. Diagramme d'usure du disque WC-12%wtCo. Le diamètre des cercles est proportionnel au volume de matière collée ou enlevée par unité de longueur pour l'adhésion ou l'abrasion.

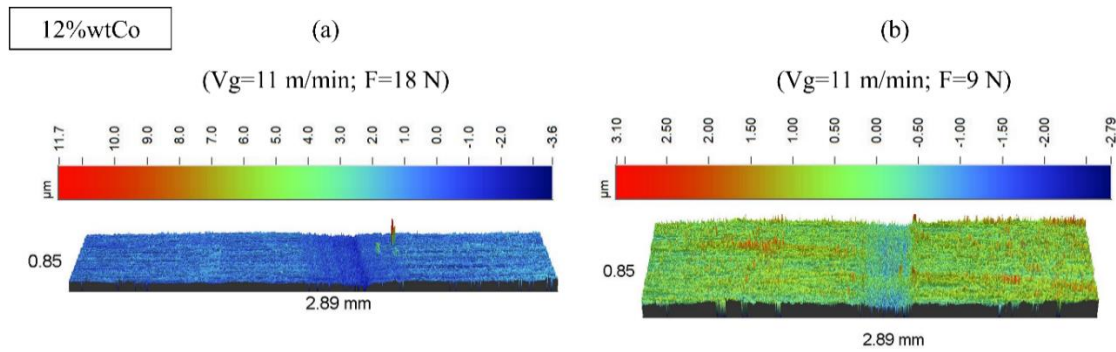


Figure III. 22. Topographie de la surface de la piste de frottement du disque WC-12%wtCo pour les conditions (a) ($F = 18 \text{ N}$; $V_g = 11 \text{ m/min}$), et (b) ($F = 9 \text{ N}$; $V_g = 11 \text{ m/min}$).

D'autre part, pour des vitesses de glissement et des efforts inférieurs à 15 m/min et 28 N, le mécanisme d'adhésion est remplacé par une légère abrasion du disque comme le montre les topographies des Figures III. 22(a) et (b) pour les conditions ($F = 18 \text{ N}$; $V_g = 11 \text{ m/min}$) et ($F = 9 \text{ N}$; $V_g = 11 \text{ m/min}$), respectivement. Cette abrasion se manifeste par un enlèvement de matière sous la forme d'une bande de largeur étroite et peu profonde de l'ordre de 1,64 et 0,88 μm , respectivement. Ainsi, quel que soit l'effort testé, pour des vitesses de glissement inférieures ou égales à 15 m/min, l'abrasion est le mécanisme d'usure dominant alors que pour des conditions supérieures à cette vitesse, l'adhésion est uniquement observée sur les disques. On constate par ailleurs les mêmes tendances que pour la nuance de WC-10%wtCo où l'augmentation de l'effort appliqué fait croître la quantité de matière collée.

4.2.4. Disque à teneur de 15% wt cobalt (WC-15%wtCo)

Le diagramme d'usure pour la nuance WC-15%wtCo présentée sur la Figure III. 23 est similaire à celui du disque en WC-12%wtCo. L'abrasion et l'adhésion sont toujours les mécanismes dominants pour des vitesses de glissement inférieures et supérieures à 15 m/min, respectivement. Dans les conditions où l'adhésion domine, l'apparence de la surface usée diffère de celle d'une teneur en cobalt plus faible.

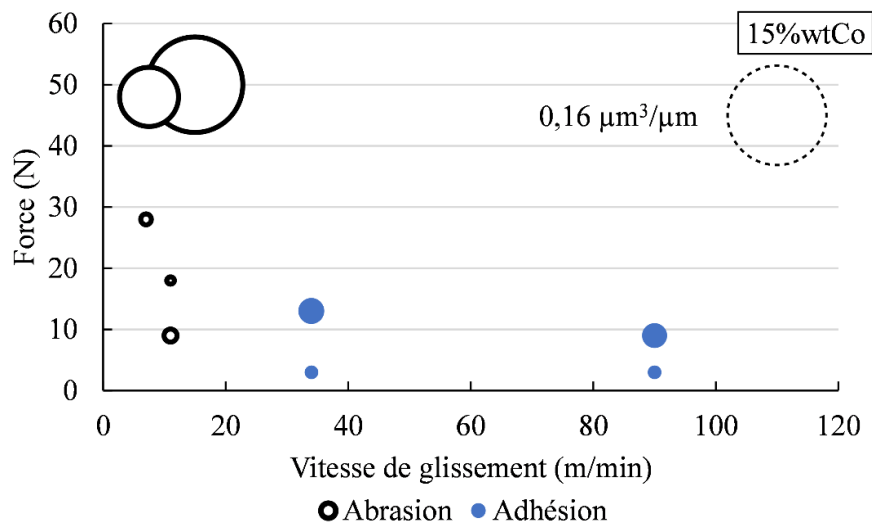


Figure III. 23. Diagramme d'usure du disque WC-15%wtCo. Le diamètre des cercles est proportionnel au volume de matière collée ou enlevée par unité de longueur pour l'adhésion ou l'abrasion.

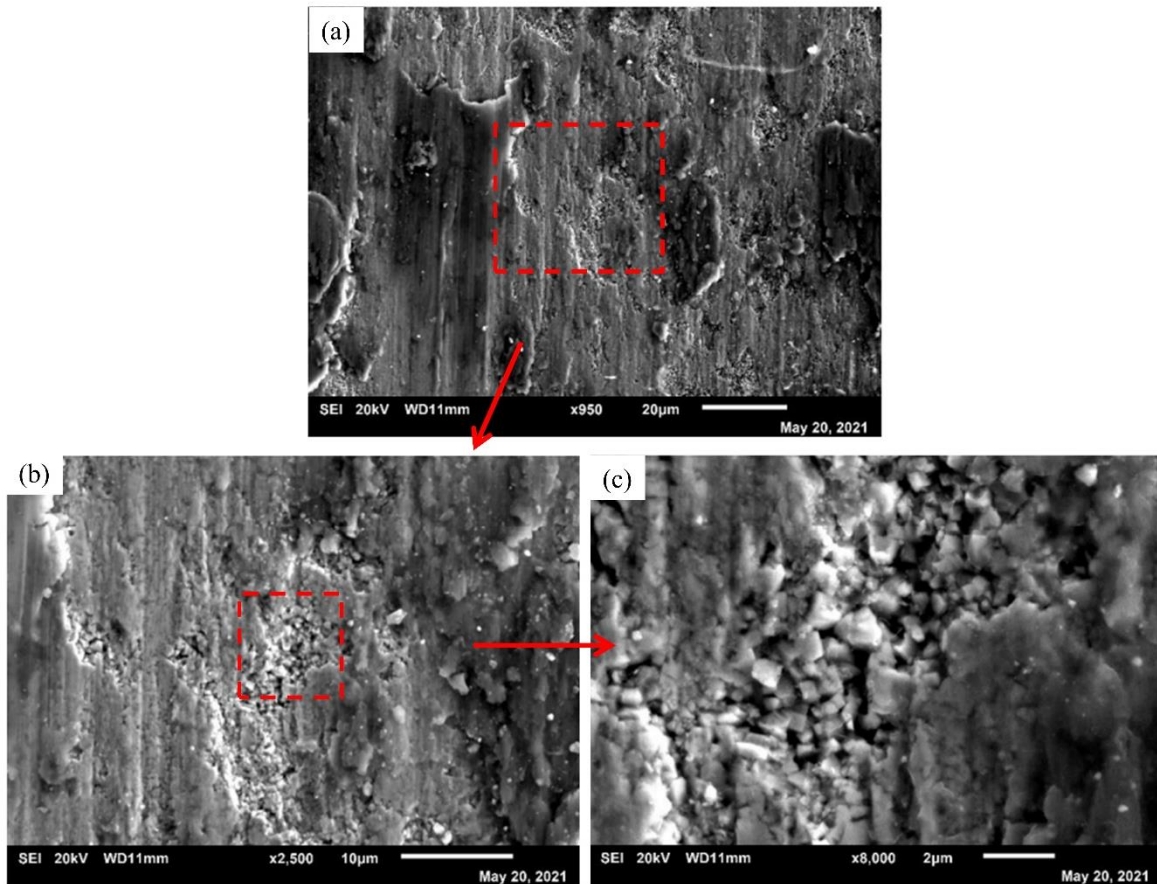


Figure III. 24. Image MEB de la piste de frottement du disque WC-15%wtCo pour la condition ($F = 3$ N ; $V_g = 34$ m/min).

Les images MEB des Figures III. 18 et 24 réalisées, respectivement, sur des disques de teneur en cobalt de 7 et 15%wtCo soumis aux mêmes conditions de chargement ($F = 3$ N ; $V_g = 34$ m/min), montrent une superposition de couches de Ti-6Al-4V collées sur le carbure. Toutefois, les stries de rectification ne sont plus visibles pour la nuance WC-15%wtCo. On peut deviner des zones où de petits cratères se forment. En réalisant des agrandissements successifs dans l'une de ces zones comme l'illustrent les Figures III. 24(b) et (c), on observe des grains de WC sans liant signe d'un arrachement de matière.

5. Analyse des mécanismes d'usure dominants

Les résultats présentés dans les diagrammes d'usure (Figures III. 17, 19, 21 et 23) ont montré une influence claire de la teneur en cobalt, la vitesse de glissement et l'effort appliquée sur les mécanismes d'usure. Nous avons constaté après 500 tours de piste que :

- Pour la nuance de WC-7%wtCo, l'usure par abrasion est le mécanisme d'usure dominant quelles que soit les sollicitations mécaniques testées.
- Les couples (F, V_g) testés ayant des vitesses de glissement inférieures ou égale à 34 m/min et des efforts supérieurs à 28 N, l'usure par abrasion est le mécanisme d'usure dominant au-delà d'une teneur en cobalt de 10%. L'usure par adhésion est dominante pour les autres couples.

- les couples (F,Vg) testés ayant des vitesses de glissement inférieures ou égale à 34 m/min, l'usure par abrasion est le mécanisme d'usure dominant au-delà d'une teneur en cobalt de 12%. L'usure par adhésion est dominante pour les autres couples.

Toutefois ces conclusions sont réalisées à un instant donné dans le processus d'usure des disques. Dans des instants antérieures, l'abrasion est précédée de l'adhésion comme le décrit l'article de Liang et al. [137]. Ces auteurs indiquent que l'alliage de titane colle sur la surface du carbure sous forme de couches. Par la suite, ces couches s'accumulent et se détachent en arrachant les grains de carbure. Certains peuvent être piégés dans l'alliage de titane et abradent la surface du carbure durant leur transport (ils jouent le rôle de troisième corps dans le contact). Ce processus corrobore avec nos observations. Notamment celle de la Figure III. 24 qui montre un empilement de couche de titane et des premiers signes d'une abrasion. Le cas particulier du couple de chargement ($F = 50 \text{ N}$; $V_g = 15 \text{ m/min}$) pour la nuance WC-10%wtCo où l'adhésion et l'abrasion coexistent, illustre un stade plus avancé de ce processus d'usure.

L'adhésion reste le mécanisme d'usure majoritaire pour des vitesses supérieures à 34 m/min. Ze et al. ont observé pour des vitesses de glissement croissantes, une augmentation de la température à l'interface entre la bille et le disque [139]. Cette élévation de la température pouvant atteindre 430°C favorise l'adoucissement thermique du Ti-6Al-4V et par conséquent son adhésion sur le carbure.

Enfin l'influence de la teneur en cobalt sur l'usure, peut s'expliquer par le scénario d'usure proposée par Larsen-Basse pour des efforts appliqués élevés à l'interface pion/disque [201]. Durant l'essai, les grains de carbure de tungstène se meuvent légèrement dans leur position comprimant ainsi le liant de cobalt qui se déforme plastiquement. Le cobalt est ainsi extrudé et emporté en dehors de la zone de contact durant l'essai. L'usure se produit alors par l'élimination du cobalt entre les grains de carbure de tungstène, suivie de leur fragmentation et de leur évacuation. Ainsi, l'usure est d'autant plus importante que la teneur de cobalt est élevée.

Les mécanismes d'usure par adhésion et par abrasion constatés pour ces essais d'usure sont similaires à ceux observés sur les outils de coupe du chapitre 2. Les simulations de la coupe orthogonale, ont montré que la vitesse de glissement du copeau est relativement faible à proximité de la pointe de l'outil dans l'interface de contact outil/copeau. Dans cette région, un recul de l'arête de coupe formée par abrasion est observé (voir Figure II. 40 du chapitre 2). De plus, ce recul s'intensifie avec l'augmentation de la teneur en cobalt. Rappelons que l'abrasion dans les essais d'usure se produit à des vitesses de glissement faibles. A proximité de la zone où le copeau se sépare de l'outil, la vitesse du glissement du copeau est maximale. On constate comme dans les essais d'usure, une adhésion du titane dans cette zone de l'outil (voir les Figures II. 40 et 44 du chapitre 2). Toutefois, cette analogie entre les usures constatées entre l'usinage et les essais tribologiques reste limitée. En effet, les conditions tribologiques sont différentes. Par exemple, le contact pion/disque est un contact fermé contrairement à celui qui s'opère entre l'outil et le copeau. Le copeau est en permanence en contact avec l'outil alors qu'un point de la piste d'usure du disque voit par intermittence le passage de la bille. Enfin le contact en usinage est soumis à de fortes températures de l'ordre de 800°C ce qui favorise également le mode d'usure par diffusion.

6. Analyse du coefficient de frottement

Lors des essais tribologiques analysés précédents, le coefficient de frottement a également été mesuré. Afin d'analyser l'influence des conditions de chargement mécanique et de la nuance du cobalt sur ce coefficient, nous proposons de construire des diagrammes pour chacune des nuances selon un format similaire à celui réalisé pour l'usure. Ces diagrammes sont présentés en Figures III. 25(a), (b), (c) et (d) pour les nuances 7, 10, 12 et 15% wtCo, respectivement. L'abscisse et l'ordonnée correspondent respectivement à la vitesse de glissement imposée et l'effort appliqué sur la bille. Les valeurs des coefficients de frottement dans ces diagrammes sont obtenues par la procédure suivante. Lors d'un essai avec une bille neuve, le coefficient de frottement augmente brusquement puis se stabilise rapidement jusqu'à la fin des 50 tours. Comme indiqué dans la section 3.6, cette opération est répétée 10 fois avec une nouvelle bille sur la même piste d'usure pour un couple de chargement donné. Pour la construction des diagrammes de frottement, la dernière valeur du coefficient de frottement est choisie, car l'état de surface de la piste de frottement est celui obtenu après les 500 tours.

Les abréviations « adh » et « abr » entre parenthèse dans les diagrammes signifient respectivement « adhésion » et « abrasion ». Elles rappellent le mécanisme d'usure dominant pour un couple de chargement donné. Pour l'ensemble des diagrammes de frottement des Figures III. 25(a), (b), (c) et (d), il est difficile d'établir une corrélation claire entre les vitesses de glissement, les efforts appliqués, les coefficients de frottement et la nuance de cobalt. Pirso *et al.* ont réalisé des essais de frottement et d'usure sur plusieurs nuances de carbure de teneur comprise entre 6 et 20% wtCo [132]. Les auteurs n'ont trouvé aucune corrélation entre les taux d'usure et le coefficient de frottement moyen respectif en fonction de la nuance de carbure. Cependant, on peut constater qu'il existe une influence des mécanismes d'usure sur les coefficients de frottement. La valeur des coefficients de frottement où l'adhésion domine est généralement comprise entre 0,36 et 0,43.

Ze *et al.* pour un système semblable composé d'un disque en WC-6% wtCo et une bille en Ti-6Al-4V de diamètre de 9,5 mm pour les conditions ($F = 10$ N ; $V_g = 90$ m/min) où l'adhésion domine, ont mesuré un coefficient de frottement de 0,27 plus faible que celui obtenu dans le cadre de notre étude [139]. La valeur des coefficients augmente entre 0,47 et 0,53 quand l'abrasion devient dominante. Toutefois, on note des exceptions pour le couple ($V_g = 90$ m/min ; $F = 3$ N) appliquée à la nuance WC-12% wtCo et les couples ($V_g = 7,5$ m/min ; $F = 48$ N) et ($V_g = 90$ m/min ; $F = 28$ N) appliquée à la nuance WC-15% wtCo. L'évolution de leur coefficient de frottement entre le sixième et le dixième remplacement n'est pas stabilisé contrairement au reste des essais. En calculant leur écart type sur les cinq derniers remplacements, ceux-ci sont supérieurs à la valeur maximale de 0,05 obtenues sur l'ensemble des autres essais. Enfin, pour le couple ($F = 50$ N ; $V_g = 15$ m/min) appliqué sur la nuance WC-12% wtCo où l'usure par adhésion et par abrasion sont dominantes, le coefficient de frottement est de 0,36. Cette valeur est incluse dans l'intervalle des coefficients de frottement où l'usure par adhésion domine.

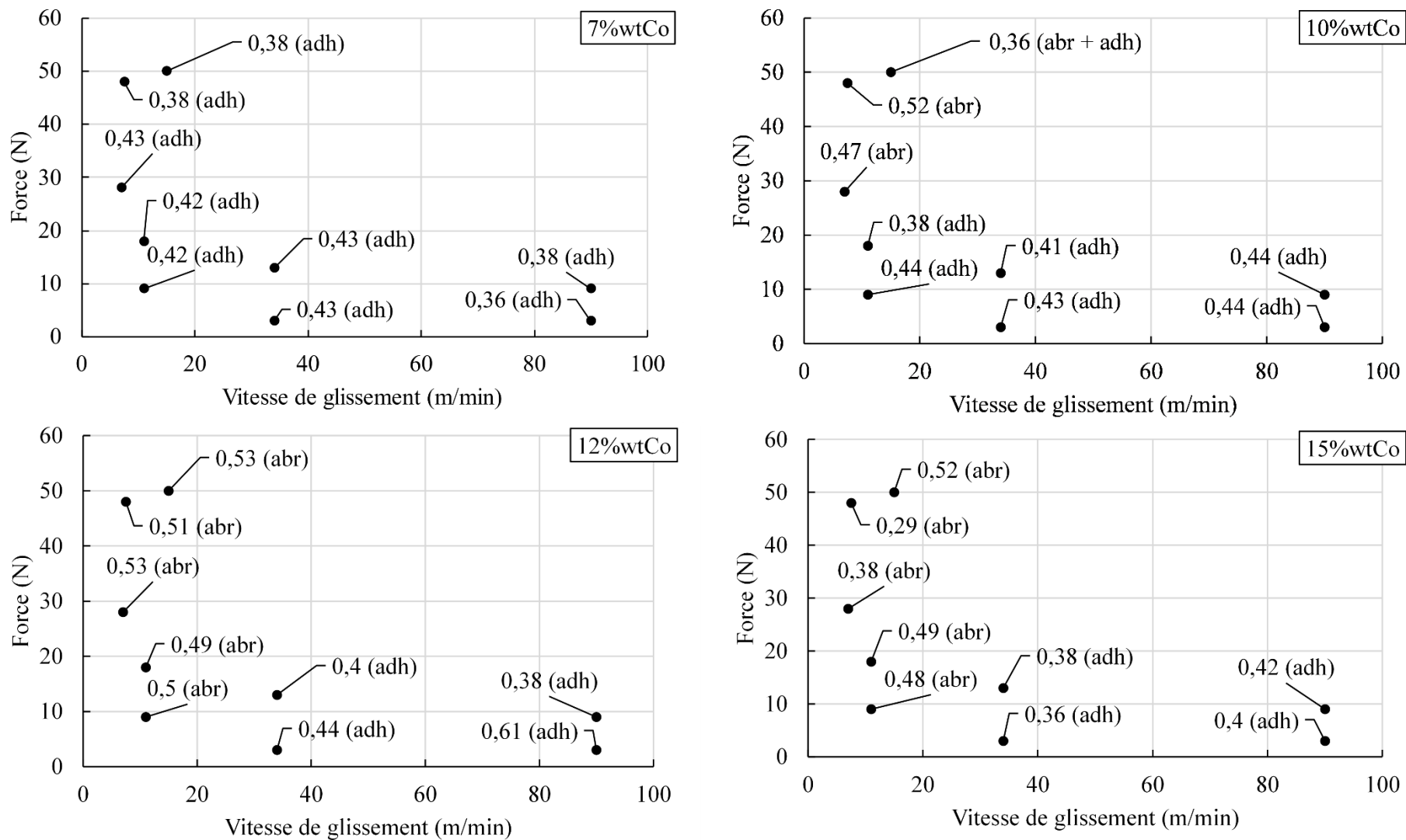


Figure III. 25. Cartes du coefficient de frottement apparent des nuances de disque WC-7%wtCo et WC-15%wtCo.

7. Conclusion

Dans ce chapitre, une étude tribologique a été menée afin d'analyser l'influence de la teneur en cobalt, la vitesse de glissement et l'effort normal sur l'usure des disques en carbure. Après une présentation du moyen d'essai, des simulations numériques des essais de coupe orthogonale du chapitre 2 ont été réalisées dans le but de définir les vitesses de glissement et les efforts appliqués dans les essais tribologiques de type « pion - disque ». La pression de contact et la vitesse de glissement du copeau ont été extraites en deux points dans l'interface outil/copeau pour les trois vitesses de coupe de 30 m/min, 60 m/min et 120 m/min. Le premier est situé au niveau de la pointe de l'outil où la pression de contact est maximale et la vitesse de glissement est minimale. Le second point est situé à proximité de la zone de séparation entre l'outil et le copeau. En ce point, la vitesse de glissement est quasi-maximale. Les efforts à appliquer dans les essais ont été calculés en considérant que les pressions de contact initiales entre la bille et le disque sont égales à celles extraites à l'interface de l'outil. Trois autres chargements ont été ajoutés aux six déterminés précédemment pour évaluer l'influence des vitesses de glissement et des efforts appliqués. Par la suite, les neuf chargements ont été imposés dans les essais tribologiques pour quatre nuances de carbure de tungstène contenant 7%, 10%, 12% et 15% de cobalt. Pour chacun des 36 essais, la bille en Ti-6Al-4V a frotté sur le disque en rotation. La bille a été remplacée 10 fois tous les 50 tours. Après chaque essais, l'adhésion et l'abrasion ont été observées et l'usure a été quantifiée à partir de cinq profils d'usure extraits d'une topographie en trois dimensions de la surface usée réalisée dans une zone du disque. Les résultats ont été synthétisés dans un diagramme pour chaque nuance en fonction de la vitesse de glissement et l'effort appliqué.

Les résultats de ces essais ont montré que pour la nuance de WC-7%wtCo, l'usure par abrasion est le mécanisme d'usure dominant quels que soit les 9 chargements mécaniques testés. Pour des vitesses inférieures à 34 m/min, le mécanisme dominant est l'abrasion pour des efforts supérieurs à 28 N au-delà d'une teneur de cobalt de 10% et quel que soit l'effort pour une teneur de cobalt au-delà de 12%. On a également constaté que l'adhésion précédait l'abrasion qui devient plus intense notamment pour des fortes teneurs en cobalt et des efforts élevés mais pour des vitesses de glissement faibles. Ces conditions sont analogues à ceux rencontrés à la pointe des outils de coupe. D'ailleurs, dans le chapitre 2, un recul de l'arête de coupe formée par abrasion a été observé. L'adhésion reste dominante pour des vitesses élevées. Ces conditions sont rencontrées à la sortie du copeau où du collage a été constaté. Cependant, bien que les mécanismes d'usure entre les essais tribologiques et d'usinage soient similaires, leurs conditions tribologiques respectives restent différentes. Le coefficient de frottement a été mesuré durant les essais tribologiques. Lorsque l'adhésion est dominante, il est compris entre 0,36 et 0,43. Cet intervalle croît quand l'abrasion devient dominante. Le coefficient de frottement est alors compris entre 0,47 et 0,53.

Les essais tribologiques réalisés comme les essais d'usinages ont confirmé l'influence notable de la teneur en cobalt sur l'usure du carbure de tungstène. Les résultats expérimentaux des chapitres 2 et 3 peuvent servir de référence et donner des tendances pour construire et valider le modèle numérique simulant l'usure notamment à l'échelle de la microstructure comme nous le verrons dans le chapitre suivant.

Chapitre IV : Modélisation de l'initiation de l'endommagement des outils WC-Co à l'échelle de la microstructure

Table des matières

Chapitre IV : Modélisation de l'initiation de l'endommagement des outils WC-Co à l'échelle de la microstructure

1. Introduction	- 144 -
2. Modélisation du comportement des phases Co et WC	- 144 -
2.1. Comportement élastique	- 144 -
2.2. Modèles de plasticité	- 146 -
2.3. Interfaces WC/WC et WC/Co	- 149 -
3. Génération de la microstructure	- 150 -
4. Détermination du volume élémentaire représentatif (VER)	- 150 -
5. Résultats et discussions	- 155 -
5.1. Validation du comportement élastique	- 155 -
5.2. Validation du comportement élasto-plastique à température ambiante.....	- 156 -
5.3. Introduction de l'effet de la température dans le comportement du composite WC-Co	- 158 -
5.4. Comparaison des modèles avec l'utilisation des critères de von Mises et Drucker-Prager pour la phase WC	- 163 -
6. Etude de l'initiation de l'endommagement dans les outils de coupe en WC-Co	- 166 -
6.1. Intégration des interfaces dans l'étude de l'endommagement du composite WC-Co... ..	- 167 -
6.2. Définition des propriétés aux interfaces et identification des paramètres associés.	- 168 -
7. Modèle numérique du contact outil/copeau	- 172 -
7.1. Géométrie du problème	- 172 -
7.2. Conditions aux limites	- 173 -
7.3. Résultats et discussions	- 174 -
8. Conclusion	- 186 -
Conclusions générales et perspectives	- 188 -
Références bibliographiques	- 196 -
Annexe	- 210 -

1. Introduction

Ce chapitre propose un modèle numérique du comportement thermo-élasto-plastique du composite WC-Co à l'échelle de la microstructure. Il a pour but d'identifier les facteurs favorisant l'initiation de l'endommagement dans les interfaces WC/WC et WC/Co pour des conditions proches de celles de l'usinage.

La première partie de ce chapitre présente la construction d'une modélisation du comportement thermo-elasto-plastique du composite WC-Co à l'échelle de la microstructure à l'aide du logiciel Abaqus en considérant les interfaces WC/WC et WC/Co parfaites. Dans un premier temps, les modèles élasto-plastiques permettant de simuler le comportement des phases cobalt et WC sont présentés. Pour la phase carbure, les critères de von Mises et Drucker-Prager utilisés dans les travaux de Tkalich et al. ([145], [146]) sont proposés mais uniquement à température ambiante. Ensuite, un algorithme générant des microstructures WC-Co idéalisées est décrit. L'avantage de cette stratégie est de contrôler la teneur en cobalt et le nombre de grains de WC. Par la suite, une étude est réalisée pour établir le nombre de grains de WC nécessaire pour construire un volume élémentaire représentatif (VER) pour le comportement élasto-plastique du composite à température ambiante. Ensuite, une loi d'écroutissement en fonction de la température pour la phase WC est déterminée à partir du comportement du composite WC-6 %wtCo et du cobalt pur. Le modèle est ensuite testé pour un composite WC-10,5%wtCo en compression uniaxiale et les résultats sont comparés aux données de la littérature. Enfin, une comparaison entre les critères de von Mises et de Drucker-Prager appliqués à la phase WC est effectuée.

Dans la deuxième partie de ce chapitre, le comportement des interfaces WC/WC et WC/Co de la microstructure est considéré. A cet effet, les microstructures WC-Co générées précédemment ont été modifiées pour intégrer ces interfaces. Une loi de type traction-séparation disponible dans Abaqus est utilisée. Les propriétés des interfaces et les paramètres associés sont identifiés grâce à la simulation d'essais de flexion de micropoutre disponible dans la littérature. Pour valider la représentativité du modèle numérique, plusieurs simulations du copeau frottant sur une microstructure WC-Co sont réalisées pour différentes teneurs en cobalt, températures et coefficients de frottement afin d'identifier les facteurs favorisant l'initiation de l'endommagement aux niveaux des interfaces.

2. Modélisation du comportement des phases Co et WC

La modélisation du comportement élasto-plastique du WC-Co à l'échelle de la microstructure nécessite l'utilisation de modèles de comportement appropriés dédiés aux phases Co et WC qui sont présentés dans les sections suivantes. On rappelle que les déformations élastiques sont réversibles. Au-delà de la limite élastique, les déformations irréversibles dénommée plastiques apparaissent.

2.1. Comportement élastique

2.1.1. Phase cobalt (Co)

Le comportement élastique de la phase Co est supposé isotrope. Le module d'Young et l'expansion thermique en fonction de la température sont tirés des travaux de Betteridge [202] et Fine and Ellis [203], voir les Tableaux IV. 1 et 2. Le coefficient de Poisson est égal à 0,31

[142]. Teppernegg *et al.* ont montré que ce coefficient est insensible à l'évolution de la température [204].

Tableau IV. 1. *Module d'Young E utilisé pour les phases WC et Co à différentes températures selon ([142], [202], [205]).*

Cobalt (Co)			Carbure de tungstène (WC)		
T (°C)	E (GPa)	Références	T (°C)	E (GPa)	Références
25	211	[142]	25	714	[142]
88	209	[202]	126	704	[205]
119	207		176	703	
152	205		226	701	
207	199		276	699	
236	196		326	697	
264	192		376	695	
296	189		426	692	
340	188		476	69	
390	187		526	687	
436	186		576	684	
504	186		626	681	
618	175		676	678	
673	169		726	675	
739	162		826	672	
812	155		926	665	
903	145		1026	659	

2.1.2. Carbure de tungstène (WC)

La phase WC est constituée de plusieurs grains. En raison de leur structure cristalline hexagonale, chaque grain a un comportement élastique isotrope transverse. Cependant, la plupart des études de la littérature ([206], [207]) simulant la microstructure du composite WC-Co supposent que chaque grain WC a un comportement élastique isotrope. Cette hypothèse est également retenue dans la présente étude. Le module d'Young et la dilatation thermique en fonction de la température sont donnés dans les Tableaux IV. 1 et 2, ils ont été tirés des travaux de Poech *et al.*, Reeber *et Wang* ([142], [208]). Le coefficient de Poisson, indépendant de la température, est égal à 0,194 [142].

Tableau IV. 2. Expansion thermique utilisée pour les phases WC et Co à différentes températures ([203], [208]).

Carbure de tungstène (WC)		Cobalt (Co)	
T(°C)	Expansion thermique (K^{-1}) ($\times 10^{-4}$)	T(°C)	Expansion thermique (K^{-1}) ($\times 10^{-4}$)
126	0,119	100	0,142
226	0,131	200	0,142
376	0,142	300	0,148
626	0,153	400	0,157
826	0,159	600	0,16
926	0,162	750	0,168

2.2. Modèles de plasticité

Selon les travaux de la littérature, la plasticité du composite est principalement due à la plasticité de la phase cobalt, alors que la phase WC est souvent considérée comme purement élastique. Cependant, certains auteurs Faksa et al., Tkalich et al. ([146], [147]) ont récemment considéré un comportement élasto-plastique pour la phase WC. Ce choix est justifié par la présence de marques de glissement sur les grains de WC ([30], [209], [210]) ou par la désorganisation des grains de WC observée dans les échantillons déformé de WC-Co. Ces observations indiquent selon Faksa *et al.* une certaine extension de la déformation plastique [147]. Deux modèles élasto-plastiques utilisés par les auteurs ([146], [147]) pour la phase WC seront présentés et discutés par la suite.

2.2.1. Critère de von Mises pour les phases de Co et de WC

Le critère de von Mises, habituellement utilisé pour les matériaux métalliques, est adopté ici pour la phase cobalt. Dans une première approche, ce même critère est également transposé à la phase WC, bien qu'il ne soit pas métallique. Faksa *et al.* [147] ont aussi utilisé un comportement plastique basé sur le critère de von Mises pour les deux phases implémenté dans le logiciel Abaqus [211]. Dans le régime élasto-plastique de la phase "i" (i = phase carbure WC, i = phase cobalt Co), le critère de von Mises est souvent choisi pour décrire la surface de charge qui est définie comme suit :

$$f_i(\boldsymbol{\sigma}, p) = J_2(\boldsymbol{\sigma}) - (R_i + Y_i(p)) \quad (\text{IV. 1})$$

avec $J_2(\boldsymbol{\sigma}) = \sqrt{\frac{3}{2} \mathbf{s} : \mathbf{s}}$ la contrainte de von Mises calculée à l'aide de la partie déviatorique \mathbf{s} du tenseur des contraintes $\boldsymbol{\sigma}$; ($\mathbf{s} = \boldsymbol{\sigma} - \frac{1}{3} \text{trace}(\boldsymbol{\sigma})$). Les lettres en gras désignent les vecteurs et les tenseurs d'ordre 2. R_i et $Y_i(p)$ sont respectivement la limite d'élasticité et l'écroutissage isotrope. p est la déformation plastique cumulée définie par l'équation suivante :

$$p = \int_0^t \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\boldsymbol{\epsilon}}^p : \dot{\boldsymbol{\epsilon}}^p} dt \quad (\text{IV. 2})$$

Tableau IV. 3. *Données relatives à la contrainte-déformation plastique de la phase Co en compression uniaxiale pour différentes températures, extraites des courbes de [212].*

RT		200°C		400°C		600°C		700°C	
Contrainte (MPa)	Déformation plastique (%)	Contrainte (MPa)	Déformation plastique (%)	Contrainte (MPa)	Déformation plastique (%)	Contrainte (MPa)	Déformation plastique (%)	Contrainte (MPa)	Déformation plastique (%)
502	0	403	0	206	0	66	0	71	0
665	0,09	500	0,34	307	0,13	105	0,45	91	0,65
745	0,55	580	0,71	390	0,31	124	1,12	105	1,31
789	1,24	640	1,22	462	0,96	141	1,82	119	2,10
833	1,96	671	1,92	501	1,76	158	2,47	125	2,7
903	3,36	730	3,37	537	3,36	175	3,15	142	3,47
944	4,05	757	4,07	549	4,19	189	3,86	148	4,26
978	4,73	783	4,83	566	4,90	209	4,47	157	5,05
1016	5,44	810	5,51	580	5,60	223	5,19	163	5,72
1144	7,42	897	7,61	603	7,67	248	6,56	169	7,3
1235	8,76	955	9,01	631	9,16	263	7,26	172	8,12
1282	9,39	978	9,76	643	9,98	271	7,94	173	8,94
1330	10,01	1003	10,44	657	10,73	283	8,65	179	9,71
1421	11,27	1064	11,75	679	12,12	294	9,33	185	10,5
1568	13,21	1150	13,79	705	14,14	326	11,43	191	12,57
1606	13,84	1178	14,47	725	14,93	331	12,15	192	13,52
1653	14,45	1198	15,17	736	15,76	337	12,87	195	14,23
1701	15,06	1234	15,76	748	16,49	346	13,56	201	15,05
1745	15,73	1262	16,46	759	17,16	352	14,25	193	15,91
1789	16,33	1295	17,12	768	17,89	355	15,01	199	16,62
1842	16,91	1315	17,80	779	18,55	356	15,77	202	17,20
1891	17,50	1340	18,46	782	19,24	353	16,52	200	17,72

avec $\dot{\boldsymbol{\epsilon}}^P$ le tenseur de vitesse de déformation plastique et “:” l'opérateur d'un produit doublement contracté.

$\dot{\boldsymbol{\epsilon}}^P$ est calculé à partir de la loi d'écoulement associé suivante :

$$\dot{\boldsymbol{\epsilon}}^P = \dot{\lambda} \frac{\partial g_i}{\partial \boldsymbol{\sigma}} \quad (\text{IV. 3})$$

avec $\dot{\lambda}$, le multiplicateur plastique et g_i le potentiel d'écoulement, défini comme égal à f_i d'après l'Equation (IV. 1).

Le terme $R_i + Y_i(p)$ décrit la courbe contrainte-déformation qui peut être obtenue à partir d'un essai de traction ou de compression. Pour la phase Co, ces courbes ont été mesurées en compression par Park *et al.* [212] pour différentes températures. Ces données décrites par une série de points sont résumées dans le Tableau IV. 3, puis utilisées dans logiciel Abaqus. Les données intermédiaires entre deux points et températures sont calculées par interpolation linéaire.

Dans le cas du WC ($i = WC$), le terme $R_{WC} + Y_{WC}(p)$ provient des travaux de Tkalich *et al.* [146] où l'écrouissage isotrope $Y_{WC}(p)$ est défini comme suit :

$$Y_{WC}(p) = Q_{WC}[1 - \exp(-b_{WC}p)] \quad (\text{IV. 4})$$

où Q_{WC} et b_{WC} désignent les paramètres d'écrouissage. Les valeurs des paramètres initiaux définies en compression uniaxiale pour le WC sont données par : $R_{WC} = 4000 \text{ MPa}$, $Q_{WC} = 3000 \text{ MPa}$ et $b_{WC} = 10$.

2.2.2. Critère de Drucker-Prager pour la phase carbure WC

Dans leur travaux, Tkalich *et al.* [146] ont utilisé pour la phase WC le modèle de Drucker-Prager [213] initialement développé pour les matériaux granuleux. En raison de sa dépendance à la pression, ce modèle peut reproduire correctement la différence du comportement entre la traction et la compression de ce type de matériau. Cette différence est mise en évidence par les données expérimentales de Doi [37]. L'auteur a remarqué lors des essais de traction que la déformation ne dépasse pas 0,7% pour une contrainte maximale en traction de 210 MPa tandis qu'en compression la déformation maximale atteinte est de 4% pour une contrainte maximale de 335 MPa dans le cas d'un composite WC-20% wtCo avec une taille de grain de WC de 2,1 μm . Dans le présent travail, ce critère, déjà implémenté dans le logiciel Abaqus, est utilisé pour la phase carbure et sera comparé avec le critère de von Mises présenté précédemment.

Le critère de Drucker-Prager est défini comme suit :

$$f_{WC}(\boldsymbol{\sigma}, p) = \sigma_{eq} - (R_{WC} + Y_{WC}(p)) \quad (\text{IV. 5})$$

où la contrainte équivalente est donnée par $\sigma_{eq} = \frac{J_2(\boldsymbol{\sigma}) + I_1(\boldsymbol{\sigma}) \tan(\phi_{WC})/3}{1 - \tan(\phi_{WC})/3}$ avec $I_1(\boldsymbol{\sigma}) = \text{trace}(\boldsymbol{\sigma})$, la trace du tenseur de contraintes. ϕ_{WC} désigne l'angle de frottement et est fixé à 45°. Ce choix implique que la limite d'élasticité en traction uniaxiale est deux fois moins importante qu'en

compression uniaxiale [146]. Dans l'Equation (IV. 5), le terme $R_{WC} + Y_{WC}(p)$ est obtenu à partir de l'Equation (IV. 4).

La déformation plastique cumulée p est définie par :

$$p = \int_0^t \frac{\sigma: \dot{\epsilon}^p}{\sigma_{eq}} dt \quad (IV. 6)$$

Le taux de déformation plastique $\dot{\epsilon}^p$ est calculé à partir de la loi d'écoulement non associé suivante :

$$\dot{\epsilon}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial g_{WC}}{\partial \sigma} \quad (IV. 7)$$

avec $\dot{\lambda}$, le multiplicateur plastique et g_{WC} le potentiel d'écoulement, défini comme :

$$g_{WC}(\sigma) = J_2(\sigma) + \frac{1}{3} I_1(\sigma) \tan(\psi_{WC}) \quad (IV. 8)$$

où ψ_{WC} est l'angle de dilatation. Dans le but de considérer une loi d'écoulement associée, ψ_{WC} est pris égale à ϕ_{WC} .

Dans le modèle de Drucker-Prager, les paramètres d'écrouissage et la limite d'élasticité doivent être déterminés à partir de la courbe contrainte-déformation plastique obtenue lors d'un essai de compression uniaxiale. Il est intéressant de noter que dans cette condition de chargement, la fonction d'élasticité est identique pour les deux modèles élasto-plastiques (von Mises et Drucker-Prager) comme le montre l'Equation (IV. 9) :

$$f(\sigma, p) = |-\sigma_{comp}| - R - Y(p) \quad (IV. 9)$$

La déformation plastique cumulée p calculée à partir de l'Equation (IV. 10) est également équivalente pour les deux modèles :

$$p = \int_0^t |-\dot{\epsilon}_{comp}^p| dt \quad (IV. 10)$$

où $\sigma_{comp} > 0$ et $\dot{\epsilon}_{comp}^p > 0$ sont la contrainte et la vitesse de déformation plastique normales dans la direction de la compression. La preuve de l'équivalence de la déformation plastique cumulée des deux modèles est présentée en annexe B.1.

2.3. Interfaces WC/WC et WC/Co

Rappelons que dans le composite, deux types d'interfaces peuvent être observés : les interfaces WC/Co et WC/WC. Dans leurs modèles, Faksa *et al.* et Tkalich *et al.* ([145]–[147]) ont représenté des interfaces parfaites c'est-à-dire que le champ de déplacements est continu à travers ces interfaces. Les interfaces WC/Co sont considérées comme un contact parfait en raison de la bonne adhésion entre les deux phases ([145], [146]). Cette bonne adhésion peut être justifiée pendant le processus de frittage par une faible énergie interfaciale qui conduit à un excellent mouillage du cobalt sur les grains de WC [214]. De plus, leurs modèles élasto-plastiques, comme ceux présentés dans la section 1.2, sont dédiés aux matériaux polycristallins. Par conséquent, les influences des joints de grains sont implicitement incluses dans les paramètres de ces modèles. La bonne adhésion entre les deux phases et l'absence de décohésion entre les grains de WC dans un matériau sain justifie le choix d'interfaces parfaites comme nous

le supposons dans cette première partie de ce travail de modélisation. Toutefois, lorsqu'il s'agira d'étudier l'initiation de l'endommagement dans ces interfaces, une autre stratégie sera définie et présentée dans la deuxième partie du travail.

3. Génération de la microstructure

Dans le présent travail, des microstructures 2D ont été créées à l'aide du logiciel Matlab en adaptant l'algorithme proposé par Tkalich *et al.* [146]. Les microstructures sont générées à partir d'un motif composé de cellules de Voronoï. Ensuite, chaque cellule est divisée en deux parties par un segment. Chaque partie de la cellule contient soit la phase WC, soit le liant Co. Pour chaque cellule, le point de départ du segment est placé de manière aléatoire sur un côté. Le segment fait un angle α imposé aléatoirement avec l'horizontale dans l'intervalle $[0 ; \pi]$. Ensuite, la distance la plus courte entre le sommet de la cellule la plus éloignée et le segment est calculée de manière itérative de telle sorte que la fraction de surface prédéfinie de la phase cobalt soit atteinte avec une précision supérieure à 98 %. Enfin, la microstructure est extrudée à plus de 1/10 de sa longueur latérale dans la troisième direction pour effectuer un calcul 3D (voir Figure IV. 1).

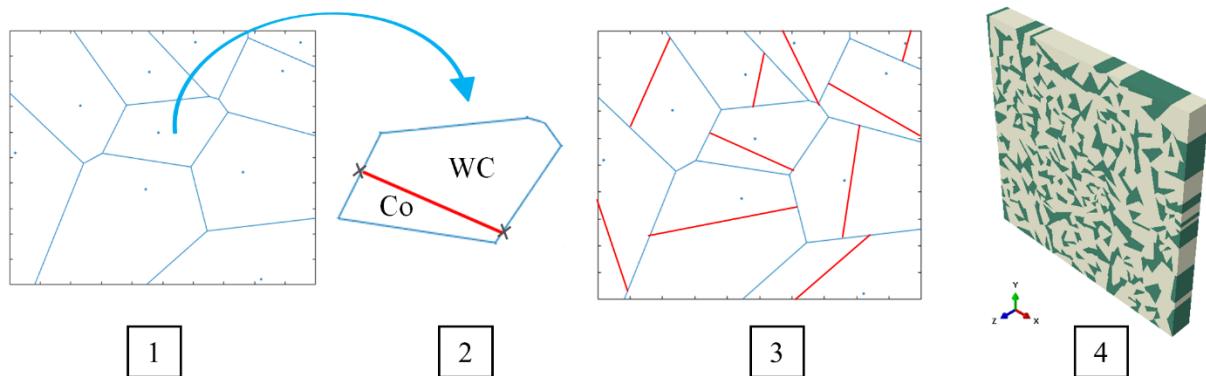


Figure IV. 1. (1) Construction des cellules de Voronoï à partir d'une distribution aléatoire de points. (2) Partition de chaque cellule en deux phases. (3) Microstructure 2D typique obtenue. (4) Extrusion de la microstructure dans la direction z .

Cet algorithme permet de générer rapidement un grand nombre de microstructures (ou VER) avec différentes teneurs en Co pour analyser son effet sur le comportement élasto-plastique du composite. Néanmoins, il est nécessaire de définir un nombre minimum de cellules qui permettront de représenter le comportement élasto-plastique du WC/Co avec une bonne précision. La définition de ce nombre de cellules est étudiée dans la section suivante.

4. Détermination du volume élémentaire représentatif (VER)

Dans la littérature, le VER est souvent défini par le nombre de grains de WC, bien que leur comportement soit celui d'un WC polycristallin dans les simulations numériques. Le nombre de grains de WC et de cellules de Voronoï est identique et contrôle indirectement la distribution de la phase cobalt. Ainsi, un grand nombre de grains de WC entraîne une distribution plus homogène et des îlots de cobalt plus petits dans la microstructure, comme le montre la Figure IV. 2.

Dans ce travail, 8 groupes de microstructures comprenant 5, 50, 100, 150, 200, 250, 275, 300 grains de WC sont étudiés pour des composites de WC-6%wtCo et WC-20%wtCo. Ces deux compositions ont été choisies pour déterminer un VER couvrant une large gamme de teneurs en cobalt utilisées dans les outils de coupe. Pour chaque groupe, 4 microstructures différentes ont été générées.

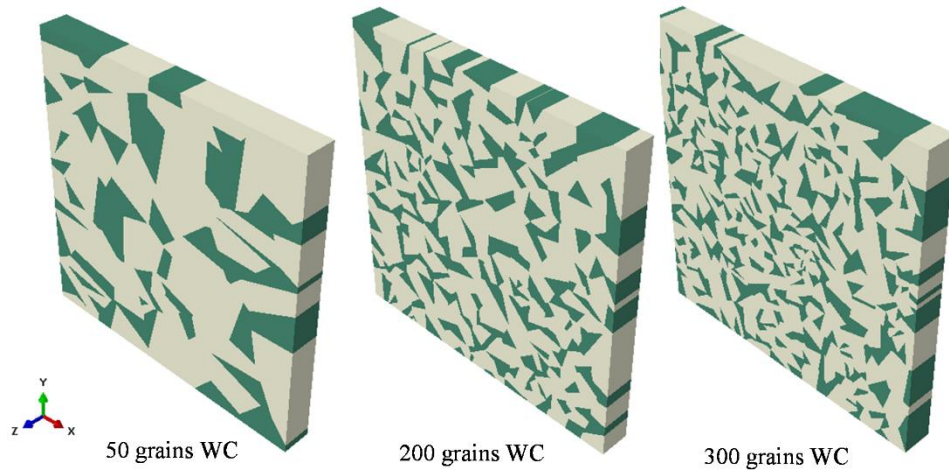


Figure IV. 2. Volumes élémentaires représentatifs avec différents nombres de grains de WC (WC-20%wtCo).

Pour toutes les microstructures, les simulations ont été réalisées en utilisant la méthode des éléments finis implémentée dans le logiciel Abaqus. Chaque VER est soumis aux conditions aux limites cinématiques présentées dans la Figure IV. 3 pour simuler un essai de compression uniaxiale.

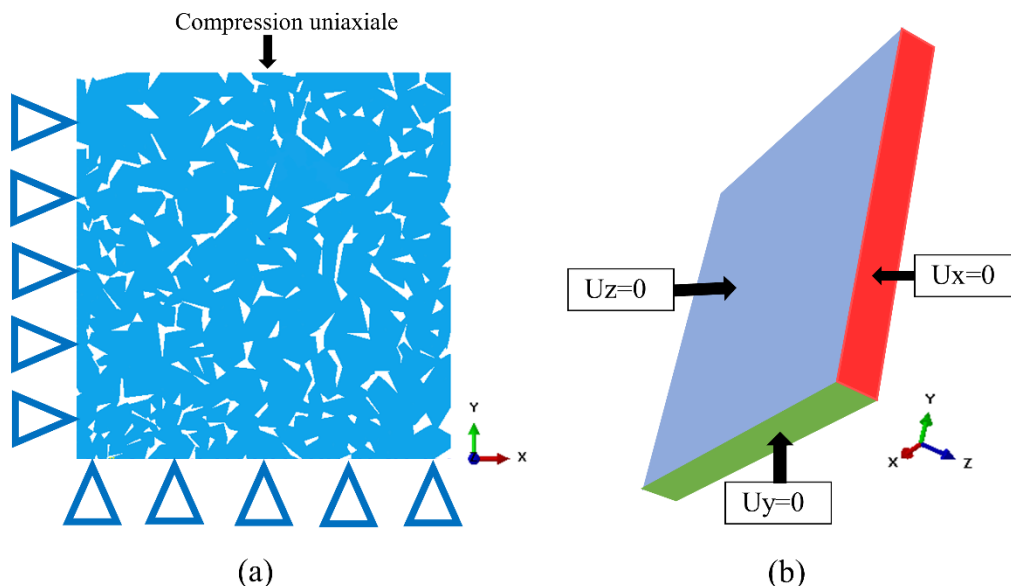


Figure IV. 3. Conditions aux limites appliquées sur les microstructures. U_x , U_y et U_z sont les déplacements dans les directions x , y et z , respectivement.

Ce test permet de comparer les résultats de la simulation et les données expérimentales de la littérature. Comme le montre la Figure IV. 3 (a) et (b), en bas, à gauche et à l'arrière des

côtés de la microstructure, les déplacements sont fixés dans les directions x , y et z , respectivement. Sur le côté supérieur, un déplacement négatif $-u_x$ (ou $-u_y$) est imposé pour réaliser une compression uniaxiale dans les directions x (ou y). Pour les côtés restants, une relation entre les nœuds pourrait être appliquée pour garantir des bords droits. Cependant, Sadowski et Nowicki ont comparé cette solution avec celle des bords libres et ont obtenu des résultats identiques [143]. Dans la présente étude, ces côtés sont libres. Le type d'élément utilisé est un élément prismatique linéaire C3D6 à 6 nœuds. Un maillage approprié a été sélectionné à partir d'études de convergence pour chaque VER. Une étude de convergence de maillage sur le module d'Young normalisé et l'énergie plastique dissipée a été réalisée et présentée en annexe B.2. Le maillage retenu comporte 35280 éléments de taille moyenne 0,012 fois la taille du VER.

Les critères de détermination du VER sont en partie inspirés de ceux proposés par Chen *et al.* [144]. Le premier critère en élasticité est le rapport E_x/E_y , où E_x et E_y sont les modules d'Young apparents de chaque microstructure obtenue à partir des simulations de compression uniaxiale dans les directions x et y , respectivement. Si ce critère est proche de 1, alors les microstructures sont considérées comme isotropes. Sur la Figure IV. 4, les moyennes du rapport E_x/E_y pour chaque groupe de microstructures sont tracées en fonction du nombre de grains. Pour les composites contenant 6%wtCo, ce rapport est approximativement égal à 1 avec une erreur de moins de 1% quel que soit le nombre de grains, alors que pour le WC-20%wtCo, cette erreur est atteinte à partir de 100 grains.

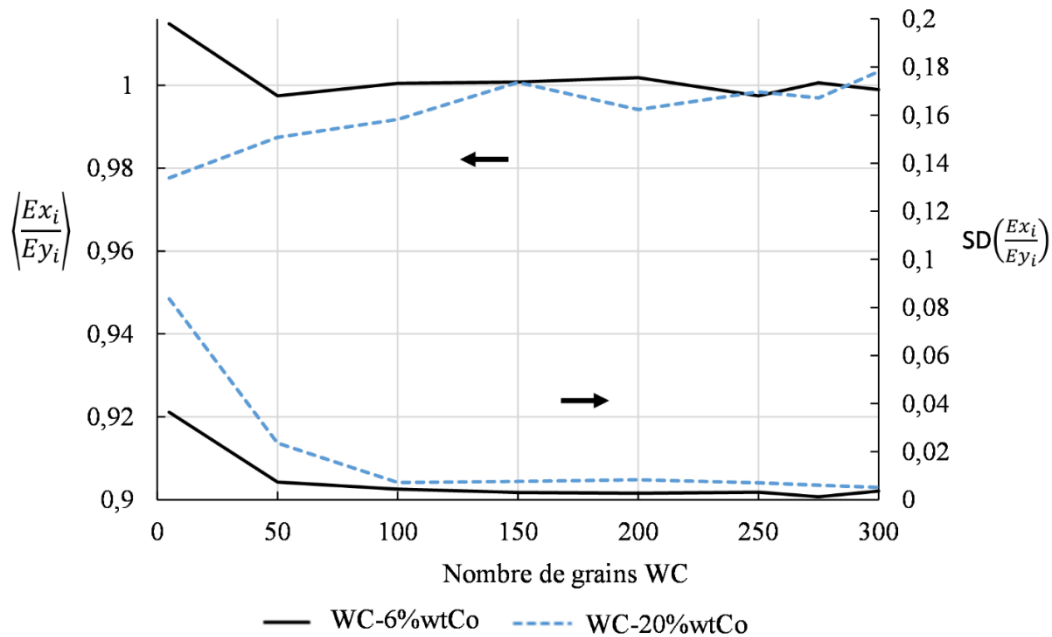


Figure IV. 4. Evolution de la moyenne ($\langle \rangle$) et de l'écart-type (SD) du rapport E_{x_i}/E_{y_i} en fonction du nombre de grains WC "i". E_{x_i} et E_{y_i} sont les modules d'Young calculés pour "i" éléments dans les directions x et y , respectivement.

De plus, pour tous les groupes de microstructures ayant un nombre de grains supérieure à 100, comme le montre la Figure IV. 4, la dispersion de ce critère dans chaque groupe est faible puisque son écart-type est inférieur à 0.01. Un faible écart-type signifie que les propriétés apparentes du VER ne sont pas affectées par la distribution des grains des différentes

microstructures contenant un même nombre de grains. Pour les microstructures contenant moins de 100 grains, l'écart-type est plus élevé car la distribution de la phase cobalt est très hétérogène.

Le second critère est défini comme le rapport E_i/E_{300} , où E_i et E_{300} sont les modules d'Young moyens des groupes de microstructures contenant i et 300 grains, respectivement. Les microstructures composées de 300 grains sont prises comme référence car elles présentent le plus grand nombre de grains dans cette étude. De plus, il est probable que leur module d'Young moyen apparent converge déjà vers le module d'Young effectif du composite, comme l'ont observé précédemment Chen *et al.* [144]. Les valeurs E_{300} pour les composites WC-6%wtCo et WC-20%wtCo sont de 623 et 480 GPa, respectivement.

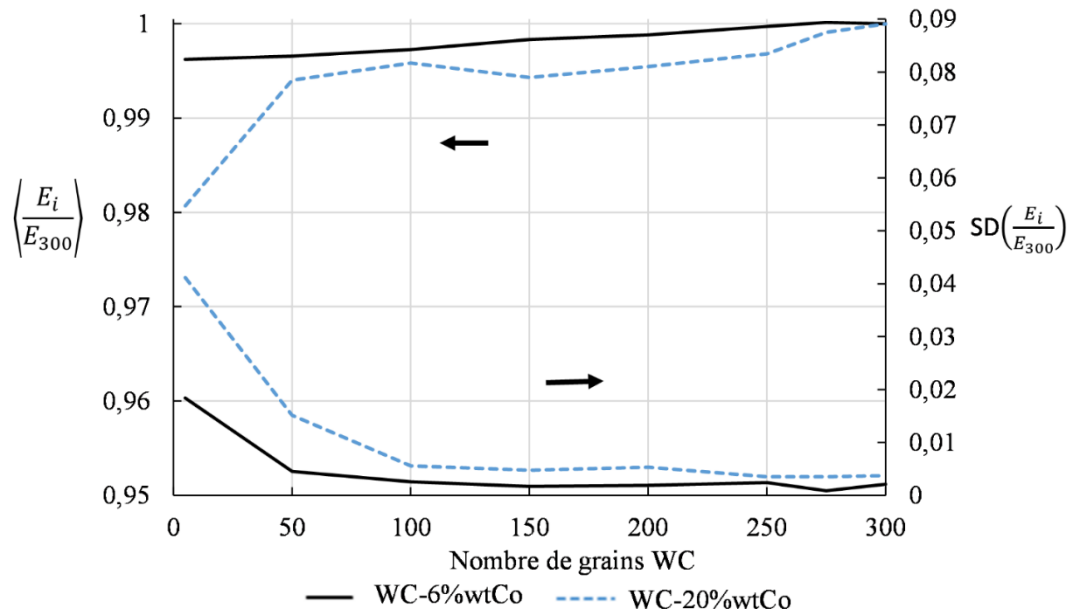


Figure IV. 5. Evolution de la moyenne ($\langle \rangle$) et de l'écart-type (SD) du rapport E_i/E_{300} en fonction du nombre de grains WC " i ". E_i est le module d'Young calculé pour i grains WC et E_{300} est le module d'Young moyen calculé pour 300 grains WC.

La Figure IV. 5 montre l'évolution du rapport E_i/E_{300} et de son écart-type en fonction du nombre de grains. Comme pour le critère précédent, à partir de 100 grains, les rapports E_i/E_{300} sont proches de 1 avec une erreur de moins de 1% et un écart-type de moins de 0,01. En d'autres termes, le rapport converge rapidement et le module d'Young apparent des microstructures est proche des valeurs de E_{300} . Les mêmes tendances sont également observées pour le coefficient de Poisson et la dilatation thermique. Cependant, comme mentionné par Chen *et al.*, le VER défini avec les phases élastiques ne peut être suffisant pour réaliser une étude plastique du composite en raison de la non-linéarité globale du comportement du matériau [144]. Il est donc nécessaire de poursuivre cette étude en définissant un critère de détermination du VER prenant en compte le comportement plastique de chaque phase.

Le troisième critère est le rapport P/U, où P et U sont respectivement l'énergie plastique moyenne dissipée et le travail externe, pour une déformation totale de 2% obtenue en simulant un essai de compression uniaxiale. La Figure IV. 6 montre l'évolution de la valeur moyenne du

rapport P/U et son écart-type en fonction du nombre de grains pour les deux teneurs en cobalt. Le rapport P/U commence à converger vers les valeurs 0,61 et 0,58 à partir de 200 grains pour les microstructures contenant 6 et 20 % wtCo, respectivement, avec des écarts types inférieurs à 0,01. Comme on pouvait s'y attendre, le nombre de grains où ce critère converge est supérieur à celui observé dans les études en élasticité.

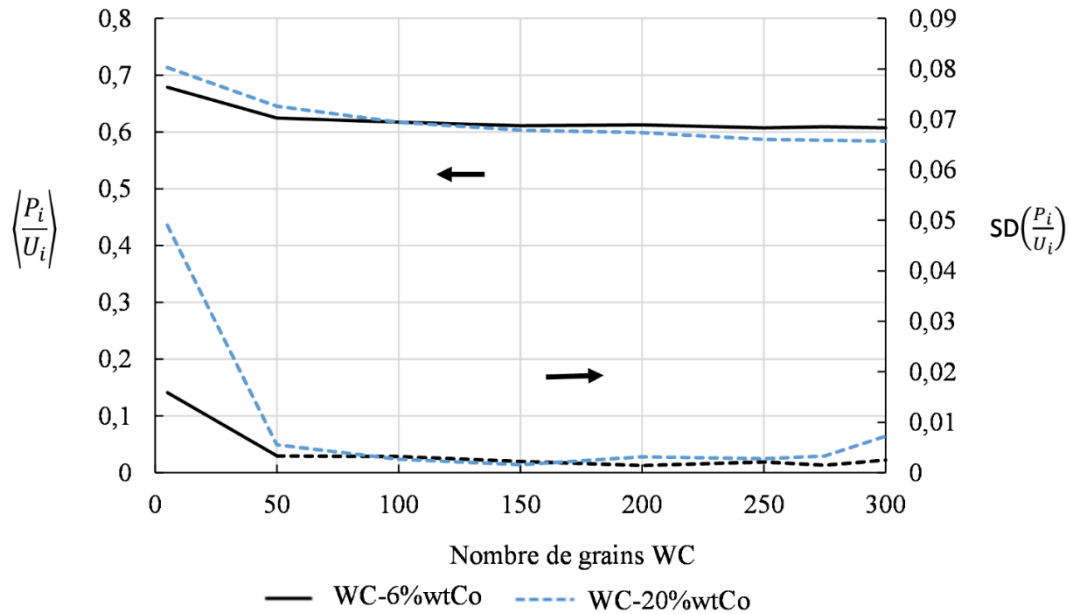


Figure IV. 6. Evolution de la moyenne ($\langle \rangle$) et de l'écart-type (SD) du rapport P_i/U_i en fonction du nombre de grains WC "i". P_i et U_i sont l'énergie plastique dissipée et le travail externe, respectivement.

Notons qu'un dernier critère souvent utilisé dans la littérature pour déterminer le VER peut également être appliqué. Il s'agit du critère de Hill, qui est indépendant du comportement mécanique considéré. Selon Chen *et al.* [144], ce critère peut s'écrire comme suit :

$$\psi = \max\left(\frac{\langle \sigma \rangle : \langle \varepsilon \rangle}{\langle \sigma : \varepsilon \rangle}, \frac{\langle \sigma : \varepsilon \rangle}{\langle \sigma \rangle : \langle \varepsilon \rangle}\right) \quad (\text{IV. 11})$$

Si ce critère tend vers 1, alors le VER est correctement défini. La Figure IV. 7 montre l'évolution de la valeur moyenne de ψ et son écart-type en fonction du nombre de grains. ψ est sensiblement égal à 1 pour le composite WC-6%wtCo alors qu'avec le WC-20%wtCo il converge vers 1,16 à partir de 250 grains. Pour les microstructures supérieures à 250 grains, les écarts types de ψ pour les deux nuances sont inférieurs à 0,01.

Selon les différents critères définis ci-dessus, un VER avec un nombre de grains supérieur à 250 peut être sélectionné pour reproduire correctement le comportement macroscopique du WC-Co. Un VER avec 275 grains WC sera utilisé dans la suite. Ce nombre est comparable à celui trouvé par Chen *et al.* Sadowski et Nowicki pour un VER ayant une taille de $40 \times 40 \mu\text{m}$ et une taille moyenne de grain de carbure de tungstène de $2,35 \mu\text{m}$ (soit 290 grains WC).

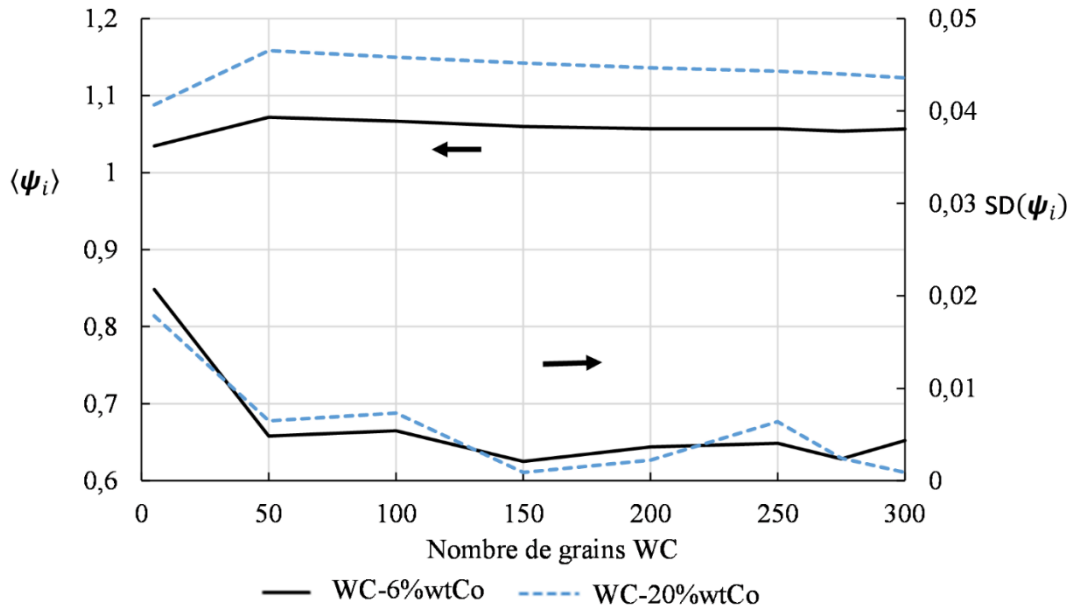


Figure IV. 7. Evolution de la moyenne ($\langle \cdot \rangle$) et de l'écart-type (SD) des critères de Hill ψ_i en fonction des grains de WC "i".

5. Résultats et discussions

Après la définition du VER, le modèle numérique est testé pour valider sa capacité à reproduire les comportements expérimentaux en élasticité dans un premier temps puis en élasto-plasticité dans un second temps.

5.1. Validation du comportement élastique

La validation du comportement élastique du modèle consiste à prédire les modules d'Young des composites contenant 6, 10, 12 et 20 %wtCo (fraction volumique de 0,9 ; 0,83 ; 0,8 et 0,675 WC respectivement) et à les comparer aux données expérimentales obtenues dans la littérature ([36], [215]–[217]), voir Figure IV. 8. L'objectif est d'examiner la réponse globale, en termes de propriétés élastiques du VER à l'échelle macroscopique en considérant les propriétés élastiques de chaque phase.

Pour chaque composite, quatre microstructures quasi-réalistes ont été générées. L'écart maximal du module d'Young calculé pour ces microstructures est inférieur à 0,6%. Par conséquent, la barre d'erreur correspondant à la dispersion des résultats n'est pas visible sur la Figure IV. 8. Un bon accord entre les modules d'Young calculés et mesurés est constaté, en particulier avec les données de Schwarzkopf et Kieffer [216]. Les résultats numériques sont compris dans la dispersion de l'ensemble des données expérimentales qui est de l'ordre d'environ 50 GPa pour une même teneur en cobalt.

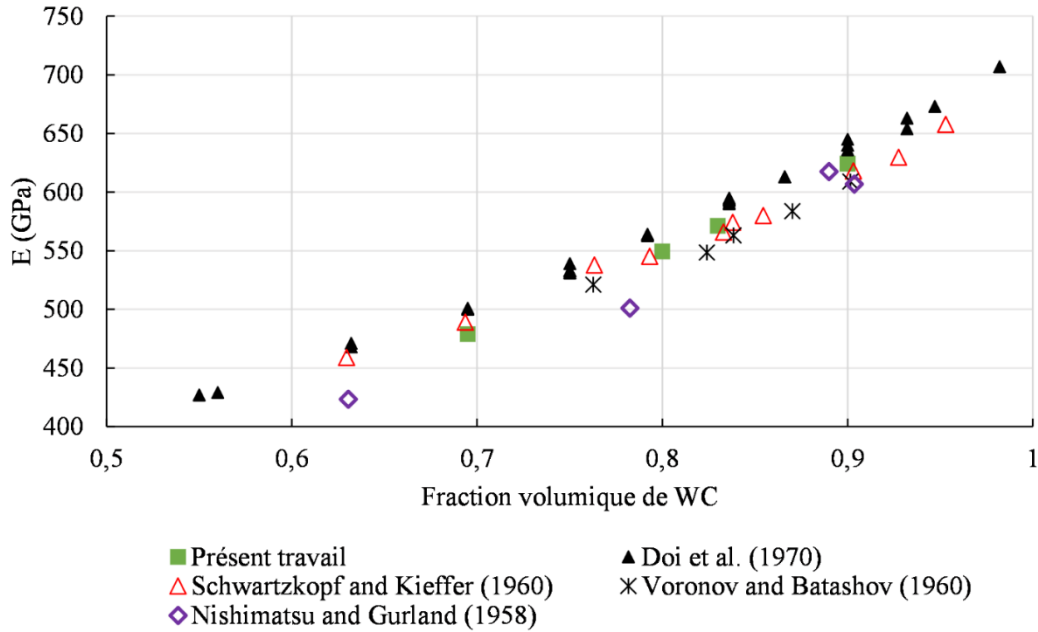


Figure IV. 8. Comparaison du module d'Young simulé du WC-Co et des résultats expérimentaux pour différentes fractions volumiques de WC ([36], [215]–[217]).

L'augmentation du module d'Young en fonction de la fraction volumique de WC est également bien reproduite. Cette méthode est souvent utilisée dans la littérature pour évaluer la robustesse du modèle ([140], [146]).

5.2. Validation du comportement élasto-plastique à température ambiante

La deuxième validation est la reproduction de la courbe contrainte-déformation mesurée par Teppernegg *et al.* [204] jusqu'à une déformation totale de 2% pour un composite WC-6%wtCo en compression uniaxiale à température ambiante. Sur la Figure IV. 9, les courbes de contrainte-déformation simulées avec les paramètres d'écroutissage pris des travaux de Tkalich *et al.* [146] ($Q_{WC} = 3000 \text{ MPa}$ and $b_{WC} = 10$) reproduisent correctement les données expérimentales jusqu'à 0,5% de déformation.

Au-delà de cette déformation, l'écroutissage du composite calculé par le modèle est inférieur à celui de la courbe expérimentale. La contrainte est sous-estimée jusqu'à 33% de la valeur expérimentale pour une déformation de 2%. Les paramètres d'écroutissage utilisés ne semblent pas être adéquats pour reproduire les données expérimentales. L'écart observé pourrait provenir de la dépendance des courbes de contrainte-déformation du composite de la taille de grain du WC [37]. Les courbes expérimentales mesurées par Teppernegg *et al.* [204], utilisées comme référence pour cette étude, ont été mesurées sur des composites avec une taille de grain d'environ 1 μm . Par conséquent, les paramètres d'écroutissage Q_{WC} et b_{WC} de l'Equation (IV. 4) pour la phase carbure doivent être redéfinis afin que la courbe simulée corresponde à celle mesurée sur le composite sachant que le comportement élasto-plastique du cobalt est déjà correctement défini. Bien que l'effet de la taille des grains de WC sur le composite ne soit pas traité dans le cadre du présent travail, celui-ci peut être pris en compte par les relations de type Hall-Petch dans les modèles élasto-plastiques ([218], [219]). En effet, cette taille ne peut pas être considérée en utilisant la géométrie de la microstructure générée car

les modèles sont basés sur la théorie de la mécanique des milieux continus insensible à la taille absolue [142].

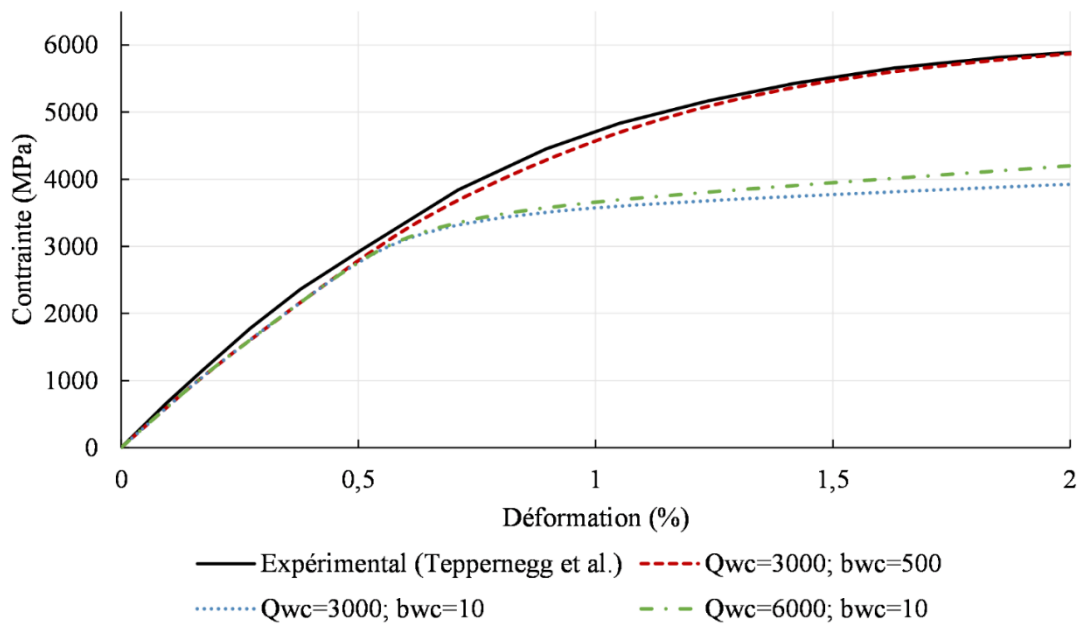


Figure IV. 9. Evaluation de l'influence des paramètres d'écroutissage Q_{WC} et b_{WC} sur les courbes de contrainte-déformation calculées pour un composite WC-6%wtCo en compression uniaxiale.

Le premier paramètre Q_{WC} représente la différence entre la contrainte de compression maximale que la phase WC peut atteindre et sa limite d'élasticité en compression R_{WC} . Si Q_{WC} est égal à zéro, le matériau est parfaitement plastique. Le deuxième paramètre b_{WC} contrôle le taux de croissance de la contrainte dans le régime élasto-plastique de la phase WC. Ces paramètres, malgré la présence du cobalt, semblent avoir la même influence sur le comportement du composite. En effet, lorsque seul Q_{WC} augmente jusqu'à 6000 MPa avec $b_{WC} = 10$, la contrainte du composite passe de 3925 MPa à 4200 MPa pour une déformation de 2% (voir Figure IV. 9). Si b_{WC} est multiplié par 50, la contrainte augmente rapidement. Pour une déformation de 1%, la pente de la courbe pour $b_{WC} = 500$ est égale à 2520 MPa/% contre 570 MPa/% pour $b_{WC} = 10$. La combinaison $Q_{WC} = 3000$ MPa et $b_{WC} = 500$ a été trouvée par identification à travers une régression non-linéaire pour être en bon accord avec la courbe expérimentale et sera utilisée dans la suite de ce travail. En comparaison avec les valeurs de Q_{WC} et b_{WC} proposées par Tkalich et al. ([145], [146]), seul le dernier paramètre change.

En conclusion de cette section, le comportement mécanique du composite peut être représenté à partir de la considération de ces phases et surtout de la phase carbure qui est entièrement définie à température ambiante. Les courbes de contrainte-déformation du Co et du WC sont les limites inférieures et supérieures, respectivement, du comportement du composite comme le montre la Figure IV. 10. Si les deux phases sont considérées comme élastiques, cette hypothèse est valable pour des déformations inférieures à 0,4 % comme le montre la courbe WCECoE (WC élastique ; Co élastique). Dans le cas où seul le cobalt a un comportement élasto-plastique (voir la courbe WCECoP (WC élastique ; Co plastique) de la

Figure IV. 10) comme dans les études antérieures de plusieurs auteurs ([37], [140], [142], [206]), ce modèle est valable jusqu'à des déformations de l'ordre de 0,6%.

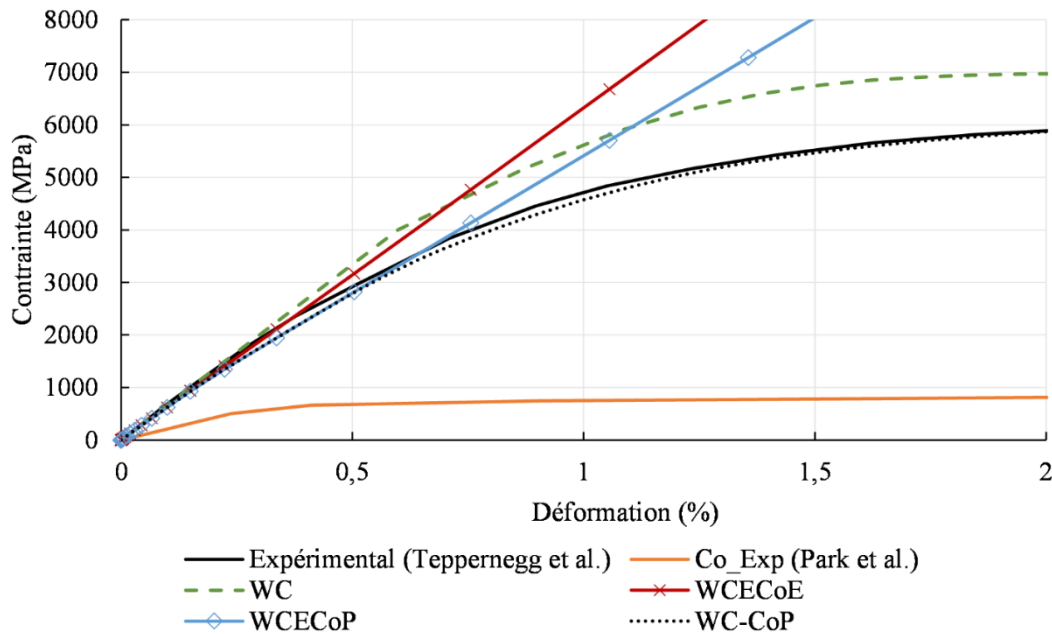


Figure IV. 10. Comparaison entre les courbes de contrainte-déformation pour différentes combinaisons de comportement des phases avec les données expérimentales [204] et [212], en compression uniaxiale. Les indices *E* et *P* indiquent que les phases sont élastiques et élasto-plastiques, respectivement. Pour la phase WC, les paramètres d'écroutissage utilisés sont $Q_{WC} = 3000\text{MPa}$ et $b_{wc}=500$.

Au-delà de cette déformation, la plasticité du cobalt dans le modèle n'est plus suffisante pour reproduire la courbe expérimentale du composite. Ce constat partagé avec Faksa *et al.* [147] a conduit les auteurs à introduire la plasticité du carbure. A ce titre, Poech *et al.* [142], ont indiqué qu'il est nécessaire de considérer la plasticité et/ou l'endommagement dans la phase WC pour reproduire correctement la plasticité du composite. De plus, selon les résultats de Tklich *et al.* [145], la plasticité est activée dans la phase WC bien après celle du cobalt dans le composite en raison de la limite d'élasticité plus faible du cobalt. Cette tendance est également observée dans le présent modèle car la courbe considérant la plasticité des deux phases (WC-CoP) se superpose avec la courbe WCECoP avant une déformation de 0,6%. Enfin, la courbe de déformation du WC-CoP reproduit la réponse du composite WC-Co sous une charge de compression uniaxiale jusqu'à 2% de déformation.

5.3. Introduction de l'effet de la température dans le comportement du composite WC-Co

Jusqu'à présent, les simulations effectuées se sont limitées à la température ambiante. Rappelons que le composite WC-Co utilisé dans les outils de coupe est soumis à différentes températures pendant l'usinage. Par conséquent, il est important de prendre en compte l'effet de la température dans cette modélisation. Le module d'Young, et les dilatations thermiques du Co et du WC sont pris dépendant de la température, de même que le comportement élasto-plastique de la phase cobalt présenté dans la section 2. Pour compléter la modélisation, il est nécessaire

d'avoir des courbes de contrainte-déformation en compression du WC pour différentes températures. Ces données sont assez rares dans la littérature. Pour surmonter cet obstacle, une stratégie similaire à celle proposée par Faksa *et al.* [147] a été adoptée en reconstruisant le comportement du WC à partir du Co et d'un composite WC-6%wtCo. Pour le composite, les courbes contrainte-déformation en compression ont été mesurées par Teppernegg *et al.* [204] jusqu'à 2% de déformation à des températures de 25, 200, 400, 600, 800 et 900°C.

Afin de prendre en compte la température dans le régime plastique de la phase carbure, la modification suivante du critère de plasticité a été introduite :

$$f_{WC}(\boldsymbol{\sigma}, p, T) = \sigma_{eq} - R_{WC}(T) - \alpha_2(T)Y_{WC}(p) \quad (\text{IV. 12})$$

avec $R_{WC}(T)$ défini comme suit :

$$R_{wc}(T) = \alpha_1(T)R_{wc}(T = 25^\circ) \quad (\text{IV. 13})$$

$\alpha_1(T)$ et $\alpha_2(T)$ contrôlent la dépendance à la température de la limite d'élasticité $R_{wc}(T)$ et l'écroutissage isotrope $Y_{WC}(p)$ du WC, respectivement. Notons que pour $T = 25^\circ\text{C}$, $\alpha_1 = \alpha_2 = 1$. Pour la reconstruction du comportement élasto-plastique du WC, l'évolution en fonction de la température de l'un des paramètres sera imposée tandis que l'autre sera défini à partir des courbes de contrainte-déformation en compression du composite à différentes températures.

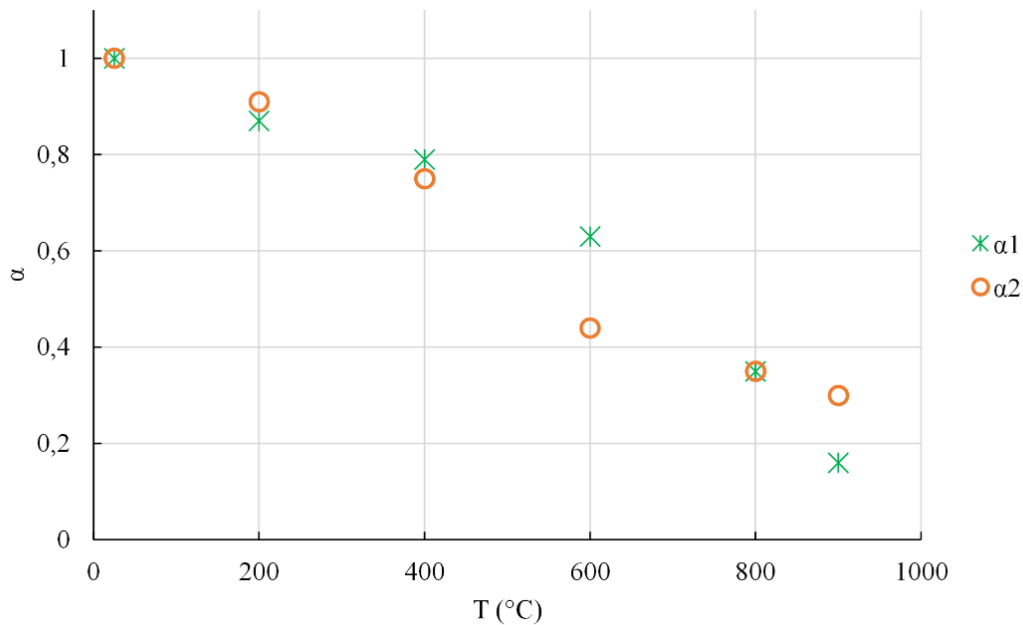


Figure IV. 11. Evolution des paramètres α_1 et α_2 en fonction de la température.

Cette modification est valable pour les critères de von Mises et de Drucker-Prager puisque leurs courbes contrainte-déformation en compression sont équivalentes. Les paramètres α_1 et α_2 incluront implicitement les modifications observées dans le comportement du WC-Co avec l'augmentation de la température. Selon Mari [5], ce changement se produit à partir de 527°C et peut être expliqué par une augmentation de la ténacité induite par l'adoucissement du cobalt sous déformation plastique limitée. Le glissement aux joints de

grains de WC est l'un des mécanismes impliquant cet adoucissement comme le rapportent plusieurs auteurs ([5], [220]).

$\alpha_1(T)$ a été calculé en supposant que l'évolution du rapport $R_{wc-co}(T)/R_{wc-co}(T = 25^\circ C)$ du composite est la même que celle de la phase WC. $R_{wc-co}(T)$ et $R_{wc-co}(T = 25^\circ C)$ sont les contraintes du composite mesurées à une température donnée et à température ambiante, respectivement, pour une déformation plastique de 0,2%. Les valeurs déterminées pour ce paramètre sont présentées sur la Figure IV. 11. L'hypothèse ci-dessus peut sembler grossière, mais elle garantit que la limite d'élasticité du WC est toujours supérieure à celle du composite. En effet, comme le montre la Figure IV. 10, le comportement du composite se situe entre celui du carbure et du cobalt. Il permet au cobalt de se déformer plastiquement sur une certaine plage de déformation avant que la déformation plastique du carbure ne se produise dans le composite.

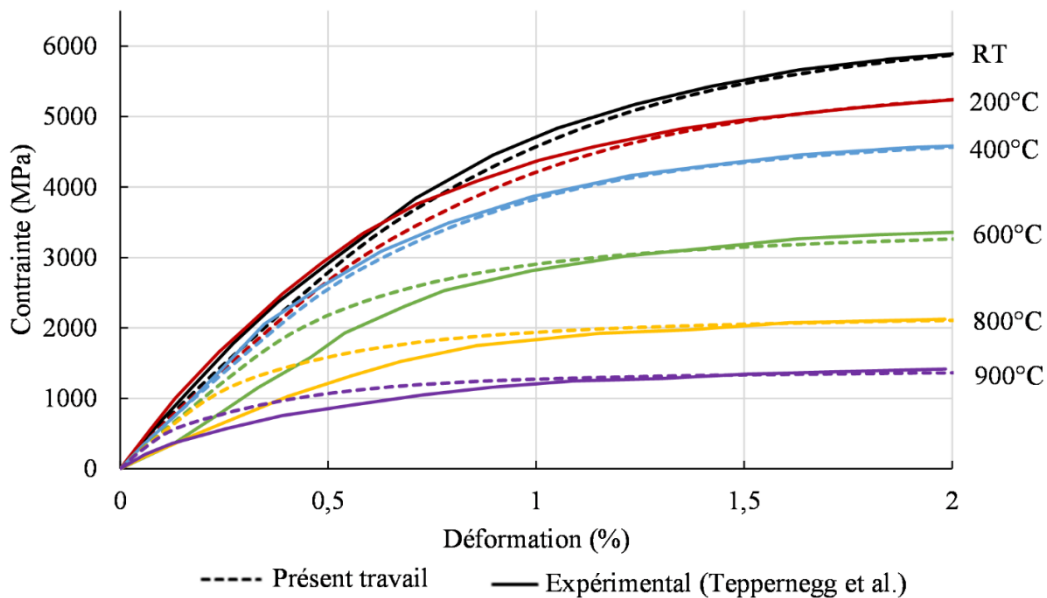


Figure IV. 12. Comparaison entre les résultats expérimentaux de [204] et les courbes de contrainte-déformation calculées à différentes températures pour un composite WC-6%wtCo en compression uniaxiale (200°C-900°C) (RT = température ambiante).

Les valeurs de $\alpha_2(T)$ ont été déterminées en effectuant plusieurs simulations pour atteindre un bon accord avec les courbes expérimentales de contrainte-déformation du composite (voir Figure IV. 12). Les valeurs de $\alpha_1(T)$ et $\alpha_2(T)$, présentées sur la Figure IV. 11, diminuent progressivement lorsque la température augmente. Néanmoins, leurs évolutions respectives sont indépendantes bien que $\alpha_1(T)$ et $\alpha_2(T)$ soient proches pour 200, 400, 800°C. En d'autres termes, l'évolution de la limite d'élasticité en fonction de la température ne dépend pas de celle de l'écrouissage.

Les courbes de contrainte-déformation plastique du WC en compression peuvent être tracées pour différentes températures comme le montre la Figure IV. 13 et comparées aux résultats obtenus par Faksa *et al.* [147]. Rappelons que ces auteurs ont déterminé le comportement du WC, avec une stratégie similaire, plus précisément, à partir de ceux du

composite WC-6%wtCo et d'un alliage de cobalt. Les ordres de grandeur des contraintes sont presque similaires, sauf pour la forme des courbes et la limite d'élasticité. La forme des courbes dans la présente étude est imposée par l'Equation (IV. 4), alors que celles de Faksa *et al.* sont obtenues directement à partir des résultats de la simulation [147].

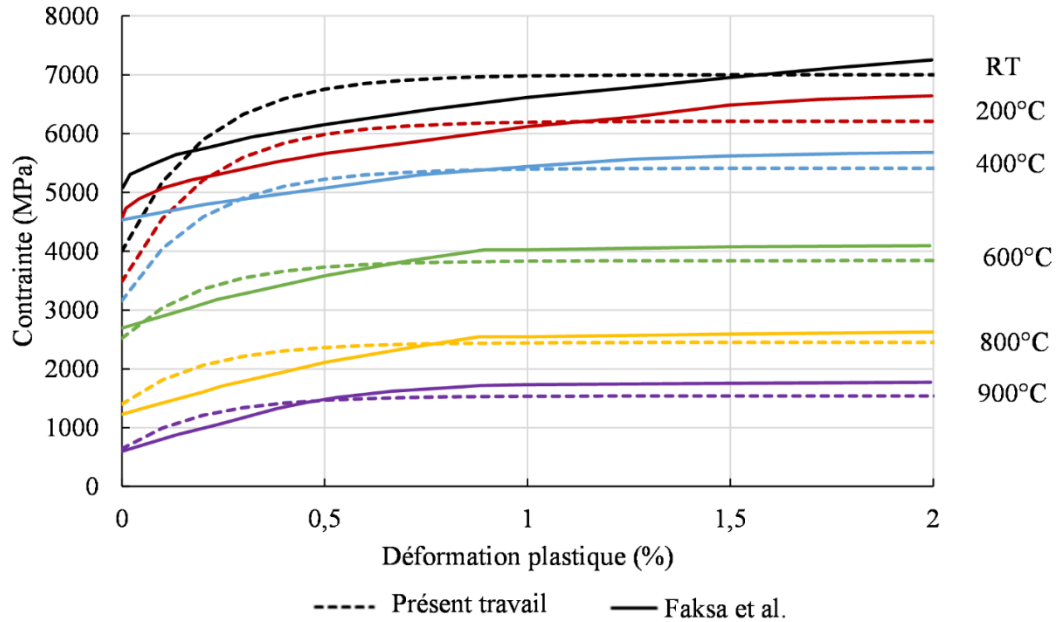


Figure IV. 13. Comparaison entre les courbes de contrainte-déformation plastique calculées dans le présent travail et par Faksa *et al.* [147] pour la phase WC à différentes températures (RT-900°C) (RT = température ambiante).

Les limites d'élasticité du WC obtenues par ces auteurs surestiment de 1 GPa celles du présent travail de thèse pour les températures de 25°C, 200°C, 400°C. Cependant, elles sont presque identiques pour les températures supérieures à 600°C. Notons que la détermination de la limite d'élasticité du WC n'est pas évidente car selon Csanádi *et al.* [221], la tolérance dans sa mesure peut atteindre 1 GPa.

Une fois les paramètres $\alpha_1(T)$ et $\alpha_2(T)$ sont déterminés à partir des données du composite WC-6%wtCo, le modèle est appliqué aux essais de compression d'un composite WC-10.5%wtCo de Teppernegg *et al.* [204] pour différentes températures (voir Figure IV. 14) dans le but de valider la capacité de ces derniers à reproduire le comportement du composite.

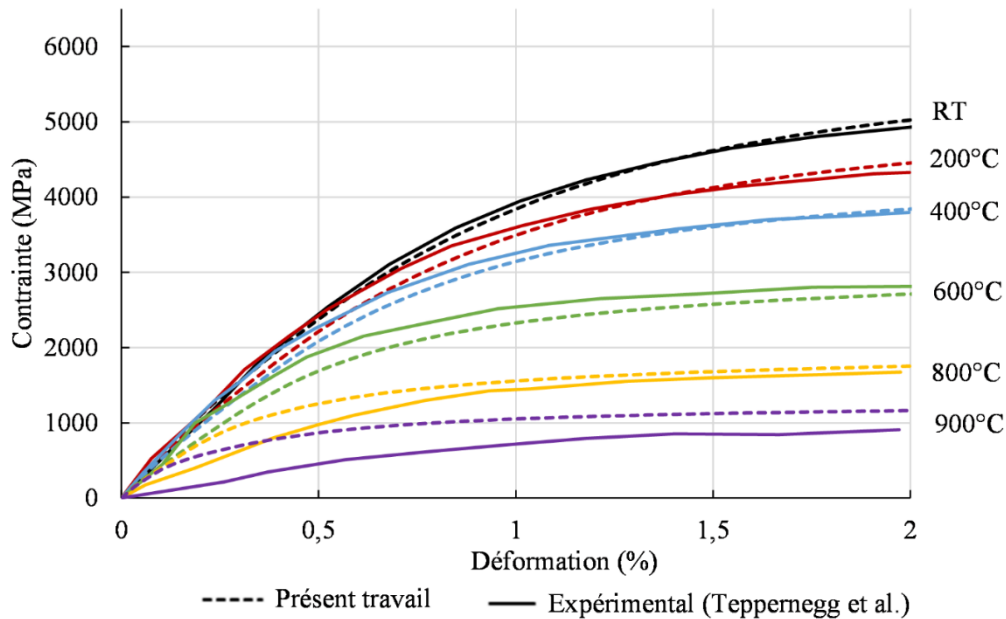


Figure IV. 14. Comparaison entre les courbes de contrainte-déformation calculées dans le présent travail et celles mesurées par Teppernegg et al. [204] pour un composite WC-10.5wtCo en compression uniaxiale à différentes températures (200°C-900°C).

Toutes les valeurs des paramètres du modèle sont résumées dans le Tableau IV. 4.

Tableau IV. 4. Résumé des paramètres du modèle.

Cobalt (C_o)		
Module d'Young	E_{C_o}	Voir Tableau IV. 1
Coefficient de Poisson	ν_{C_o}	0.31 [142]
Expansion thermique	$\alpha_{T_{C_o}}$	Voir Tableau IV. 2
Limite élastique et écrouissage		Voir Tableau IV. 3
Carbure de tungstène (WC)		
Module d'Young	E_{WC}	(Voir Tableau IV. 1)
Coefficient de Poisson	ν_{WC}	0.194 [142]
Expansion thermique	$\alpha_{T_{WC}}$	(Voir Tableau IV. 2)
Modèles de Von Mises et Drucker-Prager		
Limite élastique en compression uniaxiale	R_{WC}	4000 MPa (Tkalich et al. 2017)
Angle de frottement	ϕ_{WC}	45°
Angle de dilatation	ψ_{WC}	45°
Paramètres d'écrouissage	Q_{WC}	3000 MPa
	b_{WC}	500
Paramètre contrôlant la dépendance en température de la limite d'élasticité	α_1	(Voir Figure IV. 12)
Paramètre contrôlant la dépendance en température de l'écrouissage isotrope	α_2	(Voir Figure IV. 12)

Pour les températures supérieures à 600°C, le modèle surestime les courbes expérimentales. En revanche, pour des températures inférieures ou égales à 600°C, les simulations sous-estiment les données expérimentales avec une erreur maximale de 30 % à 0,3 % déformation pour $T = 600^\circ\text{C}$. Notons que la différence entre les courbes calculées et expérimentales se réduit au fur et à mesure que la température diminue. La modélisation prédit correctement les courbes de contrainte-déformation expérimentales, en particulier pour les déformations supérieures à 1% (sauf pour celle obtenue à 900°C). Après 800°C, les lois élasto-plastiques utilisées dans la présente modélisation semblent moins appropriées car le matériau devient plus sensible à la vitesse de déformation [222]. Teppernegg *et al.* [204] ont obtenu les données expérimentales avec une vitesse de déformation imposée de $5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ correspondant à celle rencontrée dans les essais de fluage [223]. Pour les hautes températures, les modèles visco-plastiques seraient plus adaptés pour reproduire le comportement des phases de carbure et de cobalt.

5.4. Comparaison des modèles avec l'utilisation des critères de von Mises et Drucker-Prager pour la phase WC

Les résultats présentés ci-dessus ont été réalisés sur la base du critère de von Mises appliqué à la phase carbure. Les paramètres d'écrouissage $Q_{WC} = 3000 \text{ MPa}$ et $b_{WC} = 500$ ainsi que les paramètres $\alpha_1(T)$ et $\alpha_2(T)$ déterminés précédemment ont également été utilisés pour le critère de Drucker-Prager. Les Figures IV. 15 et 16 montrent une comparaison entre ces deux critères sur les courbes de contrainte-déformation calculées à différentes températures pour les nuances de carbure WC-6%wtCo et WC-10.5%wtCo, respectivement.

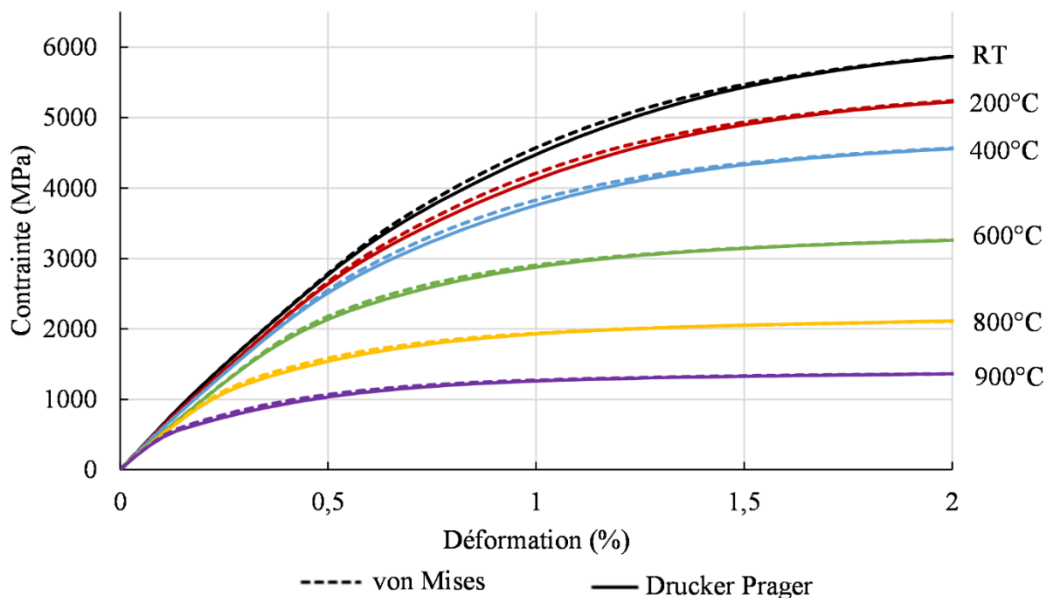


Figure IV. 15. Comparaison entre les courbes de contrainte-déformation calculées avec les modèles de von Mises et de Drucker-Prager appliqués à la phase WC pour un composite WC-6%wtCo en compression uniaxiale à différentes températures (200°C-900°C).

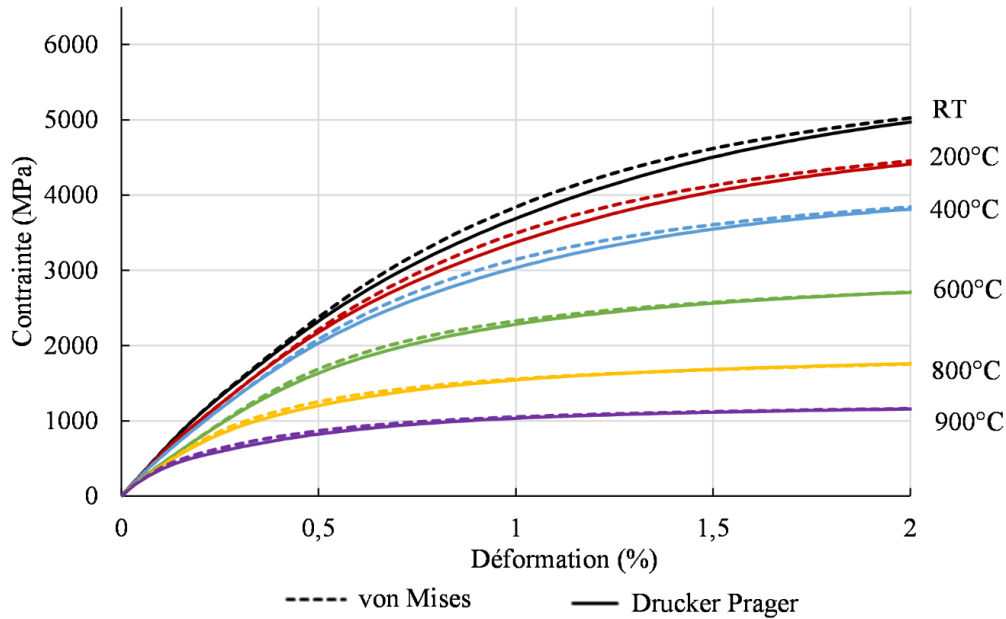


Figure IV. 16. Comparaison entre les courbes de contrainte-déformation calculées avec les modèles de Mises et de Drucker-Prager appliqués à la phase WC pour un composite WC-10.5wtCo en compression uniaxiale à différentes températures.

Les courbes calculées avec les deux critères pour le composite WC-6%wtCo sont presque identiques. Lorsque le comportement de la phase WC est déterminé avec le critère de von Mises, le tenseur de contraintes moyen, montré par l'Equation (IV. 14), est proche d'un état de contrainte de compression uniaxiale.

$$\sigma = \begin{pmatrix} 241 & -4.4 & 0.9 \\ -4.4 & -6106 & -1.3 \\ 0.9 & -1.3 & 278 \end{pmatrix} MPa \quad (IV. 14)$$

Ce tenseur a été calculé à température ambiante et pour une déformation de 2%. Le même tenseur de contraintes a également été calculé avec le critère de Drucker-Prager (voir l'Equation (IV. 15)).

$$\sigma = \begin{pmatrix} 150 & -5.9 & 0.7 \\ -5.9 & -5946 & -0.9 \\ 0.7 & -0.9 & 170 \end{pmatrix} MPa \quad (IV. 15)$$

Comme mentionné dans la sous-section 2.2.2 et l'annexe B.1, pour ce chargement mécanique, les deux modèles sont équivalents expliquant les superpositions des courbes de la Figure IV. 15. Cependant, les états de contrainte calculés à chaque point d'intégration sont localement différents en raison de la forme complexe de la phase WC et peuvent être représentés par des points dans un diagramme $p - J_2$ afin d'analyser leur dispersion. Ce type de diagramme également utilisé par Tklich et al. [145] est tracé pour les deux critères dans les Figures IV. 17(a) et (b) à température ambiante pour une déformation totale de 2%. La plupart des points sont concentrés à proximité de la ligne rouge en gras qui représente le chemin de chargement pour une compression uniaxiale. Les lignes verte et bleue symbolisent respectivement les limites d'élasticité initiale et maximale. Dans la Figure IV. 17(b), ces deux dernières lignes sont inclinées dans le cas du modèle de Drucker-Prager en raison de sa dépendance à la pression.

Pour ce modèle, le diagramme montre clairement la différence entre la limite d'élasticité en compression et en traction, avec un chemin de chargement plus court pour la traction, représenté par la ligne bleue. Une autre différence entre ces deux critères est que certains états de contrainte peuvent exister dans l'un des deux modèles et pas dans l'autre. Par exemple, dans le modèle de Drucker-Prager pour les hautes pressions, certains points sont au-dessus de la limite d'élasticité maximale du modèle de Mises, voir la Figure IV. 17(a). L'inverse peut être observé pour les basses pressions, où certains points calculés avec le critère de von Mises sont au-dessus de la limite d'élasticité maximale du critère de Drucker-Prager. Cependant, cela ne concerne que quelques points et n'a aucun impact sur les courbes de contrainte-déformation du composite en compression comme le montre la Figure IV. 15.

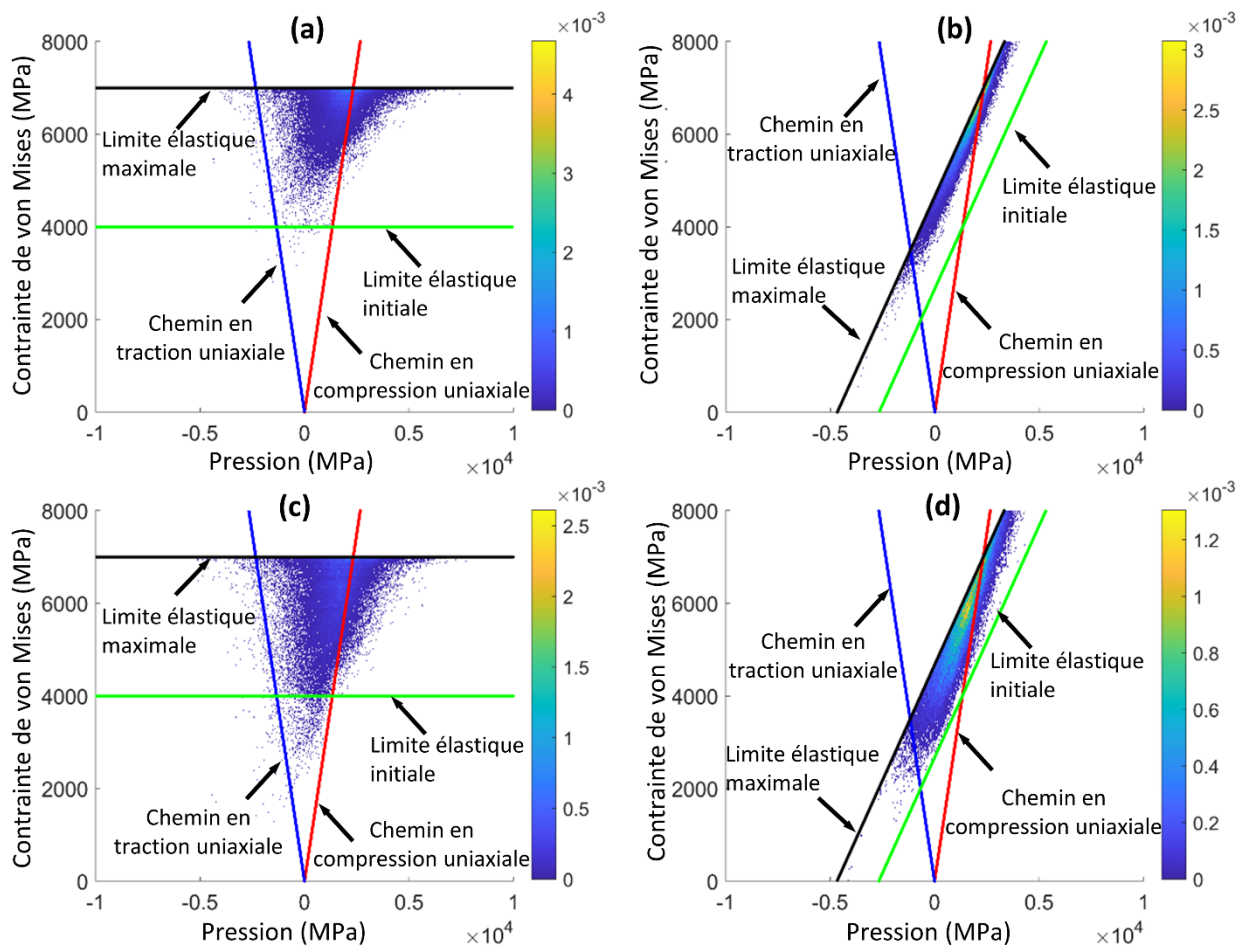


Figure IV. 17. Diagramme p - J_2 obtenu à partir du tenseur des contraintes calculé à chaque point d'intégration dans la phase WC. p est la pression et J_2 la contrainte de von Mises. Chaque "point" de la figure correspond à un rectangle de dimensions 50×25 MPa contenant un groupe d'états de contrainte. La couleur de la barre indique la probabilité de trouver ce groupe d'état de contrainte dans la phase WC. Ces données ont été calculées avec (a): le critère de von Mises et (b): le critère de Drucker-Prager pour un composite WC-6%wtCo, (c): le critère de von Mises et (d) le critère de Drucker-Prager pour un composite WC-10.5%wtCo et pour une déformation totale de 2% à température ambiante.

Dans le cas du composite WC-10.5%wtCo, ces diagrammes ont été également réalisés pour les deux critères à température ambiante pour une déformation totale de 2% est sont

montrés en Figures IV. 17(c) et (d). Lorsque la teneur en cobalt augmente, la forme de la phase WC devient plus complexe et implique des états de contrainte plus variés dans la microstructure. La dispersion des points est plus grande notamment vers les zones de faible plasticité comme le montrent les Figures IV. 17(c) et (d). Pour le modèle de Drucker-Prager, dans la Figure IV. 17(d), on observe un déplacement de la majorité des points du chemin de compression vers les basses pressions dans le diagramme $p - J_2$. Dans ce cas, l'état de contrainte moyen s'éloigne de celui d'une compression uniaxiale et par conséquent les modèles basés sur les critères de von Mises et de Drucker-Prager ne sont plus équivalents. C'est pourquoi il y a une légère différence entre les courbes de la Figure IV. 16 calculées pour ces deux critères.

Cette comparaison entre les critères de von Mises et de Drucker-Prager appliqués à la phase WC permet de conclure que les deux modèles conduisent à des résultats équivalents en compression uniaxiale. Néanmoins, les états de contrainte locaux entre ces approches deviennent différents lorsque la teneur en cobalt augmente. L'utilisation du critère de Drucker-Prager est donc recommandée car il peut reproduire la différence entre la limite d'élasticité en traction et en compression observée dans le composite.

6. Etude de l'initiation de l'endommagement dans les outils de coupe en WC-Co

La deuxième partie de ce chapitre est dédiée à la modélisation et l'analyse du comportement de la microstructure lors de l'initiation de l'endommagement pour une sollicitation proche de celle rencontrée par l'outil en usinage. Les analyses réalisées par MEB sur la face de coupe, l'arête de coupe et la face de dépouille dans le chapitre 2 ont révélé des dégradations sévères de la microstructure. Parmi les mécanismes microscopiques identifiés comme étant à l'origine de l'usure observée sur les outils de coupe, la fissuration dans la phase de WC et aux interfaces WC/WC et WC/Co joue un rôle important. La coalescence de ces fissures participe notamment à la formation de gros amas de particules qui se détachent de l'outil comme observé sur les micrographies (Figures II. 56, 57 chapitre 2). Nous avons également identifié, des premières fissures aux interfaces WC/WC et WC/Co à proximité de la surface de l'outil comme montré sur la Figure II. 51 du chapitre 2.

Dans la littérature, d'autres auteurs ont également observé ces types de fissuration. Par exemple, Gurland [224] a conduit une étude sur la rupture du WC-Co. L'auteur a effectué une analyse statistique du nombre de particules de WC, des interfaces WC/WC et WC/Co présentes sur les chemins de fissures des outils en WC-Co. Il a conclu que les fissures se propagent principalement dans les particules de WC et aux interfaces WC/WC. Mingard et al. ont observé au MEB les chemins de propagation de fissures dans un carbure WC-11%wtCo au cours d'un essai de traction [42]. Ils ont observé principalement des fissures transgranulaires dans la phase carbure et intergranulaires aux interfaces WC/WC et WC/Co.

Il devient évident que la rupture de l'outil observée à l'échelle macroscopique se construit à l'échelle microscopique par le concours de plusieurs mécanismes d'origines divers et difficiles à analyser pendant l'opération de coupe. Face à la complexité de ces phénomènes, nous avons choisi dans ce travail de thèse d'isoler et d'analyser par la méthode des éléments finis les sollicitations mécaniques subies par les interfaces WC/WC et WC/Co dans le composite WC-Co avant que la fissuration ne se produise. Ces interfaces seront modélisées par

des « interfaces cohésives » qui nous permettront d'évaluer et de localiser celles qui sont susceptibles de s'endommager sous différentes conditions de chargements mécanique et thermomécanique.

6.1. Intégration des interfaces dans l'étude de l'endommagement du composite WC-Co

Afin d'intégrer des interfaces cohésives dans le modèle numérique, il est nécessaire de compléter la stratégie de construction de la microstructure en séparant chaque phase et chaque grain de carbure en dédoublant notamment les nœuds aux interfaces WC/WC et WC/Co. Cette nouvelle stratégie basée sur celle présentée dans la Section 3, est présentée sur l'organigramme de la Figure IV. 18.

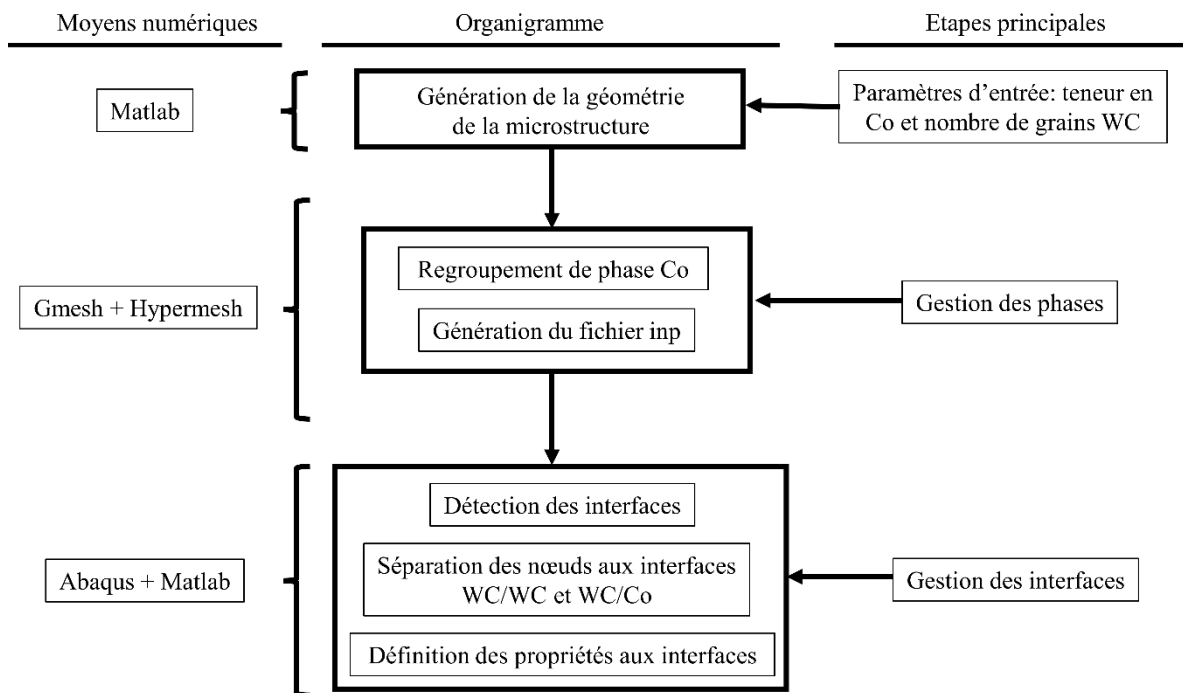


Figure IV. 18. Stratégie pour la construction de la microstructure avec la considération des interfaces WC/WC et WC/Co.

Après avoir générée la microstructure sur Matlab à partir du pavage de Voronoï, les cellules de Co sont regroupées puis, on procède à la détection des interfaces WC/WC et WC/Co sur Abaqus en utilisant un algorithme de détection des surfaces en contact suivant deux critères :

- Les surfaces doivent être séparées par une distance inférieure ou égale à une tolérance de séparation spécifiée.
- Les surfaces doivent être intuitivement opposées. Deux surfaces sont considérées comme intuitivement opposées si l'angle formé par les deux normales des surfaces se situent entre 135° et 225° .

Pour finir, certains contrôles supplémentaires et améliorations des surfaces détectées sont effectués avec un programme Matlab pour ajuster la définition du contact selon notre besoin. Ce programme permet également de créer et de définir les groupes de nœuds initialement en contact au début de l'analyse.

La Figure IV. 19 présente des exemples de microstructures obtenus à partir de cette nouvelle stratégie pour trois nuances de WC-Co avec des teneurs en cobalt de 7%wtCo, 10%wtCo et 12%wtCo. Toutes les microstructures sont constituées de 275 grains de WC.

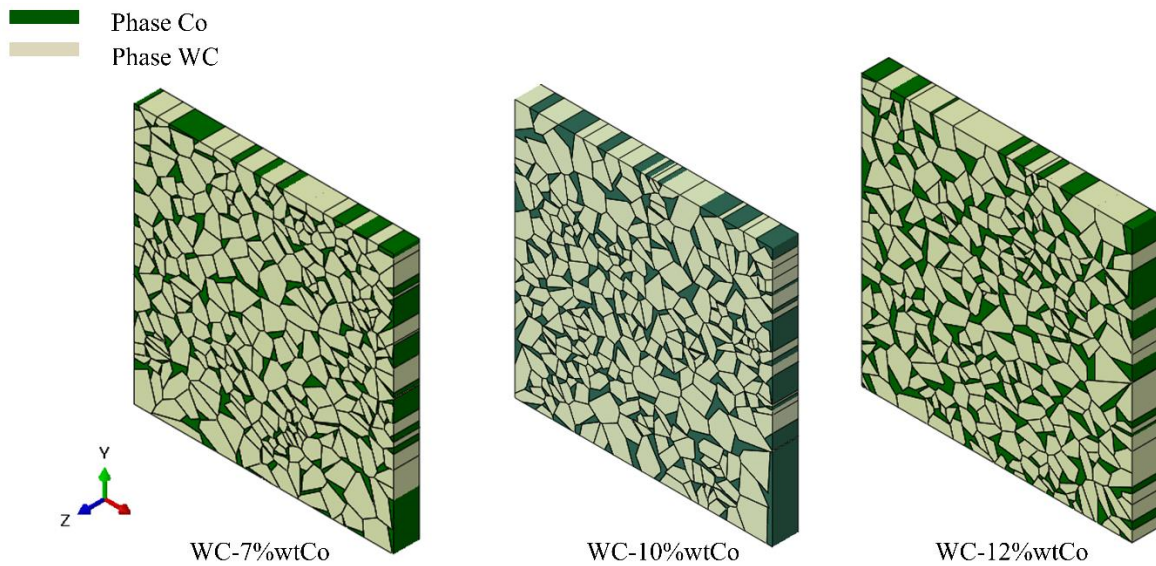


Figure IV. 19. Microstructure de trois nuances de composite WC-Co avec la considération des interfaces.

Une fois la géométrie de la microstructure construite, il est important de définir les propriétés de cohésion aux interfaces et d'identifier les paramètres associés à la loi cohésive.

6.2. Définition des propriétés aux interfaces et identification des paramètres associés.

6.2.1. Description des interfaces cohésives

Les interfaces cohésives sont principalement dédiées aux situations dans lesquelles l'épaisseur de l'interface est négligeable et uniquement disponible en 3D sur Abaqus. Les corps séparés par une interface cohésive peuvent se séparer et/ou glisser. Le comportement cohésif des interfaces est défini comme une propriété d'interaction entre deux surfaces en contact. La Figure IV. 20 montre l'exemple d'une loi de traction-séparation disponible dans le logiciel. Elle suppose un comportement bilinéaire avec une partie élastique et une autre partie liée à l'évolution de l'endommagement. Trois paramètres sont nécessaires pour chacun des trois modes de fissuration pour la définition de la loi cohésive : la rigidité de l'interface $K_n(K_s; K_t)$, la contrainte maximale $t_n^{max}(t_s^{max}; t_t^{max})$ et le déplacement maximal à la rupture $\delta_n^{max}(\delta_s^{max}; \delta_t^{max})$. Les indices « n », « s » et « t » désignent trois directions orthogonales positionnées sur l'interface. « n » est la direction normale à l'interface et « s » et « t » sont les deux directions tangentielles.

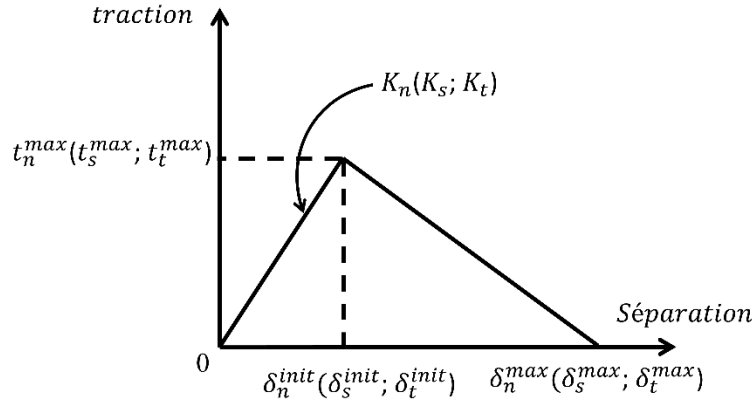


Figure IV. 20. Courbe traction séparation.

On suppose que l'endommagement de l'interface se produit lorsque la relation quadratique impliquant les rapports de contraintes dans l'interface définis par l'Equation (IV. 16) atteint la valeur de 1.

$$\left(\frac{\langle t_n \rangle}{t_n^{max}}\right)^2 + \left(\frac{t_s}{t_s^{max}}\right)^2 + \left(\frac{t_t}{t_t^{max}}\right)^2 = 1 \quad (\text{IV. 16})$$

Le symbole $\langle . \rangle$ utilisé dans l'Equation (IV. 16) représente les crochets de Macaulay. Ils permettent de conserver les valeurs positives et d'annuler les valeurs négatives qu'ils contiennent. Ces crochets sont utilisés ici afin d'empêcher les contraintes de compression d'initier l'endommagement.

6.2.2. Détermination des paramètres de la loi de cohésion

Avant que l'endommagement ne produise dans une interface, la continuité des déplacements de part et d'autre de celle-ci doit être garantie. Toutefois, l'utilisation des interfaces cohésives introduit une discontinuité en déplacement à travers l'interface avant la fissuration. Pour limiter cette discontinuité, on augmente alors la rigidité dans les limites acceptées par le logiciel. Les rigidités suivantes $K_n = K_s = K_t = 1000 \text{ GPa}/\mu\text{m}$ sont adoptées.

Concernant les contraintes maximales à l'initiation de l'endommagement, leur valeur est déterminée à partir des travaux de Csanádi et al. [60] pour les interfaces WC/Co et WC/WC. Dans leur travail, ces auteurs ont étudié le comportement à la rupture des constituants du WC-Co en réalisant des tests de flexion sur des micropoutres fabriquées dans un WC-Co à l'aide d'un FIB, comme illustré sur la Figure IV. 21.

Les résultats de ces essais montrent que les interfaces WC/WC présentent une rupture fragile dont la contrainte à la rupture en mode I est comprise entre 1,6 et 6,5 GPa [60]. Concernant les interfaces WC/Co, le comportement est similaire à celui du WC/WC avec une contrainte à la rupture comprise entre 3,7 et 5,8 GPa. Dans les simulations, nous prendrons qu'une seule valeur de cette contrainte à la rupture qui sera déterminée dans la suite. Elle sera considérée identique pour les deux types interfaces puisque leur plage de valeur respective se recouvrent sur une large partie comme le montre la Figure I. 21 dans le chapitre 1.

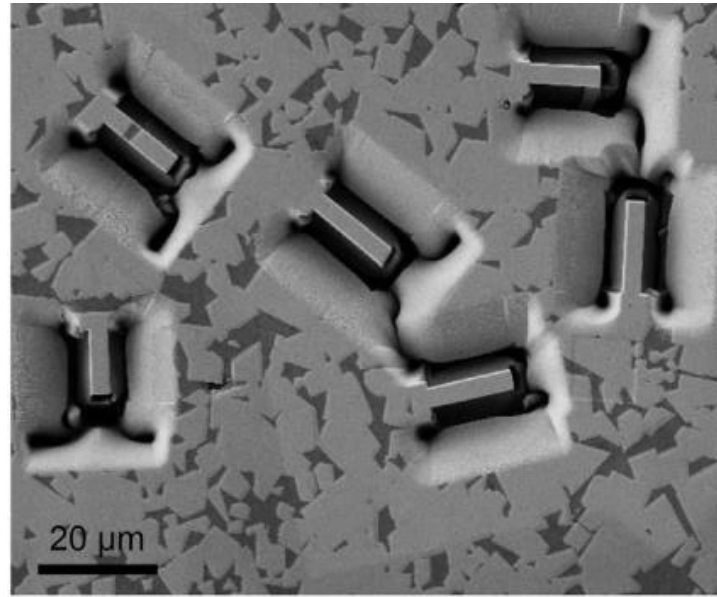


Figure IV. 21. Image MEB montrant la préparation des micropoutres [60].

Parmi l'ensemble des poutres étudiées par Csanádi et al. [60], trois ont été sélectionnées et modélisées (voir Figure IV. 22) dans le présent travail. Leurs dimensions sont données dans le Tableau IV.5.

Tableau IV. 5. Dimensions des micropoutres et sollicitations appliquées [60].

Poutre	L-X ₂ (µm)	X ₁ (µm)	[X ₁ , X ₂] (µm)	a (µm)	b (µm)	m _a (µm)	Z ₀ (µm)	I _x	E (TPa)	$\sigma_{xx_{max}}$ (TPa)	F _{max} (N)	U _{x_{max}}} (µm)
E	20,31	13,8	6,51	3,8	1,83	1,64	0,462	7,003	0,545	0,0022	0,00173	1,266
F	17,63	5,5	12,13	3,82	1,71	1,68	0,388	6,403	0,774	0,0032	0,00127	0,471
H	12,47	2,1	10,37	3,19	1,65	1,27	0,478	3,655	0,29	0,0037	0,00111	0,678

La première poutre, nommée F, comprend une interface WC/WC perpendiculaire à l'axe de la poudre permettant de déterminer la contrainte normale maximale t_n^{max} . La poutre E est constituée de deux grains séparés par une surface inclinée permettant de déterminer les contraintes tangentielles maximales t_s^{max} et t_t^{max} . La dernière poutre dénoté H contient deux interfaces WC/Co. Cette poutre permettra d'évaluer si les contraintes maximales déterminées précédemment sont également valables pour ce type d'interface.

Les contraintes maximales sont déterminées par une approche inverse en ajustant les courbes force-déplacement simulées sur celles obtenues par l'expérience. Le déplacement maximal à la rupture δ_n^{max} (δ_s^{max} ; δ_t^{max}) est fixé arbitrairement à 0,01 mm puisque le présent travail ne traite que la phase d'initiation du processus d'endommagement.

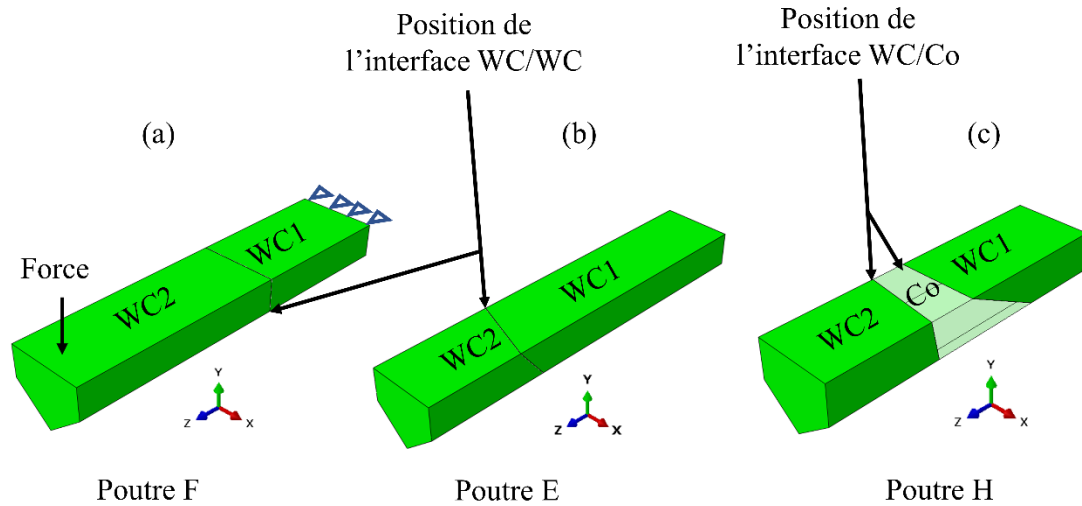


Figure IV. 22. Illustration des micropoutres F, E et H avec la position des interfaces WC/WC et WC/Co.

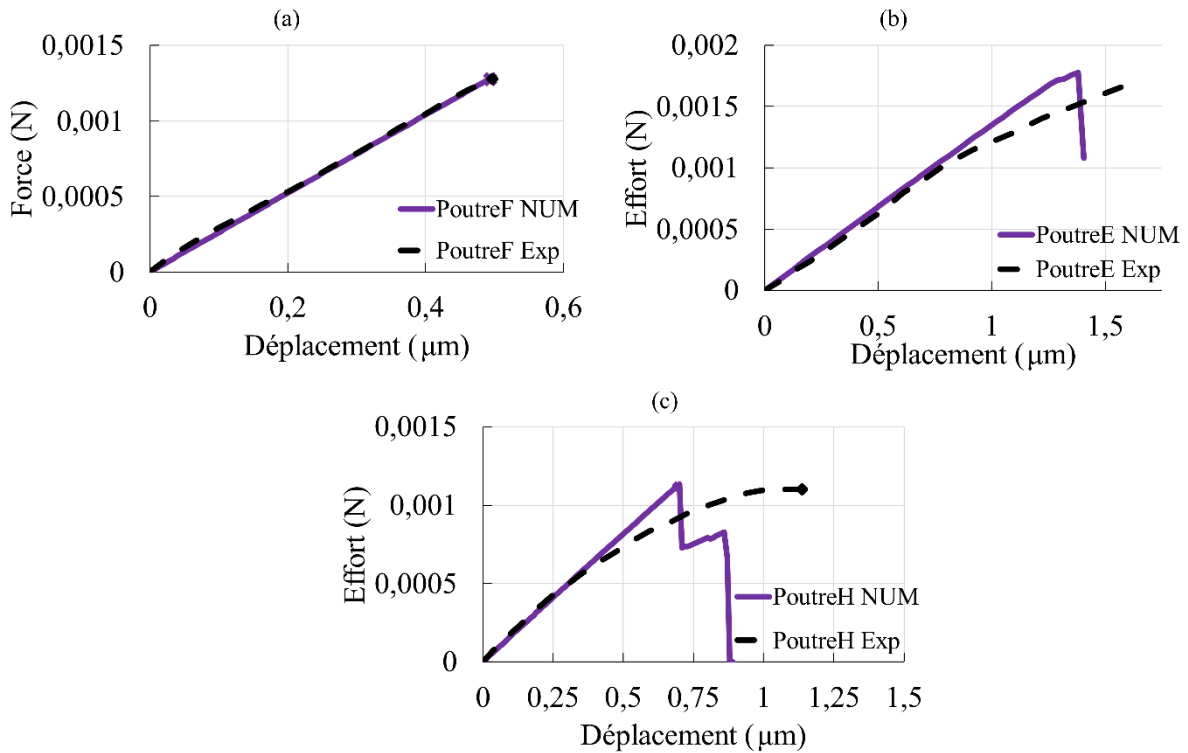


Figure IV. 23. Comparaison des courbes force-déplacement numériques et expérimentales des micropoutres en flexion pour les poutres (a) F, (b) E et (c) H.

La Figure IV. 23 (a) montre la courbe force-déplacement obtenue lors de la simulation de la poutre F. L'ajustement des courbes numériques et expérimentales a permis de déterminer la valeur de 3,2 GPa pour la contrainte maximale t_n^{max} . En imposant la même valeur déterminée précédemment pour t_n^{max} dans la simulation de la poutre E et en ajustant les courbes expérimentale et simulée, la valeur 1,5 GPa a été obtenue pour les contraintes t_s^{max} et t_t^{max} en les supposant égales. Enfin ces valeurs ont été testées sur la poutre H. La corrélation entre la courbe expérimentale et le modèle est acceptable avec une erreur de 0,2%.

Une fois l'ensemble des paramètres de la loi cohésive déterminés ils sont utilisés dans la simulation d'un copeau frottant sur un outil de coupe à l'échelle de la microstructure. La construction de cette simulation est présentée dans la section suivante.

7. Modèle numérique du contact outil/copeau

La simulation du contact outil/copeau est menée à l'aide du code de calcul par éléments finis sous l'hypothèse de grandes déformations en utilisant le solveur Abaqus/Standard. L'objectif est de réaliser une configuration qui soit représentative d'un contact outil/copeau afin de reproduire correctement l'endommagement de l'outil à l'échelle microstructurale.

7.1. Géométrie du problème

Un modèle 3D représentant un contact simplifié outil/copeau à l'échelle de la microstructure de l'outil de coupe en WC-Co a été créé, voir Figure IV. 24(a). Il est représentatif d'une portion de l'outil proche de son arête de coupe mais suffisamment éloigné pour éviter les effets de bord. Le modèle est composé de trois parties principales représentant (i) le copeau, (ii) l'enrobage et (iii) une microstructure de l'outil.

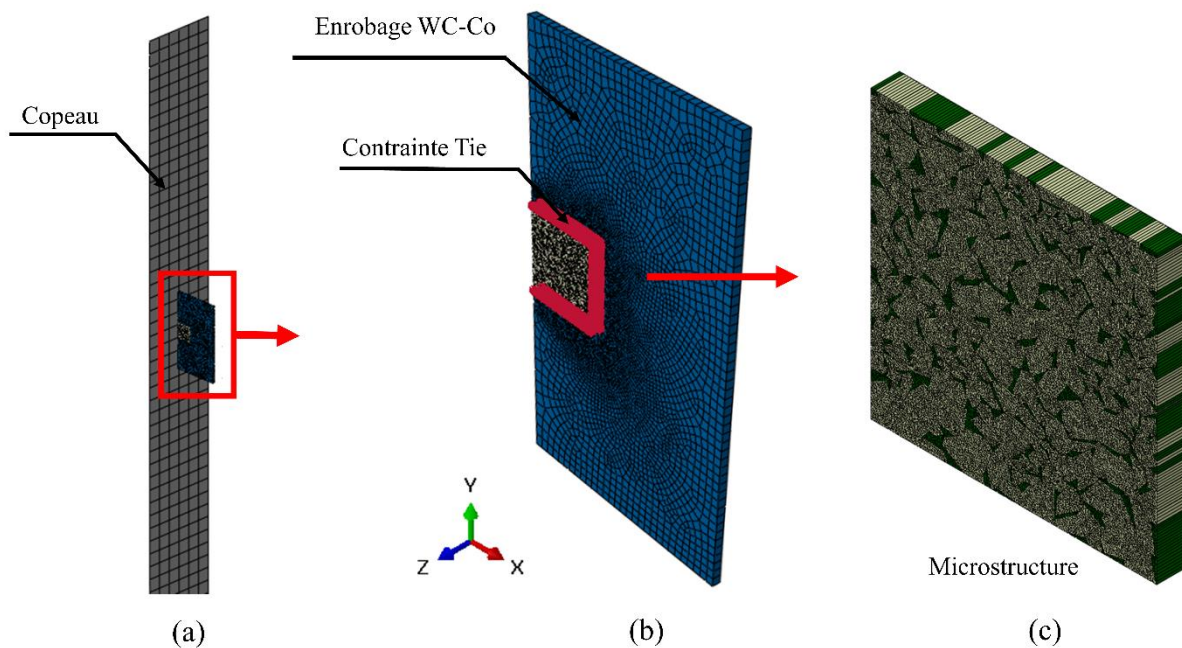


Figure IV. 24. Géométrie et maillage des parties du modèle de frottement du copeau.

Le copeau est modélisé comme une plaque rigide longue de 2 mètres et large de 5 mm. Le rôle de l'enrobage dont le comportement mécanique est celui d'un composite WC-Co homogénéisé évite l'application directe des conditions aux limites sur les bords la microstructure. Ce type de stratégie est utilisé dans plusieurs études ([63], [157]). Une liaison forte entre les nœuds des trois faces latérales de la microstructure et ceux de l'enrobage est assurée par une contrainte de type « tie » (voir Figure IV. 24(b)). Les dimensions de l'enrobage correspondent à un empilement de 3 et 5 microstructures sur sa largeur et sa longueur, respectivement. Enfin la microstructure est centrée sur le bord droit de l'enrobage et son épaisseur de 1 mm est identique à celle de l'enrobage.

7.1.1. Maillage

Le maillage régulier du copeau est composé de 14 544 éléments coques quadrangulaires à intégration réduite S4R. La microstructure est maillée avec en moyenne 35 000 éléments linéaires prismatiques triangulaires C3D6 (voir Figure IV. 24(c)). Le maillage de l'enrobage se compose de 12 699 éléments à 8 nœuds à intégration réduite C3D8R. Le raffinement du maillage dans l'enrobage à proximité de la microstructure évite une différence de taille d'éléments trop important entre ces deux composants.

7.1.2. Contacts

Les contacts copeau/enrobage et copeau/microstructure sont gérés par la méthode de pénalité intégrée dans Abaqus. Le modèle de frottement utilisé est celui de Coulomb et le coefficient de frottement est de 0,4. Aucune génération de chaleur par le frottement n'est considérée dans cette approche. Pour toutes les simulations le copeau est initialement séparé de l'enrobage et de la microstructure par une distance de 0,01 mm pour que le contact puisse être correctement détecté. Enfin, dans les interfaces WC/Co, les nœuds de la surface WC, plus dur, seront choisis comme maître et ceux de la surface Co comme esclaves.

On rappelle les paramètres de la loi cohésive en notant qu'ils sont indépendants de la température :

Rigidité : $K_n = K_s = K_t = 1000 \text{ GPa}/\mu\text{m}$.

Initiation : $t_n^{max} = 3,2 \text{ GPa}$; $t_s^{max} = t_t^{max} = 1,5 \text{ GPa}$.

7.1.3. Comportements mécaniques

Concernant les propriétés matériaux, le copeau est modélisé comme un corps rigide. L'enrobage est élastique et les valeurs du module d'Young et du coefficient de poisson sont données dans le Tableau IV. 5 en fonction de la température et de la teneur en cobalt.

Tableau IV. 6. Propriétés du matériau de l'enrobage WC-Co.

Enrobage (WC-Co)		Module d'Young (MPa)	Coefficient de Poisson
%wtCo	T°C		
7	20	637 000	0,22
	200	599 236	
	400	589 949	
10	20	590 000	
12	20	570 000	

La dépendance du module d'Young par rapport à la teneur en cobalt a été calculée à partir de la formule proposée par Doi et al. [36] et des modules élastiques de chaque phase. Pour la microstructure, les propriétés thermo-élasto-plastiques déterminées précédemment pour chacune des phases de la microstructure sont réutilisées dans ce modèle.

7.2. Conditions aux limites

Le déplacement normal des bords de l'enrobage excepté celui en contact avec le copeau est nul, voir Figure IV. 25(a). Les faces avant de normale z de la microstructure et de l'enrobage

ne se déplace pas dans la direction z . Pour modéliser le chargement mécanique se produisant dans le contact outil/copeau lors de l'opération de coupe, une compression simple est appliquée en imposant un déplacement sur le copeau. Ce déplacement selon le vecteur \vec{x} est déterminé par une méthode d'identification inverse pour obtenir une pression de contact de 2500 MPa. Cette valeur correspond à la condition la plus défavorable rencontrée en usinage dans le contact outil/copeau proche de la pointe de l'outil calculée dans le chapitre 3 pour une vitesse de coupe de 120 mm/min et une profondeur de passe de 0,15 mm. Notons que durant cette compression, le frottement dans le contact outil/copeau est nul pour éviter l'effet tonneau. Une fois la compression appliquée, une vitesse est imposée sur un nœud de référence liée à l'ensemble des nœuds du copeau. Celui-ci translate à la vitesse de 250 mm/s (15 m/min) dans la direction verticale, voir Figure IV. 25(b). Pour cette seconde phase, le coefficient de frottement est activé.

Comme dans la première partie de ce chapitre, les simulations sont réalisées en quasi-statique en utilisant Abaqus/Standard. Les calculs sont menés sur un ordinateur avec deux processeurs (RAM = 32,0 Go et fréquence = 2.20 GHz) et les temps CPU sont de l'ordre de 4h.

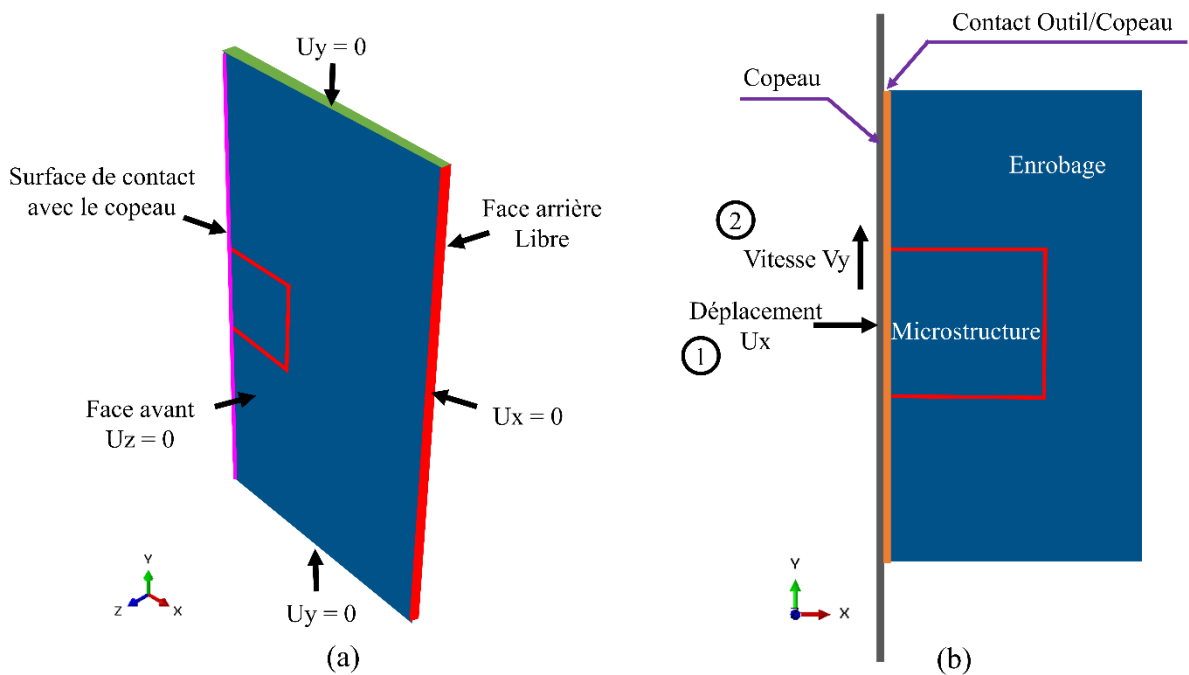


Figure IV. 25. Conditions aux limites imposées au copeau, l'enrobage et la microstructure.

7.3. Résultats et discussions

La simulation mise en place précédemment permet d'évaluer l'influence de différents facteurs sur l'initiation de l'endommagement des interfaces WC/WC et WC/Co. Les facteurs qui sont étudiés ici sont les suivants :

- la teneur en cobalt de la microstructure
- la température
- le coefficient de frottement

Notons que la vitesse de glissement du copeau n'est pas étudiée car elle n'aura pas d'influence sur les résultats puisque d'une part le comportement mécanique des différents composants ne dépend pas de la vitesse de déformations, et d'autre part, l'inertie est négligé. En effet, l'algorithme utilisé permet de résoudre uniquement des problèmes statiques.

Pour évaluer l'initiation de l'endommagement au sein de la microstructure, on comptabilise le nombre d'interfaces dont l'endommagement est susceptible de se produire en premier. Pour chaque interface, une moyenne du critère d'initiation donnée par l'Equation (IV. 16) est calculée. On rappelle que si ce critère atteint la valeur de 1, l'endommagement se produit. Cependant, les chargements mécaniques appliqués dans les simulations n'ont pas permis d'atteindre cette valeur pour satisfaire ce critère. Toutefois, on peut se fixer un ou plusieurs seuils inférieurs à l'unité pour filtrer les interfaces qui s'endommageraient en premier. On déterminera dans la section suivante un seuil noté « i » qui sera utilisé dans la suite pour discuter les résultats.

7.3.1. Etude de l'influence de la teneur de WC-Co

L'objectif de cette partie est d'étudier les effets de la teneur en cobalt sur l'initiation de l'endommagement dans la microstructure. Une série de simulations a été réalisée sur les trois nuances de WC-Co suivantes : 7% wtCo, 10% wtCo et 12% wtCo. Pour chacune des nuances, trois microstructures ont été générées. Le nombre d'interfaces est en moyenne de 1331, 1313 et 1308 pour les nuances de 7% wtCo, 10% wtCo et 12% wtCo, respectivement avec des écarts types inférieurs à 2,3%.

On rappelle les conditions de simulations, le copeau glisse sur l'outil à une vitesse de 250 mm/s et exerce sur celui-ci une pression de contact d'environ 2500 MPa. Le coefficient de frottement est de 0,4 et la température est de 20°C.

La Figure IV. 26 montre l'évolution du pourcentage d'interfaces par nuance dont la valeur du critère d'endommagement est supérieure aux seuils $i = 0,01$; $i = 0,05$; $i = 0,1$. Nous constatons avec évidence que le pourcentage d'interfaces dépassant le seuil i décroît avec l'augmentation du i . On constate que moins de 2% des interfaces dépassent le seuil de 0,1. En revanche, plus de 47% sont au-delà du seuil de 0,01. Les courbes de Figure IV. 26 présentent des tendances similaires quelle que soit la valeur de i où le pourcentage d'interfaces dont le critère dépassant i croît quand la teneur en cobalt augmente. Par exemple pour le seuil $i = 0,01$, pour la nuance de 7% wtCo le nombre d'interfaces est en moyenne de 48% alors qu'il est de 57% pour 12% wtCo. La raison de la croissance du pourcentage d'interfaces dans ces simulations est attribuée non seulement à la baisse de rigidité globale de la microstructure mais également à celle de l'enrobage quand la teneur en cobalt augmente. En effet, il est nécessaire d'imposer un déplacement du copeau plus important pour que la pression de contact outil/copeau atteigne la valeur de 2500 MPa. Ainsi, la microstructure est soumise à des déformations plus intenses augmentant l'écartement et les glissements dans les interfaces ce qui favorise l'initiation de l'endommagement. Ces résultats semblent cohérents avec les tendances observées expérimentalement dans les chapitres 2 et 3 où pour les fortes teneurs en cobalt, l'usure des outils de coupe et des disques de WC-Co est beaucoup plus prononcée.

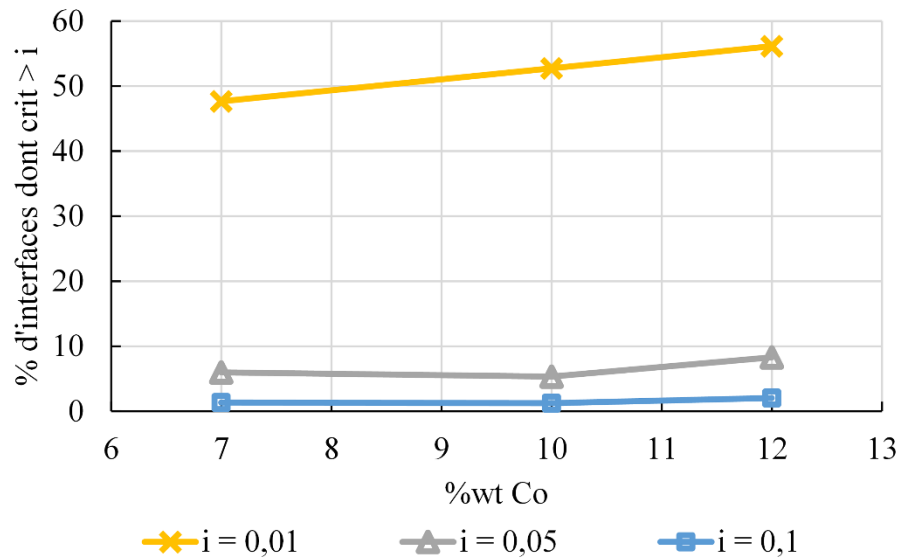


Figure IV. 26. Evolution du pourcentage d'interfaces endommagées en fonction de la teneur en cobalt pour trois valeurs de i .

Les courbes de la Figure IV. 26 ont été obtenues pour un copeau en mouvement. Rappelons qu'avant l'application de la vitesse sur le copeau, l'ensemble enrobage-microstructure (outil) subit une compression de la part du copeau. Il est donc intéressant d'observer l'influence de ces deux sollicitations mécaniques sur le pourcentage d'interface dépassant un seuil i . La Figure IV. 27 montre une cartographie d'une microstructure où les niveaux de couleurs dans les interfaces sont associés à la valeur du critère d'initiation de l'endommagement avant et après l'application de la vitesse du copeau pour des valeurs supérieures à $i = 0,05$ et $i = 0,01$ pour la nuance de WC-7%wtCo.

Lorsqu'on applique une vitesse de glissement sur le copeau en plus de la compression, la surface de contact outil/copeau est soumise à un cisaillement induit par le frottement. On peut constater une augmentation du nombre d'interfaces dépassant $i = 0,05$ notamment vers la surface de contact quand le copeau est en mouvement. Pour le seuil de 0,01, il est moins évident de visualiser cette différence. Toutefois, en traçant le pourcentage d'interfaces supérieur à 0,01 avant et après l'application de la vitesse de glissement, la courbe de compression couplée au glissement du copeau montre des valeurs de pourcentage d'interfaces qui sont quasiment le double de celles données par la compression seule comme le montre la Figure IV. 28.

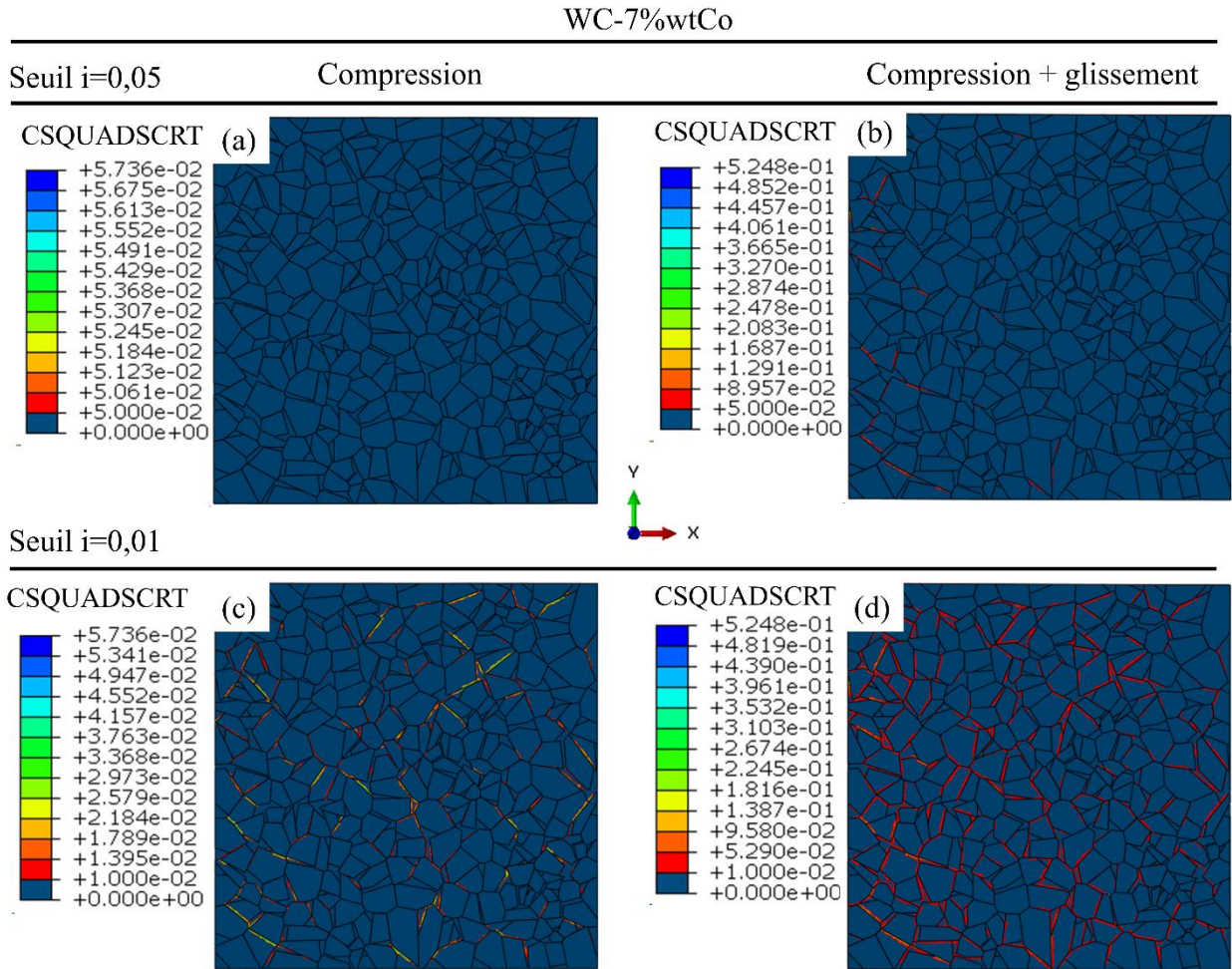


Figure IV. 27. Endommagement dans les interfaces lors des deux étapes de chargement pour deux seuils (a), (b) $i = 0,05$ et (c), (d) $i = 0,01$ (WC-7%wtCo).

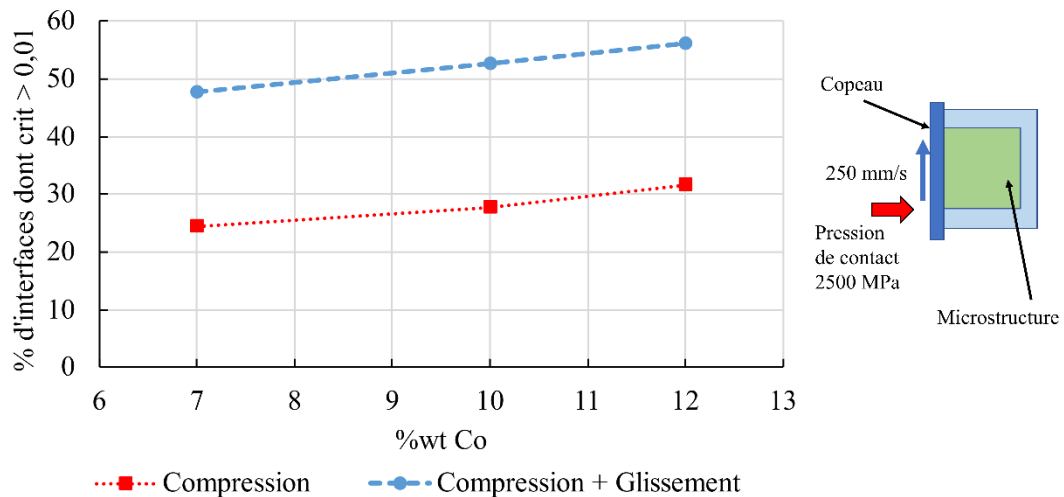


Figure IV. 28. Evolution du pourcentage d'interface dont le critère est supérieur à $i = 0,01$ en fonction de la teneur en cobalt et pour les chargements en compression et en compression couplée au glissement du copeau.

Dans la suite de ce travail, le seuil de $i = 0,01$ est sélectionné pour nos analyses car il offre un nombre suffisamment important d'interfaces endommagées pour permettre la réalisation d'une étude statistique.

7.3.2. Etude de l'influence de la température

Dans cette section, l'effet de la température sur l'initiation de l'endommagement des interfaces dans la microstructure est étudié. Des simulations ont été effectuées sur le composite WC-7%wtCo soumis aux températures de 20°C, 200°C et 400°C. Notons que la température de 400°C est du même ordre de grandeur que celles relevées à 1 mm de la surface de coupe de l'outil lors de l'opération d'usinage (voir Figure II. 31). Ces températures sont imposées uniformément sur tout le domaine (copeau + enrobage + microstructure) durant la simulation. Cette hypothèse néglige les variations de température induites par la chaleur générée par frottement et par déformation plastique des phases. On se limite à cette gamme de températures car le comportement thermo-élasto-plastique du composite est correctement reproduit par la modélisation présentée dans la première partie de ce chapitre. Rappelons que les paramètres de la loi de cohésion ne dépendent pas de la température.

La Figure IV. 29 présente l'évolution du pourcentage d'interfaces dépassant le critère de 0,01 avant et après l'application d'une vitesse sur le copeau. Comme pour la Figure IV. 28, le pourcentage d'interfaces dépassant le seuil de 0,01 croît quelle que soit la température lorsque le copeau se met à glisser sur l'outil. Ce pourcentage d'interfaces augmente également avec l'élévation de la température. Par exemple, sur la courbe où la vitesse du copeau est appliquée (compression + glissement), on note une croissance importante de 12,4% en moyenne du pourcentage d'interfaces dépassant le seuil de 0,01 entre 20°C et 200°C. Cette croissance diminue pour atteindre 2,5% entre 200°C et 400°C.

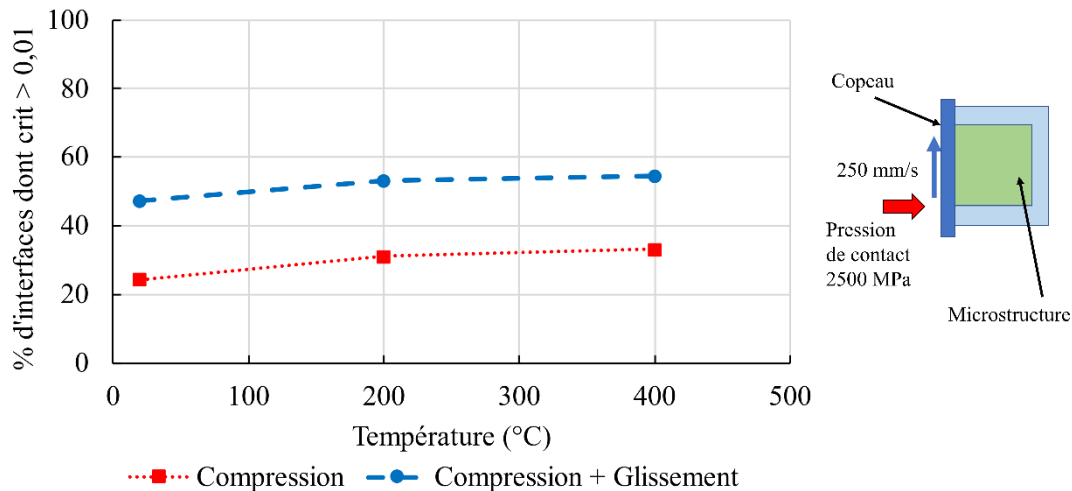


Figure IV. 29. Evolution du pourcentage d'interfaces avec un critère supérieur à $i = 0,01$ en fonction de la température et pour les deux types de chargement : compression et compression + glissement.

Comme pour l'augmentation de la teneur en cobalt, l'élévation de la température diminue la rigidité de l'enrobage mais également celle des phases WC et Co. Ainsi, il est nécessaire de compresser davantage l'ensemble de l'outil pour atteindre la pression de contact de 2500 MPa quand la température augmente. Les déformations dans la microstructure

s'intensifient favorisant l'écartement et les glissements dans les interfaces et par conséquent l'initiation de l'endommagement de celles-ci. L'origine de la croissance des courbes entre 20°C et 200°C suivi d'une quasi-stabilisation après 200° est due à la valeur du module d'Young imposée dans l'enrobage. En effet comme le montre le Tableau IV. 5, le module d'Young décroît de 637 à 599 GPa entre 20° et 200°C alors qu'il atteint seulement 589 GPa à 400°C.

Il est évident que pour des températures supérieures à 400°C, le comportement viscoplastique des phases doit être considéré de même que la dépendance des paramètres de cohésion par rapport à la température pour une mieux simuler la dégradation de la microstructure de l'outil.

7.3.3. Influence du coefficient de frottement

L'influence du coefficient de frottement outil/copeau sur l'initiation de l'endommagement dans les interfaces est étudiée dans cette section. Les résultats seront analysés pour l'ensemble des interfaces et dans différentes zones de la microstructure avec la prise en compte de leur orientation.

7.3.3.1. Analyse de l'initiation de l'endommagement dans l'ensemble des interfaces de la microstructure

Deux valeurs du coefficient de frottement de 0,2, et 0,4 ont été simulées pour une vitesse du copeau de 250 mm/s, une pression de contact de 2500 MPa, à température ambiante pour la nuance de WC-7%wtCo. La Figure IV. 30, présente l'évolution du pourcentage d'interfaces dont le critère est supérieur à $i = 0,01$ en fonction du coefficient de frottement.

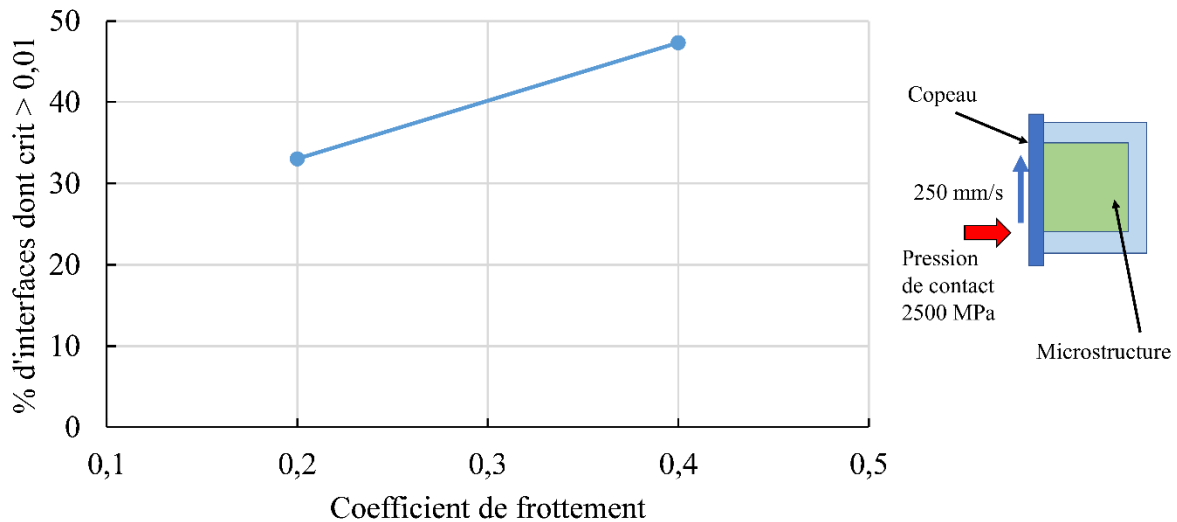


Figure IV. 30. Evolution du pourcentage d'interface avec un critère supérieur à $i = 0,01$ en fonction du coefficient de frottement.

Les résultats montrent une influence significative du coefficient de frottement sur l'initiation de l'endommagement dans les interfaces. En effet le pourcentage d'interface dont le critère dépasse 0,01 augmente de 32% à 48% quand le coefficient de frottement croît de 0,2 à 0,4. Un coefficient de frottement élevé entraîne un cisaillement de la microstructure plus important notamment à proximité du contact outil/copeau.

7.3.3.2. Analyse de l'initiation de l'endommagement dans l'ensemble des interfaces par zones

Pour mettre en évidence ce phénomène on propose de diviser la microstructure en quatre zones égales dont les frontières sont parallèles à la surface de contact comme le montre la Figure IV. 31. Cette stratégie permet de localiser les interfaces qui seraient assujetties à un endommagement précoce.

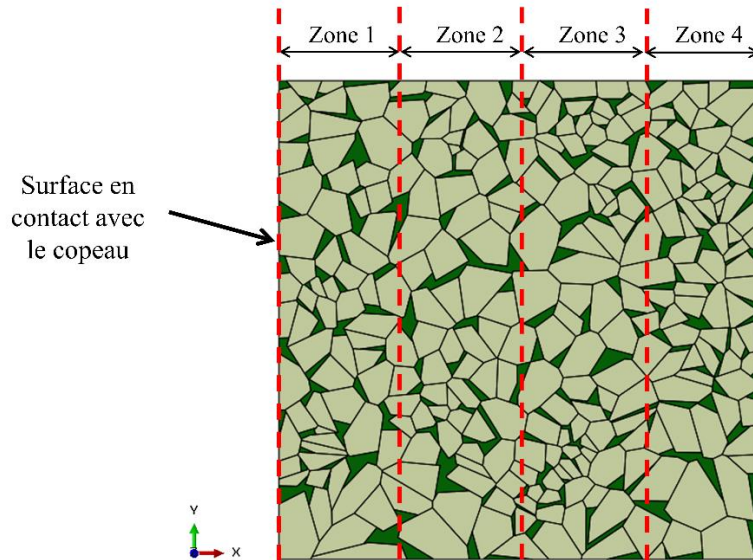


Figure IV. 31. Illustration des zones analysées dans la microstructure du composite WC-7%wtCo.

Les interfaces sont classifiées dans chacune des zones en fonction de l'abscisse de leur barycentre. La Figure IV. 32 montre la moyenne du pourcentage d'interface par zone pour trois microstructures de WC-7%wtCo avec une faible dispersion. Le nombre d'interfaces dans chaque zone est équilibré puisqu'elle comporte environ 25% du nombre total d'interfaces.

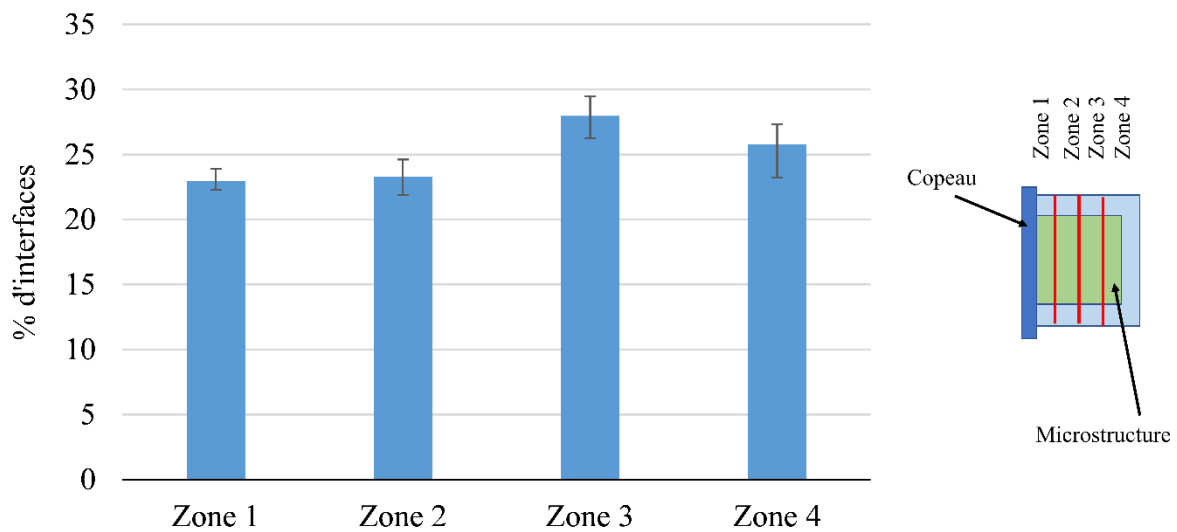


Figure IV. 32. Distribution des interfaces dans les quatre zones de la microstructure pour la nuance WC-7%wtCo.

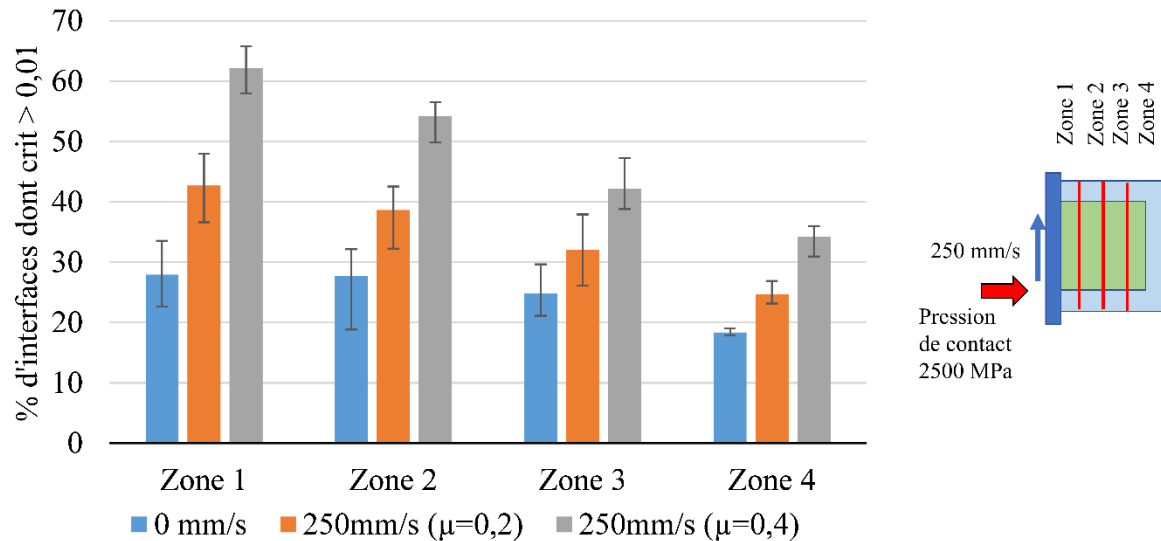


Figure IV. 33. Evolution du pourcentage d'interfaces avec un critère supérieur à $i = 0,01$ en fonction du chargement et coefficient de frottement pour chaque zone.

Le pourcentage des interfaces par zone dont le critère est supérieur à $i = 0,01$ est présenté dans la Figure IV. 33. Comme pour la Figure IV. 30, l'ensemble de ces pourcentages croît avec l'augmentation du coefficient frottement. Par exemple pour la zone 1, ce pourcentage croît de 42,7% à 62,2% quand le coefficient de frottement augmente de 0,2 à 0,4. On constate lors d'une compression sans glissement du copeau c'est-à-dire pour une vitesse de 0mm/s, que le pourcentage d'interface dépassant le seuil de 0,01 est plus important dans les zones 1 et 2, proches du contact, avec une valeur moyenne de 27,8% alors que pour la zone 4, la plus éloignée du contact, elle n'est que de 18,4%. Cette différence peut s'expliquer par l'effet Poisson de la microstructure. Le déplacement latérale (dans la direction y) des bords de la microstructure diminue lorsque que l'on s'éloigne du contact. Dans la zone 4, l'effet Poisson est limité par la présence de l'enrobage sur ces trois côtés. La microstructure est donc confinée dans cette zone limitant l'écartement et le glissement des interfaces. Ainsi ce confinement a pour rôle de retarder l'endommagement de ces interfaces. Toutefois la différence du pourcentage d'interfaces supérieures au seuil de 0,01 entre la zone 1 et la zone 4 est relativement minime comparé aux cas où la vitesse de glissement est appliquée sur le copeau. En effet, l'écart entre la zone 1 et la zone 4 est de 9,6% pour le cas d'une compression seule alors qu'il est de 18% et de 27,9% lorsque le copeau évolue à la vitesse de 250 mm/s pour les coefficients de frottement de 0,2 et 0,4, respectivement. Cette analyse par zone suggère que la décohéation aux interfaces se produirait davantage dans le voisinage immédiat de la surface de contact et dans des endroits où le coefficient de frottement serait localement élevé, en raison de l'adhésion de l'alliage de titane par exemple, durant l'opération de coupe. La présente analyse est en accord avec les observations expérimentales dans la microstructure de l'outil du chapitre 2, notamment celle de la Figure II. 51, et les descriptions des mécanismes d'usure dans la littérature [165]. Elle implique qu'une partie de l'usure de l'outil s'opérerait dans les joints de grains de WC et les interfaces WC/Co. Ce qui entraînerait, par la suite, l'arrachement des grains emportés par le copeau.

7.3.3.3. Analyse de l'effet l'orientation des interfaces

L'orientation des interfaces dans la microstructure par rapport à la direction de chargement est déterminante dans l'initiation de l'endommagement. Debras et al. [160] ont comparé l'énergie de décohésion dissipée pour deux orientations de grain WC sujet à différents chargements mécaniques. Les auteurs ont remarqué que le niveau d'endommagement est mille fois plus important avec le grain orienté à 45° qu'avec celui à 0° indépendamment du type de sollicitation.

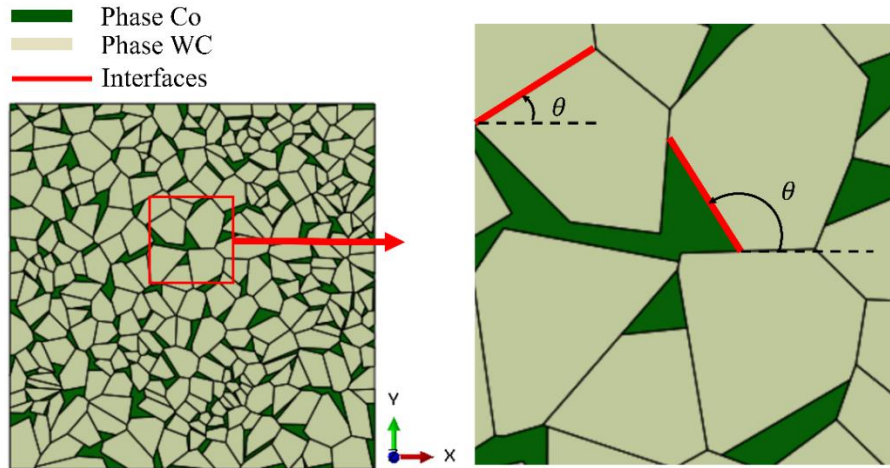


Figure IV. 34. Illustration des angles d'orientation des interfaces par rapport à l'axe horizontal.

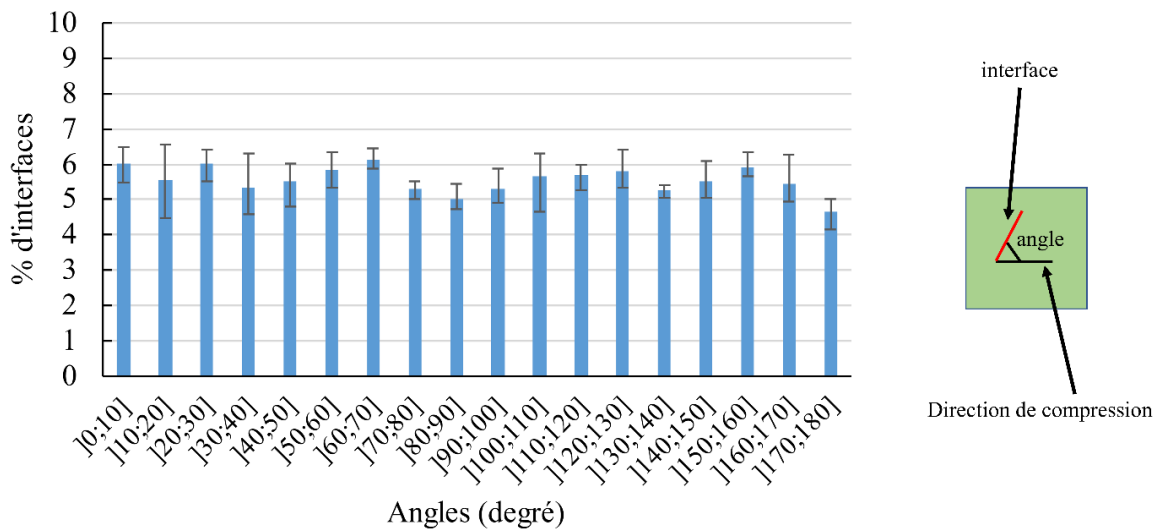


Figure IV. 35. Répartition des interfaces en fonction de leur orientation par rapport à l'axe horizontal pour le composite WC-7%wtCo.

L'orientation de l'interface influe sur son état de contrainte c'est-à-dire que cette interface peut être soumise soit à une contrainte normale de traction ou de compression, ou une contrainte de cisaillement ou le couplage des deux. Dans le cas présent, l'angle θ d'une interface entre deux grains ou deux phases est défini par rapport à la direction de compression (suivant l'axe horizontal) comme le montre la Figure IV. 34. Ainsi lorsque que l'angle est égal à 0° ou

180° l'interface est parallèle à la direction de compression. Si l'angle est de 90°, il est parallèle à la surface de contact.

La Figure IV. 35 donne la répartition des interfaces de la microstructure du composite WC-7%wtCo en fonction de leur d'orientation par intervalle de 10°. Sur cette figure, on constate qu'aucune orientation n'est privilégiée sur l'ensemble des trois microstructures étudiées.

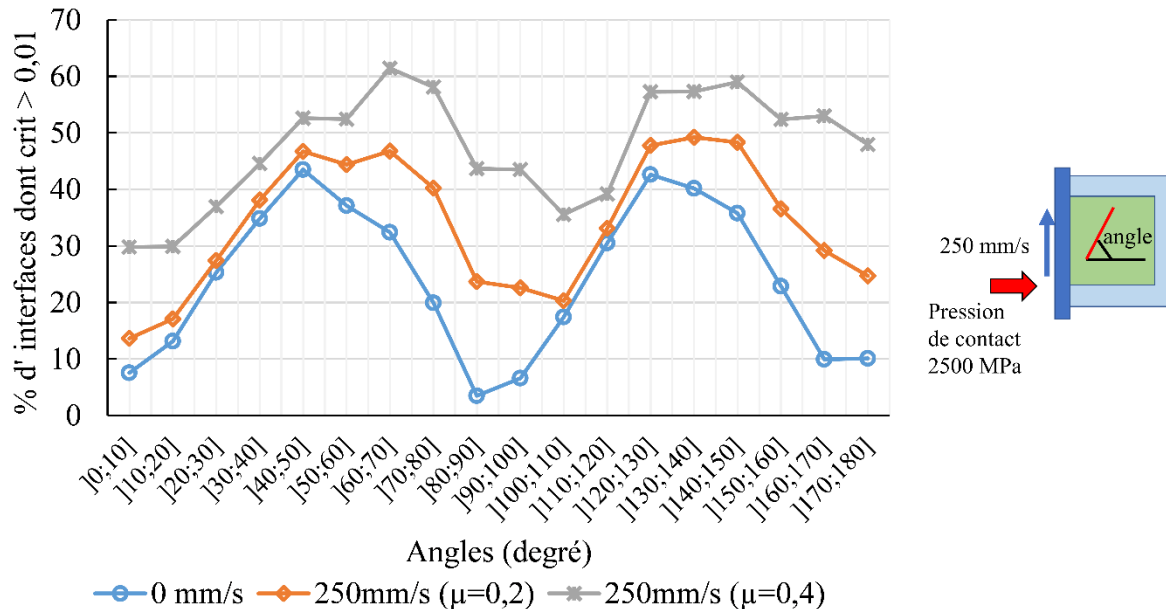


Figure IV. 36. Evolution du pourcentage d'interfaces avec un critère supérieur à $i = 0,01$ en fonction de l'orientation de l'interface par rapport à la direction de compression.

La Figure IV. 36 montre la distribution du pourcentage d'interfaces dont le critère est supérieur à $i = 0,01$ pour chaque intervalle d'angle pour une compression seule et pour une vitesse de 250 mm/s appliquée au copeau avec des coefficients de frottement de 0,2 et 0,4. La courbe correspondante à un chargement en compression montre un minimum pour l'intervalle [80 ; 90[. Dans cette configuration, l'interface est orientée perpendiculairement à la direction de compression, elle est donc soumise à une compression pure et l'initiation de l'endommagement ne peut se produire. Des minimums sont également observés pour les intervalles]0 ; 10[et]170 ; 180[. Autrement dit, lorsque les interfaces sont orientées parallèlement à la direction de compression, l'interface est soumise à une très faible contrainte normale voire nulle. En revanche, les valeurs maximales dans les intervalles]40 ; 50[et]130 ; 140[correspondent à des interfaces inclinées à 45° et 135° par rapport à la direction de compression où la contrainte de cisaillement est maximale. Quand le glissement du copeau est introduit (voir Figure IV. 36), on observe une augmentation du pourcentage des interfaces dépassant le seuil de 0,01 sur l'ensemble des intervalles. De plus l'augmentation du coefficient de frottement fait également croître ce pourcentage d'interface comme nous l'avons déjà observé et discuté dans les Figure IV. 30 et 33. On note également un décalage des courbes vers les grands angles. Par exemple, un des minimums de la courbe associée au copeau fixe localisé dans l'intervalle]40 ; 50[se décale vers l'intervalle de]100 ; 110[lorsque le copeau glisse. Ce décalage peut être induit par le sens du glissement du copeau. Pour le vérifier, des simulations

ont été réalisées en modifiant le sens de la vitesse de glissement du copeau. On constate alors sur la Figure IV. 37 un décalage de la courbe vers les angles les plus faibles comparée à celle obtenue pour une vitesse orientée dans la direction y.

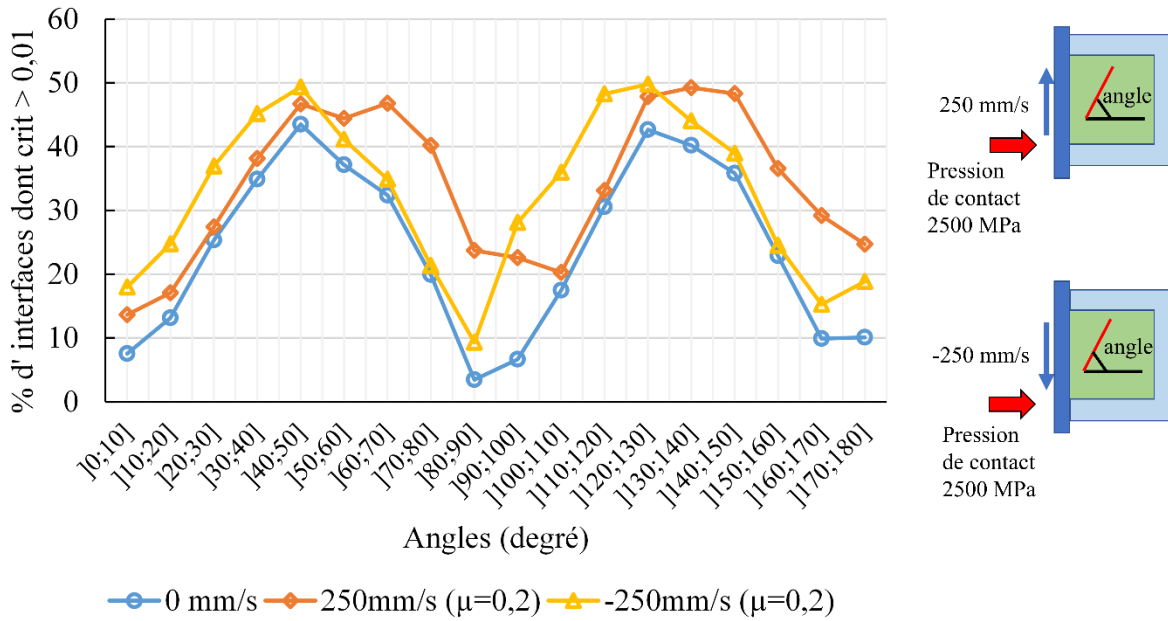


Figure IV. 37. Evolution du pourcentage d'interfaces avec un critère supérieur à $i = 0,01$ en fonction de l'orientation de l'interface par rapport au sens de glissement du copeau.

Pour mieux comprendre ces résultats sur l'influence de l'orientation sur le calcul du critère et notamment l'augmentation et son déphasage, on propose une analyse simplifiée d'un domaine carré séparé par une interface orientée d'un angle θ soumis à des contraintes de compression et de cisaillement comme le montre la Figure IV. 38.

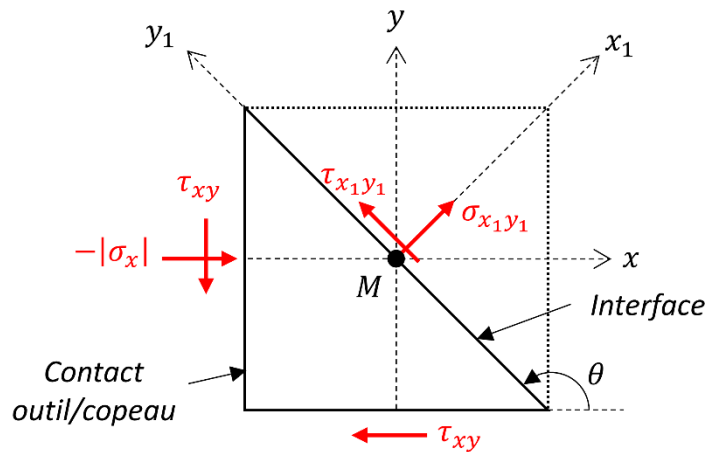


Figure IV. 38. Domaine simple soumis à une contrainte de compression $-|\sigma_x|$ et une contrainte de cisaillement τ_{xy} .

En isolant et en réalisant l'équilibre de la partie gauche de ce domaine, on peut calculer les contraintes au niveau de l'interface par les relations suivantes :

$$\begin{cases} \sigma_{x_1} = \frac{-|\sigma_x|}{2} + \frac{|\sigma_x|}{2} \cdot \cos(2\theta) - \tau_{xy} \cdot \sin(2\theta) \\ \tau_{x_1y_1} = -\frac{|\sigma_x|}{2} \cdot \sin(2\theta) - \tau_{xy} \cdot \cos(2\theta) \end{cases} \quad (\text{IV. 17})$$

avec σ_x la contrainte de compression appliquée sur le domaine qui représente la pression de contact appliquée dans le contact outil/copeau. τ_{xy} est la contrainte de cisaillement induite par le frottement du copeau sur l'outil. σ_{x_1} et $\tau_{x_1y_1}$ sont les contraintes normale et de cisaillement, respectivement au sein de l'interface. Ces équations montrent que les contraintes au niveau de l'interface varient en fonction de l'inclinaison θ . En se plaçant dans l'hypothèse des contraintes planes, le critère d'initiation de l'endommagement se calcule donc comme suit :

$$\left(\frac{\sigma_{x_1}(\theta)}{t_n^{max}}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{x_1y_1}(\theta)}{t_s^{max}}\right)^2 = i(\theta) \quad (\text{IV. 18})$$

Analysons les Equations (IV. 17) et (IV. 18) en l'absence de contraintes de cisaillement induit par le déplacement du copeau c'est-à-dire pour $\tau_{xy} = 0$ et traçons le critère en fonction de l'angle θ sur la Figure IV. 39 pour $|\sigma_x| = 2000 \text{ MPa}$; $t_n^{max} = 3200 \text{ MPa}$.

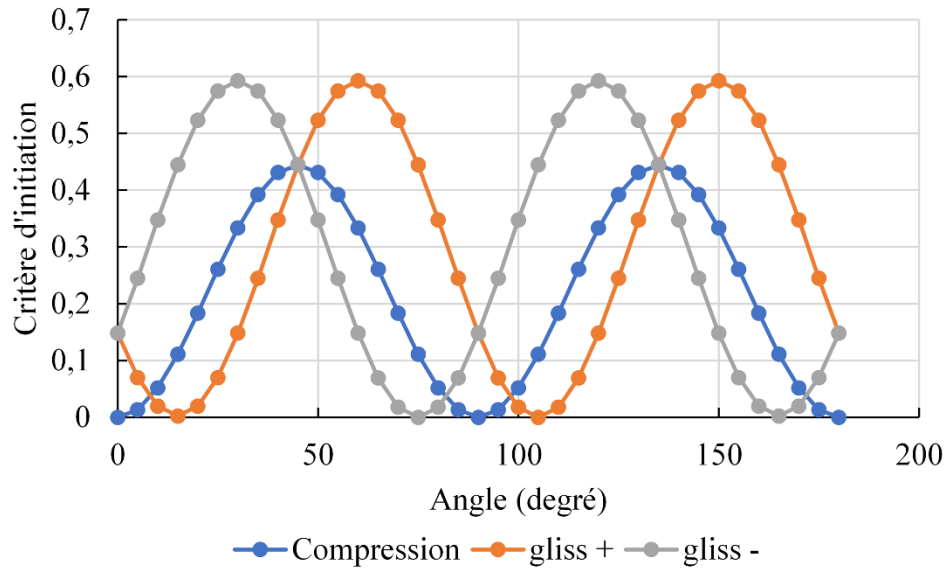


Figure IV. 39. Courbes d'évolution du critère en fonction de l'angle de l'interface calculées à partir de l'Equation (IV. 18) pour $|\sigma_x| = 2000 \text{ MPa}$; $|\tau_{xy}| = 577,3 \text{ MPa}$; $t_n^{max} = 3200 \text{ MPa}$; $t_s^{max} = 1500 \text{ MPa}$.

On obtient une courbe périodique où les minimums sont atteints à 0° , 90° et 180° comme dans la simulation de la Figure IV. 37 où le copeau est fixe. Dans le cas où τ_{xy} est non nul, les termes $-\tau_{xy} \cdot \sin(2\theta)$ et $-\tau_{xy} \cdot \cos(2\theta)$ introduisent un déphasage et une augmentation de l'amplitude dans les expressions de σ_{x_1} et $\tau_{x_1y_1}$. Ce déphasage dépend du sens dans lequel la contrainte τ_{xy} est appliquée. Ainsi la courbe du critère se décale vers les petits angles si le copeau se déplace dans sens du vecteur \vec{y} c'est-à-dire pour $\tau_{xy} = -|\tau_{xy}|$ et vers les grands angles si le copeau se déplace dans le sens opposé à \vec{y} , c'est-à-dire pour $\tau_{xy} = |\tau_{xy}|$. La Figure IV. 37 illustre ce déphasage pour $|\tau_{xy}| = 577,3 \text{ MPa}$ et $t_s^{max} = 15000 \text{ MPa}$.

Ce cas d'étude permet de comprendre le comportement des interfaces de manière très simplifiée mais ne peut se substituer à l'évolution observée sur l'ensemble de la microstructure en raison de la complexité de la distribution de l'orientation des interfaces.

8. Conclusion

Dans ce chapitre une modélisation a été mise en place pour simuler la réponse du composite WC-Co sous un chargement proche de celui rencontré en usinage à l'échelle de la microstructure. A cet effet, le comportement des phases a été déterminé en élasticité et en plasticité pour simuler le comportement élasto-plastique du composite WC-Co avec différentes teneurs en cobalt et différentes températures de 25 à 900 °C.

Le comportement élasto-plastique de chaque phase a été identifié à partir de la littérature. Le comportement plastique de la phase cobalt a été modélisé avec le critère de von Mises. Ce critère et celui de Drucker-Prager ont été utilisés pour la phase de carbure de tungstène à température ambiante. Cela a permis d'étendre le comportement de la phase WC au domaine de la plasticité, bien qu'il soit souvent considéré comme élastique, pour simuler la compression des composites WC-Co à des déformations supérieures à 0,6%.

Par la suite, les paramètres d'écrouissage du modèle de comportement plastique de la phase WC ont été déterminés ($Q_{WC} = 3000 \text{ MPa}$ et $b_{WC} = 500$) à partir des essais de compression uniaxiale réalisés sur la nuance WC-6%wtCo à température ambiante. Le critère de plasticité a été étendu à différentes températures par l'introduction de deux fonctions $\alpha_1(T)$ et $\alpha_2(T)$. Ces deux paramètres représentent la dépendance de la limite d'élasticité et de l'écrouissage à la température, respectivement. Ces fonctions ont été déterminées avec un VER de 275 grains à partir du comportement élasto-plastique du cobalt et du composite WC-6%wtCo pour une gamme de température de [20-900°C].

Des simulations ont été réalisées pour prédire les courbes de contrainte-déformation en compression du composite WC-10.5%wtCo et comparées aux données expérimentales issues des travaux de Teppernegg *et al.* [204]. Un bon accord a été obtenu pour toutes les températures pour une déformation supérieure à 1% à l'exception de 900°C. En deçà de cette déformation, le modèle surestime et sous-estime les courbes expérimentales pour des températures supérieures et inférieures à 600°C, respectivement.

Pour terminer cette première partie, une comparaison entre les critères de von Mises et de Drucker-Prager appliqués à la phase carbure a été discutée. Les deux modèles conduisent à des résultats équivalents en compression uniaxiale. Néanmoins, les états de contraintes entre ces approches deviennent différents lorsque la teneur en cobalt augmente. Il a été recommandé d'utiliser le critère de Drucker-Prager dans la suite du chapitre car il prend en compte la différence entre la limite d'élasticité en traction et en compression observée dans le composite.

La deuxième partie de l'étude s'est focalisée sur le comportement du composite à l'initiation de l'endommagement dans les interfaces WC/WC et WC/Co. Le modèle d'endommagement utilisé dans ces interfaces est contrôlé par une loi cohésive dont les contraintes maximales ont été déterminés grâce à la simulation d'essais expérimentaux de micropoutre en flexion disponible dans la littérature. Par la suite, un modèle a été développé pour simuler le frottement d'un copeau sur la microstructure d'un outil. Cette dernière entourée

aux trois quarts d'un enrobage est d'abord soumise à une pression de contact de 2500 MPa induit par le déplacement d'un copeau rigide. Cette pression correspond à celle rencontrée dans les simulations du chapitre 2 à la pointe de l'outil pour une vitesse de coupe de 120 m/min et une avance de 0,15 mm. Ensuite une vitesse de 250 mm/s est appliquée sur le copeau qui glisse sur la surface de l'enrobage et de la microstructure. Les frottements engendrés par ce glissement conduisent à des contraintes de cisaillement proche du contact outil/copeau.

Les simulations ont révélé que l'augmentation de la teneur en cobalt, de la température, et du coefficient de frottement sont des facteurs qui favorisent l'initiation de l'endommagement dans les interfaces. Le pourcentage d'interfaces assujetties à s'endommager en premier croît quand celles-ci sont situées à proximité du contact outil/copeau. Enfin, les résultats du modèle montrent des orientations d'interfaces favorables à l'initiation de l'endommagement. Ces orientations changent selon la valeur du coefficient de frottement. Le modèle proposé reproduit qualitativement un endommagement similaire à celui observé dans une microstructure réelle soumise à un chargement d'usinage.

Conclusions générales et perspectives

Conclusions générales

L'objectif de cette thèse est d'identifier l'influence des paramètres microstructuraux du carbure de tungstène sur l'usure des outils de coupe lors de l'usinage des alliages de titane aéronautiques (Ti-6Al-4V).

Le chapitre 1, consacré à l'étude bibliographique sur le comportement des carbures de tungstène, a révélé une influence importante des paramètres microstructuraux tels que la taille de grain de carbure et la teneur en cobalt sur les propriétés mécaniques et thermiques du carbure de tungstène WC-Co. Ce dernier est généralement deux fois moins résistant en traction qu'en compression. Sa rupture s'opère par la propagation de fissures dans les phases WC et Co, et les interfaces WC/WC et WC/Co. Ces mécanismes de rupture participent en partie à l'usure des outils de coupe en carbure de tungstène lors des opérations d'usinage. On distingue en générale deux types d'usure pour les outils de coupe, l'usure en cratère et l'usure en dépouille, qui se manifestent par différents modes dont les principales sont l'abrasion, l'adhésion et la diffusion. La teneur en cobalt et la taille de grain de WC se sont révélées être les deux paramètres clés dans le pilotage de ces modes d'usure lors de l'usinage et les essais tribologiques pour le couple WC-Co/Ti-Al-4V.

Dans le deuxième chapitre, une étude expérimentale détaillée de la coupe en tournage orthogonal a été réalisée afin d'évaluer les influences de la teneur en cobalt, la taille de grain et les conditions de coupe sur l'usure des outils. A cet effet, plusieurs outils de coupe en carbure de tungstène frittés contenant des pourcentages différents du liant cobalt allant de 6% à 12% (%wtCo) ont été utilisés. La granulométrie de chaque outil a été caractérisée pour permettre de rendre compte de l'évolution de la microstructure lors du procédé d'usinage. L'alliage de titane Ti-6Al-4V constitué de 95% de la phase α et 5% de la phase β constitue le matériau usiné. Les conditions de coupe ont été choisies en utilisant l'analyse complète Couple/Outil/Matière. Après la réalisation des essais, il a été montré que l'évolution de la morphologie des copeaux est essentiellement affectée par l'augmentation de la vitesse de coupe, passant d'un aspect tubulaire long aux faibles vitesses à hélicoïdale long pour des grandes vitesses de coupe quel que soit la nuance d'outil. Les efforts d'usinage ainsi que le coefficient de frottement augmentent avec la vitesse de coupe et la teneur en cobalt des outils.

Dans la seconde partie du chapitre 2, l'usure macroscopique des outils a été étudiée. Une nouvelle stratégie a été proposée pour quantifier l'abrasion et le collage de la matière usinée sur l'outil. L'usure en cratère et l'usure en dépouille sont accentuées par l'augmentation du pourcentage de cobalt dans l'outil et la vitesse de coupe. Il a été noté un collage de la matière plus important pour les outils à faible teneurs en cobalt que ceux à fort teneur en cobalt. Un examen de la microstructure des outils avec des teneurs en cobalt soumis à différentes conditions de coupe a été conduit. Grâce à l'acquisition d'images à haute résolution sur un FIB-SEM, différents mécanismes d'usure microscopiques ont été identifiés selon la position dans la zone contact, l'arête de l'outil ou la face de dépouille. Ainsi sur la face de coupe de l'outil, la diffusion constitue le mécanisme prépondérant suivi par l'adhésion près de l'arête de coupe. Elle est soutenue par des fissurations intergranulaires sur des faibles épaisseurs. Sur l'arête de coupe et le prolongement de la face de dépouille, aucune marque de diffusion n'a été détectée.

L'usure est régie à ce niveau par la fissuration et l'apparition des porosités dans la phase liante. S'il est difficile d'établir clairement une influence de la teneur en cobalt sur les mécanismes d'usure mis en jeu en raison de la difficulté de les quantifier, l'influence de la vitesse de coupe ne fait aucun doute. L'augmentation de celle-ci accentue tous les mécanismes précités et conduit à une usure catastrophique avec la coalescence des microfissures et des porosités dans certains cas.

Dans le troisième chapitre, une étude tribologique a été menée afin d'analyser l'influence de la teneur en cobalt, la vitesse de glissement et l'effort normal sur l'usure des disques en carbure. Des simulations numériques des essais de coupe orthogonale du chapitre 2 ont été réalisées dans le but de définir les vitesses de glissement et les efforts appliqués dans les essais tribologiques de type « pion - disque ». Neuf chargements ont été imposés dans les essais tribologiques pour quatre nuances de carbure de tungstène contenant 7%, 10%, 12% et 15% de cobalt. Pour chacun des 36 essais, la bille en Ti-6Al-4V a frotté sur le disque WC-Co en rotation. Elle a été remplacée 10 fois tous les 50 tours. Après chaque essai, l'adhésion et l'abrasion ont été observées et l'usure a été quantifiée à partir de cinq profils d'usure extraits d'une topographie en trois dimensions de la surface usée. Les résultats de ces essais ont montré que pour la nuance de WC-7%wtCo, l'usure par abrasion est le mécanisme d'usure dominant quels que soient les 9 chargements mécaniques testés. Pour des vitesses inférieures à 34 m/min, le mécanisme dominant est l'abrasion pour des efforts supérieurs à 28 N au-delà d'une teneur de cobalt de 10% et quel que soit l'effort pour une teneur de cobalt au-delà de 12%. On a également constaté que l'adhésion précède l'abrasion qui devient plus intense notamment pour les fortes teneurs en cobalt et des efforts élevés avec des vitesses de glissement faibles. Ces conditions sont analogues à ceux rencontrés au niveau de la pointe de l'outil de coupe. L'adhésion reste dominante pour les vitesses élevées. Cette condition est rencontrée à la sortie du copeau où le collage a été constaté. Cependant, bien que les mécanismes d'usure entre les essais tribologiques et ceux d'usinage soient similaires, leurs conditions tribologiques respectives restent différentes. Le coefficient de frottement a été mesuré durant les essais tribologiques. Lorsque l'adhésion est dominante, il est compris entre 0,36 et 0,43. Cet intervalle croît quand l'abrasion devient dominante. Il est alors compris entre 0,47 et 0,53.

Dans le dernier chapitre, une modélisation a été mise en place pour simuler la réponse du composite WC-Co sous un chargement proche de celui rencontré en usinage à l'échelle de la microstructure. A cet effet, le comportement des phases a été déterminé en élasticité et en plasticité pour simuler le comportement élasto-plastique du composite WC-Co avec différentes teneurs en cobalt et différentes températures de 25 à 900 °C. Le comportement plastique de la phase cobalt a été modélisé avec le critère de von Mises. Ce critère et celui de Drucker-Prager ont été utilisés pour la phase de carbure de tungstène à température ambiante. Le critère de plasticité a été étendu à différentes températures. Des simulations ont été réalisées pour prédire les courbes de contrainte-déformation en compression du composite WC-10.5%wtCo et comparées aux données expérimentales issues des travaux de Teppernegg *et al.* [204]. Un bon accord a été obtenu pour toutes les températures pour une déformation supérieure à 1% à l'exception de 900°C. En deçà de cette déformation, le modèle surestime et sous-estime les courbes expérimentales pour des températures supérieures et inférieures à 600°C,

respectivement. Par la suite, une comparaison entre les critères de von Mises et de Drucker-Prager appliqués à la phase carbure a été discutée. Les deux modèles conduisent à des résultats équivalents en compression uniaxiale. Néanmoins, les états de contraintes entre ces approches deviennent différents lorsque la teneur en cobalt augmente. Il a été recommandé d'utiliser le critère de Drucker-Prager dans la suite du chapitre car il prend en compte la différence entre la limite d'élasticité en traction et en compression observée dans le composite.

La deuxième partie de l'étude s'est focalisée sur le comportement du composite à l'initiation de l'endommagement dans les interfaces WC/WC et WC/Co. Le modèle d'endommagement utilisé dans ces interfaces est contrôlé par une loi cohésive. Les simulations ont révélé que l'augmentation de la teneur en cobalt, la température, et le coefficient de frottement sont des facteurs qui favorisent l'initiation de l'endommagement dans les interfaces. Le pourcentage d'interfaces endommagées croît quand celles-ci sont situées à proximité du contact outil/copeau. Enfin, les résultats du modèle montrent les orientations d'interfaces favorables à l'initiation de l'endommagement. Ces orientations changent selon la valeur du coefficient de frottement. Le modèle proposé reproduit qualitativement un endommagement similaire à celui observé dans une microstructure réelle soumise à un chargement d'usage.

Perspectives

Les analyses microscopiques réalisées dans la section des outils de coupe usés après l'opération d'usinage ont permis d'apprécier qualitativement l'influence des conditions de coupe et de la nuance des outils sur les mécanismes d'usure. Toutefois, il est difficile de dégager une tendance claire sans une quantification des mécanismes observés. Comme perspective, il est pertinent de réaliser une étude sur la population de grains arrachés sur la surface usée des outils et l'évolution de la morphologie des grains de WC dans la section de l'outil en utilisant la même méthode que celle mise en place par Alveen et al. [166]. Cette méthode, utilisée pour l'analyse statistique des grains de WC dans le chapitre 2, permettra de quantifier la population de grains de WC arrachés ou endommagés par l'opération de coupe en fonction des conditions d'usinage et la teneur en cobalt dans les outils. Une méthode similaire a été mise en œuvre par Debras [63] pour quantifier la population de grains de WC arrachée à la surface de l'outil après une opération de la frappe à froid. La Figure C.1 montre un exemple de la distribution des îlots dépourvus de grains obtenus sur le profil de deux outils neufs et ayant servi à frapper 150 000 pièces, respectivement.

Contrairement à la caractérisation microstructurale du matériau de l'outil en usinage, la caractérisation des pistes de frottement dans le présent travail de thèse a été réalisée seulement à l'échelle macroscopique avec la quantification du collage de l'alliage de titane et la cratérisation des disques en WC-Co. Il serait intéressant de réaliser une caractérisation microscopique dans la section de la piste de frottement des disques en WC-Co pour estimer la profondeur affectée par l'usure. De plus, pour se rapprocher des conditions du contact outil/copeau, des essais d'usure à différentes températures (25°C - 600°C) pourront être réalisés

avec des pions instrumentés à l'aide de thermocouples afin de mesurer la température au plus près du contact. Une technique similaire a été utilisée par Watrin [225] au sein de notre équipe de recherche pour caractériser le comportement à l'endommagement des rotules de suspension automobile. Elle permettra d'évaluer l'influence de la température sur les mécanismes d'endommagement identifiés et faire une comparaison avec les résultats de la simulation numérique.

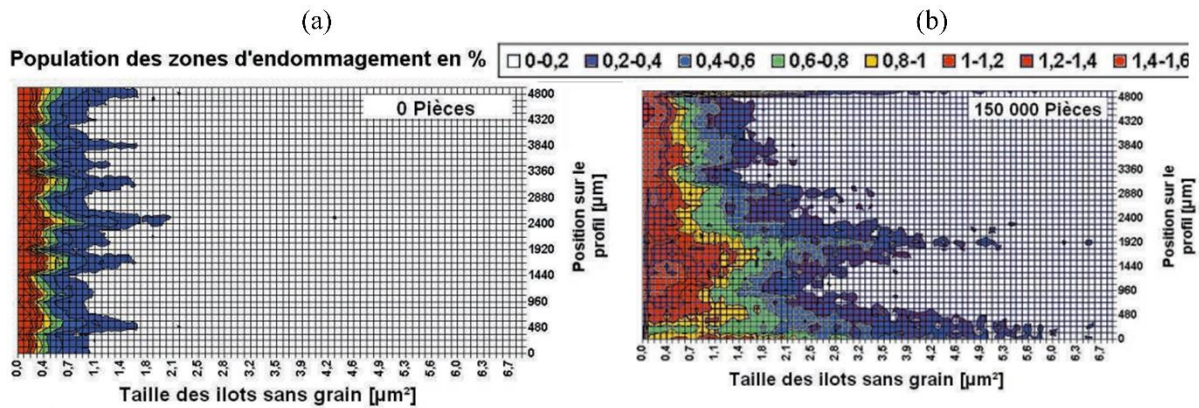


Figure C.1. Répartition des îlots sans grain de WC le long du profil d'un outil après la frappe à froid de (a) 0 pièce et (b) 150 000 pièces. Le code couleur correspond à 8 catégories de 0 à 1,6% [63].

Les premiers résultats de l'étude numérique de l'initiation de l'endommagement microstructural des outils WC-Co ont permis de fournir une bonne reproductibilité des observations expérimentales. Dans la présente modélisation, les mêmes propriétés ont été considérées dans la loi cohésive pour le comportement des interfaces WC/WC et WC/Co à cause du manque de données expérimentales dans la littérature sur les interfaces WC/Co. Pour une meilleure description des mécanismes d'endommagement dans ces interfaces, il est envisageable de réaliser des essais de flexion de micropoutres WC-Co similaires à ceux de Csanádi et al. [60] à l'aide d'un FIB-SEM. Une fois les paramètres de rupture déterminés, le modèle pourra être validé par une simulation explicite des chemins de fissures et comparé aux résultats expérimentaux de la littérature ([159], [226]).

L'influence de la vitesse de glissement du copeau sur les résultats n'a pas été étudiée puisque le comportement mécanique des différentes phases ne dépend pas de la vitesse de déformation. Il serait judicieux d'alimenter le modèle avec des courbes de contrainte-déformation à différentes vitesses de déformation pour tenir compte du comportement viscoplastique des phases. Les données du comportement viscoplastique de la littérature [202] pourront être utilisées pour la phase Co et celles du WC déterminées grâce à une méthode d'identification inverse similaire à celle utilisée pour la détermination des propriétés thermo-élasto-plastique en utilisant les essais de compression sur des composites WC-Co de Sakuma et Hondo [223] réalisés à différentes vitesses de déformation.

Dans cette première modélisation, seul l'endommagement des interfaces WC/WC et WC/Co est considéré. Nous pourrions étendre le modèle et prendre en compte l'endommagement de la phase Co et la fissuration des grains de WC. Par exemple le modèle de Rice & Tracey pourra être appliqué à la phase cobalt. Ce modèle micromécanique reproduit la

perte de rigidité induite par la croissance des vides dans les matériaux ductiles. Pour la phase WC, la fissuration des grains peut être modélisée par la méthode des éléments finis étendus (XFEM).

Enfin, nous pourrions étendre notre modélisation sur une géométrie 3D de la microstructure dont la construction pourrait se faire soit en réalisant une tomographie aux Rayon X ou FIB d'une microstructure réelle, ou en la générant numériquement.

Références bibliographiques

- [1] Z. Z. Fang, M. C. Koopman, and H. Wang, “Cemented Tungsten Carbide Hardmetal-An Introduction,” in *Comprehensive Hard Materials*, vol. 1, Elsevier, 2014, pp. 123–137.
- [2] G. Schneider, *Principles of tungsten carbide engineering: Expanded and up-dated to include ceramics*. Society of Carbide and Tool Engineers, 1989.
- [3] H. M. Ortner, P. Ettmayer, and H. Kolaska, “The history of the technological progress of hardmetals,” *RMHM*, vol. 44, pp. 148–159, 2014, doi: 10.1016/j.ijrmhm.2013.07.014.
- [4] H. M. Ortner, P. Ettmayer, H. Kolaska, and I. Smid, “The history of the technological progress of hardmetals,” *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, vol. 49, no. 1, pp. 3–8, 2015, doi: 10.1016/j.ijrmhm.2014.04.016.
- [5] D. Mari, “Déformation à haute température des composites WC-Co,” no. January 1991, 2014, doi: 10.5075/epfl-thesis-938.
- [6] J. García, V. Collado Ciprés, A. Blomqvist, and B. Kaplan, “Cemented carbide microstructures: a review,” *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, vol. 80, no. August 2018, pp. 40–68, 2019, doi: 10.1016/j.ijrmhm.2018.12.004.
- [7] “European Powder Metallurgy Association (EPMA) - European Hard Materials Group (EuroHM).” .
- [8] R. M. German, *Sintering theory and practice*. 1996.
- [9] J. Missiaen, “Solid-state spreading and sintering of multiphase materials,” vol. 475, pp. 2–11, 2008, doi: 10.1016/j.msea.2007.01.160.
- [10] D. Mari, L. Miguel, and C. Nebel, “Comprehensive hard materials,”. Newnes, 2014.
- [11] H. O. André, “Microstructures of cemented carbides,” *Mater. Des.*, vol. 22, no. 6, pp. 491–498, 2001, doi: 10.1016/s0261-3069(01)00006-1.
- [12] Z. Roulon, J. M. Missiaen, and S. Lay, “Carbide grain growth in cemented carbides sintered with alternative binders,” *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, vol. 86, p. 105088, 2020.
- [13] G. S. Upadhyaya, “Materials science of cemented carbides—an overview,” *Mater. Des.*, vol. 22, no. 6, pp. 483–489, 2001.
- [14] Z. Roulon, J.-M. Missiaen, and S. Lay, “Shrinkage and microstructure evolution during sintering of cemented carbides with alternative binders,” *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, vol. 101, p. 105665, 2021.
- [15] Z. Roulon, “Effect of binder on sintering and microstructure of cemented carbides,” HAL Id : tel-02442394, 2020.
- [16] E. E. Underwood, “Stereology, or the quantitative evaluation of microstructures,” *J. Microsc.*, vol. 89, no. 2, pp. 161–180, 1969, doi: 10.1111/j.1365-2818.1969.tb00663.x.
- [17] “ISO 4499-2:2020(fr) Métaux-durs — Détermination métallographique de la microstructure — Partie 2: Mesurage de la taille des grains de WC.” 2020.
- [18] K. P. Mingard, B. Roebuck, H. G. Jones, M. Stewart, D. Cox, and M. G. Gee, “Visualisation and measurement of hardmetal microstructures in 3D,” *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, vol. 71, no. November 2017, pp. 285–291, 2018, doi: 10.1016/j.ijrmhm.2017.11.023.
- [19] E. Jiménez-Piqué *et al.*, “Focused ion beam tomography of WC-Co cemented carbides,” *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, vol. 67, no. April, pp. 9–17, 2017, doi: 10.1016/j.ijrmhm.2017.04.007.
- [20] A. V. Shatov, S. A. Firstov, and I. V. Shatova, “The shape of WC crystals in cemented carbides,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 242, no. 1–2, pp. 7–14, 1998.
- [21] K. P. Mingard, B. Roebuck, J. Marshall, and G. Sweetman, “Some aspects of the structure of cobalt and nickel binder phases in hardmetals,” *Acta Mater.*, vol. 59, no. 6, pp. 2277–2290, 2011, doi: 10.1016/j.actamat.2010.12.004.

- [22] S. Lay, “HRTEM investigation of dislocation interactions in WC,” *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, vol. 41, pp. 416–421, 2013, doi: 10.1016/j.ijrmhm.2013.05.017.
- [23] W. Dawihl and J. Hinnüber, “Über den Aufbau der Hartmetallegerungen,” *Kolloid-Zeitschrift*, vol. 104, no. 2, pp. 233–236, Sep. 1943, doi: 10.1007/BF01519451.
- [24] H. E. Exner, “Physical and chemical nature of cemented carbides,” *Int. Met. Rev.*, vol. 24, no. 1, pp. 149–173, 1979, doi: 10.1179/imtr.1979.24.1.149.
- [25] H.-C. Lee and J. Gurland, “Hardness and deformation of cemented tungsten carbide,” *Mater. Sci. Eng.*, vol. 33, no. 1, pp. 125–133, 1978.
- [26] C. Monograph, “Centre d’information du Cobalt,” *Brussels, Belgium*, vol. 185, 1960.
- [27] J. Hinnüber and O. Rüdiger, “The role of cobalt in hard metals industry,” *Cobalt*, no. 19, p. 57, 1963.
- [28] J. Weidow, E. Olsson, and H.-O. André, “Chemistry of binder phase grain boundary in WC-Co based cemented carbide,” *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, vol. 41, pp. 366–369, 2013.
- [29] J. Willbrand and U. Wieland, “Size of coherent domains in the binder metal of cobalt-bonded tungsten carbide,” *Int. J. Powder Metall.*, vol. 8, no. 2, pp. 89–93, 1972.
- [30] V. K. Sarin and T. Johannesson, “On the deformation of WC-Co cemented carbides,” *Met. Sci.*, vol. 9, no. 1, pp. 472–476, 1975.
- [31] J. Weidow and H. O. André, “Binder phase grain size in WC-Co-based cemented carbides,” *Scr. Mater.*, vol. 63, no. 12, pp. 1165–1168, 2010, doi: 10.1016/j.scriptamat.2010.08.025.
- [32] V. Bounhoure, S. Lay, M. Loubradou, and J.-M. Missiaen, “Special WC/Co orientation relationships at basal facets of WC grains in WC-Co alloys,” *J. Mater. Sci.*, vol. 43, no. 3, pp. 892–899, 2008.
- [33] K. P. Mingard, B. Roebuck, J. Marshall, and G. Sweetman, “Some aspects of the structure of cobalt and nickel binder phases in hardmetals,” *Acta Mater.*, vol. 59, no. 6, pp. 2277–2290, 2011.
- [34] T. Kresse, D. Meinhard, T. Bernthaler, and G. Schneider, “Hardness of WC-Co hard metals: Preparation, quantitative microstructure analysis, structure-property relationship and modelling,” *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, vol. 75, no. May, pp. 287–293, 2018, doi: 10.1016/j.ijrmhm.2018.05.003.
- [35] P. E. McHugh and P. J. Connolly, “Micromechanical modelling of ductile crack growth in the binder phase of WC-Co,” *Comput. Mater. Sci.*, vol. 27, no. 4, pp. 423–436, 2003, doi: 10.1016/S0927-0256(03)00045-4.
- [36] H. Doi, Y. Fujiwara, K. Miyake, and Y. Oosawa, “A systematic investigation of elastic moduli of WC-Co alloys,” *Metall. Mater. Trans.*, vol. 1, no. 5, pp. 1417–1425, 1970, doi: 10.1007/BF02900264.
- [37] H. Doi, “Elastic and Plastic Properties of WC-Co Composite Alloys.” Freund Publishing House, 1974.
- [38] S. V. Emani, A. F. C. Ramos Dos Santos, L. L. Shaw, and Z. Chen, “Investigation of microstructure and mechanical properties at low and high temperatures of WC-6 wt% Co,” *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, vol. 58, pp. 172–181, 2016, doi: 10.1016/j.ijrmhm.2016.04.009.
- [39] A. Vornberger, J. Pötschke, T. Gestrich, M. Herrmann, and A. Michaelis, “Influence of microstructure on hardness and thermal conductivity of hardmetals,” *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, vol. 88, no. June 2019, p. 105170, 2020, doi: 10.1016/j.ijrmhm.2019.105170.
- [40] F. Ueda, H. Doi, F. Fujiwara, and H. Masatomi, “Bend deformation and fracture of WC-Co alloys at elevated temperatures,” *Trans Jpn Inst Met*, vol. 18, no. 3, pp. 247–256, 1977, doi: 10.2320/matertrans1960.18.247.

- [41] J. L. Chermant and F. Osterstock, "Fracture toughness and fracture of WC-Co composites," *J. Mater. Sci.*, vol. 11, no. 10, pp. 1939–1951, 1976, doi: 10.1007/BF00708272.
- [42] K. P. Mingard, H. G. Jones, M. G. Gee, B. Roebuck, and J. W. Nunn, "In situ observation of crack growth in a WC-Co hardmetal and characterisation of crack growth morphologies by EBSD," *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, vol. 36, pp. 136–142, 2013, doi: 10.1016/j.ijrmhm.2012.08.006.
- [43] L. L. Shaw, H. Luo, and Y. Zhong, "WC-18 wt.% Co with simultaneous improvements in hardness and toughness derived from nanocrystalline powder," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 537, pp. 39–48, 2012.
- [44] L. S. Sigl and H. E. Exner, "Experimental study of the mechanics of fracture in WC-Co alloys.," *Metall. Trans. A, Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 18 A, no. 7, pp. 1299–1308, 1987, doi: 10.1007/BF02647199.
- [45] D. Linder, "Towards computational materials design and upscaling of alternative binder cemented carbides." 2020.
- [46] L. S. Sigl, H. E. Exner, and H. F. Fischmeister, "Characterization of Fracture Processes and Fracture Relevant Parameters in WC-Co Hardmetals," *Sci. Hard Mater.*, pp. 631–644, 1984.
- [47] J. J. Pittari III, J. J. Swab, J. Wright, and K. Atwater, "Mechanical evaluation of WC-Co materials with varying microstructures," *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, vol. 104, p. 105809, 2022.
- [48] R. Spiegler and H. F. Fischmeister, "Prediction of crack paths in WC-Co alloys," *Acta Metall. Mater.*, vol. 40, no. 7, pp. 1653–1661, 1992.
- [49] D. A. Sandoval Ravotti, "Small-scale testing of micromechanical response of cemented carbides," no. September, 2019.
- [50] G. Dehm, B. N. Jaya, R. Raghavan, and C. Kirchlechner, "Overview on micro- and nanomechanical testing : New insights in interface plasticity and fracture at small length scales," *Acta Mater.*, vol. 142, pp. 248–282, 2018, doi: 10.1016/j.actamat.2017.06.019.
- [51] A. Naughton-Duszová, T. Csanádi, R. Sedlák, P. Hvizdoš, and J. Dusza, "Small-scale mechanical testing of cemented carbides from the micro- to the nano-level: A review," *Metals (Basel)*, vol. 9, no. 5, pp. 1–26, 2019, doi: 10.3390/met9050502.
- [52] M. D. Uchic, D. M. Dimiduk, J. N. Florando, and W. D. Nix, "Sample dimensions influence strength and crystal plasticity," *Science*, vol. 305, no. 5686, pp. 986–989, 2004.
- [53] T. Csanádi, M. Novák, A. Naughton-Duszová, and J. Dusza, "Anisotropic nanoscratch resistance of WC grains in WC-Co composite," *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, vol. 51, pp. 188–191, 2015.
- [54] J. M. Tarragó, J. J. Roa, E. Jiménez-Piqué, E. Keown, J. Fair, and L. Llanes, "Mechanical deformation of WC-Co composite micropillars under uniaxial compression," *Int. J. Refract. Met. hard Mater.*, vol. 54, pp. 70–74, 2016.
- [55] D. A. Sandoval, A. Rinaldi, J. M. Tarragó, J. J. Roa, J. Fair, and L. Llanes, "Scale effect in mechanical characterization of WC-Co composites," *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, vol. 72, no. December 2017, pp. 157–162, 2018, doi: 10.1016/j.ijrmhm.2017.12.029.
- [56] J. A. El-Awady, C. Woodward, D. M. Dimiduk, and N. M. Ghoniem, "Effects of focused ion beam induced damage on the plasticity of micropillars," *Phys. Rev. B*, vol. 80, no. 10, p. 104104, 2009.
- [57] D. Kiener, C. Motz, and G. Dehm, "Micro-compression testing: A critical discussion of experimental constraints," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 505, no. 1–2, pp. 79–87, 2009.
- [58] S. Korte-Kerzel, "Microcompression of brittle and anisotropic crystals: recent advances and current challenges in studying plasticity in hard materials," *Mrs Commun.*, vol. 7, no. 2, pp. 109–120, 2017.

- [59] T. Namazu, T. Morikaku, H. Akamine, T. Fujii, K. Kuroda, and Y. Takami, “Mechanical reliability of FIB-fabricated WC-Co cemented carbide nanowires evaluated by MEMS tensile testing,” *Eng. Fract. Mech.*, vol. 150, pp. 126–134, 2015, doi: 10.1016/j.engfracmech.2015.07.007.
- [60] T. Csanádi, M. Vojtko, and J. Dusza, “Deformation and fracture of WC grains and grain boundaries in a WC-Co hardmetal during microcantilever bending tests,” *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, vol. 87, no. July 2019, p. 105163, 2020, doi: 10.1016/j.ijrmhm.2019.105163.
- [61] G. Dehm, “Miniaturized single-crystalline fcc metals deformed in tension: New insights in size-dependent plasticity,” *Prog. Mater. Sci.*, vol. 54, no. 6, pp. 664–688, 2009.
- [62] D. S. Gianola and C. Eberl, “Micro-and nanoscale tensile testing of materials,” *Jom*, vol. 61, no. 3, pp. 24–35, 2009.
- [63] C. Debras, “Analyse multifactorielle de la dérive vers l’usure des outillages de frappe à froid,” Université de Valenciennes et du Hainaut-Cambresis, 2016.
- [64] M. Trueba *et al.*, “‘In-situ’ mechanical characterisation of WC-Co hardmetals using microbeam testing,” *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, vol. 43, pp. 236–240, 2014, doi: 10.1016/j.ijrmhm.2013.12.005.
- [65] M. R. Elizalde, I. Ocaña, J. Alkorta, and J. M. Sánchez-Moreno, “Mechanical strength assessment of single WC-WC interfaces present in WC-Co hardmetals through micro-beam bending experiments,” *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, vol. 72, no. December 2017, pp. 39–44, 2018, doi: 10.1016/j.ijrmhm.2017.12.009.
- [66] M. C. Hardy *et al.*, “Characterising the integrity of machined surfaces in a powder nickel alloy used in aircraft engines,” *Procedia Cirp*, vol. 13, pp. 411–416, 2014.
- [67] X. Liang, Z. Liu, and B. Wang, “State-of-the-art of surface integrity induced by tool wear effects in machining process of titanium and nickel alloys: A review,” *Meas. J. Int. Meas. Confed.*, vol. 132, pp. 150–181, 2019, doi: 10.1016/j.measurement.2018.09.045.
- [68] R. M’Saoubi *et al.*, “High performance cutting of advanced aerospace alloys and composite materials,” *CIRP Ann.*, vol. 64, no. 2, pp. 557–580, 2015.
- [69] D. Ulutan and T. Ozel, “Machining induced surface integrity in titanium and nickel alloys: A review,” *Int. J. Mach. Tools Manuf.*, vol. 51, no. 3, pp. 250–280, 2011.
- [70] Y. Fan, Z. Hao, M. Zheng, and S. Yang, “Wear characteristics of cemented carbide tool in dry-machining Ti-6Al-4V,” *Mach. Sci. Technol.*, vol. 20, no. 2, pp. 249–261, 2016, doi: 10.1080/10910344.2016.1165837.
- [71] K. A. Venugopal, S. Paul, and A. B. Chattopadhyay, “Tool wear in cryogenic turning of Ti-6Al-4V alloy,” *Cryogenics (Guildf.)*, vol. 47, no. 1, pp. 12–18, 2007.
- [72] P. C. Wanigarathne, A. D. Kardekar, O. W. Dillon, G. Poulachon, and I. S. Jawahir, “Progressive tool-wear in machining with coated grooved tools and its correlation with cutting temperature,” *Wear*, vol. 259, no. 7–12, pp. 1215–1224, 2005.
- [73] C. Leyens and M. Peters, “Titanium and titanium alloys: fundamentals and applications.” Wiley Online Library, 2006.
- [74] S. Mécanique, “Etude analytique et expérimentale de l’usinage d’un tube mince,” HAL Id : tel-01478352, 2017.
- [75] G. List, “Etude des mécanismes d’endommagement des outils carbure WC-Co par la caractérisation de l’interface outil copeau: application à l’usinage à sec de l’alliage d’aluminium aéronautique AA2024 T351,” Paris, ENSAM, 2004.
- [76] W. H. P. Yang and Y. S. Tarn, “Design optimization of cutting parameters for turning operations based on the Taguchi method,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 84, no. 1–3, pp. 122–129, 1998.
- [77] M. E. Merchant, “Mechanics of the metal cutting process. I. Orthogonal cutting and a type 2 chip,” *J. Appl. Phys.*, vol. 16, no. 5, pp. 267–275, 1945.

- [78] H. Zhen-Bin and R. Komanduri, "On a thermomechanical model of shear instability in machining," *CIRP Ann.*, vol. 44, no. 1, pp. 69–73, 1995.
- [79] A. E. Bayoumi and J. Q. Xie, "Some metallurgical aspects of chip formation in cutting Ti-6wt.% Al-4wt.% V alloy," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 190, no. 1–2, pp. 173–180, 1995.
- [80] M. Calamaz, "Approche expérimentale et numérique de l'usinage à sec de l'alliage aéronautique TA6V," Bordeaux 1, 2008.
- [81] N. N. Zorev, "Inter-relationship between shear processes occurring along tool face and shear plane in metal cutting," *Int. Res. Prod. Eng.*, vol. 49, pp. 143–152, 1963.
- [82] S. Bahi, M. Nouari, A. Moufki, M. El Mansori, and A. Molinari, "A new friction law for sticking and sliding contacts in machining," *Tribol. Int.*, vol. 44, no. 7–8, pp. 764–771, 2011.
- [83] S. A. Iqbal, P. T. Mativenga, and M. A. Sheikh, "Characterization of machining of AISI 1045 steel over a wide range of cutting speeds. Part 1: investigation of contact phenomena," *Proc. Inst. Mech. Eng. Part B J. Eng. Manuf.*, vol. 221, no. 5, pp. 909–916, 2007.
- [84] A. Moufki, A. Devillez, D. Dudzinski, and A. Molinari, "Thermomechanical modelling of oblique cutting and experimental validation," *Int. J. Mach. Tools Manuf.*, vol. 44, no. 9, pp. 971–989, 2004, doi: 10.1016/j.ijmachtools.2004.01.018.
- [85] A. Mamedov and I. Lazoglu, "Thermal analysis of micro milling titanium alloy Ti-6Al-4V," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 229, pp. 659–667, 2016.
- [86] T. Özel, T. Thepsonthi, D. Ulutan, and B. Kaftanoğlu, "Experiments and finite element simulations on micro-milling of Ti-6Al-4V alloy with uncoated and cBN coated micro-tools," *CIRP Ann.*, vol. 60, no. 1, pp. 85–88, 2011.
- [87] S. Sartori, L. Moro, A. Ghiotti, and S. Bruschi, "On the tool wear mechanisms in dry and cryogenic turning Additive Manufactured titanium alloys," *Tribol. Int.*, vol. 105, no. September 2016, pp. 264–273, 2017, doi: 10.1016/j.triboint.2016.09.034.
- [88] S. Zhang, J. F. Li, J. X. Deng, and Y. S. Li, "Investigation on diffusion wear during high-speed machining Ti-6Al-4V alloy with straight tungsten carbide tools," *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 44, no. 1–2, pp. 17–25, 2009, doi: 10.1007/s00170-008-1803-z.
- [89] S. Sun, M. Brandt, S. Palanisamy, and M. S. Dargusch, "Effect of cryogenic compressed air on the evolution of cutting force and tool wear during machining of Ti-6Al-4V alloy," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 221, pp. 243–254, 2015.
- [90] E. M. Trent and P. K. Wright, "Metal cutting," Butterworth-Heinemann, 2000.
- [91] K. Vipindas and J. Mathew, "Wear behavior of TiAlN coated WC tool during micro end milling of Ti-6Al-4V and analysis of surface roughness," *Wear*, vol. 424–425, no. February, pp. 165–182, 2019, doi: 10.1016/j.wear.2019.02.018.
- [92] F. Halila, "Modélisation analytique et caractérisation expérimentale de l'usure par abrasion des outils de coupe," *Thèse*, Université de Lorraine, 2015.
- [93] G. Poulachon, A. Moisan, and I. S. Jawahir, "Tool-wear mechanisms in hard turning with polycrystalline cubic boron nitride tools," *Wear*, vol. 250, no. 1–12, pp. 576–586, 2001.
- [94] C. Y. Wang, Y. X. Xie, Z. Qin, H. S. Lin, Y. H. Yuan, and Q. M. Wang, "Wear and breakage of TiAlN-and TiSiN-coated carbide tools during high-speed milling of hardened steel," *Wear*, vol. 336, pp. 29–42, 2015.
- [95] A. Ikuta, K. Shinozaki, H. Masuda, Y. Yamane, H. Kuroki, and Y. Fukaya, "Consideration of the adhesion mechanism of Ti alloys using a cemented carbide tool during the cutting process," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 127, no. 2, pp. 251–255, 2002.
- [96] K. Shinozaki *et al.*, "Fundamental study on adhesion mechanism of difficult-to-machine materials during cutting (1st Report)-Estimation on properties of adhering Titanium

- alloys to cemented carbide tool,” *Journal-Japan Soc. Precis. Eng.*, vol. 66, no. 2, pp. 224–228, 2000.
- [97] A. Attanasio, E. Ceretti, S. Rizzuti, D. Umbrello, and F. Micari, “3D finite element analysis of tool wear in machining,” *CIRP Ann.*, vol. 57, no. 1, pp. 61–64, 2008.
- [98] H. O. Gekonde and S. V. Subramanian, “Tribology of tool-chip interface and tool wear mechanisms,” *Surf. Coatings Technol.*, vol. 149, no. 2–3, pp. 151–160, 2002.
- [99] M. Nouari and H. Makich, “Experimental investigation on the effect of the material microstructure on tool wear when machining hard titanium alloys: Ti-6Al-4V and Ti-555,” *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, vol. 41, pp. 259–269, 2013, doi: 10.1016/j.ijrmhm.2013.04.011.
- [100] S. Odelros, B. Kaplan, M. Kritikos, M. Johansson, and S. Norgren, “Experimental and theoretical study of the microscopic crater wear mechanism in titanium machining,” *Wear*, vol. 376–377, pp. 115–124, 2017, doi: 10.1016/j.wear.2017.01.104.
- [101] D. Bai, J. Sun, W. Chen, and T. Wang, “Wear mechanisms of WC/Co tools when machining high-strength titanium alloy TB6 (Ti-10V-2Fe-3Al),” *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 90, no. 9, pp. 2863–2874, 2017.
- [102] S. Saketi, J. Östby, U. Bexell, and M. Olsson, “A methodology to systematically investigate the diffusion degradation of cemented carbide during machining of a titanium alloy,” *Materials (Basel)*, vol. 12, no. 14, 2019, doi: 10.3390/ma12142271.
- [103] S. Saketi, S. Odelros, J. Östby, and M. Olsson, “Experimental study of wear mechanisms of cemented carbide in the turning of Ti-6Al-4V,” *Materials (Basel)*, vol. 12, no. 7, 2019, doi: 10.3390/ma12172822.
- [104] R. Lindvall, F. Lenrick, R. M’Saoubi, J. E. Ståhl, and V. Bushlya, “Performance and wear mechanisms of uncoated cemented carbide cutting tools in Ti-6Al-4V machining,” *Wear*, vol. 477, no. March, p. 203824, 2021, doi: 10.1016/j.wear.2021.203824.
- [105] J. Tlustý, “Manufacturing processes and equipment,” 2000.
- [106] L. Xie, “Estimation of two-dimension tool wear based on finite element method,” Zugl.: Karlsruhe, Univ., Diss., 2004, 2004.
- [107] A. Molinari and M. Nouari, “Modeling of tool wear by diffusion in metal cutting,” *Wear*, vol. 252, no. 1–2, pp. 135–149, 2002.
- [108] R. A. Rahman Rashid, S. Palanisamy, S. Sun, and M. S. Dargusch, “Tool wear mechanisms involved in crater formation on uncoated carbide tool when machining Ti6Al4V alloy,” *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 83, no. 9, pp. 1457–1465, 2016.
- [109] I. Bencheikh, “Simulation multi-étapes de l’usure des outils de coupe revêtus par une modélisation XFEM/Level-set,” Université de Lorraine, 2018.
- [110] X. Liang, Z. Liu, and B. Wang, “Multi-pattern failure modes and wear mechanisms of WC-Co tools in dry turning Ti-6Al-4V,” *Ceram. Int.*, vol. 46, no. 15, pp. 24512–24525, 2020, doi: 10.1016/j.ceramint.2020.06.238.
- [111] W. F. Sales, J. Schoop, and I. S. Jawahir, “Tribological behavior of PCD tools during superfinishing turning of the Ti6Al4V alloy using cryogenic, hybrid and flood as lubricoolant environments,” *Tribol. Int.*, vol. 114, no. March, pp. 109–120, 2017, doi: 10.1016/j.triboint.2017.03.038.
- [112] S. H. I. Jaffery and P. T. Mativenga, “Wear mechanisms analysis for turning Ti-6Al-4V—towards the development of suitable tool coatings,” *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 58, no. 5–8, pp. 479–493, 2012.
- [113] R. Komanduri and W. R. Reed Jr, “Evaluation of carbide grades and a new cutting geometry for machining titanium alloys,” *Wear*, vol. 92, no. 1, pp. 113–123, 1983.
- [114] A. Jawaid, C. H. Che-Haron, and A. Abdullah, “Tool wear characteristics in turning of titanium alloy Ti-6246,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 92, pp. 329–334, 1999.
- [115] M. Chandrashekar and K. V. S. Prasad, “The Effect of Cobalt on Wear behavior of

- Cemented Carbide cutting tools for machining of Titanium alloy,” vol. 5, pp. 7678–7684, 2018, doi: 10.1016/j.matpr.2017.11.443.
- [116] Y. Huang and S. Y. Liang, “Modelling of CBN tool crater wear in finish hard turning,” *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 24, no. 9–10, pp. 632–639, 2004.
- [117] T. Kagnaya, “Contribution à l’identification des mécanismes d’usure en usinage d’un WC-6 % Co par une approche tribologique et thermique,” HAL Id : pastel-00005750, 2010.
- [118] F. Wang, K. Ji, and Z. Guo, “Microstructural analysis of failure progression for coated carbide tools during high-speed milling of Ti-6Al-4V,” *Wear*, vol. 456–457, no. February, p. 203356, 2020, doi: 10.1016/j.wear.2020.203356.
- [119] S. Gao, M. Zheng, J. Zhu, and J. Chen, “Mechanism of adhesion failure during interrupted cutting with cemented carbide tools: Experimental and ab-initio perspective,” *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, vol. 98, no. April, p. 105549, 2021, doi: 10.1016/j.ijrmhm.2021.105549.
- [120] P. Hedenqvist, M. Olsson, and S. Söderberg, “Influence of tin coating on wear of high speed steel tools as studied by new laboratory wear test,” *Surf. Eng.*, vol. 5, no. 2, pp. 141–150, 1989, doi: 10.1179/sur.1989.5.2.141.
- [121] C. Bonnet *et al.*, “Identification of a friction model—application to the context of dry cutting of an AISI 316L austenitic stainless steel with a TiN coated carbide tool,” *Int. J. Mach. Tools Manuf.*, vol. 48, no. 11, pp. 1211–1223, 2008.
- [122] M. Olsson, S. Söderberg, S. Jacobson, and S. Hogmark, “Simulation of cutting tool wear by a modified pin-on-disc test,” *Int. J. Mach. Tools Manuf.*, vol. 29, no. 3, pp. 377–390, 1989.
- [123] D. Ryckelynck and M. Meiller, “Modélisation du frottement outil-pièce pour la simulation de la coupe par la méthode des éléments finis,” *Mécanique & Ind.*, vol. 3, no. 4, pp. 323–332, 2002.
- [124] F. Zemzemi, J. Rech, W. Ben Salem, A. Dogui, and P. Kapsa, “Development of a friction model for the tool-chip-workpiece interfaces during dry machining of AISI4142 steel with TiN coated carbide cutting tools,” *Int. J. Mach. Mach. Mater.*, vol. 2, no. 3–4, pp. 361–377, 2007.
- [125] W. Grzesik, Z. Zalisz, and P. Nieslony, “Friction and wear testing of multilayer coatings on carbide substrates for dry machining applications,” *Surf. Coatings Technol.*, vol. 155, no. 1, pp. 37–45, 2002.
- [126] M. Habak, “Etude de l’influence de la microstructure et des paramètres de coupe sur le comportement en tournage dur de l’acier à roulement 100Cr6,” Paris, ENSAM, 2006.
- [127] L. Vincent and G. Zambelli, “Matériaux et contacts: une approche tribologique,” *Fissuration et contacts*. Press Polytechniques et Universitaires Romandes Lausanne, Switzerland, pp. 99–106, 1998.
- [128] L. J. Yang, “Pin-on-disc wear testing of tungsten carbide with a new moving pin technique,” *Wear*, vol. 225, pp. 557–562, 1999.
- [129] J. Deng, J. Liu, J. Zhao, and W. Song, “Wear mechanisms of PVD ZrN coated tools in machining,” *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, vol. 26, no. 3, pp. 164–172, 2008.
- [130] M. Antonov, R. Veinthal, D. L. Yung, D. Katušin, and I. Hussainova, “Mapping of impact-abrasive wear performance of WC-Co cemented carbides,” *Wear*, vol. 332–333, pp. 971–978, 2015, doi: 10.1016/j.wear.2015.02.031.
- [131] K. Jia and T. E. Fischer, “Sliding wear of conventional and nanostructured cemented carbides,” *Wear*, vol. 203, pp. 310–318, 1997.
- [132] J. Pirso, S. Letunovits, and M. Viljus, “Friction and wear behaviour of cemented carbides,” *Wear*, vol. 257, no. 3–4, pp. 257–265, 2004, doi: 10.1016/j.wear.2003.12.014.
- [133] H. Saito, A. Iwabuchi, and T. Shimizu, “Effects of Co content and WC grain size on

- wear of WC cemented carbide,” *Wear*, vol. 261, no. 2, pp. 126–132, 2006, doi: 10.1016/j.wear.2005.09.034.
- [134] H. Wang *et al.*, “Grain size effect on wear resistance of WC-Co cemented carbides under different tribological conditions,” *J. Mater. Sci. Technol.*, vol. 35, no. 11, pp. 2435–2446, 2019, doi: 10.1016/j.jmst.2019.07.016.
- [135] Q. L. Niu *et al.*, “Friction and Wear Performance of Titanium Alloys against Tungsten Carbide under Dry Sliding and Water Lubrication,” vol. 2004, 2013, doi: 10.1080/10402004.2012.729296.
- [136] Z. Wu, J. Deng, Y. Xing, H. Cheng, and J. Zhao, “Effect of surface texturing on friction properties of WC/Co cemented carbide,” *Mater. Des.*, vol. 41, pp. 142–149, 2012, doi: 10.1016/j.matdes.2012.05.012.
- [137] X. Liang, Z. Liu, and B. Wang, “Physic-chemical analysis for high-temperature tribology of WC-6Co against Ti-6Al-4V by pin-on-disc method,” *Tribol. Int.*, vol. 146, no. February, p. 106242, 2020, doi: 10.1016/j.triboint.2020.106242.
- [138] T. Aiso, U. Wiklund, M. Kubota, and S. Jacobson, “Effect of combined additions of Si, Mn, Cr and Al to carbon steel on material transfer in a steel/TiN coated tool sliding contact,” *Wear*, vol. 388–389, no. May, pp. 9–17, 2017, doi: 10.1016/j.wear.2017.04.028.
- [139] W. Ze, D. Jianxin, Z. Hui, L. Yunsong, and Z. Jun, “Tribological behavior of textured cemented carbide filled with solid lubricants in dry sliding with titanium alloys,” vol. 293, pp. 135–143, 2012, doi: 10.1016/j.wear.2012.05.021.
- [140] B. O. Jaensson and B. O. Sundström, “Determination of Young’s modulus and poisson’s ratio for WC-Co alloys by the finite element method,” *Mater. Sci. Eng.*, vol. 9, no. C, pp. 217–222, 1972, doi: 10.1016/0025-5416(72)90036-5.
- [141] B. O. Sundstrom, “Elastic-Plastic Behaviour of WC-Co Analysed by Continuum Mechanics,” vol. 12, 1973.
- [142] M. H. Poech, H. F. Fischmeister, D. Kaute, and R. Spiegler, “FE-modelling of the deformation behaviour of WC-Co alloys,” *Comput. Mater. Sci.*, vol. 1, no. 3, pp. 213–224, 1993, doi: 10.1016/0927-0256(93)90013-D.
- [143] T. Sadowski and T. Nowicki, “Numerical investigation of local mechanical properties of WC/Co composite,” *Comput. Mater. Sci.*, vol. 43, no. 1, pp. 235–241, 2008, doi: 10.1016/j.commatsci.2007.07.030.
- [144] G. Chen, U. A. Ozden, A. Bezold, and C. Broeckmann, “A statistics based numerical investigation on the prediction of elasto-plastic behavior of WC-Co hard metal,” *Comput. Mater. Sci.*, vol. 80, pp. 96–103, 2013, doi: 10.1016/j.commatsci.2013.04.004.
- [145] D. Tkalich, V. A. Yastrebov, G. Cailletaud, and A. Kane, “Multiscale modeling of cemented tungsten carbide in hard rock drilling,” *Int. J. Solids Struct.*, vol. 128, pp. 282–295, 2017, doi: 10.1016/j.ijsolstr.2017.08.034.
- [146] D. Tkalich, G. Cailletaud, V. A. Yastrebov, and A. Kane, “A micromechanical constitutive modeling of WC hardmetals using finite-element and uniform field models,” *Mech. Mater.*, vol. 105, pp. 166–187, 2017, doi: 10.1016/j.mechmat.2016.11.007.
- [147] L. Faksa *et al.*, “Shot peening-induced plastic deformation of individual phases within a coated WC-Co hard metal composite material including stress-strain curves for WC as a function of temperature,” *Surf. Coatings Technol.*, vol. 380, no. September, p. 125026, 2019, doi: 10.1016/j.surfcoat.2019.125026.
- [148] P. Connolly and P. E. McHugh, “Fracture modelling of WC-Co hardmetals using crystal plasticity theory and the Gurson model,” *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, vol. 22, no. 1, pp. 77–86, 1999, doi: 10.1046/j.1460-2695.1999.00153.x.
- [149] A. L. Gurson, “Continuum Theory Ductile Rupture By Void Nucleation Growth,” U.S. Energy Research and Development Administration Contract E(II-I)-3084 Technical

- Report, no. 39, September, 1975.
- [150] H. Dębski and T. Sadowski, “Modelling of microcracks initiation and evolution along interfaces of the WC/Co composite by the finite element method,” *Comput. Mater. Sci.*, vol. 83, pp. 403–411, 2014, doi: 10.1016/j.commatsci.2013.11.045.
- [151] J. R. Rice and D. M. Tracey, “On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields*,” *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 17, no. 3, pp. 201–217, 1969, doi: 10.1016/0022-5096(69)90033-7.
- [152] U. A. Özden, K. P. Mingard, M. Zivcec, A. Bezold, and C. Broeckmann, “Mesoscopical finite element simulation of fatigue crack propagation in WC/Co-hardmetal,” *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, vol. 49, no. 1, pp. 261–267, 2015, doi: 10.1016/j.ijrmhm.2014.07.022.
- [153] U. A. Özden, K. Jiang, A. Bezold, and C. Broeckmann, “Evaluation of Fatigue Crack Growth Performance in different Hardmetal Grades based on Finite Element Simulation,” *Procedia Struct. Integr.*, vol. 2, pp. 648–655, 2016, doi: 10.1016/j.prostr.2016.06.084.
- [154] U. A. Özden, A. Bezold, and C. Broeckmann, “Numerical Simulation of Fatigue Crack Propagation in WC/Co based on a Continuum Damage Mechanics Approach,” *Procedia Mater. Sci.*, vol. 3, no. Cdm, pp. 1518–1523, 2014, doi: 10.1016/j.mspro.2014.06.245.
- [155] J. Lemaitre and R. Desmorat, “Engineering damage mechanics: ductile, creep, fatigue and brittle failures,” *Springer Science & Business Media*, 2006.
- [156] K. Jiang, A. Bezold, and C. Broeckmann, “Numerical modeling of the progressive damage in the microstructure of WC-Co hardmetals under fatigue loading,” *Procedia Struct. Integr.*, vol. 23, no. 2019, pp. 451–456, 2019, doi: 10.1016/j.prostr.2020.01.128.
- [157] L. Mishnaevsky, M. Dong, S. Höhle, and S. Schmauder, “Computational mesomechanics of particle-reinforced composites,” *Comput. Mater. Sci.*, vol. 16, no. 1–4, pp. 133–143, 1999, doi: 10.1016/s0927-0256(99)00055-5.
- [158] L. Mishnaevsky, N. Lippmann, and S. Schmauder, “Computational modeling of crack propagation in real microstructures of steels and virtual testing of artificially designed materials,” *Int. J. Fract.*, vol. 120, no. 4, pp. 581–600, 2003.
- [159] S. Herd, R. J. K. Wood, J. A. Wharton, and C. F. Higgs, “Explicit fracture modelling of cemented tungsten carbide (WC-Co) at the mesoscale,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 712, no. May 2017, pp. 521–530, 2018, doi: 10.1016/j.msea.2017.11.109.
- [160] C. Debras, L. Dubar, M. Dubar, C. Hubert, and A. Dubois, “Fracture energy based approach for cemented carbides grain debonding,” *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 161–162, no. July, 2019, doi: 10.1016/j.ijmecsci.2019.105038.
- [161] J. Chen, M. Zheng, Y. Sun, W. Zhang, and P. Li, “Research on the microscopic mechanism of the bond breakage of cemented carbide tools,” *J. Mech. Eng.*, vol. 64, no. 12, pp. 726–742, 2018, doi: 10.5545/sv-jme.2018.5288.
- [162] J. I. Hughes, A. R. C. Sharman, and K. Ridgway, “The effect of cutting tool material and edge geometry on tool life and workpiece surface integrity,” *Proc. Inst. Mech. Eng. Part B J. Eng. Manuf.*, vol. 220, no. 2, pp. 93–107, 2006.
- [163] D. Yameogo, B. Haddag, H. Makich, and M. Nouari, “A physical behavior model including dynamic recrystallization and damage mechanisms for cutting process simulation of the titanium alloy Ti-6Al-4V,” *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 100, no. 1, pp. 333–347, 2019.
- [164] H. G. Prengel, W. R. Pfouts, and A. T. Santhanam, “State of the art in hard coatings for carbide cutting tools,” *Surf. Coatings Technol.*, vol. 102, no. 3, pp. 183–190, 1998.
- [165] S. K. Mishra, D. Talwar, K. Singh, A. Chopra, S. Ghosh, and S. Aravindan, “Micromechanical characterization and dynamic wear study of DC-Arc coated cemented carbide cutting tools for dry titanium turning,” *Ceram. Int.*, vol. 47, no. 22, pp. 31798–

- 31810, 2021.
- [166] P. Alveen, D. Carolan, D. McNamara, N. Murphy, and A. Ivanković, “Micromechanical modelling of ceramic based composites with statistically representative synthetic microstructures,” *Comput. Mater. Sci.*, vol. 79, pp. 960–970, 2013, doi: 10.1016/j.commatsci.2013.08.006.
- [167] D. I. 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,” Thèse, Université de Lorraine, 2019.
- [168] D. K. Aspinwall, R. C. Dewes, A. L. Mantle, and E. G. Ng, “High speed milling of advanced aerospace alloys and hardened mould/die steels,” *Shar. Tomorrow’s Technol. Today, MTTA DTI*, 1998.
- [169] Z. A. Zoya and R. Krishnamurthy, “The performance of CBN tools in the machining of titanium alloys,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 100, no. 1–3, pp. 80–86, 2000.
- [170] E. O. Ezugwu, “Key improvements in the machining of difficult-to-cut aerospace superalloys,” *Int. J. Mach. Tools Manuf.*, vol. 45, no. 12–13, pp. 1353–1367, 2005.
- [171] W. H. Press and S. A. Teukolsky, “Savitzky-Golay smoothing filters,” *Comput. Phys.*, vol. 4, no. 6, pp. 669–672, 1990.
- [172] M. Nouari and A. Molinari, “Experimental verification of a diffusion tool wear model using a 42CrMo4 steel with an uncoated cemented tungsten carbide at various cutting speeds,” *Wear*, vol. 259, no. 7–12, pp. 1151–1159, 2005.
- [173] S. Kouadri, K. Necib, S. Atlati, B. Haddag, and 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.*, vol. 64, pp. 102–113, 2013.
- [174] H. Schulz, E. Abele, and A. Sahm, “Material aspects of chip formation in HSC machining,” *CIRP Ann.*, vol. 50, no. 1, pp. 45–48, 2001.
- [175] M. Calamaz, D. Coupard, M. Nouari, and F. Girot, “Numerical analysis of chip formation and shear localisation processes in machining the Ti-6Al-4V titanium alloy,” *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 52, no. 9, pp. 887–895, 2011.
- [176] M. Nouari, M. Calamaz, F. Girot, and F. Girot, “Mécanismes d’usure des outils coupants en usinage à sec de l’alliage de titane aéronautique Ti-6Al-4V,” HAL Id : hal-01018077 Science Arts & Métiers (SAM), 2014.
- [177] S. Philippon, “Etude expérimentale du frottement sec à grande vitesses de glissement,” Université Paul Verlaine-Metz, 2004.
- [178] I. Iso, “3685: tool-life testing with single-point turning tools,” *Int. Organ. Stand. Geneva, Switz.*, 1993.
- [179] R. Komanduri and B. F. Von Turkovich, “New observations on the mechanism of chip formation when machining titanium alloys,” *Wear*, vol. 69, no. 2, pp. 179–188, 1981.
- [180] E. O. Ezugwu, “High speed machining of aero-engine alloys,” *J. Brazilian Soc. Mech. Sci. Eng.*, vol. 26, no. 1, pp. 1–11, 2004.
- [181] C. H. Che-Haron, “Tool life and surface integrity in turning titanium alloy,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 118, no. 1–3, pp. 231–237, 2001.
- [182] R. M’Saoubi and H. Chandrasekaran, “Innovative methods for the investigation of tool-chip adhesion and layer formation during machining,” *CIRP Ann.*, vol. 54, no. 1, pp. 59–62, 2005.
- [183] E. O. Ezugwu, J. Bonney, and Y. Yamane, “An overview of the machinability of aeroengine alloys,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 134, no. 2, pp. 233–253, 2003.
- [184] M. Nouari, “Modélisation de l’usure par diffusion des outils de coupe en usinage à grande vitesse,” HAL Id : tel-01775403, 2018.
- [185] W. A. Bryant, “Cutting tool for machining titanium and titanium alloys.” Google Patents,

- 1998.
- [186] T. H. C. Childs, K. Maekawa, T. Obikawa, and Y. Yamane, "Metal machining: theory and applications," Butterworth-Heinemann, 2000.
- [187] F. Wang, Z. Y. Liu, Y. B. Guo, J. Zhao, and Z. Q. Liu, "Efficient Multiscale Modeling and Validation of Residual Stress Field in Cutting," *J. Manuf. Sci. Eng. Trans. ASME*, vol. 139, no. 9, pp. 1–11, 2017, doi: 10.1115/1.4036714.
- [188] P. A. Dearnley and A. N. Grearson, "Evaluation of principal wear mechanisms of cemented carbides and ceramics used for machining titanium alloy IMI 318," *Mater. Sci. Technol.*, vol. 2, no. 1, pp. 47–58, 1986.
- [189] S. Motonishi, S. Isoda, H. Itoh, Y. Tsumori, and Y. Terada, "Study on Machining of Titanium and Its Alloys.," *KOBELCO Technol. Rev.*, vol. 32, no. 2, pp. 28–31, 1987.
- [190] F. Zanger and V. Schulze, "Investigations on mechanisms of tool wear in machining of Ti-6Al-4V using FEM simulation," *Procedia CIRP*, vol. 8, pp. 158–163, 2013, doi: 10.1016/j.procir.2013.06.082.
- [191] S. Atlati, B. Haddag, M. Nouari, and 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.*, vol. 51, no. 9, pp. 687–700, 2011.
- [192] Y. Senecaut, "Vers une maîtrise objective des conditions de contact frottant en usinage à grande vitesse : intégration des phénomènes tribologiques et du comportement métallurgique," HAL Id : tel-01297736, 2016.
- [193] J. Zhao, Y. Li, and X. Ai, "Analysis of transient thermal stress in sandwich plate with functionally graded coatings," *Thin Solid Films*, vol. 516, no. 21, pp. 7581–7587, 2008.
- [194] D. R. Lesuer, "Experimental investigations of material models for Ti-6Al-4V titanium and 2024-T3 aluminum.," 2000.
- [195] J. Xu, "Numerical and experimental study of machining titanium-composite stacks," HAL Id : tel-01365748, 2016.
- [196] F. Ducobu, E. Rivière-Lorphèvre, and E. Filippi, "Material constitutive model and chip separation criterion influence on the modeling of Ti-6Al-4V machining with experimental validation in strictly orthogonal cutting condition," *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 107, pp. 136–149, 2016.
- [197] A. Molinari, R. Cheriguene, and H. Miguelez, "Contact variables and thermal effects at the tool-chip interface in orthogonal cutting," *Int. J. Solids Struct.*, vol. 49, no. 26, pp. 3774–3796, 2012.
- [198] P. J. Arrazola Arriola and others, "Modélisation numérique de la coupe: étude de sensibilité des paramètres d'entrée et identification du frottement entre outil-copeau." Nantes, 2003.
- [199] S. Atlati, A. Moufki, M. Nouari, and B. Haddag, "Interaction between the local tribological conditions at the tool–chip interface and the thermomechanical process in the primary shear zone when dry machining the aluminum alloy AA2024–T351," *Tribol. Int.*, vol. 105, no. May 2016, pp. 326–333, 2017, doi: 10.1016/j.triboint.2016.10.006.
- [200] X. Sui, J. Liu, S. Zhang, J. Yang, and J. Hao, "Microstructure, mechanical and tribological characterization of CrN/DLC/Cr-DLC multilayer coating with improved adhesive wear resistance," *Appl. Surf. Sci.*, vol. 439, pp. 24–32, 2018, doi: 10.1016/j.apsusc.2017.12.266.
- [201] J. Larsen-Basse, "Binder extrusion in sliding wear of WC-Co alloys," *Wear*, vol. 105, no. 3, pp. 247–256, 1985.
- [202] W. Betteridge, "The properties of metallic cobalt," *Prog. Mater. Sci.*, vol. 24, no. C, pp. 51–142, 1980, doi: 10.1016/0079-6425(79)90004-5.
- [203] M. E. Fine and W. C. Ellis, "Thermal expansion properties of iron-cobalt alloys," *Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng.*, vol. 175, p. 742, 1948.

- [204] T. Teppernegg *et al.*, “High temperature mechanical properties of WC-Co hard metals,” *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, vol. 56, pp. 139–144, 2016, doi: 10.1016/j.ijrmhm.2016.01.002.
- [205] W. Koster, “The Temperature Dependence of the Elastic Modulus of Pure Metals,” *Ztsch. für Met.*, vol. 39, p. 1, 1948.
- [206] T. Sadowski, S. J. Hardy, and E. W. Postek, “Prediction of the mechanical response of polycrystalline ceramics containing metallic intergranular layers under uniaxial tension,” *Comput. Mater. Sci.*, vol. 34, no. 1, pp. 46–63, 2005, doi: 10.1016/j.commatsci.2004.10.005.
- [207] J. fei Zhu, L. Zhang, H. Dong Zhang, Z. Qiang Zhong, L. Zhou, and Y. Chen, “Real microstructure-based simulation of thermal residual stresses in cemented carbides and the related strengthening and toughening consideration,” *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, vol. 71, no. November 2017, pp. 239–245, 2018, doi: 10.1016/j.ijrmhm.2017.11.014.
- [208] R. R. Reeber and K. Wang, “Thermophysical Properties of Tungsten Carbide,” vol. 35, 1999.
- [209] M. K. Hibbs and R. Sinclair, “Room-temperature deformation mechanisms and the defect structure of tungsten carbide,” *Acta Metall.*, vol. 29, no. 9, pp. 1645–1654, 1981.
- [210] T. Takahashi and E. J. Freise, “Determination of the slip systems in single crystals of tungsten monocarbide,” *Philos. Mag.*, vol. 12, no. 115, pp. 1–8, 1965, doi: 10.1080/14786436508224941.
- [211] Abaqus 6.14 Documentation, *Dassault Syst. Simulia Corp.*, vol. 651, pp. 2–6, 2014.
- [212] S. Park, S. G. Kapoor, and R. E. DeVor, “Microstructure-level model for the prediction of tool failure in WC-Co cutting tool materials,” *J. Manuf. Sci. Eng.*, vol. 128, no. 3, pp. 739–748, 2006.
- [213] D. C. Drucker and W. Prager, “Soil mechanics and plastic analysis or limit design,” *Q. Appl. Math.*, vol. 10, no. 2, pp. 157–165, 1952.
- [214] M. Christensen and G. Wahnström, “Effects of cobalt intergranular segregation on interface energetics in WC-Co,” *Acta Mater.*, vol. 52, no. 8, pp. 2199–2207, 2004, doi: 10.1016/j.actamat.2004.01.013.
- [215] C. Nishimatsu and J. Gurland, “Experimental survey of the deformation of a hard-ductile two-phase alloy syste (WC-Co),” 1958.
- [216] P. Schwarzkopf and R. Kieffer, "Cemented carbides," Macmillan, 1960.
- [217] F. Voronov and D. Balashov, “The adiabatic moduli of elasticity in sintered tungsten carbide cutting alloys,” *Phys. Met. Met.*, vol. 9, no. 4, pp. 127–130, 1960.
- [218] F. De Luca *et al.*, “Nanomechanical Behaviour of Individual Phases in WC-Co Cemented Carbides, from Ambient to High Temperature,” *Materialia*, vol. 12, no. May, 2020, doi: 10.1016/j.mtla.2020.100713.
- [219] N. Hansen, “Hall-petch relation and boundary strengthening,” *Scr. Mater.*, vol. 51, no. 8 SPEC. ISS., pp. 801–806, 2004, doi: 10.1016/j.scriptamat.2004.06.002.
- [220] M. A. Yousfi, J. Weidow, A. Nordgren, L. K. L. Falk, and H. O. Andrén, “Deformation mechanisms in a WC-Co based cemented carbide during creep,” *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, vol. 49, no. 1, pp. 81–87, 2015, doi: 10.1016/j.ijrmhm.2014.07.016.
- [221] T. Csanádi, M. Břanda, A. Duszová, N. Q. Chinh, P. Szommer, and J. Dusza, “Deformation characteristics of WC micropillars,” *J. Eur. Ceram. Soc.*, vol. 34, no. 15, pp. 4099–4103, 2014, doi: 10.1016/j.jeurceramsoc.2014.05.045.
- [222] J. T. Smith and J. D. Wood, “Elevated temperature compressive creep behavior of tungsten carbide-cobalt alloys,” *Acta Metall.*, vol. 16, no. 10, pp. 1219–1226, 1968.
- [223] T. Sakuma and H. Hondo, “Plastic flow in WC-13wt.%Co at high temperatures,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 156, no. 2, pp. 125–130, 1992, doi: 10.1016/0921-5093(92)90144-P.

- [224] J. Gurland, “The Fracture Strength of Sintered Tungsten Carbide-Cobalt alloys,” *Trans. Met. Soc. AIME*, vol. 227, pp. 1146–1150, 1963.
- [225] J.-C. Watrin, “Caractérisation et modélisation du comportement à l’endommagement des rotules de suspension automobile: développement d’un outil d’aide à la conception et l’optimisation,” Université de Lorraine, 2018.
- [226] H. F. Fischmeister, S. Schmauder, and L. S. Sigl, “Finite element modelling of crack propagation in WC-Co hard metals,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 105, pp. 305–311, 1988.

Annexes

Annexe A

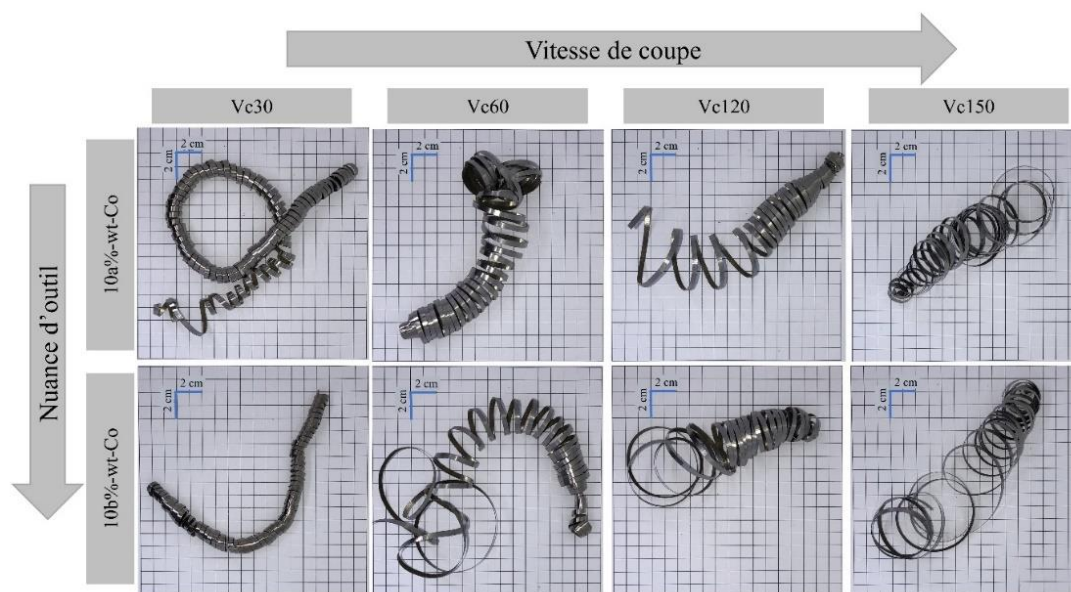


Figure A. 1. Morphologie des copeaux obtenus pour les nuances d'outil 10a%wtCo (micrograin) et 10b%wtCo (fin-moyen) à différentes vitesses de coupe.

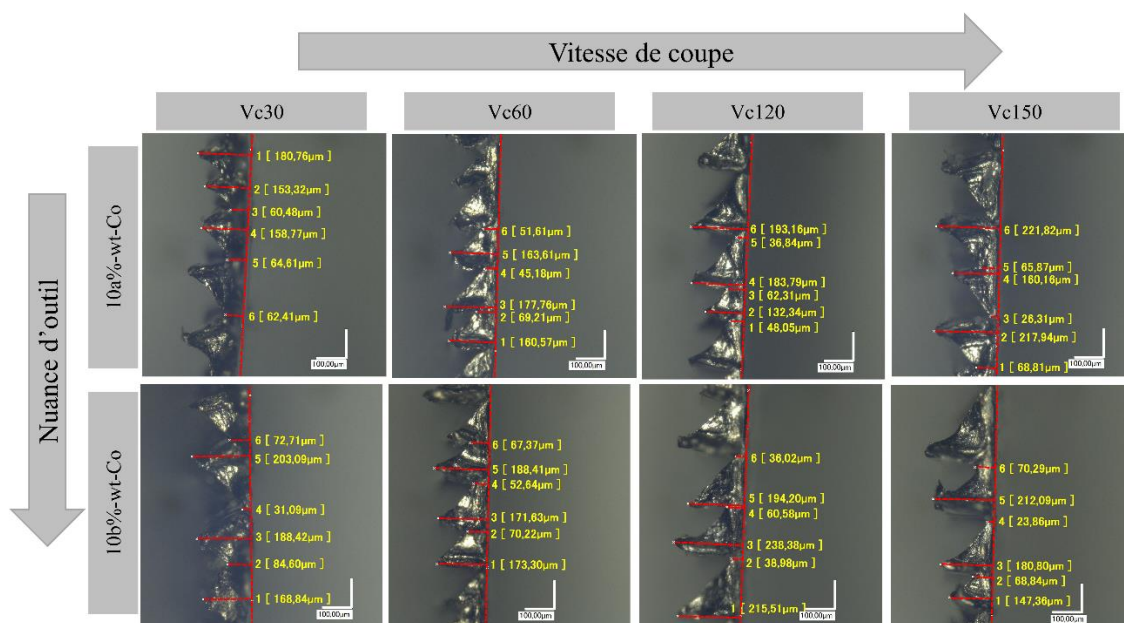


Figure A. 2. Mesure des paramètres de copeaux pour les nuances d'outil 10a%wtCo (micrograin) et 10b%wtCo (fin-moyen) à différentes vitesses de coupe.

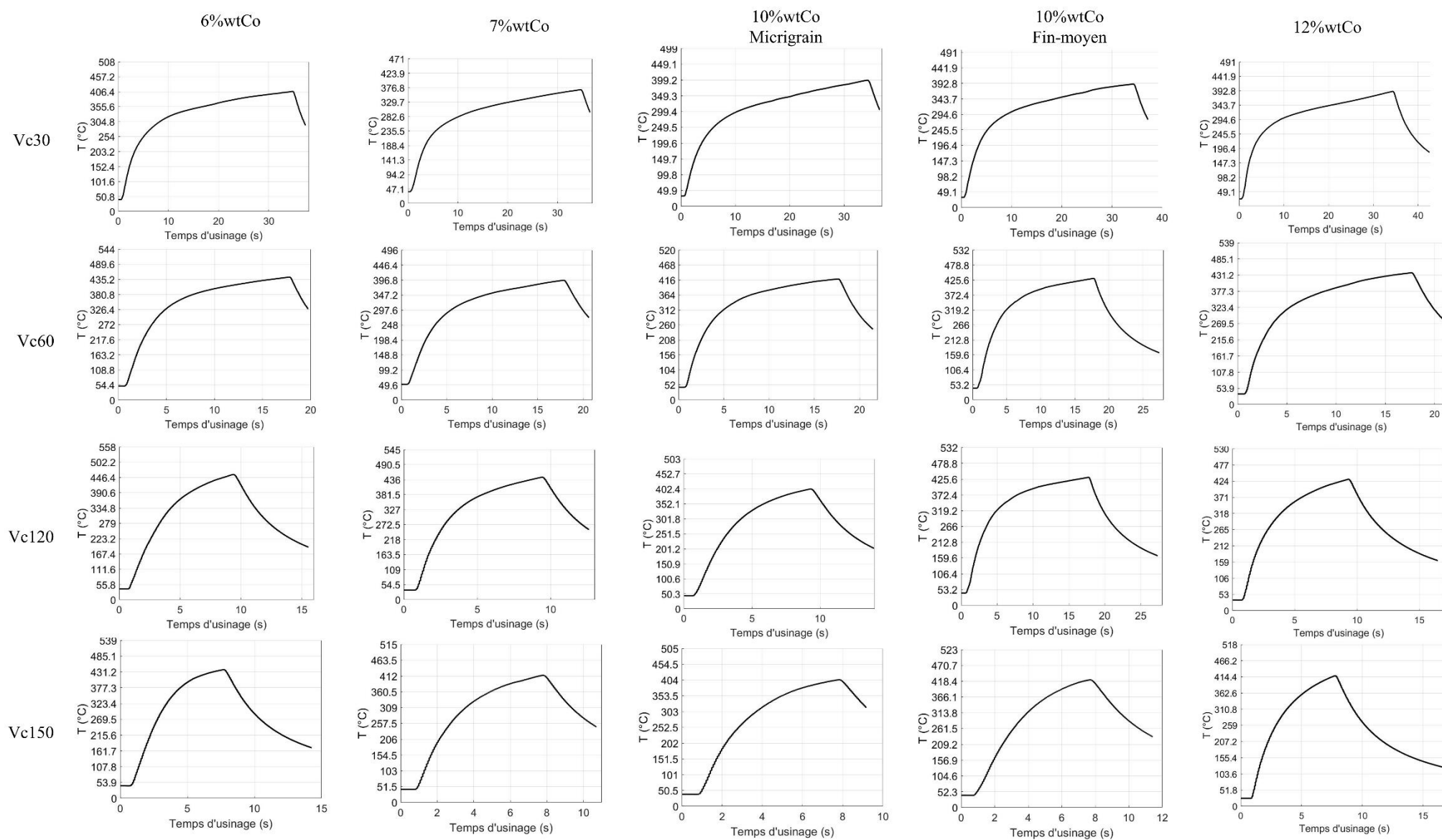


Figure A. 3. Signaux de température et du taux d'augmentation de la température pour l'ensemble des essais.

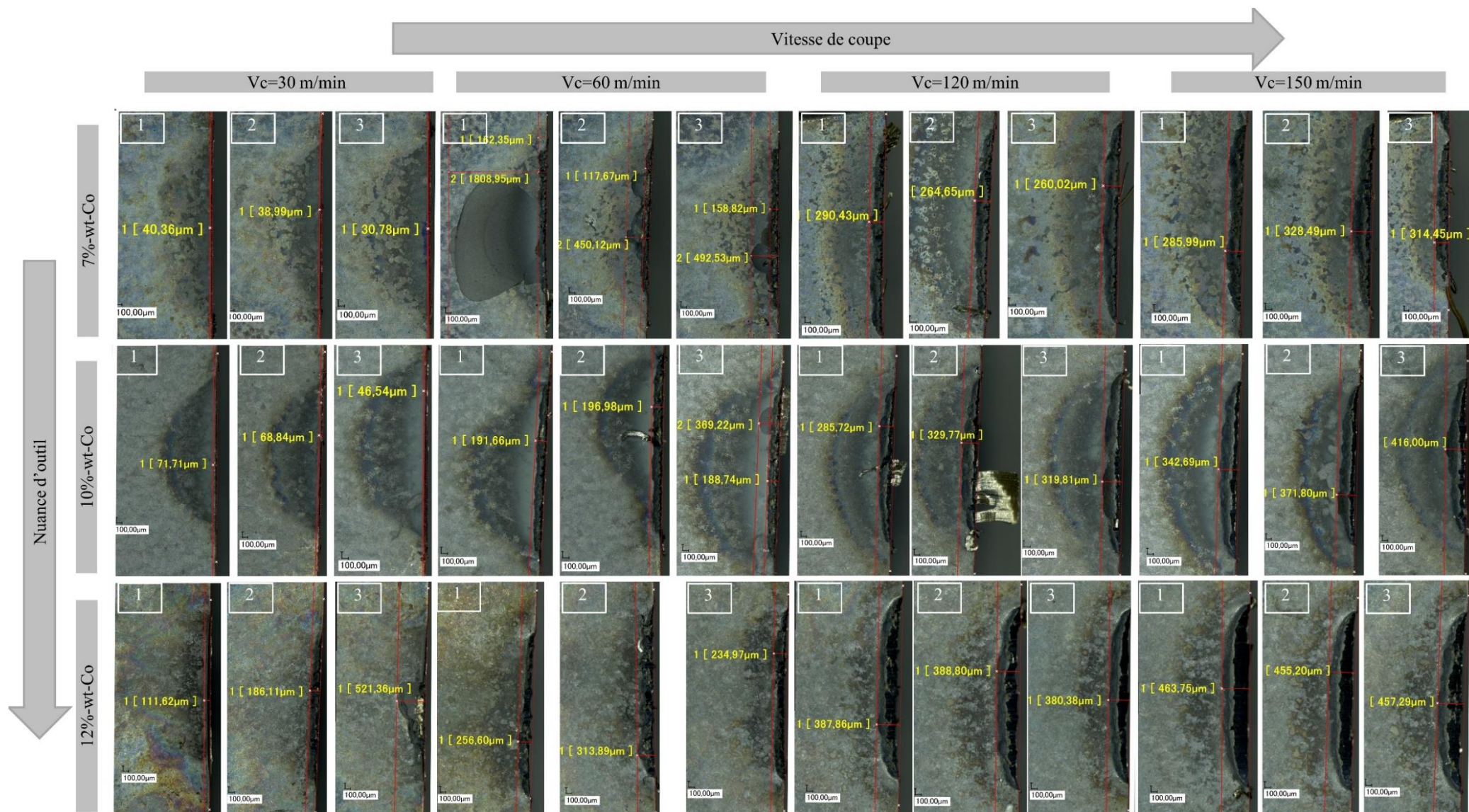


Figure A. 4. Surface de dépouille et mesure de l'usure en dépouille pour toutes les vitesses de coupe et trois nuances d'outils : WC-6%wtCo ; WC-10%wtCo ; WC-12%wtCo.

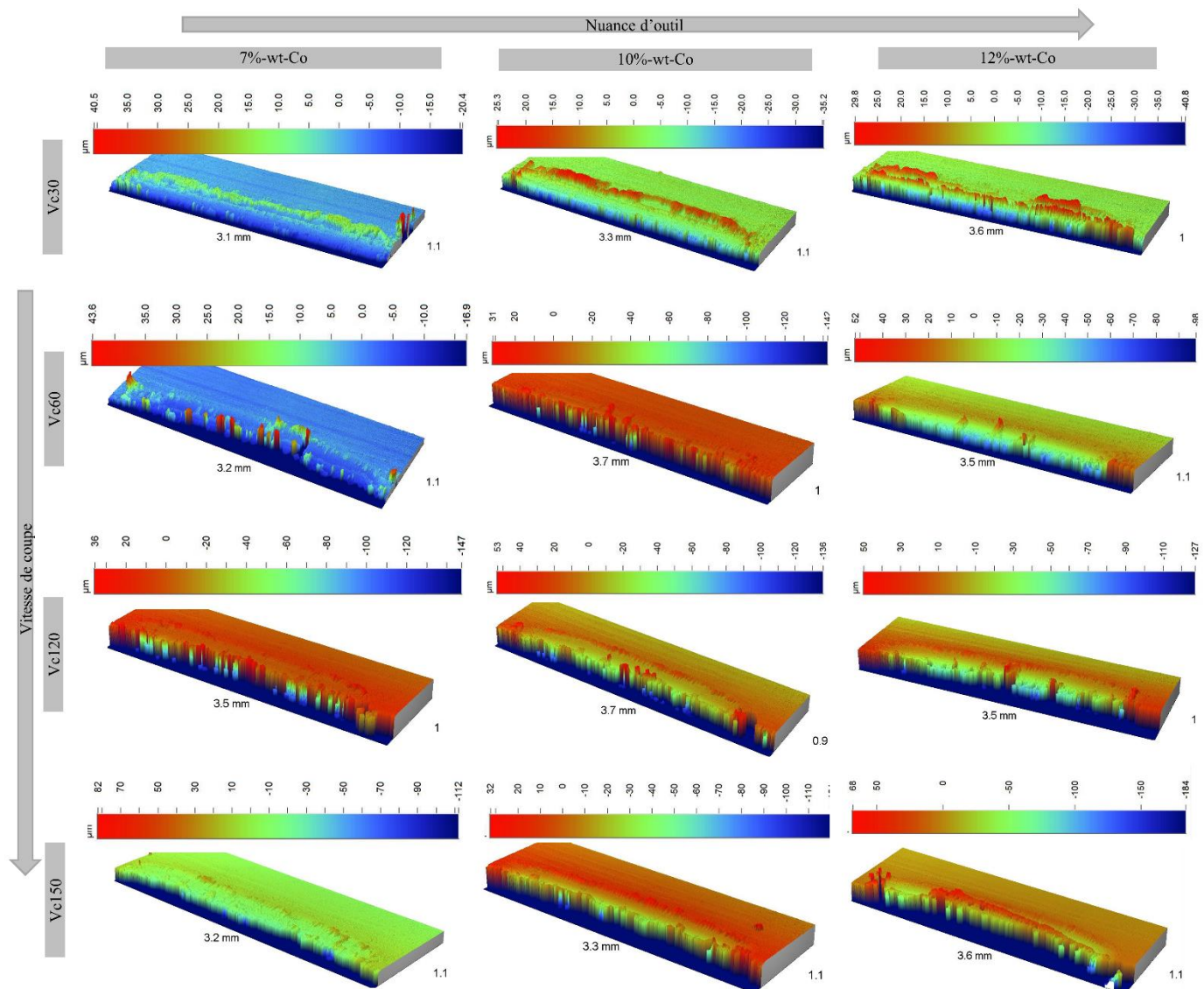


Figure A. 5. Topographie de la surface de coupe pour les différentes vitesses de coupe et trois nuances d'outil.

Comparaison des efforts d'usinage, de la température, du coefficient de frottement et des différentes valeurs d'usure pour les trois nuances d'outil avec l'outil WC-6%wtCo

Les Figures A. 6, 7, 8 & 9 montrent l'évolution des efforts d'usinage, la température, le coefficient de frottement et les différentes valeurs d'usure en fonction de la vitesse de coupe et de la nuance d'outil. Comme on pourrait s'y attendre, la nuance d'outil à 6%wtCo présente globalement une bonne résistance à l'usure.

Les courbes des efforts d'usinage (voir Figure A. 6) montrent que les outils contenant 6%wtCo réduisent les efforts de coupe en comparaison avec les outils WC-10%wtCo et WC-12%wtCo. De plus, la dispersion des efforts en fonction des vitesses est très limitée et les efforts ont tendance à se regrouper autour d'une seule valeur. Par contre, même si la nuance à 6%wtCo permet de réduire les efforts, elle n'est pas celle qui offre les plus faibles valeurs d'efforts qui sont plutôt relevées pour l'outil WC-7%wtCo. En ce qui concerne le coefficient de frottement, la Figure A. 9 permet de voir que la courbe relative à la nuance de 6%wtCo se positionne entre celles des autres nuances. Par conséquent, les taux d'élévation enregistrés pour cette nuance se situent dans la même gamme. C'est-à-dire cette nuance induit une élévation de la température plus grande que l'outil à 7%wtCo mais plutôt dans le même ordre que les nuances à 10%wtCo. La combinaison de ces phénomènes a probablement favorisé un glissement efficace des copeaux puisque malgré des taux d'élévation plus importants à toutes les vitesses comparé à l'outil WC-7%wtCo, l'écaillage thermique n'a pas été observé pour cette nuance. Au contraire, elle présente la meilleure résistance à l'usure en dépouille par rapport à l'ensemble des outils (voir Figure A. 10). Une plus grande teneur en cobalt ne serait donc pas le seul paramètre pouvant conduire à une bonne résistance à ce type d'usure mais plutôt une combinaison de plusieurs facteurs comme : une bonne conductivité thermique limitant un écaillage thermique, des efforts de coupe faibles avec un coefficient de frottement moyen facilitant le glissement du copeau, une réactivité chimique faible entre la pièce usinée et l'outil limitant l'interaction thermique intense comme la source des collages qui se forment et se développent continuellement sur la face de coupe des outils.

D'un autre côté, tous ces facteurs n'ont visiblement pas été aussi bénéfiques pour la résistance à l'usure en cratère puis que les valeurs de K_T mesurées bien qu'étant meilleures que celles des nuances WC-10%wtCo et WC-12%wtCo, elle l'est beaucoup moins que WC-7%wtCo et WC-10%wtCo. Il est important de noter qu'aux faibles vitesses de coupe, ces valeurs de K_T sont très proche de celles des WC-7%wtCo et WC-10%wtCo (voir Figure A. 11).

En définitif, l'outil WC-6%wtCo de par sa faible teneur en cobalt et sa micrographie moyenne offre une réduction des efforts d'usinage avec un coefficient de frottement moyen. Une bonne résistance à l'usure en dépouille et à l'écaillage thermique est aussi à noter. Toutefois il présente une résistance à l'usure moyen comparé à des nuances d'outil avec une plus grande teneur en cobalt aux grandes vitesses de coupe.

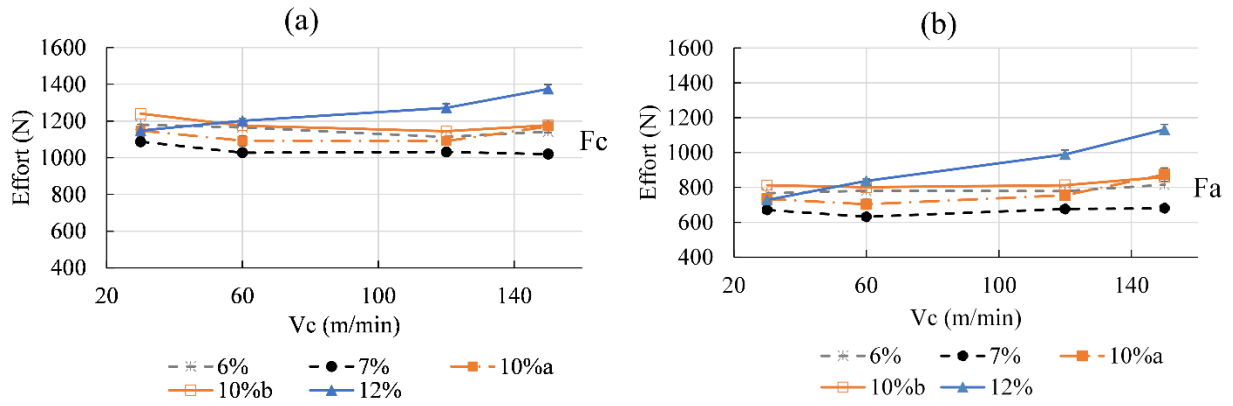


Figure A. 6. Evolution des efforts (a) de coupe et (b) d'avance en fonction de la vitesse de coupe.

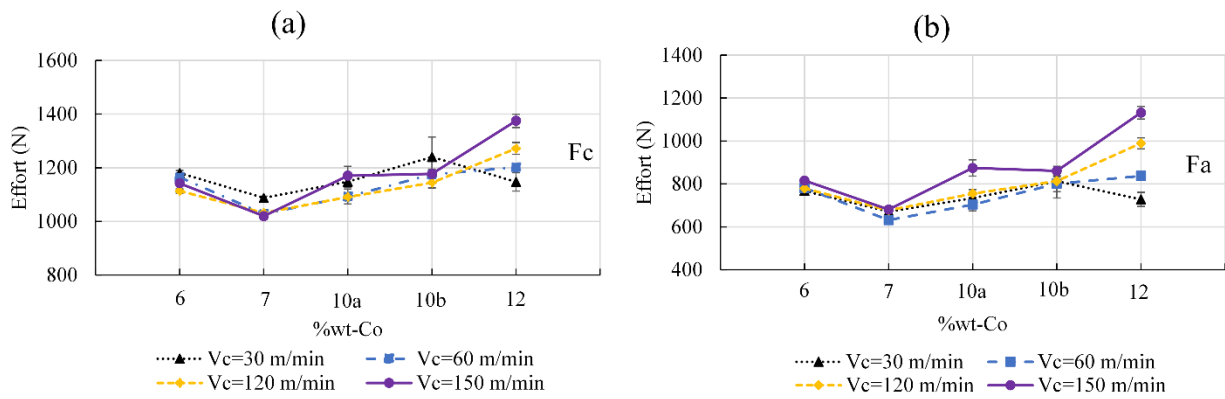


Figure A. 7. Evolution des efforts : (a) de coupe et (b) d'avance en fonction du pourcentage de cobalt de l'outil.

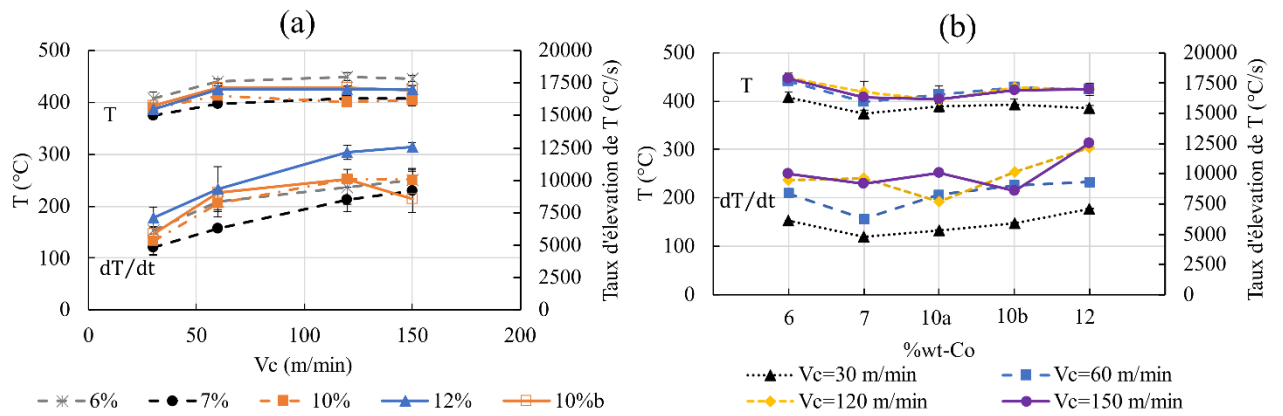


Figure A. 8. Evolution de la température en fonction de : (a) la vitesse de coupe et (b) le pourcentage de cobalt de l'outil.

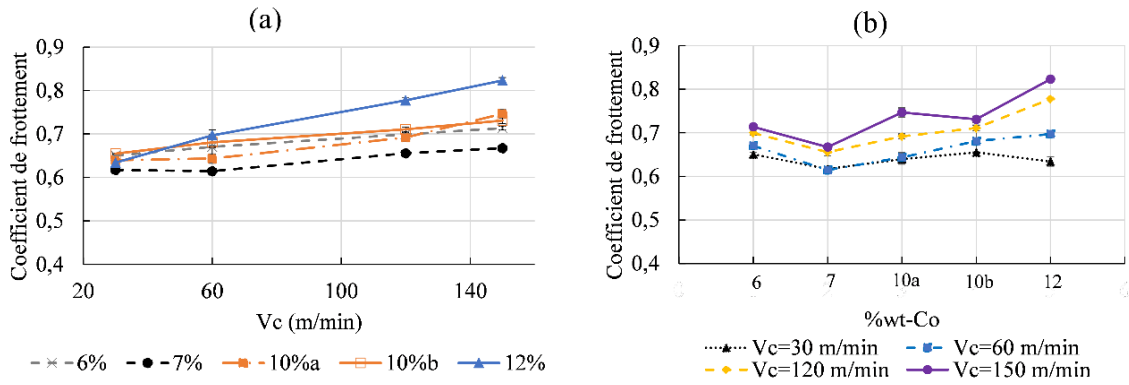


Figure A. 9. Evolution du coefficient de frottement en fonction de (a) la vitesse de coupe et (b) le pourcentage de cobalt de l'outil.

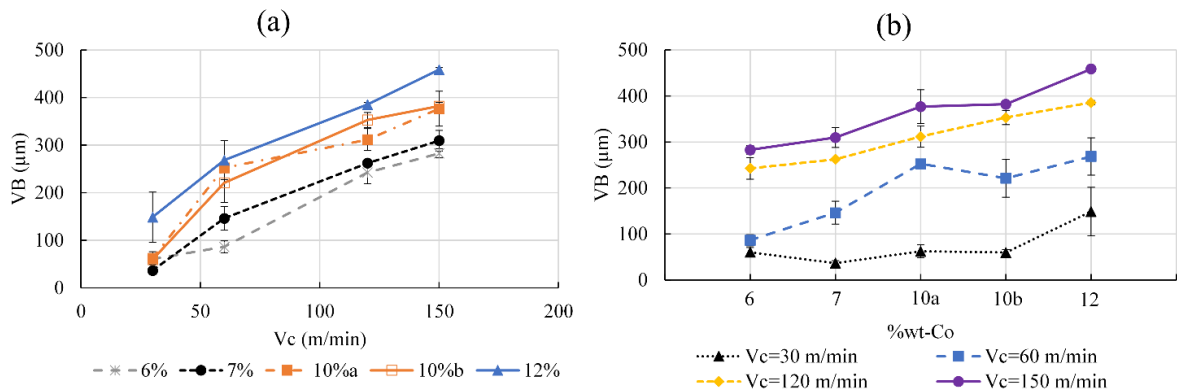


Figure A. 10. Evolution de l'usure en dépouille en fonction de (a) la vitesse de coupe et (b) le pourcentage de cobalt de l'outil.

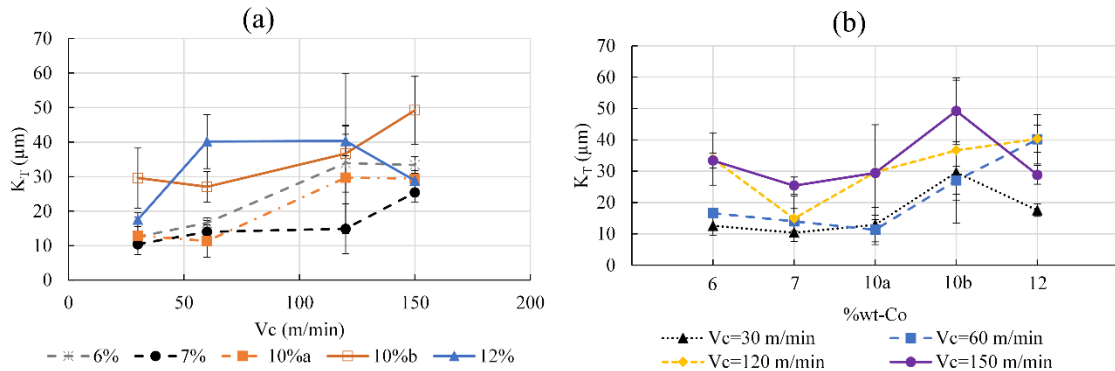


Figure A. 11. Evolution de la profondeur maximale du cratère en fonction de (a) la vitesse de coupe et (b) le pourcentage de cobalt de l'outil.

Les flèches sur la Figure A. 12. pointent quelques porosités importantes dans la microstructure de l'outil. On peut en conclure qu'il existe une corrélation évidente entre la profondeur affectée et la vitesse de coupe.

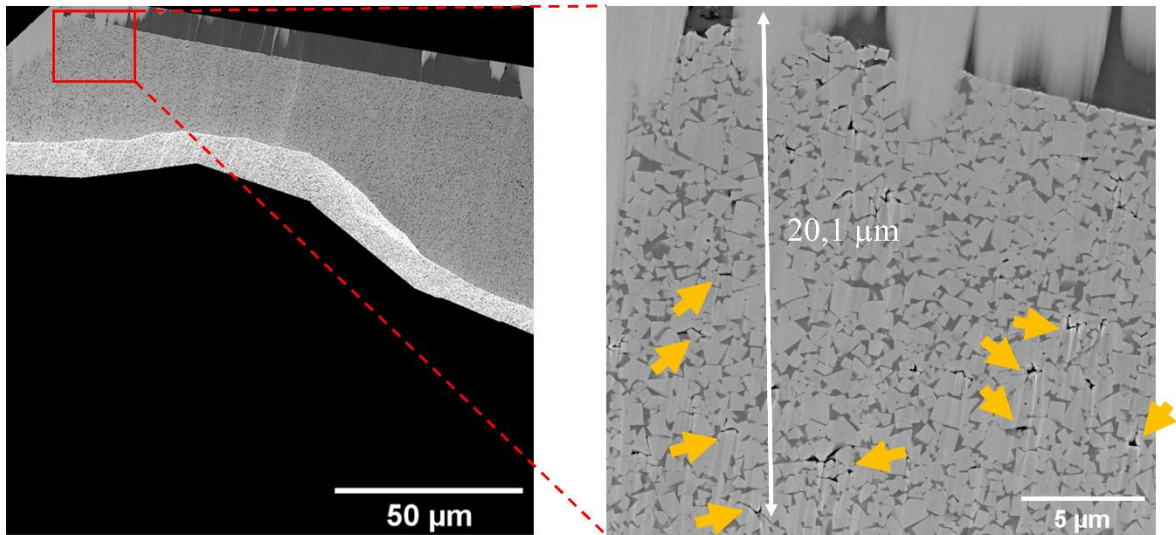


Figure A. 12. Visualisation de la profondeur affectée par l'opération d'usinage sur l'outil MG12 pour la vitesse de coupe $V_c = 150$ m/min.

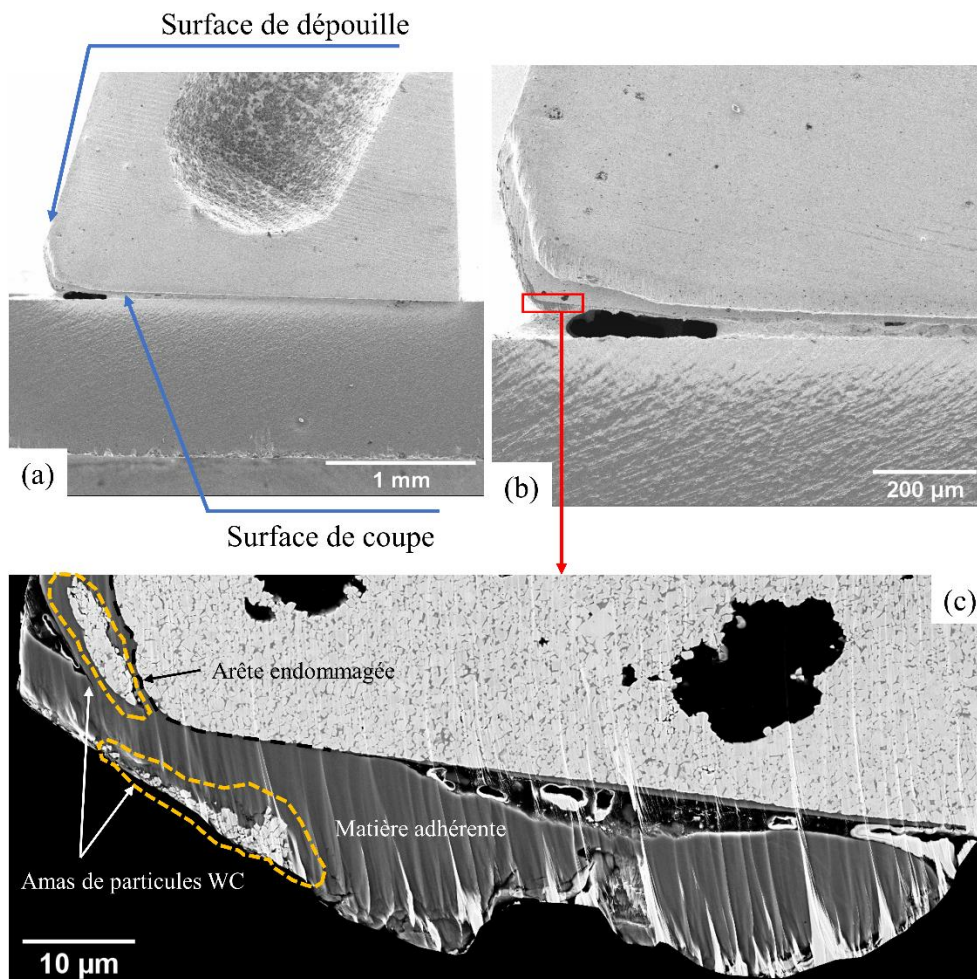


Figure A. 13. Visualisation de la microstructure de l'outil MG7 à $V_c = 150$ m/min.

Annexe B

Annexe B.1 Preuve de l'équivalence des modèles élasto-plastiques de von Mises et de Drucker-Prager sous une charge de compression

L'annexe suivante montre que les courbes de contrainte-déformation plastique de l'essai de compression uniaxiale obtenues dans l'axe de compression sont équivalentes pour les modèles de Mises et de Drucker-Prager si $\phi_{WC} = \psi_{WC} = 45^\circ$. Seules les grandeurs utiles à cette démonstration sont définies. Pour plus d'informations sur les grandeurs indéfinies, veuillez-vous reporter à la section 2. Les indices MS et DP attachés aux grandeurs font référence aux modèles de von Mises et de Drucker-Prager.

Dans l'essai de compression uniaxiale, le tenseur des contraintes de Cauchy s'écrit comme suit :

$$\boldsymbol{\sigma} = \begin{bmatrix} -\sigma_{com} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad (\text{B.1})$$

avec $\sigma_{com} > 0$, la valeur de la contrainte dans la direction de la compression.

La surface de charge pour les deux modèles est donnée par :

$$f_{WC}(\boldsymbol{\sigma}, p) = \sigma_{eq} - (R_{WC} + Y_{WC}(p)) \quad (\text{B.2})$$

Dans le modèle de von Mises, la contrainte équivalente est $\sigma_{eqMS} = J_2(\boldsymbol{\sigma})$. Pour l'état de contrainte de (B.1), $\sigma_{eqMS} = \sigma_{com}$. Dans le modèle de Drucker-Prager, la contrainte équivalente est $\sigma_{eqDP} = \frac{J_2(\boldsymbol{\sigma}) + I_1(\boldsymbol{\sigma}) \tan(\phi_{WC})/3}{1 - \tan(\phi_{WC})/3}$ avec $\phi_{WC} = 45^\circ$. Pour l'état de contrainte de (B.1), la contrainte équivalente est également celle calculée avec le modèle de Mises, c'est-à-dire $\sigma_{eqDP} = \sigma_{com}$.

Dans la relation (B.2), la déformation plastique cumulée p , pour le modèle de von Mises, est définie comme suit :

$$p_{MS} = \int_0^t \dot{\epsilon}_{eqMS} dt = \int_0^t \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\boldsymbol{\epsilon}}_{MS}^P : \dot{\boldsymbol{\epsilon}}_{MS}^P} dt \quad (\text{B.3})$$

avec un équivalent de vitesse de déformation plastique $\dot{\epsilon}_{eq}$ qui est calculé à partir du tenseur de vitesse de déformation plastique $\dot{\boldsymbol{\epsilon}}_{MS}^P$ calculé à partir de la loi d'écoulement associée :

$$\dot{\boldsymbol{\epsilon}}_{MS}^P = \dot{\lambda} \frac{\partial f_i}{\partial \boldsymbol{\sigma}} \quad (\text{B.4})$$

Dans le cas de l'état de contrainte donné dans (A.1), la déformation plastique est :

$$\dot{\boldsymbol{\epsilon}}_{MS}^P = -\dot{\epsilon}_{com} \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & -\frac{1}{2} & 0 \\ 0 & 0 & -\frac{1}{2} \end{pmatrix} \quad (\text{B.5})$$

avec $\dot{\epsilon}_{com} > 0$ la valeur de la vitesse de déformation plastique dans la direction de la compression.

Par conséquent, la vitesse de déformation plastique équivalente est $\dot{\epsilon}_{eqMS} = \dot{\epsilon}_{com} > 0$.

Pour le modèle de Drucker-Prager, la déformation plastique cumulée est définie par :

$$p_{DP} = \int_0^t \dot{\epsilon}_{eqDP} dt = \int_0^t \frac{\sigma: \dot{\epsilon}_{DP}^P}{\sigma_{eqDP}} dt \quad (B.6)$$

avec la vitesse de déformation plastique équivalente $\dot{\epsilon}_{eqDP}$ qui est calculée à partir du tenseur de vitesse de déformation plastique $\dot{\epsilon}_{DP}^P$ obtenu à partir de la loi d'écoulement :

$$\dot{\epsilon}_{DP}^P = \dot{\lambda} \frac{\partial g_{WC}}{\partial \sigma} \quad (B.7)$$

Le potentiel d'écoulement pour $\psi_{WC} = 45^\circ$ est de :

$$g_{WC}(\sigma) = J_2(\sigma) + \frac{1}{3} I_1(\sigma) \tan(\psi_{WC}) \quad (B.8)$$

Dans le cas de l'état de contrainte donné dans (A.1), la déformation plastique est :

$$\dot{\epsilon}_{DP}^P = -\dot{\epsilon}_{com} \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & -\frac{15}{12} & 0 \\ 0 & 0 & -\frac{15}{12} \end{pmatrix} \quad (B.9)$$

Par conséquent, la vitesse de déformation plastique équivalente est $\dot{\epsilon}_{eqDP} = \dot{\epsilon}_{com}$ qui est identique à celle calculée avec le modèle de von Mises.

En conclusion, pour les deux modèles, la déformation plastique cumulée est de :

$$p = \int_0^t \dot{\epsilon}_{com} dt = \epsilon_{com} \quad (B.10)$$

ainsi que les surfaces de rendement sont les mêmes. Par conséquent, les courbes $(\sigma_{comp}, \epsilon_{com})$ tracées pour ces modèles sont équivalentes.

Annexe B.2 Etude de convergence de maillage pour de la microstructure pour la section A.3.

Les tailles d'éléments qui ont été testées sont de 0.042 ; 0.031 ; 0.012 ; 0.007 et 0.005 fois la taille du VER correspondant à 3595, 4868, 35280, 65631 et 101418 éléments. Les indicateurs E_i/E_r et DPE_i/DPE_r sont utilisés pour étudier la convergence des maillages pour des calculs élastiques et élasto-plastiques, respectivement. Le rapport E_i/E_r correspond à un ratio de modules d'Young associées à des maillages comportant i et r éléments. L'indice r est le nombre d'élément le plus élevé de l'étude à savoir 101418. DPE_i/DPE_r est le rapport d'énergies plastiques dissipées.

Les courbes montrent une convergence des indicateurs à partir du maillage comportant 35280 éléments. Ce maillage est retenu pour l'étude car il évite des temps de calcul trop longs comparés à ces homologues comportant 65631 et 101418 éléments.

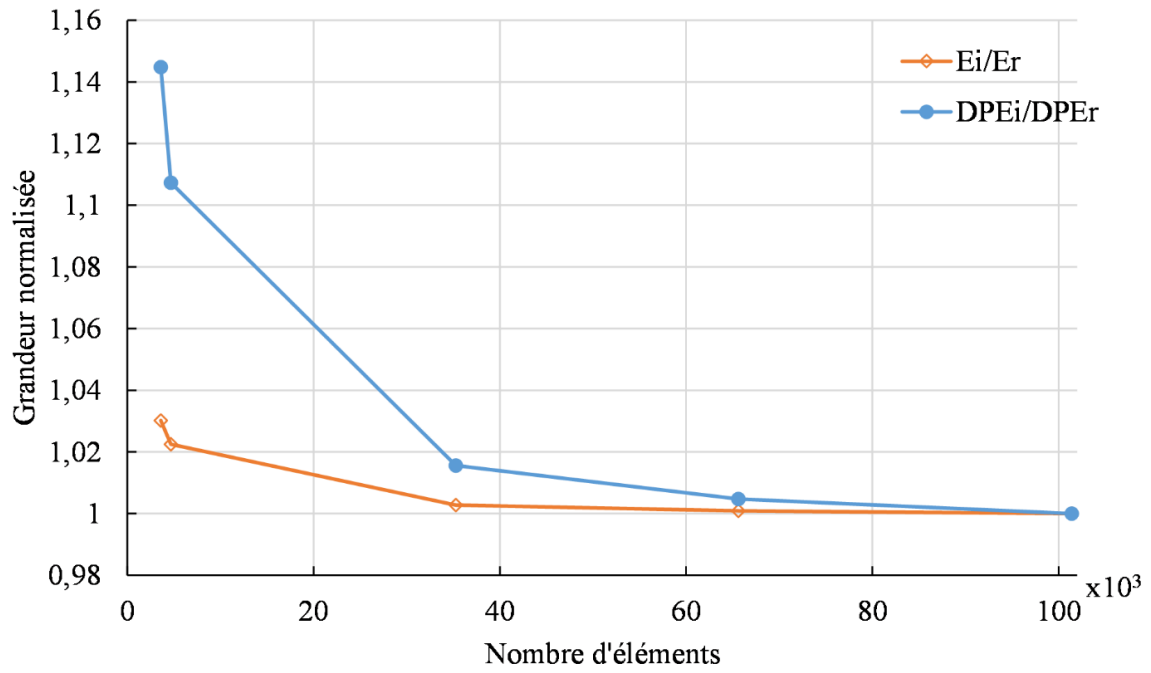


Figure B. 1. Influence du nombre d'éléments "i" sur les rapports E_i/E_r et DPE_i/DPE_r . Les couples E_i , E_r et DPE_i , DPE_r sont les modules d'Young et les énergies plastiques dissipées. L'indice r correspond à 100,000 éléments dans le modèle.

Liste des Figures

Figure I. 1. Evolution dans la production du WC-Co ([2], [4], [5]).	- 4 -
Figure I. 2. Estimation (en tonne) de la production mondiale de métaux durs pour les années 1930 à 2017 ([3], [6]).	- 5 -
Figure I. 3. Cycle thermique typique pour le frittage des carbures cémentés [11].	- 6 -
Figure I. 4. Description de l'évolution de la microstructure pendant le frittage en phase liquide et en phase solide des carbures cémentés [15].	- 6 -
Figure I. 5. Microstructure de différentes nuances de WC-Co [6].	- 7 -
Figure I. 6. Microstructure 3D de trois nuances de WC-Co. La phase carbure est représentée par des couleurs plus claires que la phase cobalt. Une coupe transversale a été réalisée à l'intérieur de la nuance avec une taille de grain moyenne pour apprécier la nature de la reconstruction 3D [19].	- 8 -
Figure I. 7. (a) Structure cristallographique du WC (b) Morphologie des monocristaux [15].	- 9 -
Figure I. 8. Squelette des phases de WC des nuances à taille de grain a) moyenne, b) ultrafine et c) nanométrique [19].	- 9 -
Figure I. 9. Reconstruction 3D des grains WC du WC-11%wtCo à gros grains ; les couleurs indiquent l'orientation sur la figure de pôle inverse le long de l'axe Z. Le volume total indiqué par la boîte blanche est de $50 \times 50 \times 40 \mu\text{m}$ [18].	- 9 -
Figure I. 10. Courbes contrainte-déformation de composites différents liants : Co Ni, Fe à 1000°C [5].	- 10 -
Figure I. 11. Squelette de la nuance WC-Co à taille de grain moyenne avec 1/4 de la structure du grain de carbure. Il convient de noter que le squelette est défini par la phase de liant, qui n'intercepte pas la phase de carbure [19].	- 11 -
Figure I. 12. Reconstruction de la phase polycristalline de Co (cubique à faces centrées). Le volume total indiqué par la boîte blanche est de $50 \times 50 \times 40 \mu\text{m}$ [18].	- 11 -
Figure I. 13. Plages de propriétés typiques du WC-Co [6].	- 12 -
Figure I. 14. Courbes contrainte-déformation à température ambiante en variant la teneur en cobalt et la taille des grains. a) en traction b) en compression [37].	- 13 -
Figure I. 15. Evolution de la conductivité thermique pour plusieurs nuances à taille de grains de WC et teneur en cobalt différentes en fonction de la température [39].	- 14 -
Figure I. 16. Combinaisons de la taille des grains de WC et de la teneur en cobalt dans les carbures cémentés, montrant une large gamme d'applications. Les lignes indiquent les valeurs d'isodureté (Vickers a.u.) [6].	- 14 -
Figure I. 17. Les quatre mécanismes de rupture prédominants dans les carbures cémentés sont marqués par des flèches de couleur. (A) Vert : rupture du liant, (B) jaune : rupture de l'interface carbure/liant (WC/Co), (C) rouge : rupture transgranulaire du carbure, et (D) orange : rupture intergranulaire du carbure (WC/WC) [45].	- 15 -
Figure I. 18. Variation de la proportion des différents types de rupture sur les faciès d'une éprouvette en fonction de la teneur en cobalt. W/C, WC/WC, WC/Co et Co/Co sont, respectivement, les ruptures dans la phase WC, dans l'interface WC/WC, dans l'interface WC/Co et dans la phase Co/Co [41].	- 15 -
Figure I. 19. Illustration de la croissance et la coalescence des vides dans le liant pendant l'extension et la rupture d'un ligament [44].	- 16 -
Figure I. 20. Les techniques actuellement disponibles pour les essais micro et nano-mécaniques ([49], [50]).	- 17 -
Figure I. 21. Méthodes d'essais micro/nanomécaniques les plus fréquemment utilisées dans la caractérisation de l'endommagement des métaux durs au cours de la dernière décennie : (a) Micro/nanoindentation, (b) compression de micropiliers, (c) essais de microtraction [59], (d) flexion de micropoutres et (e) essais de micro/nano-scratch [51].	- 18 -
Figure I. 22. Essais de résistance à la flexion de micropoutres : (a) Courbe contrainte-déformation, (b) illustration schématique des micropoutres avec une rupture aux interfaces, (c) sélection de la position	

d'une micropoutre dans la microstructure, (d), (e), (f) Micropoutres après l'essai de flexion. Surfaces de rupture caractéristiques des micropoutres avec des interfaces WC/WC et WC/Co [60]..... - 18 -

Figure I. 23. Résistance des micropoutres et nano-fils de WC-Co testés en flexion et en traction en fonction des origines de la rupture ([59], [60], [64], [65]). - 19 -

Figure I. 24. Configuration de la coupe orthogonale..... - 20 -

Figure I. 25. Illustration (a) du chariotage de tube [74] et (b) de l'usinage de disques en plongée [75]...
..... - 21 -

Figure I. 26. Représentation des zones de cisaillement en coupe orthogonale..... - 22 -

Figure I. 27. Abrasion et adhésion sur la surface de coupe de l'outil en WC-Co ; $V_c = 15\text{m/min}$; $a_p = 0,1\text{ mm}$; $f = 5\mu\text{m/dent}$ après (a) 750 mm et (b) 1200 mm de coupe [91]. - 23 -

Figure I. 28. Usure par adhésion selon Halila et al. [92]. - 24 -

Figure I. 29. Mécanismes de dégradation du carbure cémenté lors de l'usinage du Ti-6Al-4V selon Lindvall et al.[100]. - 25 -

Figure I. 30. Paramètres d'usure selon la norme ISO 3685 [109]. - 26 -

Figure I. 31. Images typiques d'usure d'outils non revêtus à grains de WC ultrafins après l'usinage à grande vitesse du Ti-6Al-4V, (a) outils usés, (b) usure en cratère, (c) usure en dépouille [110]. - 26 -

Figure I. 32. Classification des modes d'usure en fonction des paramètres opératoires de l'usinage [106].
..... - 27 -

Figure I. 33. Carte d'usure obtenue lors du tournage de l'alliage Ti-6Al-4V [112]. - 28 -

Figure I. 34. Description schématique des principaux mécanismes d'usure du WC-6%wtCo selon Kagnaya, [117]. - 30 -

Figure I. 35. Micrographie montrant la présence de la couche interfaciale de diffusion (couche blanche) à l'interface carbure cémenté/matériau usiné. Direction de glissement des copeaux de droite à gauche [104]. - 31 -

Figure I. 36. Schéma illustrant la dégradation et l'usure du carbure cémenté pendant le tournage du Ti-6Al-4V. La moindre résistance de la couche de diffusion WC_{1-x} à l'interface WC-Co/Ti-6Al-4V favorisera le détachement de la couche adhérente de Ti-6Al-4V, y compris une partie de la couche de diffusion WC_{1-x} [104]. - 31 -

Figure I. 37. Principe du tribomètre de P. Hedenqvist et al. [120]. - 32 -

Figure I. 38. Les essais tribologiques classiques : (a) pion stationnaire sur un disque rotatif. (b) pion stationnaire sur un cylindre rotatif (c) pion à déplacement réciproque sur une plaque stationnaire [125].
..... - 33 -

Figure I. 39. Comparaison des valeurs du coefficient d'usure pour les aciers C18, C45 obtenus lors des essais de frottement et en usinage [128]. - 34 -

Figure I. 40. Micrographie de la piste de frottement du WC-20%wtCo après 8 Km de frottement avec une force appliquée de 180 N [132]. - 35 -

Figure I. 41. Image prise par l'interféromètre montrant l'adhésion du titane sur le carbure [139]. ... - 37 -

Figure I. 42. Micrographie montrant la trace d'usure sur la piste de frottement après un glissement de 5 min à une vitesse de 150 m/min, (a) micrographie MEB de la surface usée, (b) carte MEB/EDX de la distribution de l'élément Ti correspondant à (a) [139]. - 38 -

Figure I. 43. Modèle pour la microstructure du WC-15%vol-Co avec 500 grains de WC. Le maillage contient $\approx 1,6$ million éléments et 0,27 million nœuds. La phase du liant est représentée en rouge [146].
..... - 41 -

Figure I. 44. Modèle schématique de l'essai de compression avec le modèle à (a) WC-matrice ; (b) Co-matrice [147]. - 42 -

Figure I. 45. Carte des déformations plastiques équivalentes (PEEQ) pour le modèle (a) XFEM (b) Rice et Tracey, à l'intérieur du VER [150]. - 43 -

Figure I. 46. (a) Évolution de la fissure dans le modèle éléments finis à l'échelle mésoscopique (b) Comparaison entre les modèles de fissures réelles et simulées [152]. - 43 -

Figure I. 47. Modèle simple montrant la structure du maillage et les types d'éléments [159]. - 44 -

Figure I. 48. (a) Modèle micromécanique 2D. Zoom sur le grain de WC et le maillage de l'interface cohésif. (b) Contrainte de traction principale en compression [160]. - 44 -

Figure I. 49. (a) Analyse des forces au niveau de l'outil de coupe pendant le processus de coupe. Conditions aux limites : (b) déplacement tangentiel et (c) déplacement en traction [161]. - 45 -

Figure II. 1. Dispositif expérimental montrant : (a)- l'instrumentation de l'essai de tournage, et (b)- les moyens d'acquisition pour les efforts et la température de coupe. - 53 -

Figure II. 2. Schéma illustrant l'instrumentation du dispositif par la table dynamométrique Kistler pour la mesure des efforts et le thermocouple pour celle de la température d'usinage au voisinage de l'arête de coupe de l'outil [92]. - 53 -

Figure II. 3. (a) Microscope optique KEYENCE VHX – 1000E®. (b) Interféromètre à lumière blanche Brucker Npflex®. - 54 -

Figure II. 4. Illustration CAO de l'assemblage du support et de l'outil. - 55 -

Figure II. 5. Polisseuse ionique GATAN PECS II MODEL 685. - 55 -

Figure II. 6. (a) Illustration des dimensions des pièces à usiner et (b) photo de l'éprouvette en alliage de titane Ti-6Al-4V. - 56 -

Figure II. 7. Micrographie du Ti-6Al-4V montrant les phases α et β . (a)- MEB, (b)- EBSD [163]. - 57 -

Figure II. 8. Plan de fabrication des outils utilisés pour les essais de tournage orthogonal. - 59 -

Figure II. 9. Montage de l'outil dans le porte-outil CH1. - 59 -

Figure II. 10. Macrographie montrant (a) la position du trou du thermocouple dans l'outil et (b) le rayon de l'arête de coupe. - 60 -

Figure II. 11. Microstructures des outils CH1 (6% wtCo), MG7 (7% wtCo), MG10 (10% wtCo) et MG12 (12% wtCo) (a) Micrographie, (b) seuillage du niveau de gris, (c) binarisation, (d) séparation automatique des grains. - 62 -

Figure II. 12. Les étapes de la segmentation des grains de la microstructure WC-Co : application à la nuance MG12 (12% wtCo). - 63 -

Figure II. 13. Distribution de la taille de grains des nuances d'outils CH1 (6%wtCo), MG7 (7%wtCo), MG10 (10% wtCo) et MG12 (12% wtCo). - 64 -

Figure II. 14. Evolution des efforts en fonction de la vitesse de coupe pour $f = 0,1$ mm/tr. (a) Efforts de coupe. (b) Efforts spécifiques de coupe [167]. - 66 -

Figure II. 15. Evolution des efforts en fonction de la vitesse d'avance pour $V_c = 100$ m/min. (a) Efforts de coupe. (b) Efforts spécifiques de coupe [167]. - 66 -

Figure II. 16. Effort de coupe et d'avance mesurés pour $V_c = 30$ m/min ; $f = 0,15$ mm/tr pour la nuance d'outil WC-12% wtCo. - 68 -

Figure II. 17. Morphologie des copeaux obtenus pour différentes vitesses de coupe et nuances d'outils. - 69 -

Figure II. 18. Paramètres géométriques des copeaux obtenus avec différentes vitesses de coupe et nuances d'outils (7%wtCo, 10%wtCo et 12%wtCo). - 70 -

Figure II. 19. Etapes de formation d'un segment de copeau lors de l'usinage de l'alliage de titane Ti-6Al-4V [80] : (a) Compression de la matière sur la face de coupe de l'outil; (b) Localisation de la déformation dans une bande étroite ; (c) Glissement du nouveau segment par rapport au reste de la pièce. - 71 -

Figure II. 20. Illustration des paramètres h_1 , h_2 et de l'évolution de la forme du copeau avec rapport de segmentation maximal [167]. - 71 -

Figure II. 21. Evolution de l'épaisseur moyenne du copeau en fonction de : (a) la vitesse de coupe. (b) le pourcentage de cobalt contenu dans l'outil. - 72 -

Figure II. 22. Evolution du rapport de segmentation R en fonction de : (a)- la vitesse de coupe et (b)- la teneur en cobalt de l'outil (%wtCo). - 73 -

Figure II. 23. (a) Evolution de l'épaisseur moyenne du copeau et (b) du rapport de segmentation en fonction de la vitesse de coupe pour les nuances d'outils de 10%wtCo : μ grain (MG10) et grain fin (G2). - 74 -

Figure II. 24. Evolution des efforts de coupe en fonction de la vitesse de coupe. (a) Efforts de coupe et (b) Efforts d'avance. - 74 -

Figure II. 25. Evolution des efforts en fonction du pourcentage de cobalt dans l'outil. (a)- Efforts de coupe. (b)- Efforts d'avance. - 76 -

Figure II. 26. Influence de la taille des grains du carbure sur les efforts de coupe (F_c) et d'avance (F_a) en fonction des vitesses de coupe pour la nuance de 10% wtCo. - 77 -

Figure II. 27. Evolution du coefficient de frottement en fonction de : (a) la teneur en cobalt, (b) la vitesse de coupe. - 78 -

Figure II. 28. (a) Evolution du coefficient de frottement apparent pour le couple XC18/carbure de tungstène non revêtu en fonction de la vitesse [177] (b) Evolution du frottement en fonction de la température à l'interface outil-copeau [84]. - 79 -

Figure II. 29. Evolution de la température de coupe pendant l'usinage du Ti-6Al-4V ; $V_c = 30$ m/min ; $f = 0,15$ mm/tr, cas de l'outil WC-12% wtCo. - 80 -

Figure II. 30. Evolution de la température en fonction (a) la vitesse de coupe et (b) du pourcentage de cobalt dans l'outil. - 81 -

Figure II. 31. Mesure de l'usure en dépouille pour les différentes vitesses de coupe et trois nuances d'outil. - 83 -

Figure II. 32. Evolution de l'usure en dépouille en fonction de : (a) la vitesse de coupe et (b) le pourcentage de cobalt de l'outil. - 84 -

Figure II. 33. Evolution de l'usure maximale en dépouille en fonction de : (a) la vitesse de coupe et (b) pourcentage de cobalt de l'outil. - 85 -

Figure II. 34. Signaux des efforts pour les différentes nuances d'outils et vitesses de coupe. 86

Figure II. 35. Evolution de l'usure en dépouille en fonction de la vitesse de coupe pour les outils pour des tailles de grain différentes. - 87 -

Figure II. 36. Topographie de la surface de coupe de l'outil WC-6% wtCo; $V_c = 30$ m/min; $f = 0,15$ mm/tr : (a) vue 3D, (b) vue 2D, (c) profil suivant l'axe x et (d) profil suivant l'axe y. - 88 -

Figure II. 37. Evolution de l'usure en cratère en fonction (a) de la vitesse de coupe (b) du pourcentage de cobalt dans l'outil. - 89 -

Figure II. 38. Evolution de la profondeur maximale du cratère en fonction de la vitesse de coupe pour les outils à granulométrie différente. - 90 -

Figure II. 39. Topographie de la surface de coupe pour les différentes vitesses de coupe et trois nuances d'outil. - 91 -

Figure II. 40. Illustration de la mesure de la longueur de contact pour l'outil WC-6% wtCo ; $V_c = 30$ m/min ; $f = 0,15$ mm/tr. - 92 -

Figure II. 41. Evolution de la longueur de contact en fonction (a) de la vitesse de coupe et (b) du pourcentage de cobalt. - 93 -

Figure II. 42. Illustration des zones d'usure avec des mécanismes d'endommagement propres présents sur la surface de contact des outils. WC-6% wtCo ; $V_c = 30$ m/min ; $f = 0,15$ mm/tr. - 94 -

Figure II. 43. Illustration des étapes de traitement sur image J pour l'estimation de la surface de contact. - 96 -

Figure II. 44. Carte du collage pour l'usinage du Ti-6Al-4V. - 97 -

Figure II. 45. Carte de l'abrasion pour l'usinage du Ti-6Al-4V. - 97 -

Figure II. 46. Illustration de la préparation des échantillons pour le polissage ionique. - 99 -

Figure II. 47. Dispositif de fixation des échantillons sur le support en titane. - 99 -

Figure II. 48. Coupe transversale polie par le bombardement des ions de l'arête de coupe de l'outil MG12 pour la condition $V_c = 30$ m/min. - 100 -

Figure II. 49. Analyse de la surface polie de l'outil WC-12% wtCo (MG12 ; $V_c = 30$ m/min).....	- 101 -
Figure II. 50. Mécanismes de déformations sur la surface de coupe de l'outil WC-12% wtCo (MG12 ; $V_c = 30$ m/min).....	- 102 -
Figure II. 51. Visualisation du mécanisme d'usure microscopique par diffusion-dissolution des phases WC et Co.....	- 103 -
Figure II. 52. Observation de la déformation plastique macroscopique de l'outil MG12. ($V_c = 30$ m/min).....	- 104 -
Figure II. 53. Observation de l'adhésion sur l'arête de coupe de l'outil WC-12% wtCo (MG12 ; $V_c = 30$ m/min).....	- 105 -
Figure II. 54. Porosités autour de l'arête de coupe ainsi qu'en profondeur de l'outil.....	- 106 -
Figure II. 55. Micrographie de l'outil MG12 ayant usiné à $V_c = 150$ m/min.....	- 108 -
Figure II. 56. Micrographie de l'outil WC-7% wtCo (MG7) ayant usiné à $V_c = 150$ m/min, montrant l'adhésion de la matière usinée et le détachement d'amas de grains de WC.....	- 109 -
Figure III. 1. Tribomètre Tribolab UMT Bruker®.....	- 116 -
Figure III. 2. Montage de la bille de Ti-6Al-4V dans le porte pion.....	- 116 -
Figure III. 3. Illustration de la stratégie de détermination des conditions de contact.....	- 117 -
Figure III. 4. Géométrie de l'ensemble outil-pièce en configuration de coupe orthogonale. Les distances sont en millimètre.....	- 118 -
Figure III. 5. Illustration du maillage, de l'assemblage outil/pièce et des conditions aux limites... -	- 118 -
Figure III. 6. Evolution des efforts d'usinage en fonction du temps pour la condition de coupe $V_c = 60$ m/min et $a_p = 0,15$ mm/tr.....	- 121 -
Figure III. 7. Evaluation de l'influence du coefficient de frottement sur les efforts d'usinage pour la condition de coupe $V_c = 60$ m/min et $a_p = 0,15$ mm/tr.....	- 122 -
Figure III. 8. Comparaison des efforts d'usinage numérique et expérimental pour les différentes conditions.....	- 122 -
Figure III. 9. Distribution de la pression sur la longueur de contact outil/copeau pour les différentes conditions d'usinage.....	- 123 -
Figure III. 10. Illustration des nœuds de récupération de la distribution de pression dans le contact outil/copeau.....	- 124 -
Figure III. 11. Evolution de la vitesse de glissement sur la longueur de contact outil/copeau pour les différentes conditions d'usinage.....	- 124 -
Figure III. 12. Exemple d'un disque de frottement (nuance WC-12% wtCo) a) Topographie de la surface dont la rugosité arithmétique moyenne est de $R_a = 0,51 \pm 0,025$ μm	- 125 -
Figure III. 13. Macrographie montrant (a) l'adhésion sur la nuance WC-7% wtCo pour la condition $V_g = 15$ m/min ; $F = 50$ N et (b) l'abrasion sur la nuance WC-10% wtCo pour la condition $V_g = 7,5$ m/min ; $F = 48$ N.....	- 127 -
Figure III. 14. Image MEB de la nuance WC-15% wtCo pour la condition $V_g = 34$ m/min ; $F = 3$ N.	- 128 -
Figure III. 15. Etat de surface de la piste de frottement du disque WC-7% wtCo pour la condition ($F = 50$ N ; $V_g = 15$ m/min).....	- 129 -
Figure III. 16. Etat de surface de la piste de frottement du disque WC-10% wtCo pour la condition ($F = 48$ N ; $V_g = 7,5$ m/min).....	- 129 -
Figure III. 17. Diagramme d'usure du disque WC-7% wtCo. Le diamètre des cercles est proportionnel au volume de matière collée par unité de longueur pour l'adhésion.....	- 130 -
Figure III. 18. Image MEB de la piste de frottement du disque WC-7% wtCo pour la condition ($F = 3$ N ; $V_g = 34$ m/min).....	- 131 -
Figure III. 19. Diagramme d'usure du disque WC-10% wtCo. Le diamètre des cercles est proportionnel au volume de matière collée ou enlevée par unité de longueur pour l'adhésion ou l'abrasion.....	- 131 -

Figure III. 20. Topographie de la surface du disque WC-10% wtCo pour les conditions (a) ($F = 48 \text{ N}$; $V_g = 7,5 \text{ m/min}$), (b) ($F = 50 \text{ N}$; $V_g = 15 \text{ m/min}$)..... - 132 -

Figure III. 21. Diagramme d'usure du disque WC-12% wtCo. Le diamètre des cercles est proportionnel au volume de matière collée ou enlevée par unité de longueur pour l'adhésion ou l'abrasion. - 132 -

Figure III. 22. Topographie de la surface de la piste de frottement du disque WC-12% wtCo pour les conditions (a) ($F = 18 \text{ N}$; $V_g = 11 \text{ m/min}$), et (b) ($F = 9 \text{ N}$; $V_g = 11 \text{ m/min}$). - 133 -

Figure III. 23. Diagramme d'usure du disque WC-15% wtCo. Le diamètre des cercles est proportionnel au volume de matière collée ou enlevée par unité de longueur pour l'adhésion ou l'abrasion. - 133 -

Figure III. 24. Image MEB de la piste de frottement du disque WC-15% wtCo pour la condition ($F = 3 \text{ N}$; $V_g = 34 \text{ m/min}$). - 134 -

Figure III. 25. Cartes du coefficient de frottement apparent des nuances de disque WC-7% wtCo et WC-15% wtCo. - 137 -

Figure IV. 1. (1) Construction des cellules de Voronoï à partir d'une distribution aléatoire de points. (2) Partition de chaque cellule en deux phases. (3) Microstructure 2D typique obtenue. (4) Extrusion de la microstructure dans la direction z..... - 150 -

Figure IV. 2. Volumes élémentaires représentatifs avec différents nombres de grains de WC (WC-20% wtCo)..... - 151 -

Figure IV. 3. Conditions aux limites appliquées sur les microstructures. U_x , U_y et U_z sont les déplacements dans les directions x, y et z, respectivement. - 151 -

Figure IV. 4. Evolution de la moyenne ($\langle \rangle$) et de l'écart-type (SD) du rapport E_{xi}/E_{yi} en fonction du nombre de grains WC "i". E_{xi} et E_{yi} sont les modules d'Young calculés pour "i" éléments dans les directions x et y, respectivement. - 152 -

Figure IV. 5. Evolution de la moyenne ($\langle \rangle$) et de l'écart-type (SD) du rapport E_i/E_{300} en fonction du nombre de grains WC "i". E_i est le module d'Young calculé pour i grains WC et E_{300} est le module d'Young moyen calculé pour 300 grains WC..... - 153 -

Figure IV. 6. Evolution de la moyenne ($\langle \rangle$) et de l'écart-type (SD) du rapport P_i/U_i en fonction du nombre de grains WC "i". P_i et U_i sont l'énergie plastique dissipée et le travail externe, respectivement. - 154 -

Figure IV. 7. Evolution de la moyenne ($\langle \rangle$) et de l'écart-type (SD) des critères de Hill ψ_i en fonction des grains de WC "i". - 155 -

Figure IV. 8. Comparaison du module d'Young simulé du WC-Co et des résultats expérimentaux pour différentes fractions volumiques de WC ([36], [215]–[217])..... - 156 -

Figure IV. 9. Evaluation de l'influence des paramètres d'écroutissage QWC et bWC sur les courbes de contrainte-déformation calculées pour un composite WC-6% wtCo en compression uniaxiale..... - 157 -

Figure IV. 10. Comparaison entre les courbes de contrainte-déformation pour différentes combinaisons de comportement des phases avec les données expérimentales [204] et [212], en compression uniaxiale. Les indices E et P indiquent que les phases sont élastiques et élasto-plastiques, respectivement. Pour la phase WC, les paramètres d'écroutissage utilisés sont $QWC = 3000 \text{ MPa}$ et $bwc=500$ - 158 -

Figure IV. 11. Evolution des paramètres α_1 et α_2 en fonction de la température. - 159 -

Figure IV. 12. Comparaison entre les résultats expérimentaux de [204] et les courbes de contrainte-déformation calculées à différentes températures pour un composite WC-6% wtCo en compression uniaxiale (200°C-900°C) (RT = température ambiante). - 160 -

Figure IV. 13. Comparaison entre les courbes de contrainte-déformation plastique calculées dans le présent travail et par Faksa et al. [147] pour la phase WC à différentes températures (RT-900°C) (RT = température ambiante). - 161 -

Figure IV. 14. Comparaison entre les courbes de contrainte-déformation calculées dans le présent travail et celles mesurées par Teppernegg et al. [204] pour un composite WC-10.5% wtCo en compression uniaxiale à différentes températures (200°C-900°C). - 162 -

Figure IV. 15. Comparaison entre les courbes de contrainte-déformation calculées avec les modèles de von Mises et de Drucker-Prager appliqués à la phase WC pour un composite WC-6%wtCo en compression uniaxiale à différentes températures (200°C-900°C). - 163 -

Figure IV. 16. Comparaison entre les courbes de contrainte-déformation calculées avec les modèles de Mises et de Drucker-Prager appliqués à la phase de WC pour un composite WC-10.5%wtCo en compression uniaxiale à différentes températures..... - 164 -

Figure IV. 17. Diagramme p-J2 obtenu à partir du tenseur des contraintes calculé à chaque point d'intégration dans la phase WC. p est la pression et J2 la contrainte de von Mises. Chaque "point" de la figure correspond à un rectangle de dimensions 50x25MPa contenant un groupe d'états de contrainte. La couleur de la barre indique la probabilité de trouver ce groupe d'état de contrainte dans la phase WC. Ces données ont été calculées avec (a): le critère de von Mises et (b): le critère de Drucker-Prager pour un composite WC-6%wtCo, (c): le critère de von Mises et (d) le critère de Drucker-Prager pour un composite WC-10.5%wtCo et pour une déformation totale de 2 % à température ambiante. - 165 -

Figure IV. 18. Stratégie pour la construction de la microstructure avec la considération des interfaces WC/WC et WC/Co. - 167 -

Figure IV. 19. Microstructure de trois nuances de composite WC-Co avec la considération des interfaces. - 168 -

Figure IV. 20. Courbe traction séparation. - 169 -

Figure IV. 21. Image MEB montrant la préparation des micropoutres [60]. - 170 -

Figure IV. 22. Illustration des micropoutres F, E et H avec la position des interfaces WC/WC et WC/Co. - 171 -

Figure IV. 23. Comparaison des courbes force-déplacement numériques et expérimentales des micropoutres en flexion pour les poutres (a) F, (b) E et (c) H. - 171 -

Figure IV. 24. Géométrie et maillage des parties du modèle de frottement du copeau..... - 172 -

Figure IV. 25. Conditions aux limites imposées au copeau, l'enrobage et la microstructure. - 174 -

Figure IV. 26. Evolution du pourcentage d'interfaces endommagées en fonction de la teneur en cobalt pour trois valeurs de i. - 176 -

Figure IV. 27. Endommagement dans les interfaces lors des deux étapes de chargement pour deux seuils (a), (b) $i = 0,05$ et (c), (d) $i = 0,01$ (WC-7%wtCo)..... - 177 -

Figure IV. 28. Evolution du pourcentage d'interface dont le critère est supérieur à $i = 0,01$ en fonction de la teneur en cobalt et pour les chargements en compression et en compression couplée au glissement du copeau..... - 177 -

Figure IV. 29. Evolution du pourcentage d'interfaces avec un critère supérieur à $i = 0,01$ en fonction de la température et pour les deux types de chargement : compression et compression + glissement. - 178 -

Figure IV. 30. Evolution du pourcentage d'interface avec un critère supérieur à $i = 0,01$ en fonction du coefficient de frottement. - 179 -

Figure IV. 31. Illustration des zones analysées dans la microstructure du composite WC-7%wtCo..... - 180 -

Figure IV. 32. Distribution des interfaces dans les quatre zones de la microstructure pour la nuance WC-7%wtCo. - 180 -

Figure IV. 33. Evolution du pourcentage d'interfaces avec un critère supérieur à $i = 0,01$ en fonction du chargement et coefficient de frottement pour chaque zone. - 181 -

Figure IV. 34. Illustration des angles d'orientation des interfaces par rapport à l'axe horizontal... - 182 -

Figure IV. 35. Répartition des interfaces en fonction de leur orientation par rapport à l'axe horizontal pour le composite WC-7%wtCo..... - 182 -

Figure IV. 36. Evolution du pourcentage d'interfaces avec un critère supérieur à $i = 0,01$ en fonction de l'orientation de l'interface par rapport à la direction de compression..... - 183 -

Figure IV. 37. Evolution du pourcentage d'interfaces avec un critère supérieur à $i = 0,01$ en fonction de l'orientation de l'interface par rapport au sens de glissement du copeau..... - 184 -

Figure IV. 38. Domaine simple soumis à une contrainte de compression $-\sigma_x$ et une contrainte de cisaillement τ_{xy} - 184 -

Figure IV. 39. Courbes d'évolution du critère en fonction de l'angle de l'interface calculées à partir de l'Equation (IV. 18) pour $\sigma_x = 2000$ MPa ; $\tau_{xy} = 577,3$ MPa ; $t_{nmax} = 3200$ MPa ; $t_{smax} = 1500$ MPa..... - 185 -

Figure A. 1. Morphologie des copeaux obtenus pour les nuances d'outil 10a%wtCo (micrograin) et 10b%wtCo (fin-moyen) à différentes vitesses de coupe. - 211 -

Figure A. 2. Mesure des paramètres de copeaux pour les nuances d'outil 10a%wtCo (micrograin) et 10b%wtCo (fin-moyen) à différentes vitesses de coupe. - 211 -

Figure A. 3. Signaux de température et du taux d'augmentation de la température pour l'ensemble des essais..... - 212 -

Figure A. 4. Surface de dépouille et mesure de l'usure en dépouille pour toutes les vitesses de coupe et trois nuances d'outils : WC-6%wtCo ; WC-10%wtCo ; WC-12%wtCo. - 213 -

Figure A. 5. Topographie de la surface de coupe pour les différentes vitesses de coupe et trois nuances d'outil. - 214 -

Figure A. 6. Evolution des efforts (a) de coupe et (b) d'avance en fonction de la vitesse de coupe..... - 216 -

Figure A. 7. Evolution des efforts : (a) de coupe et (b) d'avance en fonction du pourcentage de cobalt de l'outil. - 216 -

Figure A. 8. Evolution de la température en fonction de : (a) la vitesse de coupe et (b) le pourcentage de cobalt de l'outil..... - 216 -

Figure A. 9. Evolution du coefficient de frottement en fonction de (a) la vitesse de coupe et (b) le pourcentage de cobalt de l'outil. - 217 -

Figure A. 10. Evolution de l'usure en dépouille en fonction de (a) la vitesse de coupe et (b) le pourcentage de cobalt de l'outil. - 217 -

Figure A. 11. Evolution de la profondeur maximale du cratère en fonction de (a) la vitesse de coupe et (b) le pourcentage de cobalt de l'outil..... - 217 -

Figure A. 12. Visualisation de la profondeur affectée par l'opération d'usinage sur l'outil MG12 pour la vitesse de coupe $V_c = 150$ m/min. - 218 -

Figure A. 13. Visualisation de la microstructure de l'outil MG7 à $V_c = 150$ m/min..... - 218 -

Figure B. 1. Influence du nombre d'éléments "i" sur les rapports E_i/E_r et DPE_i/DPE_r . Les couples E_i , E_r et DPE_i , DPE_r sont les modules d'Young et les énergies plastiques dissipées. L'indice r correspond à 100,000 éléments dans le modèle. - 221 -

Liste des Tableaux

Tableau I. 1. Récapitulatif des mécanismes d'usure rencontrés dans les différentes études tribologiques à l'aide de tribo-systèmes fermés du couple de matériaux WC-6wt%Co/Ti-6Al-4V.....	39
Tableau II. 1. Comparaison entre les propriétés mécaniques du Ti-6Al-4V et celles du titane pur et de l'alliage d'aluminium Al 7075-T6 selon Hughes et al. [162].....	57 -
Tableau II. 2. Pourcentage massique des composants chimiques (% wt) du Ti-6Al-4V [163].....	57 -
Tableau II. 3. Propriétés mécaniques des nuances d'outils fournies par Evatec Tools®.	58 -
Tableau II. 4. Récapitulatif des mesures des rayons d'arêtes.	60 -
Tableau II. 5. Taille de grains mesurée à partir des micrographies des outils.....	64 -
Tableau II. 6. Conditions de coupe pour la détermination de la vitesse de coupe et d'avance stables pour le couple outil-matière WC-6%Co/Ti-6Al-4V selon Yameogo [167].	65 -
Tableau II. 7. Essais d'usinage réalisés dans l'étude paramétrique pour une nuance WC-i%wtCo.	67 -
Tableau III. 1. Paramètres de Johnson-Cook déterminés par Lesuer [194] pour le Ti-6Al-4V.	119 -
Tableau III. 2. Propriétés thermo-physiques de l'outil en WC-Co et du Ti-6Al-4V.	120 -
Tableau III. 3. Conditions appliquées pour les essais de frottement.	125 -
Tableau III. 4. Récapitulatif des chargements appliqués.....	126 -
Tableau III. 5. Condition des essais de frottement.	127 -
Tableau IV. 1. Module d'Young E utilisé pour les phases WC et Co à différentes températures selon ([142], [202], [205]).	145 -
Tableau IV. 2. Expansion thermique utilisée pour les phases WC et Co à différentes températures ([203], [208]).....	146 -
Tableau IV. 3. Données relatives à la contrainte-déformation plastique de la phase Co en compression uniaxiale pour différentes températures, extraites des courbes de [212].....	147
Tableau IV. 4. Résumé des paramètres du modèle.....	162 -
Tableau IV. 5. Dimensions des micropoutres et sollicitations appliquées [60].....	170 -
Tableau IV. 6. Propriétés du matériau de l'enrobage WC-Co.....	173 -

RESUME

En raison de sa grande dureté et sa résistance à l'usure, le carbure de tungstène avec liant cobalt (WC-Co) est le matériau incontournable pour la fabrication des outils d'usinage, des outillages de découpe et de formage, ainsi que des pièces d'usure nécessitant une dureté importante et une grande précision. La modification de la microstructure du carbure de tungstène, et plus particulièrement sa teneur en cobalt suscite aujourd'hui le plus grand intérêt de la part des fabricants pour développer de nouvelles nuances plus performantes et ainsi gagner de nouveaux parts de marché.

Cette thèse propose d'étudier l'effet de la teneur en cobalt des outils carbure sur les grandeurs mesurées et les mécanismes d'usure lors de l'usinage des superalliages durs à base de titane (Ti-6Al-4V). Le travail de recherche, à la fois expérimental et numérique, est consacré d'une part à la compréhension des mécanismes microscopiques d'endommagement conduisant à l'usure macroscopique du composite WC-Co, et d'autre part à l'influence de la teneur en cobalt sur le comportement du WC-Co en tenant compte du couplage mécanique-microstructure-endommagement.

Sur la base d'une analyse expérimentale, l'identification des phénomènes physiques macroscopiques et microscopiques mis en jeu aux niveaux des interfaces de contact outil/copeau et outil/pièce a été conduite. A cet effet, des essais d'usinage ont été réalisés dans un premier temps sur le couple outil-matière WC-Co/Ti-6Al-4V avec différentes teneurs en cobalt pour les outils. Dans un deuxième temps, une caractérisation tribologique, du même couple outil-matière, a été menée afin d'évaluer l'influence de la teneur en cobalt et les conditions de contact (vitesse de glissement, effort appliqué) sur le coefficient de frottement et l'usure. Toutefois, l'inaccessibilité des zones de contact pendant l'usinage et les essais tribologiques n'ont pas permis une description complète des mécanismes d'usure observés qu'ils soient macroscopiques (collage, abrasion, déformation, ...), ou microscopique (fissuration, endommagement des phases WC, Co). La simulation numérique par éléments finis s'est avérée alors un outil complémentaire intéressant pour l'analyse de ces mécanismes d'usure.

Notre stratégie de modélisation s'est intéressée à la réponse du WC-Co à l'échelle de la microstructure sous un chargement thermomécanique représentatif de l'usinage. Le modèle proposé tient compte du comportement des phases WC et Co séparément et celui des interfaces WC-WC et WC-Co. Cette stratégie a permis d'étudier et identifier les paramètres influant sur le comportement de la microstructure depuis la phase élastique jusqu'à l'initiation de l'endommagement. Un bon accord a été obtenu entre les résultats du comportement numérique à l'initiation de l'endommagement dans la microstructure et ceux des observations expérimentales en termes d'effets de la teneur en cobalt dans le carbure de tungstène et des conditions d'usinage appliquées.

SUMMARY

Due to their high hardness and wear resistance, cemented carbide (WC-Co) is the main material used to manufacture machining tools and forming tooling, as well as wear parts requiring high hardness and high precision. The modification of tungsten carbide microstructure, and more particularly its cobalt content, is currently attracting the greatest interest from manufacturers to develop new grades tools with high performance, and then expand new markets.

This thesis aims to study the effect of the cobalt content of carbide tools on the measured values and wear mechanisms when machining hard superalloys such as the aeronautical titanium alloys Ti-6Al-4V. Both experimental and numerical research work are devoted on one hand to the understanding of the microscopic damage mechanisms leading to the macroscopic wear of the WC-Co composite and on the other hand, to the influence of the cobalt content on the behavior of the WC-Co taking into account the mechanical-microstructure-damage coupling.

On the basis of an experimental analysis, the identification of the macroscopic and microscopic physical phenomena involved at the tool/chip and tool/workpiece contact interfaces was conducted. Machining tests were firstly carried out on the tool-material couple WC-Co/Ti-6Al-4V with different cobalt contents for the tools (from 6 to 15%). In a second step, a tribological characterization of the same tool-material couple was carried out to evaluate the influence of the cobalt content and the contact conditions (sliding speed, applied force) on the friction coefficient and wear. However, the inaccessibility of the contact zones during machining and the tribological tests did not allow a complete description of the wear mechanisms observed, whether macroscopic mechanisms (adhesion, abrasion, deformation, ...), or microscopic mechanisms (cracking, damage of the WC and Co phases). The numerical simulation using finite elements (FE) proved to be a very interesting complementary tool for the analysis of these wear mechanisms.

Our modeling strategy focused on the response of WC-Co at the microstructure scale for the thermomechanical loading close to that obtained by machining. The proposed model takes into account the behavior of the WC and Co phases separately and that of the interfaces WC-WC and WC-Co of the composite. This strategy allowed to study and identify parameters influencing the behavior of the microstructure from the elastic stage to the damage initiation. A good agreement was obtained between the results of the numerical behavior at the initiation of damage in the microstructure and those of the experimental observations in terms of the effects of the cobalt content in the tungsten carbide and of the applied machining conditions.