UNIVERSITÉ DE LORRAINE | BIBLIOTHÈQUES UNIVERSITAIRES

AVERTISSEMENT
DROIT D'AUTEUR

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. Toute contrefaçon, plagiat ou reproduction illicite encourt une poursuite pénale.

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

Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 122. 4
Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 335.2- L 335.10

UNIVERSITÉ DE LORRAINE
34 COURS LÉOPOLD — CS 25233
54052 NANCY CEDEX
TÉL : 03 54 50 54 00
CONTACT@UNIV-LORRAINE.FR
WWW.UNIV-LORRAINE.FR

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

Muslum GUVEN

Analyse expérimentale et modélisation de l'endommagement par abrasion du carbure de tungstène (WC-Co) à l'échelle de la microstructure

Directeur de thèse : Mohammed NOUARI

Co-directeur de thèse : Cyprien WOLFF

Co-encadrement de thèse : Hamid MAKICH

Soutenue publiquement le 12 décembre 2025 devant le jury :

M. Guillaume FROMENTIN	Professeur, Laboratoire LABOMAP, Arts et Métiers campus de Cluny	Rapporteur
M. Adinel GAVRUS	Maître de Conférences HDR, Laboratoire LGCGM, INSA de Rennes	Rapporteur
Mme. Céline BOUBY	Maîtresse de Conférences, Laboratoire LEM3, Université de Lorraine	Examinatrice
M. Michaël FONTAINE	Professeur, Institut FEMTO-ST, Supmicrotech-ENSMM	Président du jury
M. Mohammed NOUARI	Professeur, Laboratoire LEM3, Université de Lorraine	Examinateur
M. Cyprien WOLFF	Maître de Conférences, Laboratoire LEM3, Université de Lorraine	Examinateur
M. Hamid MAKICH	Maître assistant, Laboratoire LEM3, Université de Lorraine	Invité
M. Nadhir LEBAAL	Professeur, Laboratoire ICB, Université de Technologie de Belfort-Montbéliard	Invité

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

Remerciements

Ce travail de thèse a été mené au sein du département T-PRIOM (Thermomécanique des Procédés et des Interactions Outil-Matière) du Laboratoire d'Étude des Microstructures et de Mécanique des Matériaux (LEM3 UMRS CNRS 7239).

Je tiens à remercier sincèrement mon directeur de thèse M. Mohammed NOUARI, Professeur des universités et directeur adjoint du LEM3, de m'avoir accordé sa confiance en me confiant ce sujet de thèse de doctorat. Son encadrement, son soutien ainsi que son expertise dans le domaine de la mécanique et de l'endommagement ont été des éléments très importants dans la réussite de ce projet de thèse. Je remercie également très fortement mon co-directeur de thèse M. Cyprien WOLFF, Maître de conférences, pour son encadrement et son aide. Ses qualités didactiques et les conseils précieux qu'il m'a prodigués me seront utiles tout au long de ma carrière.

Je remercie M. Guillaume FROMENTIN, Professeur aux Arts et Métiers de Cluny, et M. Adinel GAVRUS, Professeur à l'INSA de Rennes, d'avoir accepté de rapporter mon travail de thèse, ainsi que M. Mickaël FONTAINE, Professeur à l'ENSMM Besançon, et Madame Céline BOUBY, Maîtresse de conférences à l'Université de Lorraine, pour avoir examiné mon travail.

Je remercie les collègues de l'InSIC, en particulier M. Hamid MAKICH pour son aide technique et son accompagnement pour le bon déroulement des essais expérimentaux conduits dans cette thèse. Merci également à M. Arnaud DELAMEZIERE, directeur du GIP-InSIC, pour son accueil au sein de l'établissement et les différents moyens mis à ma disposition pour le bon déroulement de ma thèse. Enfin un grand merci à tous les doctorants présents dans le laboratoire pendant mon passage, Agode Kofi, Lhoucine, El Mehdi, Anas, Ivan et enfin un grand merci à Saeid avec qui j'ai partagé le bureau.

Tables des matières principales

Remerciements **3**

Introduction générale **9**

Chapitre I : Étude bibliographique **13**

Table des matières du Chapitre I **14**

1. Introduction **15**

2. Le carbure de tungstène WC-Co **15**

2.1. Historique 15

2.2. Domaines d'applications 16

2.3. Procédé d'élaboration 17

2.4. Microstructure 18

2.4.1. Morphologie *18*

2.4.2. Structure cristallographique de la phase WC du composite WC-Co *20*

2.4.3. Phase liante *21*

2.5. Propriétés thermomécaniques 23

2.6. Mécanismes de rupture du WC-Co 25

2.7. Propriétés à rupture des grains de WC et des interfaces WC/WC et WC/Co 27

2.8. Conclusion 30

3. Usure et mécanismes d'endommagement du carbure de tungstène WC-Co **31**

3.1. Usure des outils en WC-Co dans les applications d'usinage 31

3.2. Usure des outils en WC-Co lors du forage des roches 34

4. Approche tribologique pour l'étude de l'endommagement du carbure de tungstène WC-Co **34**

4.1. Généralités sur les essais tribologiques 35

4.2. Identification de l'endommagement du WC-Co dans les essais tribologiques classiques 36

5. Analyse de l'usure par abrasion du carbure de tungstène WC-Co **40**

5.1. Généralités 40

5.1.1. Usure abrasive à deux corps *40*

5.1.2. Usure abrasive à trois corps *40*

5.2. Essais tribologiques pour caractériser l'usure par abrasion 41

5.3. Synthèse des essais de rayure de la littérature menés sur le WC-Co 44

6. Modélisation numérique de l'endommagement du carbure de tungstène WC-Co à l'échelle de la microstructure 54

6.1. Modélisation du comportement thermomécanique de la microstructure WC-Co 54

6.2. Modélisation de l'endommagement microstructural du WC-Co 58

7. Conclusion 63

Chapitre II : Analyse expérimentale de l'usure par abrasion du carbure de tungstène WC-Co 65

Table des matières du Chapitre II 66

1. Introduction 67

2. Essais de rayure 67

2.1. Contexte 67

2.2. Description des essais de rayure 67

3. Protocole d'essais 70

3.1. Banc d'usure 70

3.2. Préparation des échantillons 71

3.3. Indenteur 73

3.4. Essais de rayure linéaires 74

3.4.1. Conditions *74*

3.4.2. Quantification de l'usure *74*

3.5. Essais de rayure alternatifs 76

3.5.1. Conditions *76*

3.5.2. Quantification de l'usure *77*

3.6. Représentativité des conditions de chargement des essais de rayure vis-à-vis des applications industrielles 78

4. Résultats et discussions 79

4.1. Coefficient de frottement 79

4.2. Topographies des rayures 82

4.3. Caractéristiques géométriques des rayures 84

4.4. Effets du chargement sur l'usure du WC-Co 91

4.5. *Effets de la teneur en cobalt sur l'usure du WC-Co* 93

4.6. Identification des mécanismes d'endommagement microstructuraux associés à l'abrasion 95

5. Conclusion 98

Chapitre III : Modélisation de l'endommagement microstructural du carbure de tungstène WC-Co 101

1. Introduction 103

2. Génération de la microstructure 103

3. Comportement thermomécanique des phases WC et Co 104

3.1. Phase carbure de tungstène (WC) 105

3.1.1. Comportement thermoélastique 105

3.1.2. Comportement thermoplastique 106

3.2. Phase cobalt (Co) 108

3.2.1. Comportement thermoélastique 108

3.2.2. Comportement thermo-viscoplastique 109

4. Validation du comportement thermomécanique de la microstructure du WC-Co 111

4.1. Détermination du nombre de grains dans le VER 111

4.2. Simulations des compressions uniaxiales et validations 115

5. Modélisation de l'endommagement de la microstructure du WC-Co 117

5.1. Endommagement des phases WC et Co 118

5.1.1. Modèle d'endommagement continu 118

5.1.2. Propriétés de rupture de la phase WC 121

5.1.3. Propriétés de rupture de la phase Co 122

5.2. Endommagement des interfaces WC/WC et WC/Co 123

5.2.1. Loi cohésive 123

5.2.2. Propriétés de rupture des interfaces 125

5.3. Validation du modèle 126

6. Conclusion 132

Chapitre IV : Simulation et analyse de l'endommagement de la microstructure du carbure de tungstène WC-CoTable des matières du chapitre IV 135

1. Introduction 137

2. Simulation de l'essai de rayure sur le WC-Co à l'échelle macroscopique 137

2.1. Géométrie 137

2.2. Modélisation du comportement thermomécanique de l'échantillon WC-Co 138

2.3. Contact et conditions aux limites 139

2.4. Maillage 139

2.5. Résultats 139

3. Simulations de l'essai de rayure sur le WC-Co à l'échelle microstructurale 142

3.1. Géométrie 142

3.2. Conditions aux limites 143

3.3. Contact 144

3.4. Maillage 144

3.5. Calcul 145

4. Résultats et discussions 145

4.1. Étude de l'endommagement pour le cas de référence 146

4.1.1. Endommagement de la phase cobalt (Co) *146*

4.1.2. Endommagement de la phase carbure de tungstène (WC) *148*

4.1.3. Endommagement des interfaces WC/WC et WC/Co *152*

4.1.3.1. Effets de la taille des éléments et celle des grains *155*

4.1.3.2. Influences de l'orientation et du type d'interface sur l'endommagement *156*

4.2. Étude paramétrique 160

4.2.1. Étude de l'influence de la pression de contact sur l'endommagement du WC-Co *161*

4.2.2. Étude de l'influence de la teneur en cobalt sur l'endommagement du WC-Co *165*

4.2.3. Étude de l'influence de la température sur l'endommagement du WC-Co *169*

4.3. Discussions 172

5. Conclusion 173

Conclusion générale et perspectives 175

Références bibliographiques 181

Annexes 192

Liste des Figures 208

Liste des Tableaux 219

RESUME 221

ABSTRACT 222

Introduction générale

Les carbures cémentés constituent une classe de matériaux durs aux propriétés thermomécaniques exceptionnelles, alliant dureté, résistance à l'usure et tenue aux hautes températures. Ces performances résultent de leur microstructure biphasée, composée d'une phase dure en carbure de tungstène (WC) dispersée dans une matrice métallique ductile, le plus souvent à base de cobalt (Co). Le WC confère au composite sa dureté et sa rigidité, mais demeure fragile, tandis que la phase liante assure la ténacité en limitant la propagation des fissures et en offrant une certaine ductilité (plasticité). L'équilibre entre ces deux contributions dépend fortement des paramètres microstructuraux tels que la taille des grains de WC et la teneur en cobalt, qui doivent être ajustés en fonction des exigences de l'application souhaitée. Grâce à cette combinaison de dureté, ténacité et résistance à l'usure, le carbure de tungstène avec liant cobalt WC-Co s'est imposé comme le matériau incontournable dans de nombreuses applications industrielles aux exigences accrues.

Les carbures cémentés WC-Co sont utilisés dans des secteurs variés tels que l'usinage (outils de coupe), le génie civil et l'exploitation minière (dents de tunneliers, outils de forage et d'abattage de roches, ...) en raison de leur excellente combinaison de dureté et de ténacité. En usinage, plus de 90 % des outils de coupe sont élaborés à base de WC-Co pour la fabrication des pièces à haute précision utilisées dans l'aéronautique, l'automobile ou encore le domaine de l'énergie. Les conditions thermomécaniques extrêmes (fortes pressions de contact, températures élevées) provoquent souvent une usure prématurée du WC-Co et impactent directement la qualité et le coût des pièces produites. Dans le génie civil, les outils montés sur les têtes de tunneliers (dents, molettes, ...) sont indispensables à la réalisation des grands ouvrages et infrastructures pour le transport. Leur dégradation rapide due à l'abrasion sévère de la roche entraîne des arrêts fréquents pour la maintenance, ralentissant ainsi les chantiers et augmente fortement les coûts de réalisation. De même, dans le secteur minier, les fraiseuses de roches, utilisées notamment pour l'extraction des métaux (cobalt, nickel, lithium, ...) essentiels à la fabrication des batteries et à la transition énergétique, utilisent des inserts en WC-Co. Ces derniers subissent des chocs répétés et un contact sévère avec des minéraux durs, conduisant à une usure abrasive rapide et non contrôlée. L'importance de ces applications industrielles, pour l'énergie, le transport et les autres technologies de pointe souligne la nécessité de mieux comprendre et maîtriser les mécanismes d'endommagement des carbures WC-Co. Allonger la durée de vie des outils en WC-Co constitue ainsi un enjeu stratégique, permettant non seulement de réduire les coûts de production mais également d'améliorer la durabilité et l'efficacité des processus de fabrications.

Dans ce contexte, l'usure du WC-Co a fait l'objet de plusieurs études depuis de nombreuses années et suscité un intérêt scientifique et industriel croissants. Les recherches dans ce domaine ont permis de mieux comprendre l'endommagement du composite et de développer des modèles prédictifs de durée de vie. Toutefois, l'identification précise des mécanismes d'endommagement à l'échelle de la microstructure, ainsi que l'influence des paramètres

microstructuraux sur l'usure demeurent encore insuffisamment explorées. Les travaux récents de la littérature ont mis en évidence plusieurs mécanismes clés, tels que les fissurations intragranulaire et intergranulaire dans la phase WC, l'extrusion de la phase cobalt ou encore la décohésion des interfaces WC/Co. Ces phénomènes, bien que très localisés dans la microstructure, jouent un rôle déterminant dans l'évolution de l'usure macroscopique du matériau. Une compréhension approfondie de ces processus physiques apparaît donc essentielle pour mieux maîtriser l'endommagement du WC-Co et à terme, prolonger la durée de vie des pièces en carbure de tungstène dans les applications industrielles.

Ce travail de thèse porte sur l'analyse de l'endommagement microstructural du WC-Co sous sollicitations abrasives sévères, en particulier l'influence de la teneur en cobalt sur le comportement à l'usure. Dans ce cadre, une modélisation par éléments-finis de la microstructure du composite WC-Co a été développée afin de reproduire son comportement global homogénéisé tout en intégrant séparément les propriétés spécifiques des phases WC et Co. La modélisation proposée prend en compte les principaux mécanismes d'endommagement identifiés dans la littérature, tels que les fissurations transgranulaire et intergranulaire dans la phase WC, l'endommagement de la matrice cobalt ainsi que la décohésion des interfaces WC/Co. Cette approche numérique a été ensuite exploitée pour simuler l'endommagement microstructural par abrasion, avec comme objectif à long terme l'élaboration d'une loi d'usure prédictive intégrant les paramètres de la microstructure. En parallèle, une campagne expérimentale de caractérisation tribologique a été menée au moyen d'essais de rayure sur des échantillons présentant différentes teneurs en cobalt. Ces essais visent (i) à reproduire les conditions d'abrasion, (ii) évaluer l'impact de la teneur en Co sur le comportement à l'usure, et (iii) fournir des données de références pour confronter les résultats de la modélisation à ceux de l'expérience. Ce couplage numérique/expérimental a pour finalité d'apporter une meilleure compréhension des paramètres microstructuraux et le rôle qu'ils jouent dans l'endommagement du WC-Co. A plus long terme, la démarche permettrait de développer des outils d'optimisation de la durée de vie des outils travaillant sous des conditions industrielles sévères.

Le présent manuscrit est organisé en quatre chapitres. Le premier présente une étude bibliographique complète visant à fournir les éléments nécessaires à la compréhension du contexte et des enjeux de ce travail. Il débute par une présentation détaillée du WC-Co avec une attention particulière portée à sa morphologie microstructurale. L'accent est ensuite mis sur les mécanismes d'endommagement identifiés à l'échelle microstructurale, en particulier ceux liés à l'abrasion. Une synthèse des travaux de modélisation du comportement microstructural du WC-Co est proposée à la fin de ce premier chapitre.

Le second chapitre est consacré à la caractérisation expérimentale réalisée dans le cadre de cette thèse. Afin de simuler l'abrasion et d'évaluer l'effet des sollicitations mécaniques sur la résistance à l'usure du composite WC-Co, une approche tribologique est adoptée. Des essais

de rayure sont mis en place et réalisés sur des échantillons de WC-Co comportant différentes teneurs en cobalt. L'influence de cette teneur sur le comportement à l'usure est également examinée. Enfin, une analyse micrographique est menée pour identifier les différents mécanismes d'endommagement microstructuraux gouvernant la dégradation du matériau.

Le troisième chapitre présente la modélisation par éléments-finis mise en place pour reproduire le comportement thermomécanique de la microstructure d'un WC-Co. Dans la première partie de ce chapitre, le comportement de chacune des phases (WC et Co) est présenté. Dans une seconde partie, l'endommagement de la microstructure est pris en compte dans le modèle. Pour cela, des lois d'endommagement sont implémentées en plus des lois de comportement des deux phases du matériau. Le comportement des interfaces WC/WC et WC/Co est également considéré dans la modélisation en utilisant le concept des interfaces cohésives. Une validation du modèle par comparaisons des courbes de compressions uniaxiales simulées et celles de la littérature est présentée. Ce modèle est ensuite utilisé dans le quatrième chapitre pour simuler l'endommagement de la microstructure lors de l'abrasion.

Le quatrième et dernier chapitre est consacré à la simulation numérique de l'endommagement microstructural du WC-Co. Celle-ci repose sur la reproduction, à l'échelle de la microstructure, d'un essai de rayure similaire à celui réalisé expérimentalement, afin de simuler le phénomène d'abrasion. Le modèle considère une géométrie composée d'une surface rigide en contact avec une microstructure enrobée dans un matériau homogénéisé représentant le composite WC-Co. Lors de la simulation, la surface rigide exerce une pression de contact puis glisse à une vitesse constante le long de l'échantillon. Une étude préalable permet de déterminer les conditions de chargement représentatives d'un essai de rayure. L'influence de la pression de contact, la température et celle de la teneur en cobalt sur l'endommagement est ensuite analysée afin d'identifier les facteurs gouvernant l'initiation des fissures dans les phases et au niveau des interfaces. Enfin, des comparaisons avec les observations expérimentales sont présentées afin de valider la pertinence de la modélisation proposée.

Chapitre I : Étude bibliographique

Table des matières du Chapitre I

Chapitre I : Étude bibliographique 13
1. Introduction 15
2. Le carbure de tungstène WC-Co 15
2.1. Historique 15
2.2. Domaines d'applications 16
2.3. Procédé d'élaboration 17
2.4. Microstructure 18
2.4.1. Morphologie 18
2.4.2. Structure cristallographique de la phase WC du composite WC-Co 20
2.4.3. Phase liante 21
2.5. Propriétés thermomécaniques 23
2.6. Mécanismes de rupture du WC-Co 25
2.7. Propriétés à rupture des grains de WC et des interfaces WC/WC et WC/Co 27
2.8. Conclusion 30
3. Usure et mécanismes d'endommagement du carbure de tungstène WC-Co 31
3.1. Usure des outils en WC-Co dans les applications d'usinage 31
3.2. Usure des outils en WC-Co lors du forage des roches 34
4. Approche tribologique pour l'étude de l'endommagement du carbure de tungstène WC-Co 34
4.1. Généralités sur les essais tribologiques 35
4.2. Identification de l'endommagement du WC-Co dans les essais tribologiques classiques 36
5. Analyse de l'usure par abrasion du carbure de tungstène WC-Co 40
5.1. Généralités 40
5.1.1. Usure abrasive à deux corps 40
5.1.2. Usure abrasive à trois corps 40
5.2. Essais tribologiques pour caractériser l'usure par abrasion 41
5.3. Synthèse des essais de rayure de la littérature menés sur le WC-Co 44
6. Modélisation numérique de l'endommagement du carbure de tungstène WC-Co à l'échelle de la microstructure 54
6.1. Modélisation du comportement thermomécanique de la microstructure WC-Co 54
6.2. Modélisation de l'endommagement microstructural du WC-Co 58
7. Conclusion 63

1. Introduction

Ce chapitre introductif propose une synthèse des recherches menées dans la littérature sur le carbure de tungstène, en particulier le comportement à l'endommagement et les mécanismes d'usure observés dans les applications industrielles. L'étude bibliographique présentée dans ce chapitre permettra d'identifier les verrous scientifiques et technologiques dans ce domaine de recherche et de justifier les travaux développés dans cette thèse.

La première partie de cette étude est consacrée à une présentation générale du matériau carbure de tungstène WC-Co, en abordant successivement son procédé d'élaboration, sa microstructure ainsi que ses propriétés thermomécaniques et de rupture. La deuxième partie discute des phénomènes d'usure du WC-Co dans diverses applications industrielles, en mettant en évidence les sollicitations sévères auxquelles ce matériau est soumis et les modes de dégradation qu'il subit. La troisième partie s'intéresse aux approches tribologiques développées dans la littérature pour étudier l'endommagement du WC-Co à l'échelle de la microstructure. La quatrième partie est dédiée à une description approfondie du phénomène d'usure par abrasion, ainsi qu'aux approches tribologiques qui permettent de le reproduire. Elle inclut une revue des principaux essais de rayure réalisés pour ce matériau, servant ainsi de base à la préparation des investigations expérimentales qui ont été menées dans le cadre de ce travail. Enfin, la dernière partie propose une synthèse des différentes stratégies de modélisation du comportement thermomécanique de la microstructure du WC-Co, ouvrant la voie aux développements numériques réalisés dans cette thèse.

2. Le carbure de tungstène WC-Co

Le carbure de tungstène avec liant cobalt (WC-Co), aussi connu sous le nom de carbure cémenté, est un matériau possédant des propriétés thermomécaniques remarquables, telles qu'une forte dureté et une très bonne résistance à l'usure aux hautes températures. Ces propriétés reposent sur les caractéristiques microstructurales des carbures cémentés qui sont composés d'une phase dure (WC) et d'un liant ductile comme le cobalt (Sadik, 2014). L'ajout en quantité limitée d'un liant ductile permet d'augmenter la ténacité du composite WC-Co, c'est-à-dire de limiter la propagation des fissures au sein du matériau. Cette section est consacrée à la description complète de ce matériau.

2.1. Historique

'Tungsten' et 'Wolfram' sont les noms donnés à l'élément Z=74 de la classification périodique des éléments qui dérivent tous les deux des principaux minerais dont le tungstène est issu : tungsten [$CaWO_4$] et wolframite [(Fe_Mn) WO_4]. Historiquement, l'élément tungstène (W) a été découvert et utilisé dans le but de remplacer le diamant qui était à cette époque, et qui reste, l'élément naturel le plus dur et le plus résistant. Le carbure de tungstène fut ensuite découvert par H. Moissan, qui en 1896 a traité un mélange d'acide tungstique et de charbon dans un four électrique pendant 10 minutes afin d'obtenir le W_2C. En 1898, Williams isole le carbure de tungstène WC en traitant un mélange d'acide tungstique (Pastor, 1996).

Ensuite il a fallu attendre la première guerre mondiale (1913) pour voir apparaître, en Allemagne, des matériaux capables de remplacer le diamant devenu trop cher à utiliser pour les industriels. En 1923, Schroter dépose un premier brevet pour la découverte d'un matériau nommé 'hardmetal', composé de grains de carbure de tungstène (WC) et un liant en cobalt (Co). Cette découverte a fait du carbure de tungstène le seul matériau naturel capable d'avoir des propriétés mécaniques proches de celles du diamant. Dès 1927, la production du WC-Co a commencé à se développer et s'accroitre rapidement. Toutefois, après la seconde guerre mondiale, les recherches visant à substituer le liant cobalt se sont intensifiées, en raison de sa pénurie engendrée notamment par la crise du Congo (Schubert et al., 2015).

Depuis sa découverte, le carbure de tungstène n'a cessé d'évoluer pour répondre aux besoins croissants et exigeants des industriels. Son procédé de fabrication a fortement progressé. Des liants autres que le Co ont été découverts tels que le fer ou le nickel. La taille des grains de carbure et le taux de porosité présent dans le matériau ont été diminués pour améliorer les propriétés mécaniques du composite. Aujourd'hui, 50 % des métaux durs sont à base de WC. De plus, la majeure partie des carbures cémentés sont des carbures WC-Co (García et al., 2019). La Figure I.1 montre l'évolution de l'utilisation industrielle du carbure de tungstène entre 1930 et 2008.

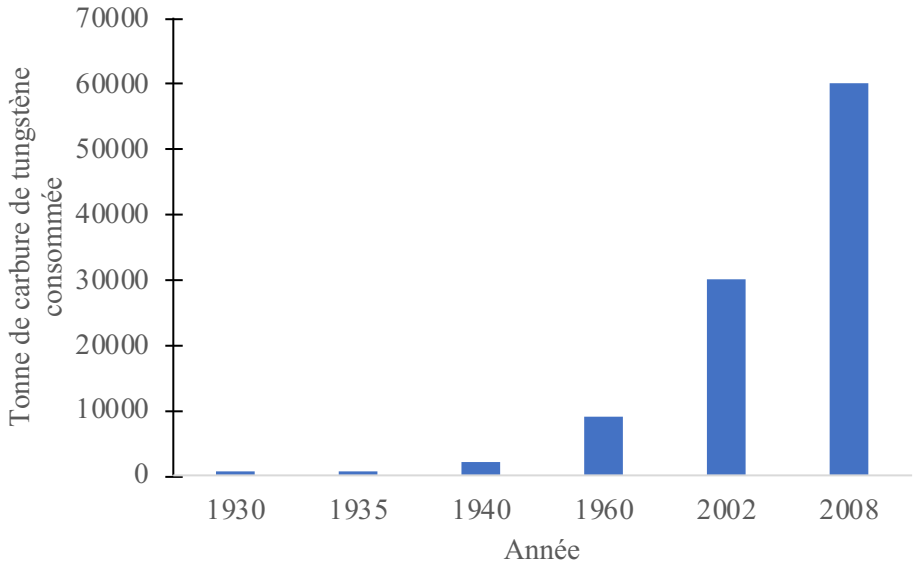


Figure I.1. Évolution de la quantité de carbure de tungstène utilisée entre 1930 et 2008 selon (Fernandes & Senos, 2011).

2.2. Domaines d'applications

Au fil des années, le WC-Co a été utilisé dans différentes applications telles que l'usinage, le fraisage des roches, l'extraction du charbon ou encore le génie civil pour la réalisation des outils coupants des tunneliers. Grâce à sa grande dureté et sa bonne résistance à l'usure aux hautes températures, 65 % de la production mondiale du WC-Co est dédiée à la fabrication des outils de coupe pour l'usinage, 15 % pour l'industrie minière et 10 % pour l'industrie du bois et le génie civile (García et al., 2019).

2.3. Procédé d'élaboration

Les carbures cémentés sont généralement élaborés par le procédé de frittage (métallurgie des poudres) (R. M. German, 1996; Missiaen, 2008). Dans ce procédé, les deux phases initialement sous forme de poudre sont montées en température. Sous l'effet de la chaleur, des jonctions se créent entre les grains de la poudre et durcissent grâce à un liant qui généralement est le cobalt. En général, deux étapes sont distinguées dans la fabrication des carbures cémentés : l'obtention des poudres (éléments de base) et l'élaboration du matériau par frittage à partir de ces poudres (Mari et al., 2014).

Les poudres de WC sont préparées en faisant réagir du tungstène pur (W) avec du carbone (C). Le tungstène est généralement obtenu en réduisant le trioxyde de tungstène (WO_3), le tungstène hydratique acide (H_2WO_4) ou encore le W_4O_2 (Exner, 1979). En raison de la rareté du cobalt, la poudre est obtenue soit par extraction à partir de minerais de cuivre ou de nickel selon un procédé hydro-métallurgique, soit par recyclage de carbures cémentés (Roulon, 2019). Le carbure cémenté élaboré par frittage en phase liquide passe par différentes étapes comme le montre la Figure I.2. Les poudres de WC et Co sont mélangées puis montées en température jusqu'à la consolidation du composite (frittage 'classique'). Ensuite, le matériau est chauffé de nouveau jusqu'à la température de fusion du liant. La phase liante, à l'état liquide, pénètre plus facilement entre les grains solides de WC qui se réarrangent limitant ainsi les porosités dans le composite. A la fin du cycle, le matériau est densifié (R. German et al., 2009). La Figure I.3 montre un cycle de température typique lors d'une opération de frittage en phase liquide.

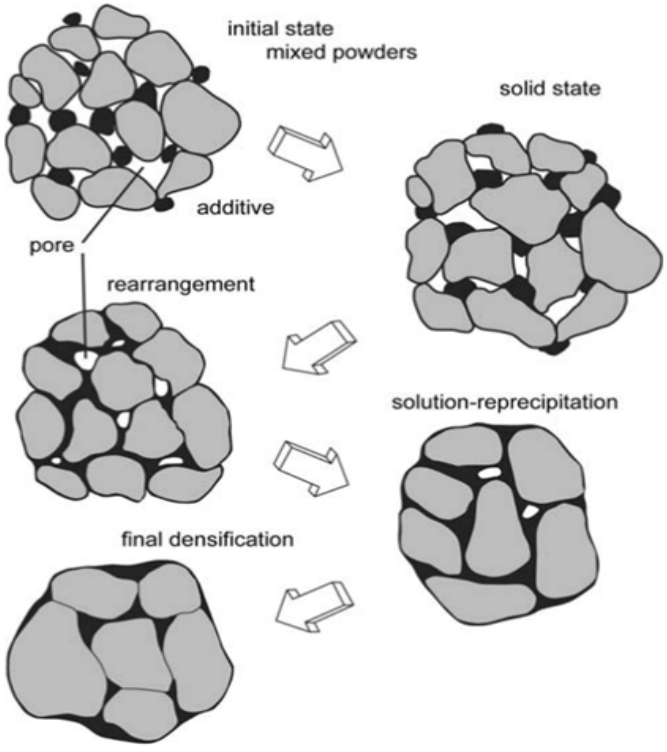


Figure I.2. Illustration des différentes étapes de l'élaboration du WC-Co par le procédé de frittage (R. German et al., 2009).

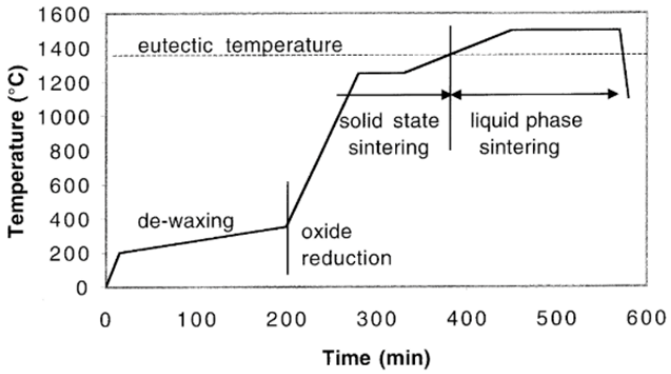


Figure I.3. Cycle de température lors d'une opération de frittage (Andren, 2001).

2.4. Microstructure

2.4.1. Morphologie

i) Les phases du WC-Co

La microstructure caractéristique des carbure cémentés est constituée de grains de carbure de tungstène (WC) enrobés dans une matrice de cobalt (Co), voir Figure I.4. Les zones claires observées correspondent à la phase WC, tandis que les zones plus sombres représentent la phase liante en Co. La granulométrie (ou taille de grain) du WC ainsi que la proportion de cobalt dans la microstructure peuvent être ajustées par les métallurgistes, permettant ainsi la fabrication d'un large éventail de nuances de WC-Co. Ces nuances sont classifiées selon diverses normes internationales, telles que la DIN 4990 (1948) ou encore le système industriel américain Buick-Hardmetal-Classification.

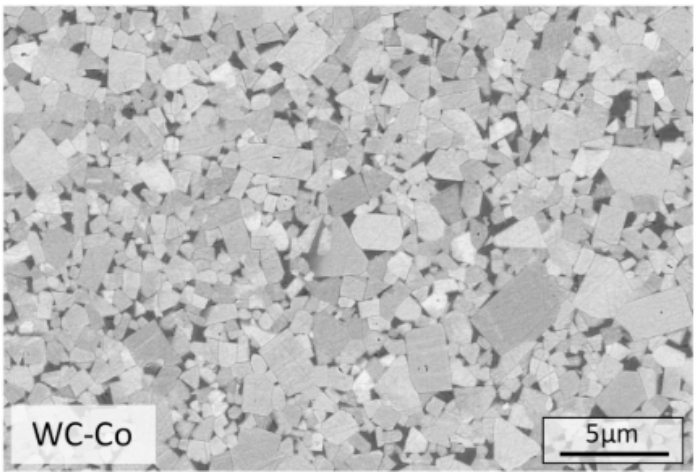


Figure I.4. Microstructure typique d'un composite WC-Co (García et al., 2019).

Les paramètres microstructuraux les plus utilisés pour caractériser et classifier un composite WC-Co sont : les fractions volumiques et/ou massiques des phases WC et Co, la taille moyenne des grains de WC et la contiguïté de la phase carbure. Ces grandeurs sont obtenues par méthode d'interception linéaire, définies dans la norme ISO 4499-2 :2020(F). La méthode d'interception linéaire consiste à tracer des droites sur une micrographie et à compter leurs intersections avec les joints de grains. Le rapport entre la longueur totale des lignes et le nombre d'interceptions fournit une estimation de la taille moyenne des grains.

ii) Taille des grains

La granulométrie des grains de carbure après le frittage représente l'un des paramètres clés permettant d'évaluer la qualité finale du matériau. Ce critère est fréquemment utilisé pour la classification des carbures cémentés (Tran, 2018). La Figure I.5 illustre cette classification en cinq catégories : ultra-fine, submicronique, fine, moyenne, grosse et très grosse.

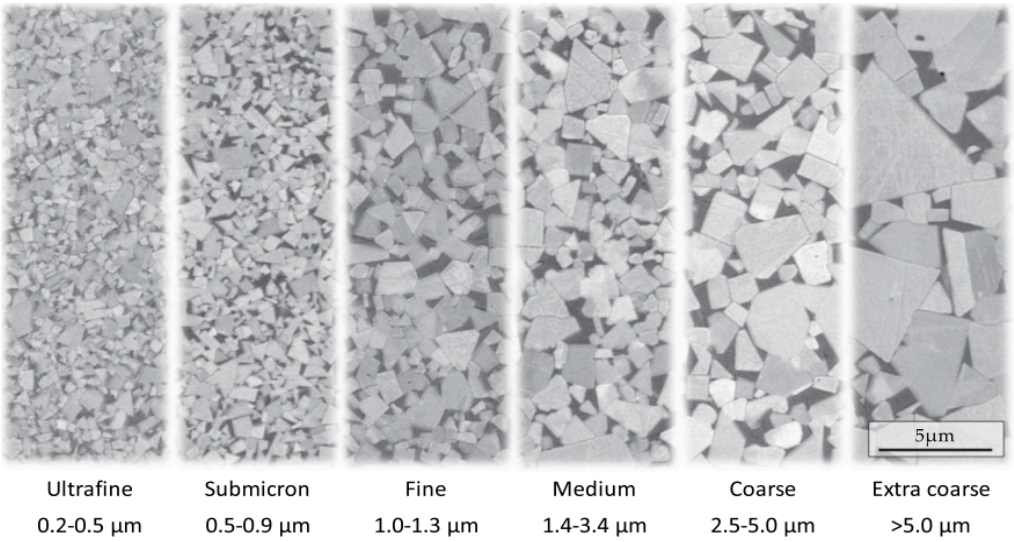


Figure I.5. Microstructures du WC-Co avec différentes tailles de grains de WC (García et al., 2019).

En complément des micrographies 2D du composite, de nouvelles méthodes de caractérisation 3D ont émergé ces dernières années. Parmi ces méthodes, les plus couramment utilisées sont la tomographie par rayon X et la sonde atomique ou d'ions focalisés (FIB) (Jiménez-Piqué et al., 2017; Mingard et al., 2018). Dans une étude récente, Jiménez-Piqué et al. (Jiménez-Piqué et al., 2017) ont réalisé une reconstruction 3D de la microstructure du WC-Co grâce à un FIB. Pour ce faire, une série d'images 2D a été empilée afin de reconstruire numériquement la microstructure en trois dimensions. La Figure I.6 montre un exemple de microstructures en 3D de plusieurs nuances de WC-Co avec des tailles de grains moyens, ultrafins et nanométriques. Toutefois, cette méthode de reconstruction de la microstructure en 3D nécessite un temps de mise en œuvre conséquent comparé à la réalisation de micrographies 2D.

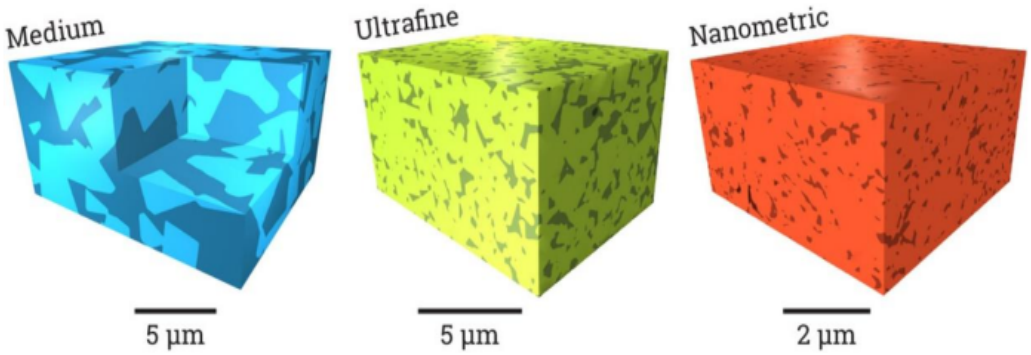


Figure I.6. Reconstruction 3D de la microstructure pour trois nuances différentes du WC-Co. Les zones claires correspondent à la phase WC tandis que les zones sombres correspondent à la phase Co (Jiménez-Piqué et al., 2017).

2.4.2. Structure cristallographique de la phase WC du composite WC-Co

La structure cristallographique du WC est hexagonale, dont les grains prennent la forme d'un prisme triangulaire tronqué aux angles avec trois types de faces : deux prismatiques $\{10\bar{1}0\}$, $\{01\bar{1}0\}$ et une basale $\{0001\}$, voir Figure I.7 (Lay et al., 2008). Les atomes de W sont positionnés au centre en (0, 0, 0) et les atomes de C en (2/3, 1/3, 1/2) de la cellule, voir Figure I.7. En deux dimensions, les grains de WC apparaissent sous forme de polygones, selon l'orientation du plan de coupe.

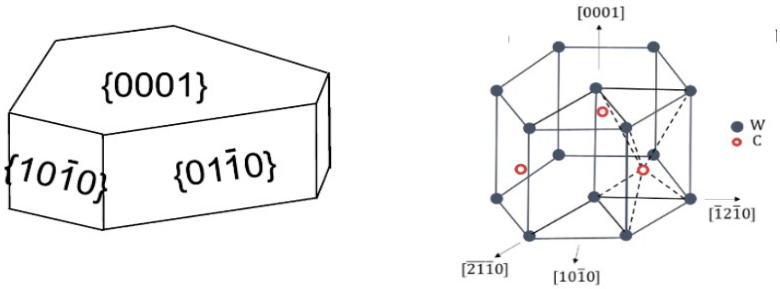


Figure I.7. Schéma d'un grain de WC enrobé dans une matrice de Cobalt. Trois faces peuvent être observées : deux prismatiques et une basale (Lay et al., 2008).

Le comportement élastique des grains de WC présente une faible anisotropie. N. Cuadrado et al. (N.Cuadrado et al., 2011) ont déterminé par des essais d'indentation le module d'Young d'un grain de WC selon plusieurs orientations cristallographiques. Sur la face prismatique, sa valeur est de 564 GPa alors qu'elle est de 532 GPa sur la face basale (N.Cuadrado et al., 2011). La dureté H du grain dépend également de son orientation (voir Figure I.8).

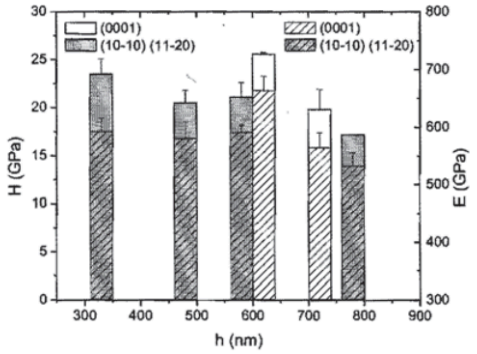


Figure I.8. Effet de l'orientation cristallographique sur le module d'Young (barre pleine) et la dureté (barre hachurée) d'un grain de WC, (N.Cuadrado et al., 2011).

Dans les carbures WC-Co, de récentes études ont confirmé que la phase WC forme un squelette solide composé de grains de WC liés entre eux par des interfaces WC/WC stables (Jiménez-Piqué et al., 2017; Roulon, 2019).

Dawihl et Hinnüber (Dawihl & Hinnüber, 1943) furent les premiers à découvrir l'existence de ce squelette de WC conditionnée par une teneur limite en cobalt encore discutée. En effet, selon Exner (Exner, 1979), cette limite est de 30wt%Co alors qu'elle est seulement de

11wt%Co pour Dawihl et Hinnüber (Dawihl & Hinnüber, 1943). La Figure I.9 illustre des exemples de squelettes de WC pour différentes tailles de grain (Jiménez-Piqué et al., 2017).

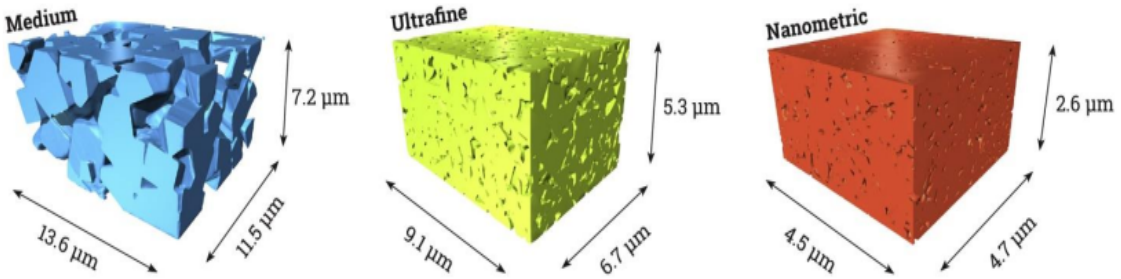


Figure I.9. Squelettes en 3D formés par la phase WC dans un composite WC-Co pour différentes nuances de tailles de grain : moyenne, ultrafine et nanométrique (Jiménez-Piqué et al., 2017).

Enfin, à partir d'une reconstruction 3D de la microstructure d'un WC-11wt%Co, Mingard et al. (Mingard et al., 2018) ont montré que les grains de WC dans le squelette sont principalement des monocristaux avec diverses orientations. La Figure I.10 illustre cette reconstruction 3D où les couleurs indiquent l'orientation selon la figure de pôles inversée (IPF) le long de l'axe Z.

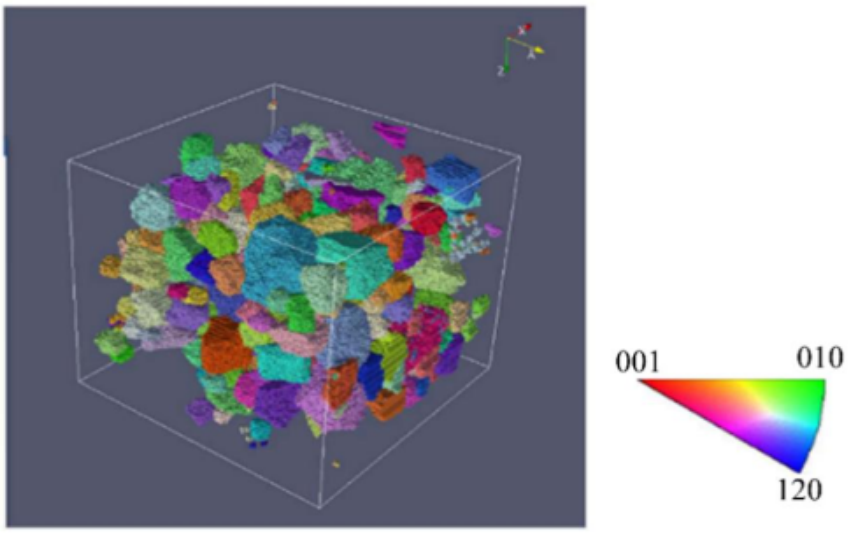


Figure I.10. Reconstruction 3D des grains de WC dans un WC-11wt%Co à gros grain. Les couleurs correspondent à l'orientation du grain le long de l'axe z (Mingard et al., 2018).

2.4.3. Phase liante

L'ajout d'un liant dans le carbure de tungstène permet d'augmenter la ténacité du matériau composite pour compenser le comportement fragile des grains de WC. Elle est en grande majorité responsable des déformations plastiques observées sur le composite (Sigl & Exner, 1986a; Upadhyaya, 1998). Le liant est en général un métal de transition (groupe VIII du tableau périodique), comme le cobalt, le fer ou le nickel qui sont souvent choisis pour leurs propriétés mécaniques et leur bonne mouillabilité, une propriété importante pour le frittage. Le cobalt reste le liant le plus utilisé pour les carbures cémentés. Toutefois de nouveaux liants sont recherchés à cause du prix élevé du cobalt et de son utilisation en forte hausse dans le domaine de l'automobile notamment (García et al., 2019).

i) Liant cobalt

Le cobalt à l'état pur a une structure cristallographique stable hexagonale (HC) jusqu'à 417 °C. A haute température, elle est de type cubique à face centrée (CFC). Après frittage, le cobalt conserve (en grande majorité) dans le WC-Co sa structure à haute température (Mingard et al., 2011). Ceci est expliqué non seulement par la dissolution du tungstène W dans le liant mais également par le coefficient de dilatation thermique du cobalt Co plus élevé que celui de la phase WC, engendrant un état de contrainte de traction dans le liant après refroidissement (García et al., 2019).

Tout comme la phase WC, la phase Co forme un squelette tridimensionnel. Ce squelette a été observé par Hinnüber et Rüdiger pour le composite WC-TiC-6%Co après une attaque chimique de celui-ci dans un bain électrolytique (Hinnüber & Rüdiger, 1963). Ces observations ont été confirmées plus tard par Jiménez-Piqué et al. (Jiménez-Piqué et al., 2017) grâce à leur reconstruction tridimensionnelle de la microstructure du WC-Co où le squelette de cobalt est continu et imbriqué dans celui formé par la phase WC. La Figure I.11 illustre ce squelette de Co avec ¼ de la phase carbure. La phase cobalt a été volontairement réduite pour une meilleure visualisation du squelette. Les couleurs renseignent sur l'épaisseur du cobalt.

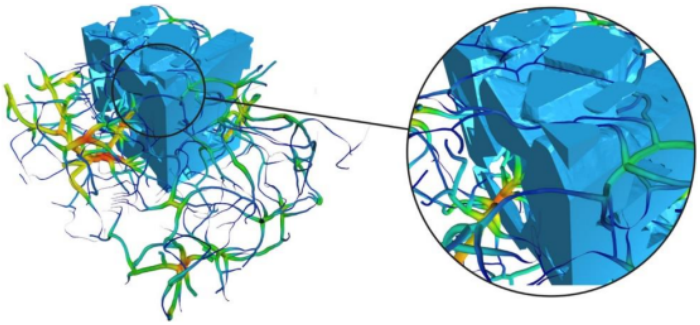


Figure I.11. Mise en évidence du squelette formé par la phase Co dans un WC-Co à taille de grain moyen. La phase Co forme un squelette continue (Jiménez-Piqué et al., 2017).

Mingard et al. (Mingard et al., 2018) ont caractérisé de manière détaillée la morphologie tridimensionnelle des monocristaux présents dans la phase cobalt, voir Figure I.12.

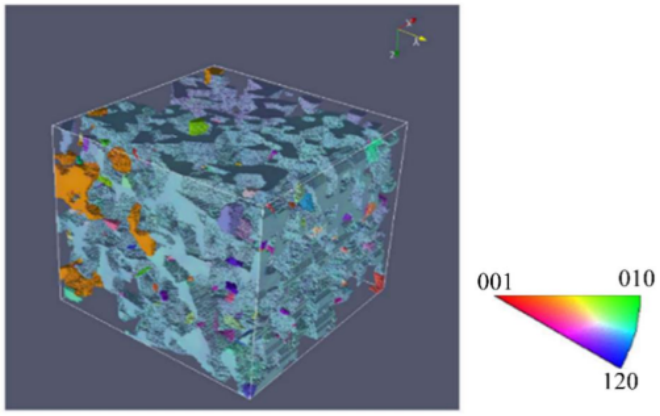


Figure I.12. Reconstruction 3D de la phase cobalt avec ses différentes orientations (Mingard et al., 2018).

Leur étude a confirmé les observations antérieures de Weidow et Andrén (Weidow & Andrén, 2010) ainsi que de Willbrand et Wieland (Willbrand & Wieland, 1972), concernant la taille remarquable de ces monocristaux, pouvant atteindre jusqu'à cinquante fois celle des grains moyens de carbure de tungstène (WC). La reconstruction 3D de la phase cobalt réalisée par (Mingard et al., 2018) ne suggère pas d'orientation préférentielle.

ii) Autres liants

D'autres liants dont les propriétés physico-chimiques sont semblables au cobalt peuvent être utilisés dans la structure du composite WC. Mari (Mari Daniele, 1991) a comparé trois liants (nickel, cobalt et fer) en réalisant des essais de flexion 3 points sur trois carbures sous une température de 1000 °C. La Figure I.13 illustre les courbes de contrainte-déformation obtenues lors de ces essais et montre que le composite comportant du cobalt est le plus résistant.

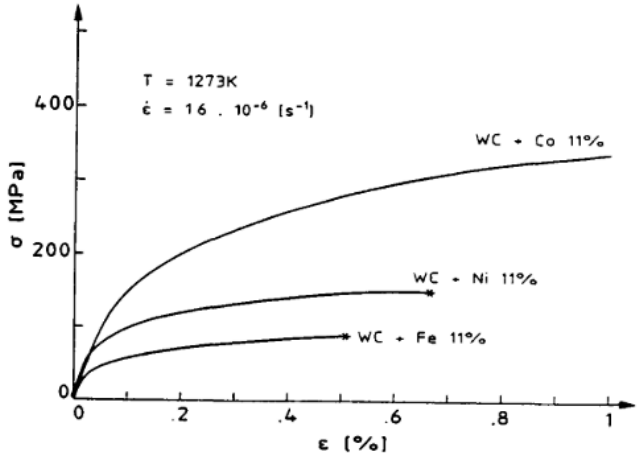


Figure I.13. Courbe contrainte-déformation du composite à base de carbure de tungstène avec différents liants : Co, Fe et Ni (Mari Daniele, 1991).

L'analyse des micrographies révèle que les interfaces WC/WC sont bien formées dans le WC-11wt%Co alors qu'un film de liant est observé entre les grains de carbure pour les carbures contenant du fer ou du nickel.

2.5. Propriétés thermomécaniques

Les propriétés thermomécaniques des carbures cémentés sont fortement dépendantes des paramètres microstructuraux du composite, à savoir la taille de grain et la teneur en cobalt (García et al., 2019). En effet, les essais de traction et de compression menés par Doi (Doi 1974) sur des composites WC-Co révèlent une amélioration de la ductilité du matériau avec l'augmentation de la teneur en cobalt et de la taille des grains de WC et une diminution de la contrainte à rupture, voir Figure I.14. Cependant cette ductilité reste faible comparée à celles des métaux, avec seulement 4 % de déformation pour la nuance WC-20wt%Co et une taille de grain de 2.1 µm. Par ailleurs, une différence notable du comportement en traction et en compression est observée : en traction, le composite présente une ductilité quasi nulle, et la contrainte à la rupture est environ deux fois inférieure à celle mesurée en compression.

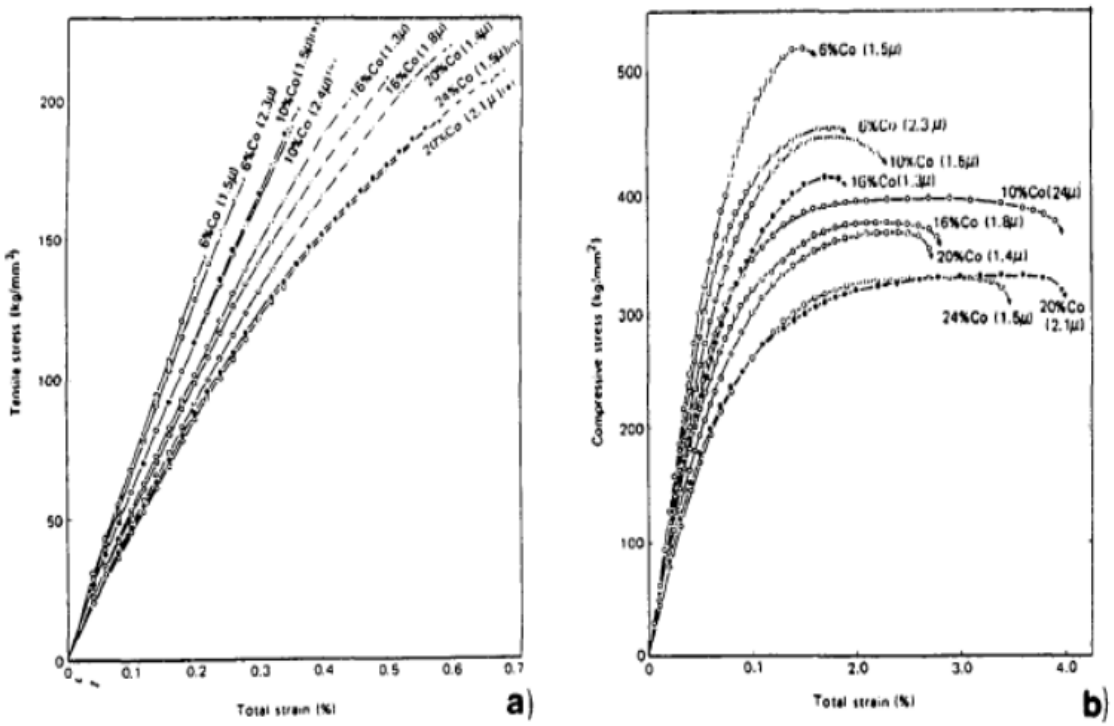


Figure I.14. Courbes contrainte-déformation du WC-Co en fonction de la taille des grains et de la teneur en cobalt : a) en traction et b) en compression (Doi, 1974).

Le module d'Young du composite WC-Co est également influencé par la teneur en cobalt. Étant donné que la phase cobalt présente une rigidité inférieure à celle du carbure de tungstène (WC), une augmentation de sa fraction volumique entraîne une diminution du module d'élasticité global du matériau. La Figure I.15 montre l'évolution du module d'Young en fonction de la fraction volumique de cobalt (Doi et al., 1969).

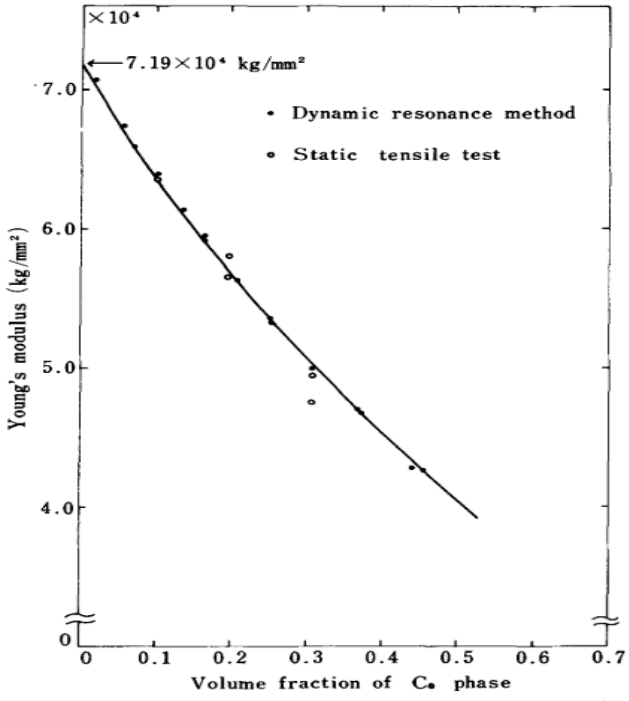


Figure I.15. Évolution du module d'Young du WC-Co en fonction de la teneur en cobalt selon (Doi et al., 1969).

Enfin, le comportement thermomécanique du composite WC-Co évolue également selon trois plages de température distinctes (Mari Daniele, 1991; Emani et al., 2016; Vornberger et al., 2019). Selon Mari (Mari Daniele, 1991), entre 25 et 527 °C, le matériau présente un comportement quasi-fragile justifié par un réseau de défauts d'empilement dans la phase Co qui bloquent les dislocations partielles, empêchant tout glissement. Entre 527 et 827 °C, les défauts d'empilement se réduisent et le libre parcours moyen des dislocations partielles augmente et le cobalt commence à se plastifier. Enfin, pour des températures comprises entre 827 et 1000 °C, les dislocations partielles se recombinent pour former des dislocations parfaites. Ces dislocations peuvent glisser ou monter. Cependant leur mouvement est limité par les grains de carbure. L'accumulation de ces dislocations dans les points triples WC-Co-WC conduit à une contrainte suffisante pour séparer les grains de carbure. Ainsi, les déformations plastiques dans le composite sont plus importantes car le squelette de WC est détruit.

2.6. Mécanismes de rupture du WC-Co

Les carbures WC-Co sont connus pour leur faible ductilité et leur comportement est souvent qualifié de fragile. La Figure I.16 montre leurs faibles ténacités comprises entre 5 et 30 MPa.m$^{1/2}$ comparée à d'autres matériaux comme les aciers où celles-ci sont comprises entre 50 et 150 MPa.m$^{1/2}$. Cette ténacité croît avec l'augmentation de la teneur en cobalt.

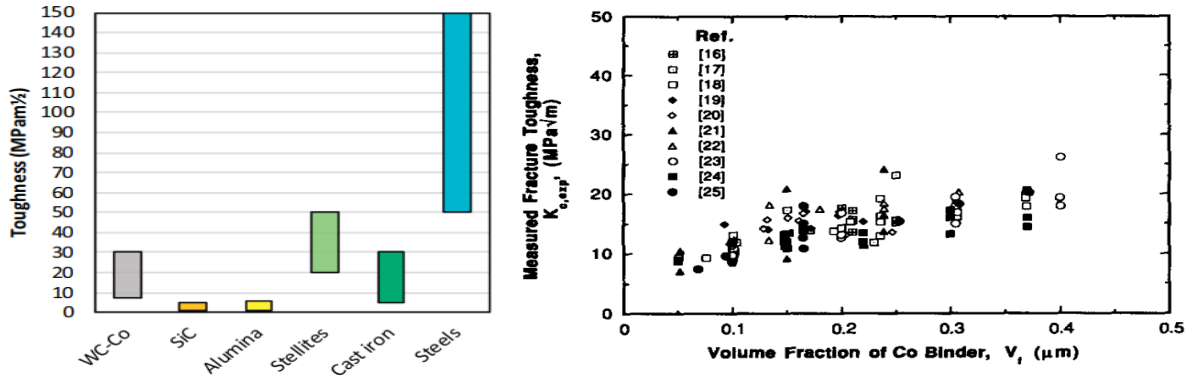


Figure I.16. Ténacité du WC-Co en comparaison avec celui d'autres matériaux (à gauche) et évolution de la ténacité en fonction de la teneur en cobalt (à droite) (García et al., 2019).

Quatre mécanismes distincts de rupture au sein de la microstructure se produisent lors de la fissuration du matériau (Chermant & Osterstock, 1976; Sigl & Exner, 1986a; Mingard et al., 2013), à savoir (voir Figure I.17) :

(A) : la rupture du liant
(B) : la rupture des interfaces WC/liant
(C) : la fissuration transgranulaire dans la phase carbure
(D) : la fissuration intergranulaire dans la phase carbure (interfaces WC/WC)

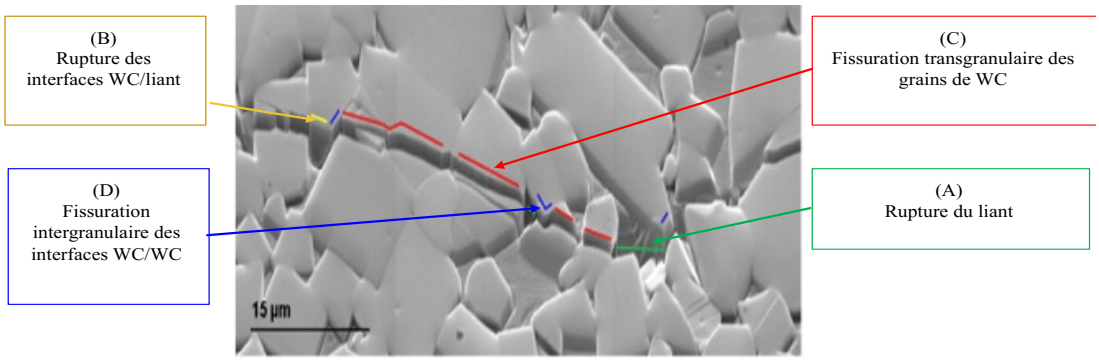


Figure I.17. Observations des quatre types de fissuration observés dans la microstructure du WC-Co (Mingard et al., 2013).

Chermant et Osterstock (Chermant & Osterstock, 1976) ont étudié la part de ces différents mécanismes de rupture dans des fissures au sein du composite WC-Co pour différentes teneurs en cobalt. Ces fissures se propagent dans des échantillons pré-fissurés soumis à une flexion trois points. 95 % de la fissure traverse la phase WC (25 % transgranulaire, 70 % intergranulaire) pour une teneur en cobalt de 3 wt%. Ce pourcentage chute à 50 % (16 % transgranulaire, 34 % intergranulaire) pour des teneurs de cobalt de 25 wt%. En revanche, la part de fissures dans les interfaces WC/Co augmente de 5 à 35 % lorsque la teneur en cobalt croît de 3 à 25 wt%, respectivement. Toutefois la rupture au sein de la phase cobalt est faible et la part de fissures atteint à peine 13 % dans le composite WC-25wt%Co et devient quasi nulle dans le composite WC-3wt%Co.

Sigl et Exner (Sigl & Exner, 1986) et Spiegler et Fischmeister (Spieglert & Fischmeister, 1992) ont particulièrement étudié le processus de fissuration de la phase Co. Selon leurs études, une zone multi-ligamentaire (voir Figure I.18), d'une taille de 5 fois la taille moyenne des grains de carbure, se forme à la tête de la fissure où les interfaces WC/WC et les grains de carbure sont déjà fissurés. Dans cette zone, des microporosités se créent dans la phase cobalt puis croissent, certaines coalescent. Ce processus forme des ligaments de cobalt, qui se rompent à leur tour. Selon Spiegler et Fischmeister (Spieglert & Fischmeister, 1992), l'inclinaison entre la fissure et les interfaces WC/Co joue un rôle dans la trajectoire suivie par la fissure. Si l'angle d'inclinaison entre la fissure et une interface WC/Co est inférieur à 25° environ alors la fissure se propage dans l'interface.

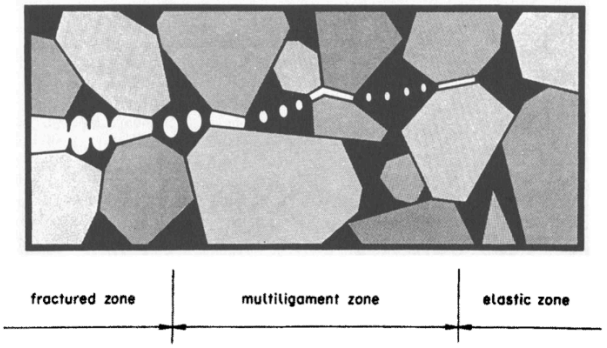


Figure I.18. Illustration schématique de la zone multi-ligamentaire sur le front de la fissure dans une microstructure de WC-Co (Siglt & Fischmeister, 1988).

Tarragó et al. (Tarragó et al., 2016) ont réalisé les courbes R traduisant l'évolution de la ténacité en fonction de la longueur de la fissure créée pour différents carbures WC-Co avec une teneur en cobalt comprise entre 6 et 22 wt%. La ténacité du composite croît progressivement avec la propagation de la fissure jusqu'à une longueur de fissure critique où la rupture brutale se produit. L'augmentation de cette ténacité est expliquée par la croissance de la longueur de la zone multi-ligamentaire. Cette longueur dépend également de la teneur en cobalt. Pour des teneurs de cobalt de 6 et 22 wt%, ces longueurs sont, respectivement, de 2.9 et 17.7 µm.

Dans une étude récente, Pittari et al. (Pittari et al., 2022) ont analysé les probabilités de rupture en flexion et en traction des carbures WC-Co, en faisant varier la taille des grains (de 0.4 à 1.85 µm) ainsi que la teneur en cobalt (entre 10 et 12 wt%). Les contraintes à la rupture mesurées s'étendent de 2 à 3.5 GPa. Les résultats révèlent que la contrainte à la rupture augmente à mesure que la taille des grains diminue et tend à décroître avec une teneur plus élevée en cobalt. Par ailleurs, l'analyse fractographique a permis d'identifier les principaux sites d'initiation de la rupture, notamment la présence de porosités et de grains de grande taille.

2.7. Propriétés à rupture des grains de WC et des interfaces WC/WC et WC/Co

Bien que les essais de propagation de fissures conventionnels permettent la détermination des propriétés matériaux telles que la ténacité, ils sont insuffisants pour identifier les propriétés locales telles que les contraintes à rupture de chaque type de rupture. C'est dans ce contexte que les essais micromécaniques, tels que les tests de micro-piliers usinés par FIB (Focused Ion Beam), présentent un intérêt croissant. Ces approches expérimentales permettent d'isoler et de solliciter de manière contrôlée des volumes représentatifs très réduits (un grain de WC individuel, une zone de liant cobalt, ou une interface WC/WC ou WC/Co), afin de mesurer directement leurs propriétés mécaniques locales (résistance, plasticité). De tels essais offrent non seulement une meilleure compréhension du chemin suivi par les fissures au sein de la microstructure, mais fournissent également des données quantitatives essentielles pour alimenter et valider les modèles numériques multi-échelles de l'endommagement du WC-Co. Plusieurs auteurs dans la littérature ont mené ce type d'essai sur des WC-Co (Csanádi et al., 2014, 2020; Trueba et al., 2014; Elizalde et al., 2018a; Naughton-Duszová et al., 2019; Ortiz-Membrado et al., 2021).

Trueba et al. (Trueba et al., 2014) ont déterminé les contraintes à rupture des grains de WC et de la phase cobalt à travers des essais de flexion de micropoutre (« microcantilever bending »). Des micropoutres ont été usinées au FIB dans un composite WC-11wt%Co à taille de grain de 6 µm puis fléchies à l'aide d'un microindenteur (voir Figure I.19). Les courbes contrainte-déformation expérimentales issues des essais ont été reproduites par des simulations numériques en ajustant le module d'Young du WC de sorte que les courbes du modèle se confondent avec celles de l'expérience. Une fois le module d'Young de la micropoutre déterminée, les contraintes à rupture en traction de 6.2±0.3 et 4.4 GPa du grain de WC et du

Co, respectivement, ont été identifiées via la simulation à la position exacte où la rupture s'est produite lors des essais expérimentaux.

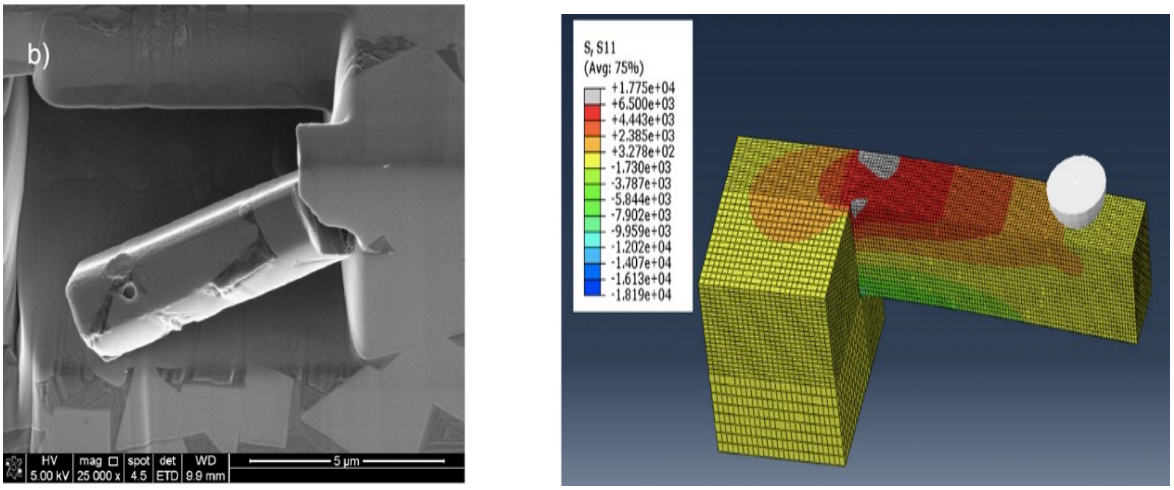


Figure I.19. Rupture de la micropoutre (à gauche) et simulation numérique de cette même poutre (à droite) (Trueba et al., 2014).

Csanádi et al. (Csanádi et al., 2014) ont réalisé des essais dits de 'micropillar' (compression de microcylindre) sur des microcylindres usinés par un FIB dans des grains de WC de différentes orientations cristallines (prismatique et basale), voir Figure I.20. Les microcylindres ont un diamètre de 2 µm et une longueur de 4 µm et sont comprimés jusqu'à rupture. Les résultats montrent une influence de l'orientation des grains sur la contrainte de rupture en compression. En effet, ces contraintes dans les directions prismatique et basale sont de 7.2±0.8 GPa et 12.5±1.7 GPa, respectivement. La présence des faibles déformations plastiques des grains de WC avant fissuration est également observée.

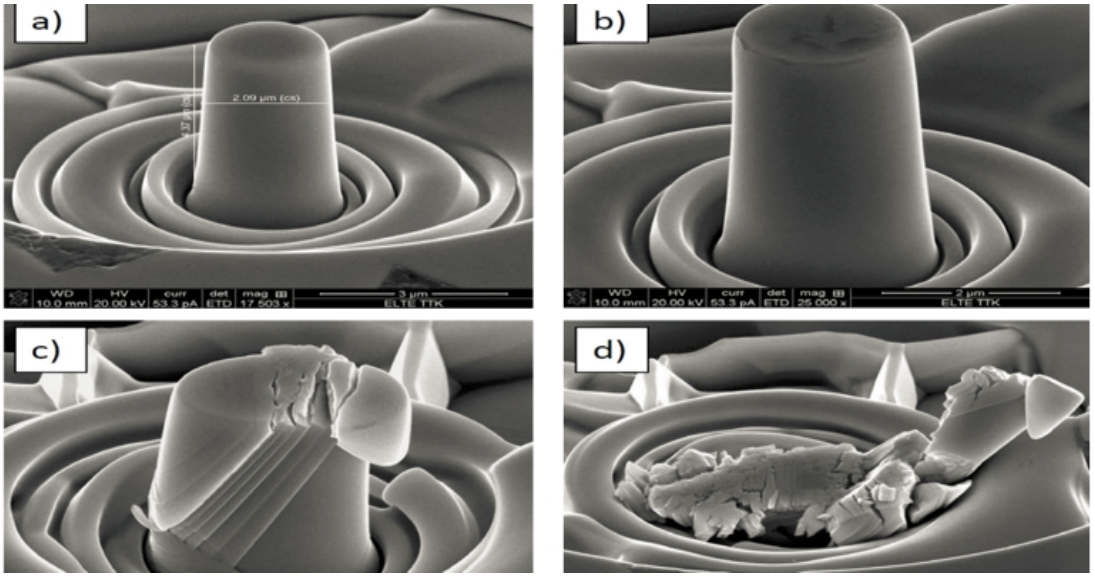


Figure I.20. Microéchantillon usiné pour les essais de micropiliers (Csanádi et al., 2014).

Sandavol et al. (Sandoval et al., 2018) ont également comprimé des microcylindres élaborés à partir d'un WC-11wt%Co. Les microcylindres contiennent des grains de carbure et du cobalt. Les contraintes à rupture identifiées pour la phase carbure coïncident avec ceux de Csanádi et al. (Csanádi et al., 2014). L'analyse des micrographies révèle également que le principal mécanisme d'endommagement est l'émergence de fissures le long des interfaces WC/WC et WC/Co.

Elizalde et al. (Elizalde et al., 2018a) ont évalué la résistance mécanique des interfaces WC/WC et en particulier ceux de type CSL2 par des essais de compression de micro-piliers. Ce type d'interface sépare deux grains de WC d'orientation cristallographique quasi-similaire. Les micropoutres sont usinées par un FIB avec une seule interface positionnée à 1 µm de l'encastrement. Les résultats montrent que les interfaces CSL2 ont une résistance nettement supérieure aux autres, avec une contrainte de rupture atteignant une valeur de 25.3 GPa. Les autres interfaces ont des contraintes de rupture comprises entre 7.9 et 15.5 GPa.

Csanádi et al. (Csanádi et al., 2020) ont réalisé des essais de flexions de micropoutres. Celles-ci se composent soit d'un seul grain, de plusieurs grains avec ou sans cobalt. Ces différentes poutres ont permis de déterminer les contraintes moyennes à rupture en traction pour les grains de WC et les interfaces WC/WC et WC/Co, qui sont respectivement de 12.3±3.8 GPa, 4.1±2.5 GPa et 4.7±1 GPa. Toutefois, les auteurs indiquent d'une part la présence de défauts (porosités) dans les grains de WC qui font chuter de moitié la contrainte à rupture des grains. D'autre part, ils mentionnent que la présence d'interfaces WC/WC de type CSL2 étudiées par Elizalde et al. (Elizalde et al., 2018a) est faible dans les carbures. Les résultats de cette étude ont été comparés avec ceux de la littérature, révélant une large dispersion des valeurs des contraintes à rupture d'un auteur à l'autre de l'ordre de 10 GPa comme le montre la Figure I.21.

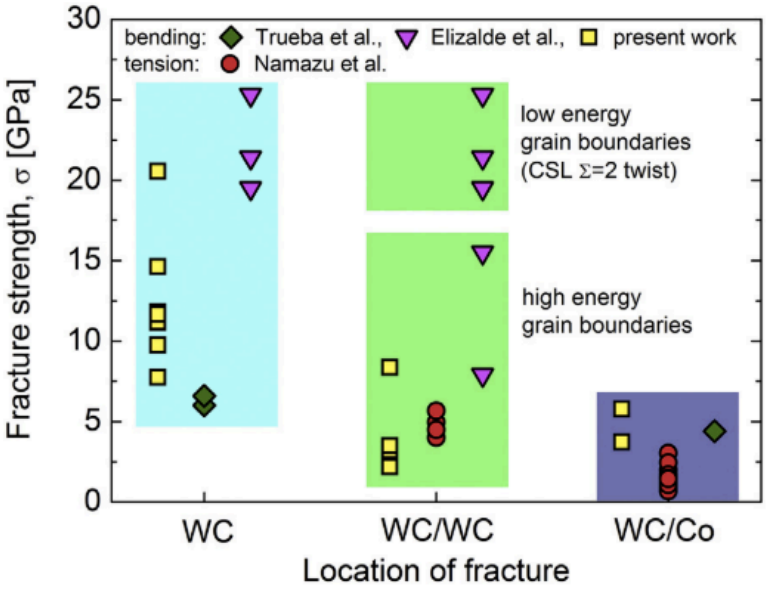


Figure I.21. Synthèse des contraintes à rupture des grains de WC, des interfaces WC/WC et WC/Co identifiées par plusieurs auteurs selon (Csanádi et al., 2020).

Ortiz-Membrado et al. (Ortiz-Membrado et al., 2021) ont identifié la ténacité d'un grain de WC seule au moyen d'essais de flexion de micropoutres, de compression de microcylindres et d'indentation afin de comparer ces méthodes entre elles. Une grande dispersion des ténacités est obtenue à travers les essais de compression de microcylindres avec des valeurs comprises entre 1.5 et 6 MPa.m$^{1/2}$. Pour la méthode d'indentation, celle-ci conduit à des valeurs de ténacité bien supérieures (7-9 MPa.m$^{1/2}$) à cause d'une micro-plasticité localisée dans le grain. La flexion de micropoutre constitue la méthode la plus robuste, avec une valeur moyenne de ténacité de 5.6 MPa.m$^{1/2}$ qui s'accorde avec les valeurs indirectement déduites des essais macroscopiques.

Emmanuel et al. (Emmanuel et al., 2021) ont déterminé l'énergie de rupture d'un grain de WC dans le plan basal et celle des interfaces WC/WC de type CSL2. Pour ce faire, ils ont réalisé des poutres entaillées à leur extrémité par un FIB. Par la suite, un coin est inséré progressivement dans l'entaille afin de faire propager la fissure amorcée à sa pointe. Les résultats montrent que l'énergie de rupture associée au plan prismatique est de 7.04±0.36 J/m², tandis que celui des interfaces CSL2 présentent une énergie de rupture nettement plus faible, de 3.57±0.28 J/m² soulignant le rôle important des joints de grains dans la propagation de fissures comparées à la fissuration transgranulaire dans la phase WC.

Récemment, Jones et al. (Jones et al., 2022) ont usiné grâce au FIB des microcylindres de 1 à 5 µm de diamètre à partir de monocristaux de WC présentant deux orientations cristallines distinctes. Ces échantillons ont été soumis à des essais de compression à des températures variant de 25 à 600 °C. Les mécanismes de déformation plastique observés se révèlent fortement anisotropes, tout en étant peu influencés par la température. Les contraintes d'écoulement mesurées pour les microcylindres orientés selon la direction basale (~6 GPa) sont environ trois fois supérieures à celles des cylindres orientés selon la direction prismatique (~2 GPa). Ces tendances sont identiques à celles observées par Csanádi et al. (Csanádi et al., 2014). Sous contrainte, les microcylindres orientés selon la direction basale tendent à se déformer par fissuration ou écoulement instable, tandis que ceux orientés selon la direction prismatique se rompent par glissement. Toutefois, ces mécanismes sont fortement dépendants de la géométrie des microcylindres, notamment leur taille et leur forme. Dans le WC, les plans prismatiques constituent les principaux plans de glissement, tandis que le glissement basal n'est activé qu'à des températures très élevées.

2.8. Conclusion

Les excellentes propriétés thermomécaniques du WC-Co permettent l'usage de ce matériau dans des domaines industriels variés. Le choix des paramètres microstructuraux est généralement réalisé en fonction de l'application souhaitée. Par exemple en usinage, où une forte dureté et une bonne résistance à l'usure sont indispensables, des WC-Co à taille de grain ultrafin et à faible teneur en cobalt sont privilégiés. La carte de la Figure I.22 illustre différentes

applications industrielles en fonction des paramètres microstructuraux du matériau. Toutefois, dans toutes ces applications, le WC-Co subit des sollicitations intenses qui endommagement de façon prématurée leur microstructure. Ce point est étudié dans la section suivante.

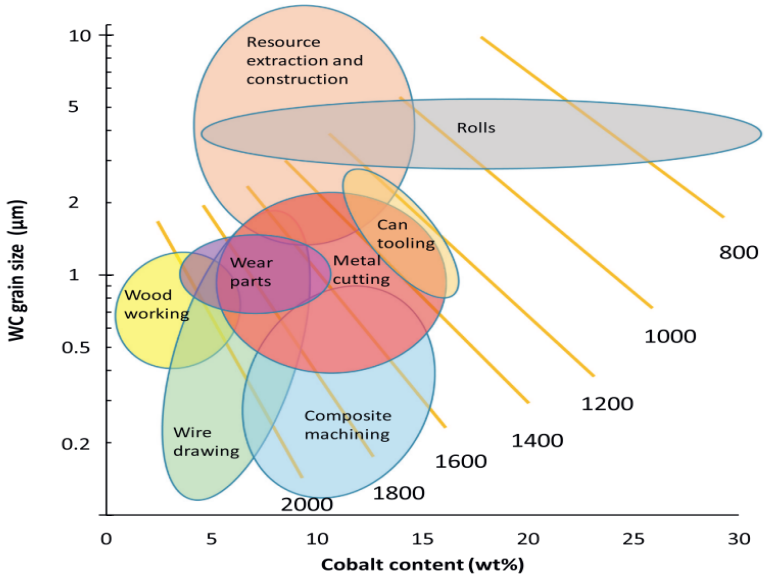


Figure I.22. Carte illustrant les différents domaines d'application du WC-Co en fonction de ses paramètres microstructuraux. Les lignes indiquent les valeurs d'iso-dureté (García et al., 2019).

3. Usure et mécanismes d'endommagement du carbure de tungstène WC-Co

Dans la majorité des applications industrielles utilisant les matériaux en carbure de tungstène WC-Co, les conditions de chargement sont extrêmes, ce qui entraine pour ces matériaux une usure rapide et souvent prématurée. Dans cette section, les mécanismes d'endommagements microstructuraux responsables de la dégradation du WC-Co dans les applications de l'usinage et le forage de roches sont décrits. La compréhension de ces mécanismes permet d'améliorer le comportement à l'usure du WC-Co et ainsi augmenter sa durée de vie en service. Les modèles numériques simulant l'usure des outils en WC-Co doivent également prendre en considération ces différents mécanismes d'endommagement.

3.1. Usure des outils en WC-Co dans les applications d'usinage

Dans les applications d'usinage, les outils de coupe en WC-Co sont soumis à des chargements thermomécaniques intenses, tels que des pressions de contact de l'ordre de 1 à 2 GPa et des températures pouvant atteindre 1000 °C. Ces conditions génèrent de l'usure dont les principaux mécanismes sont l'abrasion, l'adhésion et la diffusion (P.K.Wright, 2000). En tournage par exemple, l'usure macroscopique se manifeste par l'apparition d'un cratère sur la surface de coupe et de zones striées sur la surface de dépouille (Rahman Rashid et al., 2016; Olander & Heinrichs, 2021; Bhushan, 2022) comme illustré sur la Figure I.23.

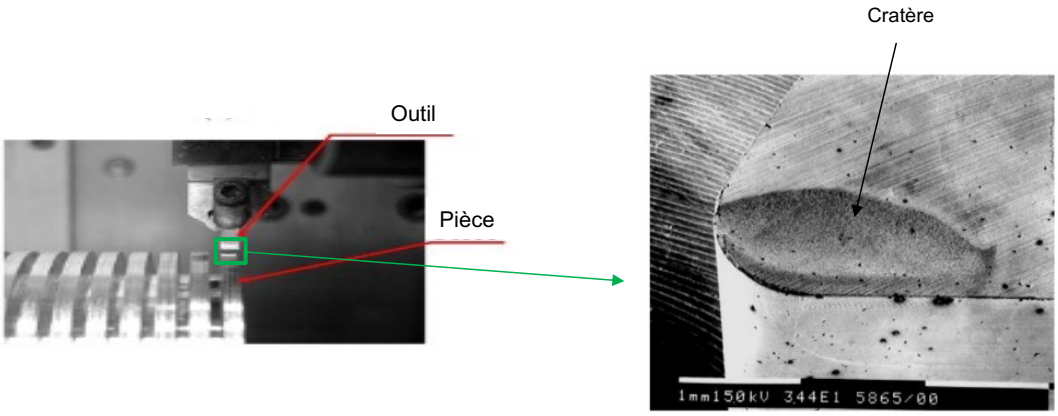


Figure I.23. Usure macroscopique des outils de coupe lors d'une opération de tournage. Un cratère caractérisé par une perte de matière apparait sur la face de coupe de l'outil après un certain temps d'usinage (Gekonde & Subramanian, 2002).

L'usure par abrasion des outils en WC-Co est un mécanisme récurrent lors des opérations d'usinage. Les particules dures du matériau usiné sont libérées à l'interface outil-pièce et provoquent ainsi la formation des sillons et des stries sur la surface de l'outil sous l'effet de la pression de contact. Une perte progressive de matière s'opère alors jusqu'à la formation d'une cavité appelée souvent cratère (I. M. Hutchings, 1992). Les particules provenant de l'outil, comme des fragments de carbure, participent également au processus d'usure par abrasion (Kümmel et al., 2013). À l'échelle macroscopique, l'abrasion se manifeste par l'apparition d'arêtes émoussées, de stries parallèles, d'écaillages localisés et de cratères sous l'effet des sollicitations thermiques et mécaniques répétées (Gonzalez et al., 2015; Sedghi et al., 2020).

L'usure par adhésion résulte de l'interaction intime entre le matériau usiné et la surface de l'outil. Lors de la coupe, des fragments du matériau usiné peuvent adhérer à l'outil et former une zone de collage ou une arête rapportée qui lors de leur détachement provoquent l'arrachement de grains de WC et du liant cobalt. Ce mécanisme d'usure est particulièrement marqué lors de l'usinage d'alliages comme le titane ou les superalliages à base nickel (Arsecularatne et al., 2006; Akhtar et al., 2014).

L'usure par diffusion est le mécanisme d'usure le plus prépondérant à haute température. Elle se manifeste par la migration d'éléments chimiques entre la pièce usinée et l'outil en WC-Co. Lindvall et al. (Lindvall et al., 2021) ont mis en évidence les phénomènes de diffusion lors de l'usinage du Ti-6Al-4V avec un outil de coupe en WC-Co. Une migration du titane vers l'outil, suivie de sa réaction avec la phase cobalt est observée. Cette migration conduit à la formation de divers composés intermétalliques tels que le $TiCo_2$. Ces composés, représentés dans la Figure I.24, modifient localement la microstructure de l'outil altérant ses propriétés mécaniques.

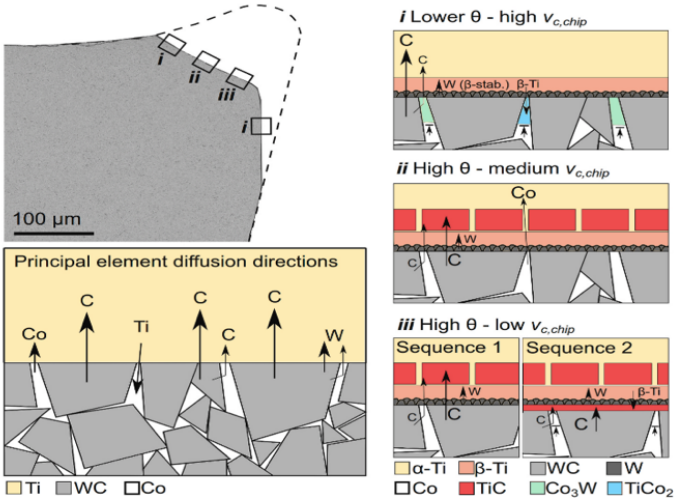


Figure I.24. Illustration de la dégradation du WC-Co par diffusion avec l'apparition de nouveaux composés chimiques en surface (Lindvall et al., 2021).

Les différents mécanismes d'usure décrits précédemment sont la conséquence d'une succession de mécanismes d'endommagement à l'échelle de la microstructure. Suite au tournage d'un acier C45 (AISI 1045) en coupe orthogonale (vitesse de coupe Vc=400 m/min, une avance f=0.1 mm/tr, une profondeur de passe ap=1.1 mm, temps d'usinage t=15 s), Kagnaya (Kagnaya, 2009) a identifié plusieurs phénomènes critiques à partir d'observations au MEB dans le cratère formé sur la face de coupe de l'outil usé. L'auteur a mis en évidence une désorganisation du réseau de grains de WC, des microfissures transgranulaires et intergranulaires dans la phase WC, des sites d'arrachement de fragments de grain de WC et des micro-stries d'abrasion sur les grains de WC. La Figure I.25 présente ces différents mécanismes d'endommagement microstructuraux observés sur l'outil.

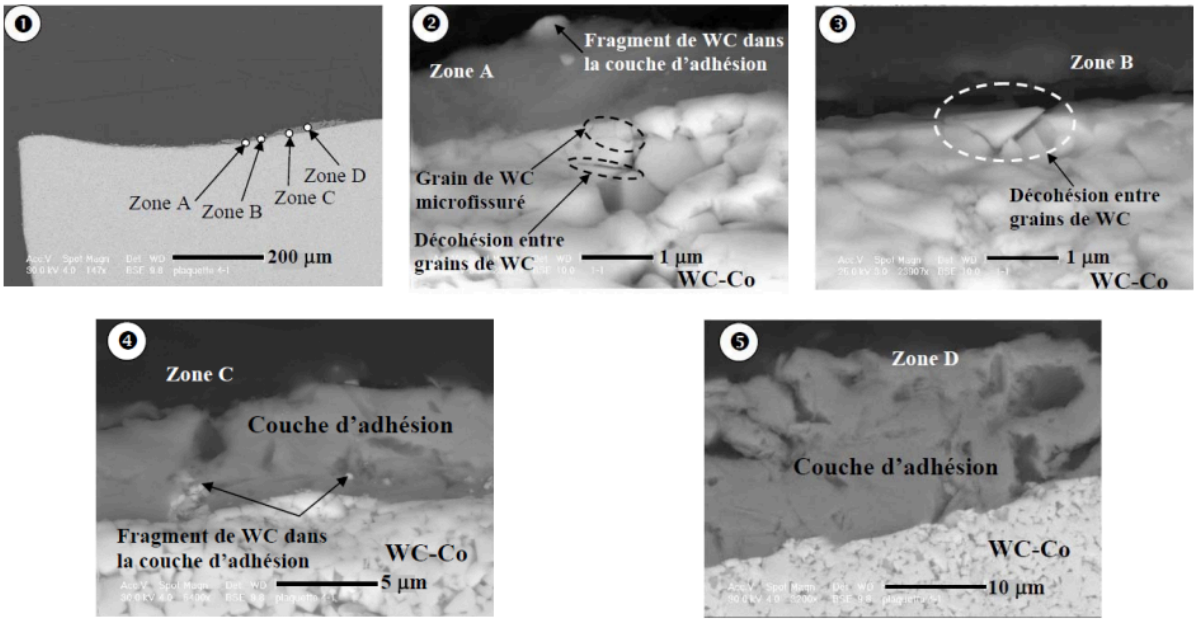


Figure I.25. Micrographies MEB d'un outil de coupe en WC-Co permettant d'observer quelques mécanismes d'endommagement microstructuraux tels que les fissurations transgranulaire et intergranulaire des grains WC (Kagnaya, 2009).

3.2. Usure des outils en WC-Co lors du forage des roches

Un autre domaine d'application où les outils en WC-Co sont également utilisés est celui du forage des roches. Dans l'industrie minière, le composite WC-Co est confronté à des environnements particulièrement agressifs. Le contact direct avec des roches dures et abrasives, telles que les granites, entraîne des mécanismes d'usure complexes, dominés par l'abrasion, la fatigue thermique, l'arrachement de matière et parfois l'écaillage superficiel (Alzouma, 2021). Dans ce cadre, plusieurs auteurs ont analysé l'endommagement microstructural des outils en WC-Co utilisés dans le forage de roche (Engqvist, 2001; Beste & Jacobson, 2008; Beste et al., 2008; Konyashin & Ries, 2014; S. Dewangan et al., 2015; Olsson et al., 2017; Katiyar et al., 2021; Nahak et al., 2022). D'après ces différentes études, à l'échelle microstructurale le liant subit des déformations plastiques intenses et fragilise la structure globale du composite. Des grains de carbure sont fissurés et écrasés, libérant des fragments voire des grains entiers ou des amas de grains. Une couche superficielle faite de mélange de roches se forme et adhère à l'outil. Dans des environnements corrosifs aqueux, les grains de carbure et le liant cobalt forment un couple micro-galvanique, entraînant la formation d'une couche d'oxyde au sein de la phase cobalt. Cette couche, peu adhérente au composite, est éliminée au contact de la roche, exposant directement les grains de carbure, qui subissent alors une fragmentation. De plus, sous certaines conditions (fraisage à sec, forage en profondeur), des élévations localisées de températures supérieures à 600 °C affectent l'intégrité de la phase cobalt.

Malgré la diversité des applications, qu'il s'agisse par exemple de l'usinage des métaux ou le forage des roches, les outils en WC-Co présentent des mécanismes d'endommagement similaires. Les observations expérimentales issues de différents contextes révèlent systématiquement l'apparition de plastification localisée du liant cobalt, la décohésion des interfaces WC/Co, l'arrachement des grains de carbure et l'initiation de fissures inter ou trans-granulaires dans la phase WC.

4. Approche tribologique pour l'étude de l'endommagement du carbure de tungstène WC-Co

Les applications industrielles présentées dans la section précédente ont montré que le composite WC-Co est sujet à de l'usure avec différents mécanismes d'endommagement. Pour une meilleure compréhension de ces phénomènes, la littérature fait souvent appel à des essais tribologiques (et/ou d'usure) pour étudier finement certains mécanismes d'endommagement (Bonny et al., 2010; Kagnaya et al., 2014; Niu et al., 2014; Liu et al., 2017). L'avantage de ces essais est de pouvoir isoler et d'analyser un mécanisme d'usure particulier tout en maîtrisant les sollicitations appliquées, notamment les conditions de pression de contact, la vitesse de glissement et la température. Cette section a pour objectif d'analyser les différents mécanismes d'endommagement microstructuraux du WC-Co identifiés dans la littérature lors des essais tribologiques. Préalablement, quelques généralités sur ces essais sont présentées.

4.1. Généralités sur les essais tribologiques

Dans le cadre des essais tribologiques, diverses configurations expérimentales ont été conçues pour analyser les mécanismes de frottement et d'usure des matériaux. Parmi celles-ci, la configuration pion-disque s'impose comme la plus fréquemment utilisée. Elle repose sur un principe simple : un pion exerce une charge sur l'échantillon à tester tout en se déplaçant à sa surface. Ce dispositif permet de reproduire différentes cinématiques de frottement selon les besoins de l'étude. La littérature spécialisée distingue principalement deux grandes catégories de configurations : (i) les tribo-systèmes ouverts, et (ii) les tribo-systèmes fermés.

i) Tribo-système ouvert

Dans cette disposition, le pion frotte en permanence sur une surface vierge au cours de l'essai. À titre d'exemple, citons le dispositif utilisé par Hedenqvist (Hedenqvist et al., 1989) où le pion frotte sur la face latérale d'un cylindre en suivant une trajectoire hélicoïdale, comme illustré par la Figure I.26.

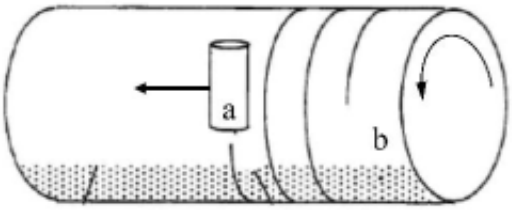


Figure I.26. Dispositif utilisé par Hedenqvist pour réaliser un tribo-système ouvert (Hedenqvist et al., 1989).

ii) Tribo-système fermé

Dans les tribo-systèmes fermés, le pion frotte périodiquement sur la même zone du matériau. Leur mise en œuvre est plus aisée que celle des systèmes tribo-ouverts grâce à une cinématique plus facile à maîtriser. Ces systèmes sont donc largement adoptés en tribologie (Jianxin et al., 2012; Zhang et al., 2025). Toutefois, un troisième corps apparaît fréquemment entre le pion et le matériau, perturbant le contact. En particulier, celui-ci peut affecter la mesure du coefficient de frottement apparent durant l'essai. La Figure I.27 présente plusieurs configurations typiques de tribo-systèmes fermés : le pion fixe peut frotter sur un disque en rotation (Figure I.27 (a)) ou sur la surface latérale d'un cylindre tournant (Figure I.27 (b)) ; le pion peut également effectuer un mouvement de translation alternée (Figure I.27 (c)).

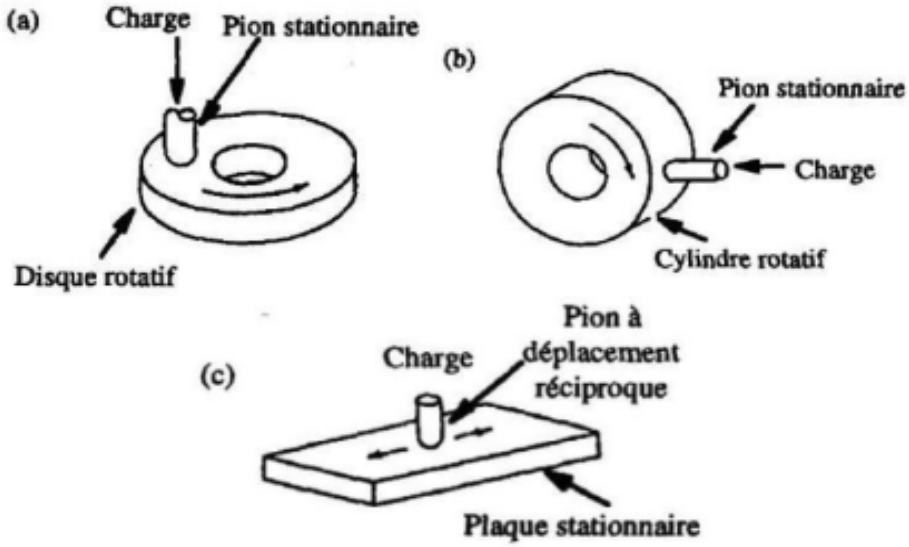


Figure I.27. Illustration des configurations classiques d'essais tribologiques. a) Pion sur disque. b) Pion sur cylindre. c) Pion sur plaque à déplacement réciproque. (L.Vincent & G.Zambelli, 1968)

4.2. Identification de l'endommagement du WC-Co dans les essais tribologiques classiques

De nombreux chercheurs ont mené des essais tribologiques mettant en œuvre un pion en WC-Co, associé à un disque fabriqué dans le même matériau que celui en contact avec l'outil WC-Co pour un procédé donnée. Par exemple, Kagnaya et al. (Kagnaya et al., 2014) ont mené des essais en configuration pion-disque de la Figure I.27 (a) en considérant des pions cylindriques de 2 mm de diamètre en WC-6wt%Co frottant sur un disque de diamètre 170 mm en acier AISI 1045. À basses vitesses (60 m/min), l'endommagement est dominé par des phénomènes d'abrasion, matérialisés par la formation de stries et l'arrachement de grains de carbure. Lorsque la vitesse est portée à des valeurs intermédiaires (100 à 300 m/min), l'adhésion commence à apparaître en parallèle de l'abrasion, tandis que des microfissurations transgranulaires apparaissent localement au sein des grains de WC. Aux vitesses plus élevées (400 à 600 m/min), la température du contact devient importante et induit une usure par adhésion dominante, accompagnée de la formation d'une couche de transfert dans laquelle des analyses chimiques ont révélé la présence d'oxygène, signe d'une oxydation localisée. Dans ces conditions, les endommagements microstructuraux sont nettement accentués, avec une fissuration transgranulaire étendue et une décohésion marquée dans les interfaces WC/WC et WC/Co.

Dans l'étude de Jia et al. (Jia & Fischer, 1997), des pions hémisphériques glissent en rotation sur des disques en Si_3N_4. Les matériaux du pion sont des WC-Co dont les teneurs en Co varient entre 6 et 20 wt% où les tailles de grain de WC sont comprises entre 0.7 et 2.5 µm. L'usure du matériau se montre être dépendante de la teneur en cobalt et de la taille de grain avec une meilleure résistance à l'usure lorsque ces deux paramètres microstructuraux diminuent.

Liang et al. (Liang et al., 2020) ont réalisé des essais tribologiques à 20, 320, 620 et 920 °C en configuration pion-disque de la Figure I.27 (a), avec des pions de diamètre 4 mm en WC-6wt%Co (taille de grain de 0.8 µm) frottant sur un disque en alliage Ti-6Al-4V à une vitesse constante de 18 m/min et sous un effort de 100 N. À basse température (20 °C), le coefficient de frottement présente une phase de rodage suivie d'une stabilisation à une valeur de 0.56, liée à l'accumulation et au détachement de débris d'usure dus à l'adhésion du Ti-6Al-4V transféré vers le pion. À haute température, le coefficient devient plus stable et diminue de 35 % à 920 °C par rapport à 20 °C pour atteindre une valeur de 0.36. Ce phénomène est attribué à l'adoucissement du Ti-6Al-4V qui joue un rôle de lubrifiant à l'interface. À 920 °C, des phénomènes de micro-fusion apparaissent dans la phase cobalt dont la température de fusion dans le WC-Co est inférieure à son homologue pur. Cela entraîne la formation d'une couche adhésive composée de tungstène et de titane, résultant de la dissolution partielle du pion dans le disque, comme illustré dans la Figure I.28.

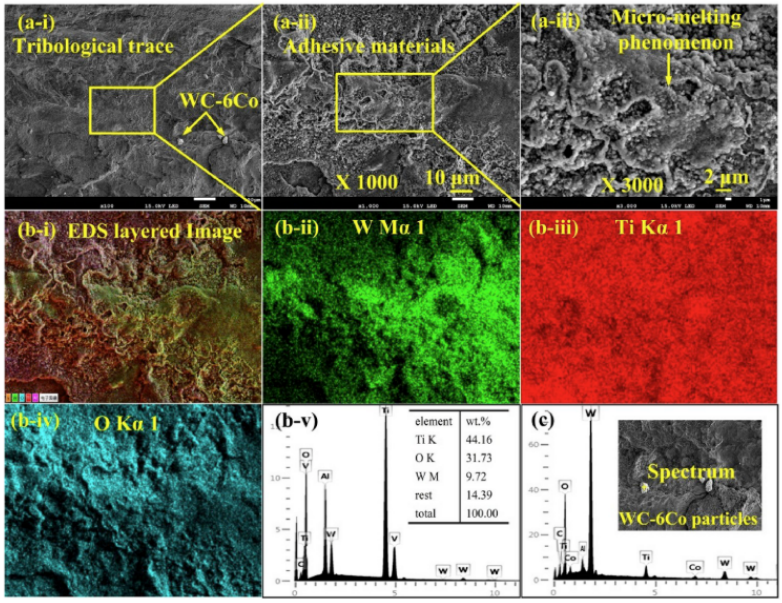


Figure I.28. Mise en évidence des phénomènes d'adhésion sur la surface du disque (Liang et al., 2020).

Perez Delgado et al. (Delgado et al., 2011) ont étudié l'influence de la cinématique du mouvement sur le comportement tribologique du WC-Co en comparant deux configurations pion-disque : l'une avec un pion en rotation, l'autre en mouvement de translation alternatif, illustrées dans les Figure I.29 (a) et (b). Dans cette dernière configuration, appelée « reciprocating tribological test » dans la littérature, le pion effectue des allers-retours sur une même piste d'usure avec une vitesse dont l'évolution est sinusoïdale. Les essais ont été réalisés avec un disque en WC-10wt%Co et un pion en WC-6wt%Co, sur une distance de frottement totale de 10 km, sous des efforts normaux de 15 et 25 N, correspondant à des pressions de contact de 1.75 et 2.08 GPa, respectivement, avec une vitesse de glissement de 0.3 m/s. Les résultats montrent que la configuration avec pion en rotation induit un coefficient de frottement plus élevé ainsi qu'une usure plus marquée, soulignant l'impact significatif de la cinématique sur les propriétés tribologiques.

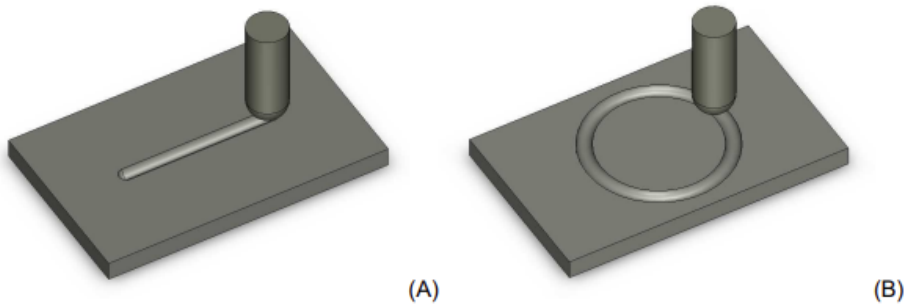


Figure I.29. Illustration des deux configurations tribologiques testées : A) linéaire alternatif et B) rotative (Delgado et al., 2011).

Bonny et al. (Bonny et al., 2010) ont mené des essais tribologiques en configuration pion-disque, où un pion sphérique en WC-6wt%Co est animé d'un mouvement alternatif sur des disques rectangulaires (5×2×25 mm) en WC-10wt%Co et WC-12wt%Co, présentant des tailles de grain respectives de 2.2 et 0.8 µm. L'étude vise à évaluer l'impact de paramètres tels que l'effort normal (15 à 100 N), la fréquence (10 à 30 Hz) pour une distance de frottement de 10 km sur l'usure des matériaux. Les pressions de contact initiales varient entre 1.72 et 3.36 GPa, et les vitesses de glissement moyennes entre 0.3 et 0.9 m/s. La profondeur de pénétration est mesurée en temps réel, et son évolution selon la distance de frottement est illustrée dans la Figure I.30. L'analyse topographique des pistes d'usure montre que le volume usé augmente progressivement avec l'effort appliqué. Ce volume est systématiquement plus élevé pour l'échantillon en WC-10wt%Co que pour celui en WC-12wt%Co. Toutefois, le taux d'usure diminue légèrement avec l'augmentation de l'effort, se situant dans une plage comprise entre 1.6×10^{-5} et 2.2×10^{-5} $\mu m^3 \cdot N^{-1} \cdot \mu m^{-1}$. Une forte augmentation de la profondeur de la piste est également observée avec la fréquence. L'analyse microstructurale révèle la présence croissante de débris à la surface usée notamment pour l'essais à 30 Hz, suggérant un effet de polissage confirmé par la diminution de la rugosité. Des mécanismes de microfissuration des grains de WC et d'extrusion de la phase liante Co sont identifiés, comme illustré sur la Figure I.31 où des micrographies du WC-12wt%Co montrent des débris brillants, des fissures et des zones d'extrusion après des essais à 0.45 m/s et sous des efforts de 50 et 100 N.

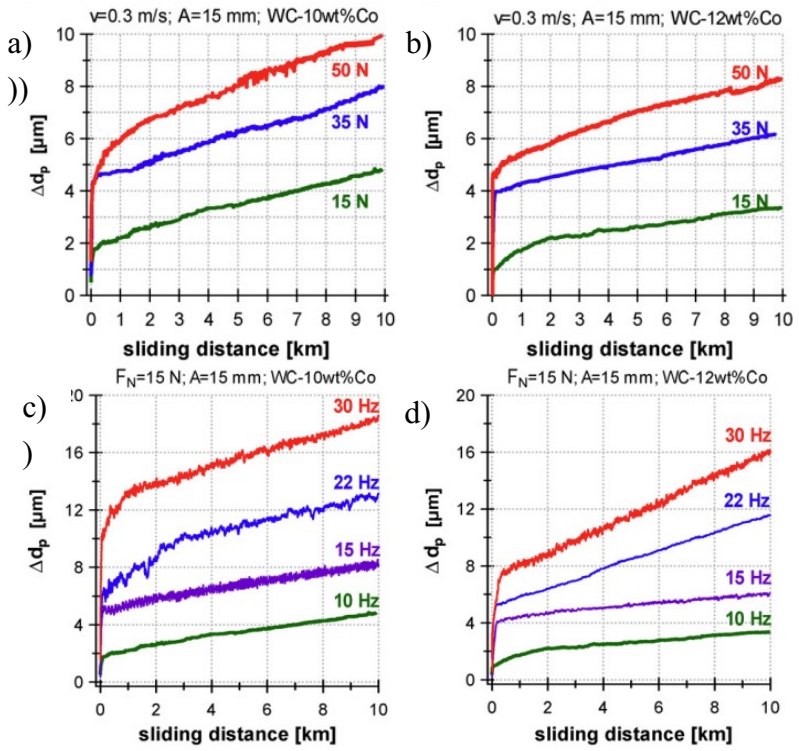


Figure I.30. Évolution de la profondeur de l'usure en fonction de la distance de frottement lors des essais rotatifs (a et b) pour différents efforts, (c et d) pour différentes fréquences lors des essais alternatifs (Bonny et al., 2010).

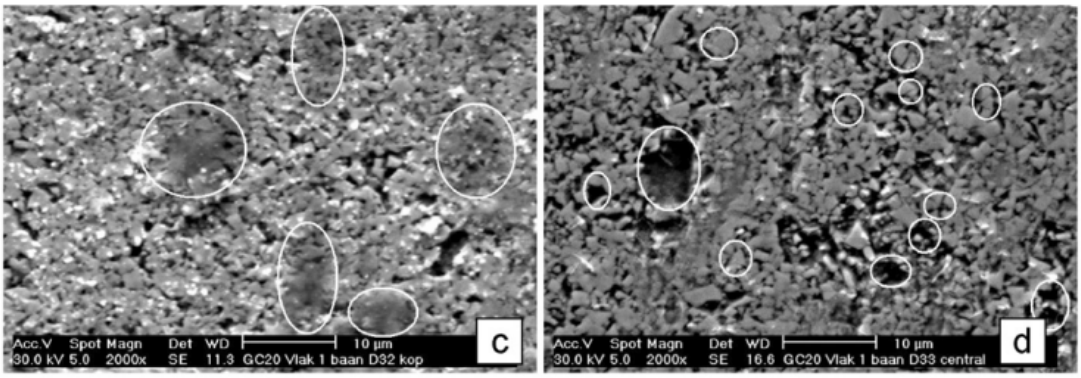


Figure I.31. Micrographie de la piste d'usure mettant en évidence les mécanismes d'endommagement microstructural. Les points brillants correspondent aux débris d'usure (Bonny et al., 2010).

Ces essais tribologiques généralement utilisés dans la littérature permettent de retrouver certains mécanismes d'endommagement à la surface de contact du WC-Co et des mécanismes d'usure observés lors des applications industrielles. Toutefois, ces essais sont insuffisants pour étudier un mécanisme d'usure particulier comme l'abrasion que l'on observe dans les procédés d'usinage et de forage des roches. En effet, d'autres mécanismes tels que l'adhésion sont également présents lors de ces essais en configuration pion-disque. Cette dernière ne permet pas d'évaluer clairement la contribution de l'abrasion sur l'ensemble des mécanismes d'endommagement observés. Dans ce contexte, la section suivante vise à analyser particulièrement l'abrasion et à identifier des essais tribologiques dédiés à ce mécanisme d'usure non négligeable dans les applications industrielles et sélectionné pour l'étude dans cette thèse.

5. Analyse de l'usure par abrasion du carbure de tungstène WC-Co

5.1. Généralités

L'usure par abrasion est principalement perceptible par des sillons de polissage, des griffures ou rayures, des micro-labourages, des arrachements de particules, témoignant de l'action de particules dures rayant la surface de l'outil. Reaumur (1722) et Tabor (1954) ont observé que l'usure par abrasion s'active lorsque la dureté de l'abrasif dépasse au moins de 20 % celle du matériau de l'outil. Dans l'usure par abrasion, deux modes se distinguent : l'usure abrasive à deux corps et l'usure abrasive à trois corps.

5.1.1. Usure abrasive à deux corps

Ce mécanisme d'usure met en jeu deux corps : les particules abrasives (1er corps) et une surface frottante (2ème corps). Les particules abrasives solidairement liées à une des deux surfaces en contact abradent la seconde surface. Comme illustré sur la Figure I.32, le premier corps réalise des micro-rayages sur le second avec la présence de copeaux sous l'action du glissement entre les deux surfaces (I. Hutchings & Shipway, 2017). La perte de matière par ce phénomène provoque la formation de rayures. Le premier corps peut correspondre à des aspérités dures. Il peut également provenir d'un des deux premiers corps qui se fixe dans le corps le moins dur (Zum Gahr, 1987).

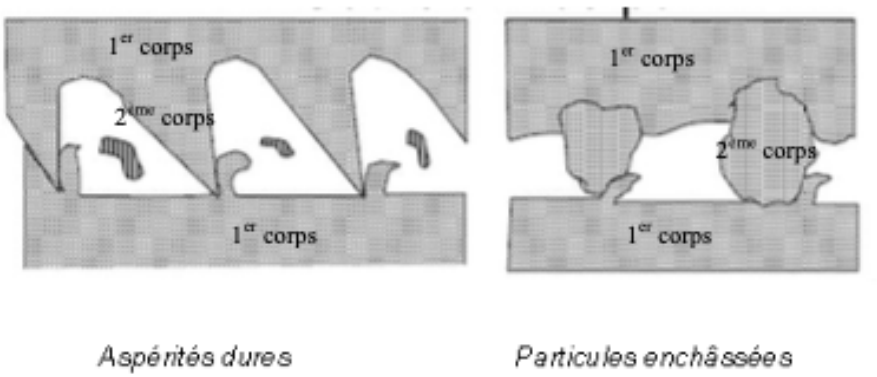


Figure I.32. Illustration de l'abrasion à deux corps (Alzouma, 2021).

5.1.2. Usure abrasive à trois corps

Ce mécanisme d'usure (voir Figure I.33) est caractérisé par la présence d'une particule abrasive (3ème corps) circulant librement entre deux surfaces (1er et 2ème corps) (I. M. Hutchings, 1992; Tylczak, 1992). Le troisième corps est caractérisé par sa mobilité au sein du contact, contrairement au cas de l'usure abrasive à deux corps où ceux-ci sont liées à l'une des deux surfaces. Ces particules abrasives du troisième corps peuvent être constituées de microfragments provenant d'un des deux autres corps ou du milieu environnant. Ce troisième corps permet de transmettre l'effort au contact, de participer à l'accommodation de la vitesse entre les deux autres corps et de séparer les corps en contact, réduisant ainsi leurs interactions.

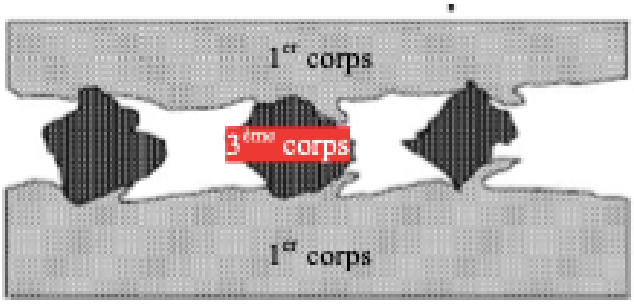


Figure I.33. Illustration de l'abrasion à trois corps (Alzouma, 2021).

Pour prédire la perte de matière d'un matériau par abrasion, la loi d'Archard (Archard, 1953) est fréquemment utilisée et s'écrit comme suit :

$$W = \frac{kF}{H} l \qquad (I.1)$$

avec W le volume usé (m^3), k le coefficient d'usure, F la charge nominale appliquée (N), H la dureté du matériau le moins rigide (HV) et l la longueur du glissement (m).

5.2. Essais tribologiques pour caractériser l'usure par abrasion

Certains essais tribologiques ont été spécialement conçus pour simuler l'abrasion. La première catégorie de tests se place dans la configuration de l'abrasion à deux corps. Elle concerne deux surfaces antagonistes dont l'une est abrasive et en mouvement par rapport à l'autre. La surface abrasive est soit très rugueuse ou constituée de particules dures. Citons par exemple le test normalisé ASTM G174 pour tester des matériaux durs tels que les WC, voir Figure I.34. Il se constitue d'une bande abrasive d'oxyde d'aluminium ou de tout autre abrasif en contact avec le matériau testé. Cette bande fermée est entraînée en mouvement par un système de poulies pour abrader l'échantillon.

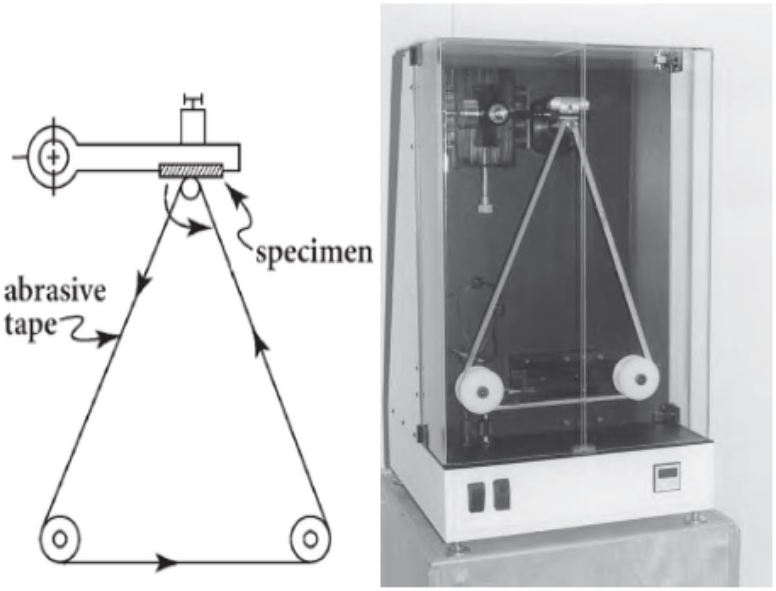


Figure I.34. Illustration du test de la norme ASTM G174 pour simuler l'abrasion (Alzouma, 2021).

Dans le test de Taber, illustré sur la Figure I.35, les particules abrasives sont fixées sur une roue en rotation abradant l'échantillon.



Figure I.35. Illustration du test de Traber (Alzouma, 2021).

Une autre catégorie d'essais est celle qui utilise des abrasifs sous forme de pâte. Le test normalisé ASTM B611, illustré par la Figure I.36, utilise une pâte formée d'un mélange d'abrasifs et d'eau placée dans un bac. Un disque métallique en rotation baignant en partie dans ce bac s'enrobe de cette pâte qui entre en contact avec l'échantillon pour l'abrader. Enfin, citons les essais régis par la norme ASTM G85 où des particules abrasives suspendues dans de l'eau s'écoulent entre une roue en acier en rotation et l'échantillon comme illustré sur la Figure I.37.

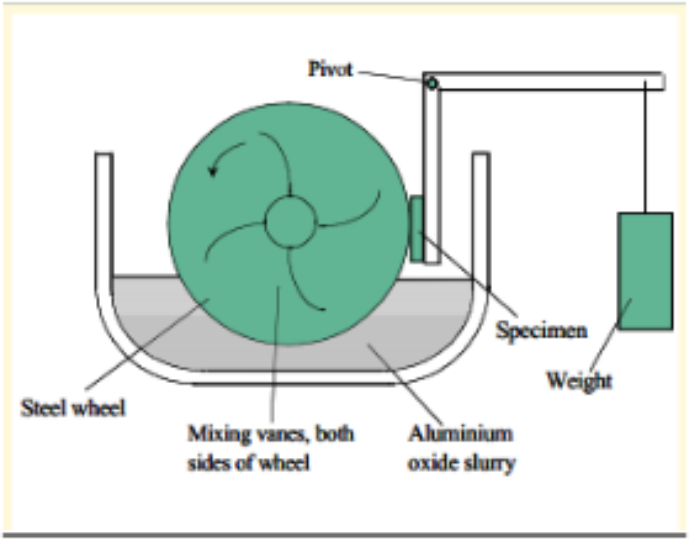


Figure I.36. Illustration du test ASTM B611 utilisant des pates abrasives (Alzouma, 2021).

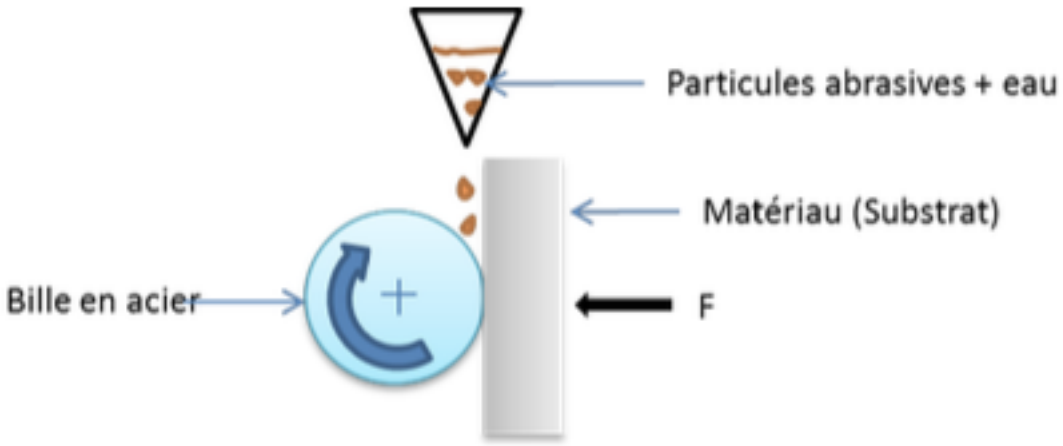


Figure I.37. Principe de l'essai ASTM G85 (Alzouma, 2021).

Bien que l'ensemble de ces essais soient efficaces pour simuler l'abrasion, ils nécessitent des installations expérimentales plus complexes que ceux des tests tribologiques en configuration pion-disque présentés dans la Section 4. Dans ce cadre, des essais de rayure ont également été utilisés pour reproduire l'abrasion d'un matériau (« scratch test »). Contrairement aux essais en configuration pion-disque, les essais de rayures permettent de s'affranchir des phénomènes d'adhésion et seule l'abrasion est activée. Ils ont longuement été employés pour identifier certaines propriétés mécaniques d'un matériau, telles que la dureté dynamique, la résistance d'adhésion, la ténacité ou encore la limite élastique (Mohs, 1825; Heavens, 1950; Akono et al., 2011). Cet essai est fréquemment utilisé pour caractériser les résistances à l'usure des revêtements ou encore de vernis (Barletta et al., 2013; Cai et al., 2016; Anand et al., 2017).

Durant ces essais, un indenteur rigide (souvent en diamant) glisse le long de l'échantillon sous un effort constant ou croissant, tout en maintenant une vitesse de glissement constante. L'indenteur peut également repasser plusieurs fois sur une même rayure. Selon Gee (M. G. Gee, 2001a), un essai de rayure permet de reproduire l'interaction entre une particules abrasive et un matériau. Il reproduit l'abrasion à trois corps, présentée dans la Section 5.1.2, où la pointe de l'indenteur peut être assimilée à la particule abrasive (3ème corps) coincée entre les deux autres surfaces. Après les essais, une topographie de la surface rayée permet de mesurer la largeur, la profondeur du sillon et la hauteur de chacun des bourrelets latéraux. Le volume de matière V enlevé après le processus de rayage peut être calculé par la formule suivante :

$$V = \left(A_1 - (A_2 + A_3)\right)L \qquad (I.2)$$

où A_1 est l'aire du sillon, A_2 et A_3 sont les aires des bourrelets latéraux mesurées à partir du profil transverse de la rayure. L est la longueur de la rayure, voir Figure I.38.

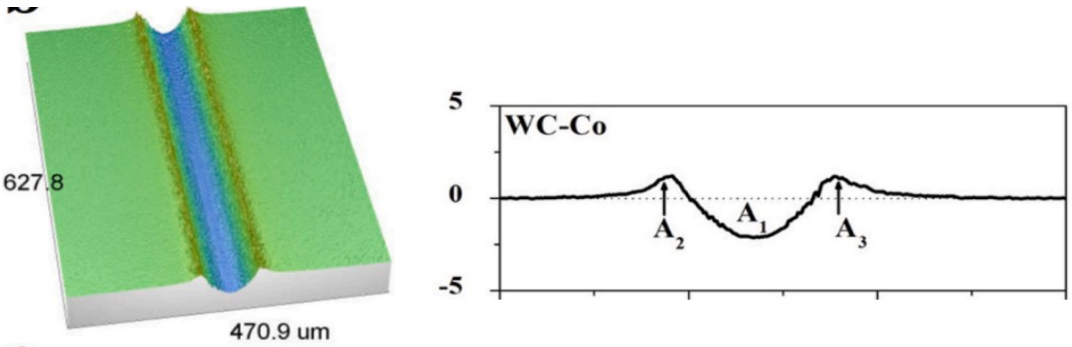


Figure I.38. Profil d'une rayure selon (Jayaraj & Olsson, 2021).

En complément, la surface de la rayure est fréquemment analysée à l'aide d'un MEB afin d'observer les mécanismes d'endommagement dans la microstructure. Une analyse chimique de la surface est parfois réalisée, notamment pour détecter une possible couche d'oxyde. Plusieurs auteurs ont mené dans ce cadre des essais de rayures sur des WC-Co pour analyser le comportement à l'abrasion du WC-Co (M. G. Gee et al., 2007, 2007; Ndlovu et al., 2008; M. G. Gee & Nimishakavi, 2011; Zuñega et al., 2012; Pignie et al., 2013; M. Gee et al., 2017; Rajendhran et al., 2021; Pereira et al., 2022). Dans la suite, les travaux jugés les plus

pertinents seront présentés. Cette étude bibliographique permettra d'évaluer les manques dans ce domaine afin de positionner notre travail expérimental du chapitre II parmi ceux déjà menés dans la littérature.

5.3. Synthèse des essais de rayure de la littérature menés sur le WC-Co

Les premiers essais de rayure sur différentes classes de céramique et de carbure de tungstène ont été menés en 2001 par Gee (M. G. Gee, 2001). Les essais ont été conduits avec des indenteurs coniques de rayon 50 et 200 µm. Un effort normal de 4 N a été imposé sur l'indenteur en effectuant de 1 à 100 cycles de passages sur la même piste de rayure tout en maintenant une vitesse de glissement égale à 2 mm/s. Les échantillons en carbure de tungstène possèdent des teneurs en cobalt comprises entre 6 et 25 wt%. Les rayures, caractérisées par leur profondeur et leur largeur, sont plus marquées dans le cas des céramiques que celles observées sur le carbure de tungstène. Les coefficients de frottement mesurés après 100 passages sont compris entre 0.19 et 0.55. Parmi les mécanismes d'endommagement observés, l'auteur évoque la présence de déformation plastique des grains de WC et de cobalt, suivie d'une fissuration des grains de WC.

Par la suite, Ndlovu et al. (Ndlovu et al., 2008) ont mené des essais de 'nano-rayure' sur des carbures de tungstène contenant des teneurs en cobalt de 6 wt% avec des tailles de grain comprises entre 0.25 et 1.21 µm et de 15 wt% avec des tailles de grain de 0.25 et 2.65 µm. L'effort normal imposé sur l'indenteur de type Berkovich est de 5 et 400 mN avec une vitesse de rayure de 0.1 µm/s. Le nombre de passages de l'indenteur est de 1 et 20. Le coefficient de frottement mesuré en moyenne durant la rayure est de 0.4. Les résultats de cette étude ont montré que les mécanismes d'endommagement dépendent des caractéristiques de la microstructure comme la teneur en cobalt, la taille de grain et des sollicitations imposées sur l'indenteur lors des essais de rayure. En effet, pour de fortes teneurs en cobalt, la déformation plastique du WC et la fissuration intergranulaire dominent, entraînant la rupture des grains de WC. En revanche, pour des faibles teneurs en cobalt, les grains se détachent lors de la rayure sous de fortes sollicitations. Ce phénomène est également observé dans les tests de multi-rayures même si l'indenteur est soumis à de faibles sollicitations. La taille des grains de WC joue également un rôle dans ces mécanismes d'endommagement, les carbures WC-Co à grains ultrafins présentent une déformation plastique par glissement très limitée par rapport aux grains plus grossiers. L'étude précise que seul un film de cobalt est observé dans les nuances des grains ultrafins. De plus, ces nuances présentent une meilleure résistance à la rayure puisque la largeur et la profondeur de leurs rayures sont les plus faibles sur l'ensemble des tests réalisés. Par exemple, pour un composite WC-6wt%Co, la profondeur des rayures augmente de 1.06 à 1.77 µm après 20 passages lorsque la taille de grain croît de 0.15 à 0.6 µm, respectivement. Enfin, la profondeur et la largeur de la rayure augmentent linéairement avec le chargement et la vitesse de glissement de l'indenteur. Le chargement n'a, par ailleurs, pas d'effet significatif sur le coefficient de frottement.

Gee et al. (M. G. Gee & Nimishakavi, 2011) ont analysé les mécanismes d'endommagement dus à l'abrasion du WC-Co en menant des essais de rayure avec un seul et plusieurs passages (jusqu'à 100 passages) sur des carbures de tungstène contenant 6 et 11 wt% Co. Les essais sont de type 'nano-rayure' avec l'utilisation d'indenteurs coniques de différents rayons compris entre 1 et 30 µm sur lesquels sont appliqués des efforts compris entre 13.7 et 450 mN. Pour un seul passage, des déformations plastiques avec fissuration sont visibles dans les grains de WC. La déformation plastique du liant cobalt et son extrusion sont également observées. Lors des passages multiples de l'indenteur, l'accumulation de l'endommagement provoque la fragmentation des grains de WC et une réintégration des fragments dans le liant. Certains de ces mécanismes d'endommagement sont illustrés sur la Figure I.39 sur la surface rayée d'échantillons WC-6wt%Co et WC-11wt%Co pour des efforts de 300 et 450 mN, respectivement. La largeur des rayures augmente significativement lors des 10 premiers passages de l'indenteur, puis croît progressivement au-delà comme le montre la Figure I.40. En effet, pour un chargement de 13.7 mN, la largeur est de 2.99 et 3.95 µm après 10 et 20 passages respectivement. Cette transition s'explique par une diminution de la pression de contact entre l'indenteur et la surface due à l'élargissement de la rayure.

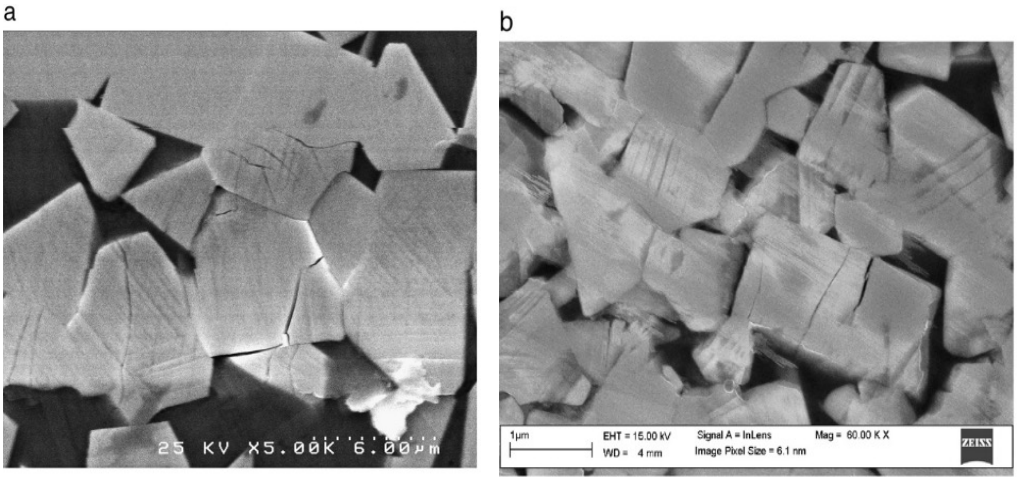


Figure I.39. Micrographie de la rayure après 1 passage de l'indenteur sur l'échantillon en WC-6wt%Co (a) et WC-11wt%Co (b), mettant en évidence la microfissuration et la déformation plastique des grains de WC lors de l'abrasion (M. G. Gee & Nimishakavi, 2011).

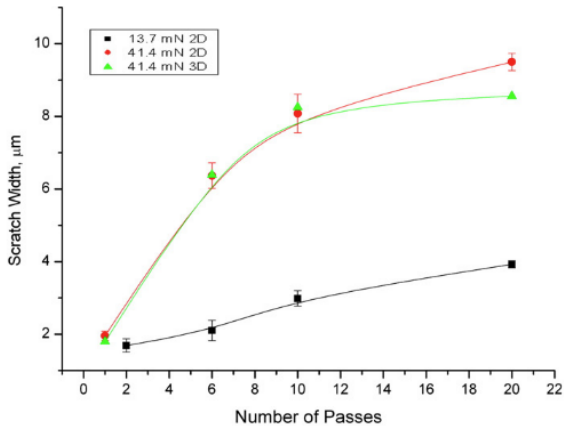


Figure I.40. Évolution de la largeur des rayures en fonction du nombre de passage sur l'échantillon en WC-6wt%Co (M. G. Gee & Nimishakavi, 2011).

Dans une étude similaire, Zuñega et al. (Zuñega et al., 2012) ont mené des essais de rayure sur des carbures WC-6wt%Co à grains fins (1.5 µm) et WC-11wt%Co à grain grossier (6.4 µm). Une charge constante de 30 N et une vitesse de 4 mm/s ont été imposées à l'indenteur de type Rockwell de rayon 200 µm sur les carbures WC-Co. 1, 2, 5 et 10 passages de l'indenteur ont été appliqués pour former des rayures de longueur 5 mm. Les analyses microscopiques des surfaces rayées (voir Figure I.41) ont permis d'identifier la fissuration des grains de WC accompagnée de déformations plastiques dans les grains voisins. Le coefficient de frottement montre une augmentation lors des premiers passages, suivie d'une stabilisation autour de 0.4 (voir Figure I.42). Selon les auteurs, une couche composée de fragments nanométriques de WC réenrobés dans le liant Co se forme sur la surface de l'échantillon dès le premier passage de l'indenteur. Après 5 passages, cette couche protectrice ('tribo-layer') stabilise le coefficient de frottement. Un transfert de fragments nanométriques de WC et du liant cobalt sur la pointe de l'indenteur a été constaté, augmentant sa rugosité et sans modifier sa forme. La Figure I.43 montre les profils transverse des rayures issues des topographies de surface 3D. Une grande rayure est observée sur le composite dont la teneur en Co et la taille de grain sont les plus élevées en raison de sa faible dureté. En effet, pour le composite WC-11wt%Co, la largeur et la profondeur de la rayure sont de 12.5 et 1.75 µm, respectivement, contre 10 et 1.3 µm, pour la nuance WC-6wt%Co. Cependant, la taille de grain des deux nuances testées varie beaucoup (1.5 contre 6.4 µm).

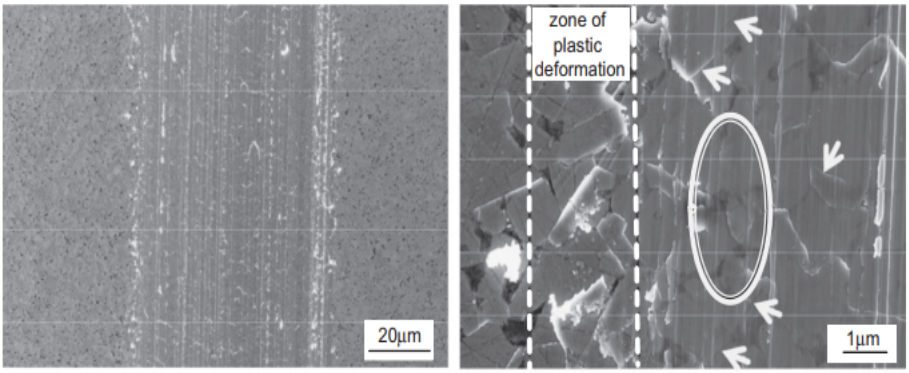


Figure I.41. Mise en évidence du phénomène de fissuration et de la déformation plastique des grains de WC (Zuñega et al., 2012).

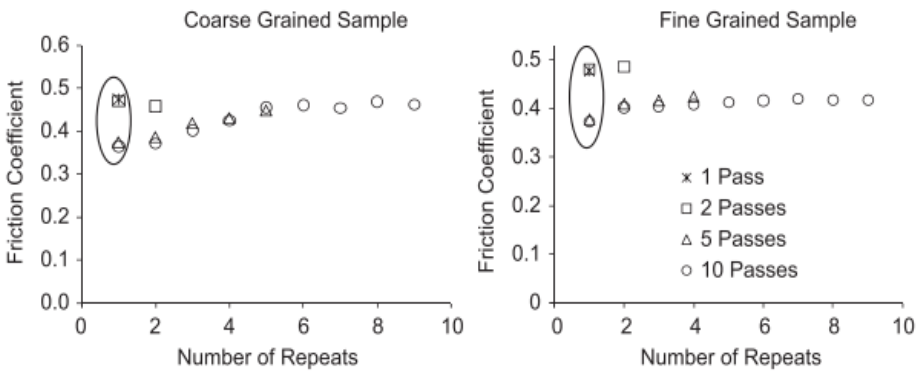


Figure I.42. Évolution du coefficient de frottement en fonction du nombre de passages pour les deux matériaux testés. Une forte augmentation est observée durant les premiers passages suivis d'une stabilisation (Zuñega et al., 2012).

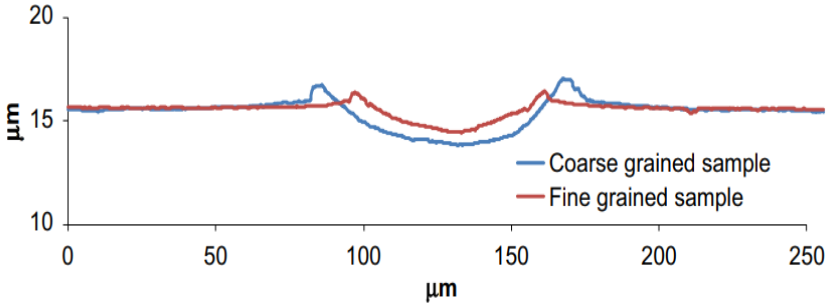


Figure I.43. Profil transverse des rayures effectuées sur les deux matériaux testés (Zuñega et al., 2012).

Gee et al. (M. Gee et al., 2017) ont réalisé des essais de rayure in-situ au sein d'un microscope électronique à balayage (MEB) afin d'observer l'évolution d'une même rayure au fil des passages successifs de l'indenteur. Les tests ont été menés sur des échantillons de WC-Co contenant 6 et 11 wt%, avec des tailles moyennes de grain de 0.68 et 4.05 µm, respectivement. L'indenteur utilisé est conique, en diamant, avec un angle de cône de 120° et un rayon de pointe de 1 µm. Des efforts normaux constants, compris entre 10 et 55 mN, ont été appliqués à une vitesse de 100 µm/s. Le nombre de passages réalisés varie entre 1 et 500. Les résultats confirment les mécanismes d'endommagement identifiés dans les études antérieures, notamment la rupture et la fragmentation des grains de WC, suivies de leur réincorporation dans la phase liante. Des fissures intergranulaires ont été observées dans l'échantillon à plus faibles teneurs en cobalt. Lorsque l'endommagement des grains individuels devient suffisant, les fragments se détachent rapidement et migrent vers les bords de la rayure, où ils sont expulsés sous forme de débris très fins. Enfin, les auteurs soulignent que dans la nuance à grains fins, les ruptures intergranulaires affectant la phase carbure deviennent progressivement dominantes au fil des passages de l'indenteur.

Récemment, Rajendhran et al. (Rajendhran et al., 2021) ont conduit des essais de rayures sur deux matériaux cémentés : le WC-15.6wt%Co à taille de grain 1.56 µm et le NBC-12%Ni-10%MO_2C. Seuls les résultats sur le composite WC-Co seront traités dans cette étude bibliographique. Les auteurs ont analysé pour un passage d'indenteur conique d'angle 120° et de rayon de pointe de 25 et 200 µm, les effets du chargement (1-20 N), de la vitesse de glissement (0.2-5 mm/s) et des caractéristiques géométriques de l'indenteur sur le coefficient de frottement, la largeur, la profondeur et le volume enlevé. Lors d'un passage de l'indenteur sur la piste d'usure, le coefficient de frottement augmente avec le chargement et la vitesse. Pour un effort de 20 N, le frottement est compris entre 0.15 et 0.18 pour un rayon de pointe de 25 µm et entre 0.38 et 0.42 pour un rayon de 200 µm. La rayure obtenue avec un rayon de pointe de 25 µm est dix fois plus profonde que celle produite avec un rayon de 200 µm, pour lequel la profondeur n'est que de 8 µm. En revanche, les largeurs des rayures sont de 40 µm pour les deux indenteurs. Des essais de rayures impliquant 10, 50 et 100 passages de l'indenteur ont également été réalisés. L'indenteur choisi pour cette étude a un rayon 200 µm sur lequel des

forces normales allant de 1 à 20 N sont appliquées à une vitesse de rayure de 0.2 mm/s. Cette vitesse, relativement faible, est choisie afin d'éviter l'échauffement thermique par friction qui pourrait impacter les résultats. La Figure I.44 montre les évolutions du coefficient de frottement et de la profondeur de la rayure en fonction du nombre de passages pour les différents chargements appliqués. Ces deux grandeurs croissent lorsque l'effort appliqué augmente. Une croissance rapide du coefficient de frottement est observée pendant les 15 premiers passages et il se stabilise à 100 passages. Les valeurs de 0.18 et 0.39 sont enregistrées pour des chargements de 1 et 20 N, respectivement. Concernant la profondeur des rayures, celle-ci augmente avec le chargement et le nombre de passages. Ces résultats sont en accord avec les observations de Gee et al. (M. G. Gee & Nimishakavi, 2011) ainsi que de Zuñega et al. (Zuñega et al., 2012) présentées précédemment. L'analyse microscopique des surfaces rayées révèle la présence de déformations plastiques, d'extrusion de phase liante ainsi que la fissuration des grains de WC. Ces phénomènes sont accentués avec l'augmentation de la charge appliquée. Selon les auteurs, l'endommagement s'amorce avec l'accumulation de la déformation plastique des grains de WC, entrainant la fissuration et la fragmentation de ceux-ci. La Figure I.45 illustre l'observation de ces phénomènes après des essais menés avec un effort de 1 N et 10, 50 et 100 passages. En complément, une oxydation du matériau lors des essais a été observée sur une rayure obtenue après 100 passages de l'indenteur sous un effort de 1 N (voir Figure I.46). Cette couche d'oxydation agit comme un lubrifiant solide de la même manière que la couche tribologique identifiée par Zuñega et al. (Zuñega et al., 2012) dans une étude similaire. Elle est responsable de la stabilisation du coefficient de frottement lorsque le nombre de passages augmente. Une couche d'oxydes a également été observée par d'autres auteurs lors des essais pion-disque (Kagnaya et al., 2014; Vilhena et al., 2022) présentés dans la Section 4.

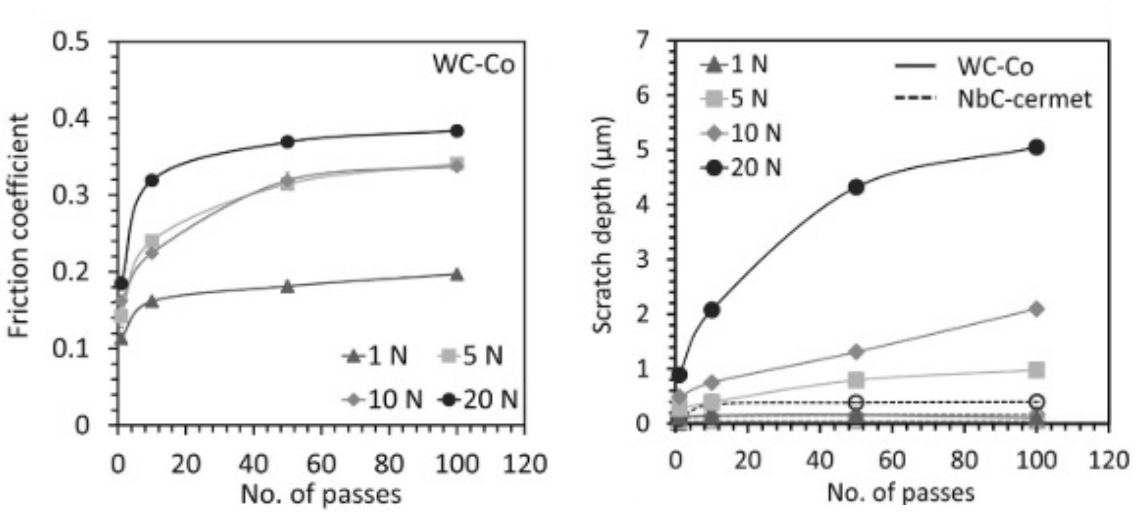


Figure I.44. Évolution du coefficient de frottement (à gauche) et de la profondeur des rayures (à droite) en fonction du nombre de passages (Rajendhran et al., 2021).

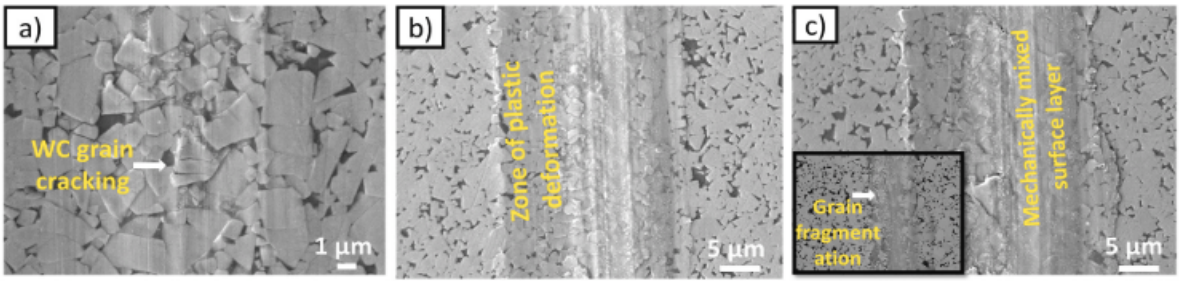


Figure I.45. Micrographies des rayures pour un effort de 10N après 10 passages (a), 50 passages (b) et 100 passages (c) (Rajendhran et al., 2021).

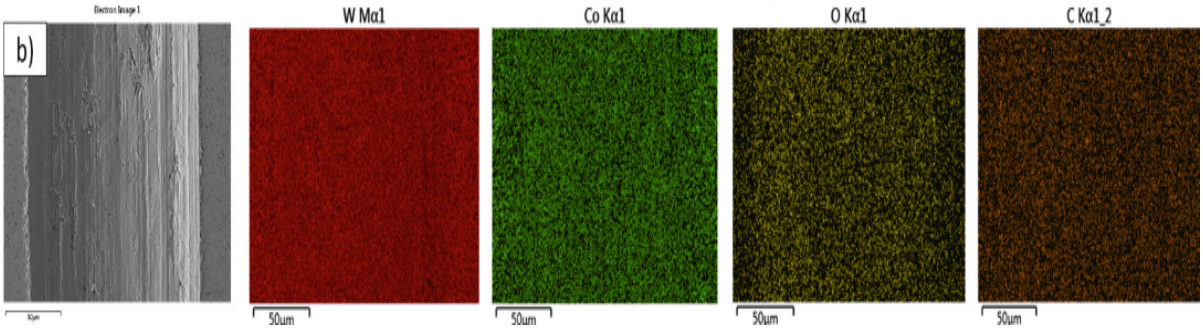


Figure I.46. Images EDS d'une rayure après un passage de l'indenteur. Une couche d'oxydes est observée, agissant comme lubrifiant solide qui stabilise le coefficient de friction (Rajendhran et al., 2021).

Jayaraj et Olsson (Jayaraj & Olsson, 2021) ont comparé les propriétés d'un carbure de tungstène avec liant cobalt (WC-Co) et nickel (WC-Ni) dans le cadre d'une usure par abrasion induite lors du forage de roches. Des essais de rayure ont été effectués sur des échantillons de WC-Co contenant 20 % en volume de cobalt, avec une taille moyenne de grain de 1.14 µm. Ces tests ont utilisé un indenteur en diamant de type Rockwell C, caractérisé par un cône de 120° et un rayon de pointe de 200 µm. Un effort normal constant de 50 N a été appliqué à une vitesse de 10 mm/min sur une distance de rayure de 5 mm, avec un seul passage. Les dimensions de la rayure obtenue sont de 86.9±1.0 µm en largeur et 2.1±0.1 µm en profondeur, tandis que la hauteur de crête atteint 1.4±0.1 µm. Un coefficient de frottement de 0.2 a été mesuré durant l'essai. Les micrographies ont révélé la formation d'une couche tribologique constituée de fines particules de WC mélangées au liant. Cette couche présente une épaisseur qui varie entre 1.4 et 1.9 µm, et sa microstructure diffère nettement de celle du matériau initial, voir Figure I.47. Elle contient une proportion plus élevée de liant, enrichie en oxygène. La formation de cette couche résulte de l'extrusion du liant à la surface sous l'effet du contact tribologique, suivie d'une oxydation induite par la chaleur générée lors du frottement.

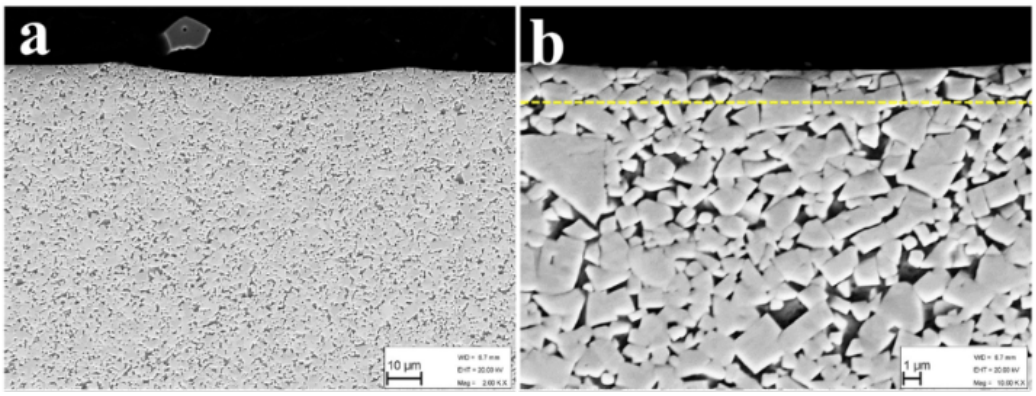


Figure I.47. Image MEB de la section transverse de la rayure du WC-Co révélant la formation de la couche tribologique dont l'épaisseur est délimitée par le trait jaune (Jayaraj & Olsson, 2021).

Gee et al. (M. G. Gee et al., 2023) ont réalisé une étude détaillée de la microstructure de matériaux soumis à des essais de micro-rayure afin d'analyser les mécanismes de dégradation. Trois types de matériaux ont été testés : deux WC-Co avec 6 et 11 wt% de cobalt, présentant des tailles de grain moyennes de 1 et 4 µm, respectivement, ainsi qu'un WC sans cobalt avec une taille de grain de 0.8 µm. Les essais ont été effectués à l'aide d'un indenteur conique à pointe de rayon 1 µm, sous des charges normales constantes allant de 2 à 100 mN, et une vitesse de 100 µm/s, sur une longueur de rayure de 2 mm. Un seul passage a été considéré dans cette étude. Les résultats montrent que la déformation plastique des grains de WC augmente avec la charge, indépendamment de la présence de liant. De plus, leur degré de déformation est dépendant de l'orientation cristalline. Les fissures dans les grains de carbure suivent souvent les directions cristallographiques. À faibles charges, des phénomènes de déformation et de fissuration sont observés dans la phase cobalt, accompagnés d'une transformation de phase de la structure CFC vers HC dans le liant.

Un récapitulatif synthétique des essais de rayures conduits sur le WC-Co est présenté dans le Tableau I.2. Il résume les nuances, les indenteurs employés ainsi que les vitesses, les efforts et le nombre de passages appliqués. Les valeurs des coefficients de frottement et les mécanismes d'endommagement observés sont rappelés.

L'ensemble de ces études montrent que durant la rayure, le cobalt s'extrude de la surface et s'étale. Les grains de WC se déforment plastiquement et se fissurent. La plupart des fissures suivent les orientations cristallographiques des grains, entrainant ainsi leur fragmentation. Les fragments se mélangent au liant et forment une tribo-couche qui stabilise le coefficient de frottement lors des différents passages de l'indenteur limitant ainsi l'évolution de l'usure. Ces mécanismes d'endommagement ont été observés lors des applications industrielles réelles sur la surface du WC-Co tel qu'illustré dans la Section 3 de ce présent chapitre. Ces essais permettent de lier ces mécanismes aux phénomènes d'abrasion. Toutefois, parmi les études présentées, bien que celle menée par Rajendhran et al. (Rajendhran et al., 2021) soit très complète, elle ne compare pas à la fois l'influence de la teneur en cobalt, la vitesse de

glissement, l'effort appliqué et le nombre de passages est souvent limité à 100. De plus, dans l'ensemble des études, la vitesse de glissement est inférieure à 10 mm/s. Dans certains procédés de fabrication comme l'usinage, les outils de coupe sont en contact avec les matériaux usinés qui glissent à des vitesses très élevées sur l'outil. Il est donc nécessaire de réaliser des essais de rayure où les vitesses sont plus importantes afin d'étudier le comportement du composite WC-Co face à l'abrasion.

Tableau I.1. Synthèse récapitulative des principales études ayant réalisées des essais de rayure sur du WC-Co.

Auteur	Matériaux testés	Indenteur	Chargement : *F* : effort *V* : vitesse *NP* : nombre de passage	Coefficient de frottement	Mécanismes d'endommagement
(M. G. Gee, 2001)	WC-Co (6-25 wt%) et taille de grain de 0.15-3.59 µm Différents céramiques	Conique de rayon 50-200 µm	*F : 4 N* *V : 2 mm/s* *NP : de 1 à 100*	• 0.19-0.53	• Déformation plastique des grains WC et du cobalt. • Extrusion et enlèvement du liant. • Fissuration des grains WC
(Ndlovu et al., 2008)	WC-(6-6.5)wt%Co, taille de grain 0.25 - 1.21 µm WC-15wt%Co, taille de grain 0.25 - 2.65 µm	Berkovich	*F: 5-400 mN* *V=0.1 µm/s* *NP : 1 et 20*	• 0.4	• Déformation plastique des grains WC (forte teneur en cobalt mais limité pour les grains fins). • Fissuration des grains WC (forte teneur en cobalt). • Film de cobalt (grains fins) • Détachement des grains (faible teneur en cobalt)
(M. G. Gee & Nimishakavi, 2011)	WC-6wt%Co WC-11wt%Co	Conique de rayon 1-30 µm	*F : 13.7-450 mN* *V : non précisée* *NP : de 1 à 100*	• –	• Déformation plastique et fissuration des grains de WC. • Déformation plastique et extrusion du cobalt. • Fragmentation des grains
(Zuñega et al., 2012)	WC-6wt%Co, taille de grains 1.5 µm WC-11wt%Co, taille de grains 6.4 µm	Conique de rayon 200 µm	*F : 30 N* *V : 4 mm/s* *NP : 2, 5 et 10*	• 0.4	• Déformations plastique et fissuration des grains de WC. • Formation d'une couche protectrice composée de fragment nanométrique de WC et liant.

(Rajendhran et al., 2021)	WC-15.6wt%Co, taille de grain 1.56 µm NBC-12%Ni-10%MO_2C	Conique de rayon 25 et 200 µm	*F : 5-20 N* *V : 0.2 mm/s* *NP : de 1 à 100*	• 0.15-0.18 (rayon indenteur 25µm) • 0.38-0.42 (rayon indenteur 200µm)	• Déformation plastique + fissuration + fragmentation des grains WC accentuée par l'augmentation de la charge • Déformation plastique sévère et extrusion du cobalt • Présence d'une couche d'oxyde sur la surface agissant comme lubrifiant solide
Gee et al. (2017)	WC-6%Co, taille de grain 0.68 µm WC-11%Co, taille de grain 4.05 µm	Conique de rayon 1 µm	*F : 10-55 mN* *V : 100 µm/s* *NP : 1-500*	• –	• Rupture et fragmentation des grains WC • Fissure intergranulaire dans le WC (faible teneur en cobalt). • Migration de fragment de WC vers les bords de la rayure. • Augmentation de la rupture intergranulaire du WC avec le nombre de passages (composite grain fin).
Jayaraj et al. (2021)	WC-20%Co, taille de grain 1.4 µm	Conique de rayon 200 µm	*F : 50 N* *V : 10 mm/min* *NP : 1*	• 0.2	• Formation d'une couche composée de fines particules de WC et de Co d'épaisseur de 1.4 à 1.9µm enrichie en oxygène à cause de la chaleur générée par le frottement.
Gee et al. (2023)	WC-6%Co, taille de grain 1 µm WC-11%Co, taille de grain 4 µm WC, taille de grain 0.8 µm	Pointe de rayon 1 µm	*F : 2-100 mN* *V : 100 µm/s* *NP : 1-500*	• –	• Déformation plastique dépendante de l'orientation cristalline des grains WC. Phénomène accentué par l'augmentation du chargement • La plupart des fissures suivent les directions cristallographiques des grains WC • Déformation plastique du cobalt • Transformation de phase : *fcc* vers *hcp* • Fissuration de la phase cobalt pour des faibles charges

6. Modélisation numérique de l'endommagement du carbure de tungstène WC-Co à l'échelle de la microstructure

Les mécanismes d'endommagement microstructuraux, identifiés expérimentalement et décrits précédemment, peuvent être partiellement reproduits par simulation numérique, permettant ainsi d'analyser leurs conditions d'activation. Les premières études dans ce domaine ont porté sur la modélisation numérique d'un volume élémentaire représentatif (VER) multiphasique et sur la caractérisation du comportement mécanique de chaque phase, dans le but de retrouver les propriétés effectives du composite. Par la suite, divers mécanismes d'endommagement ont été progressivement intégrés aux modèles proposés. Cette revue bibliographique retrace l'évolution de ces approches et met en lumière les pistes d'amélioration en vue d'une modélisation complète du comportement à l'endommagement du WC-Co qui sera proposée dans cette thèse.

6.1. Modélisation du comportement thermomécanique de la microstructure WC-Co

Les premières simulations par éléments-finis consistaient à prédire le module d'Young et le coefficient de Poisson du composite WC-Co. En 1972, Jaensson & Sundström (Jaensson & Sundström, 1972) ont reproduit des microstructures 2D en se basant sur des micrographies du matériau. Le comportement de chaque phase était considéré élastique. Les données issues des simulations reproduisent fidèlement les observations expérimentales. Par la suite, Sundström (Sundström, 1973) a simulé le comportement plastique du composite WC-Co en compression en utilisant des modèles élastique et élasto-plastique pour les phases WC et Co respectivement. Plus tard, Poech et al. (Poech et al., 1993) ont analysé l'influence des paramètres microstructuraux du matériau, tels que la distribution de la phase Co et sa forme, sur le comportement élasto-plastique du composite WC-Co. Ils ont modélisé le comportement de la phase WC par une loi élastique et celui de la phase Co par une loi élasto-plastique pour ensuite simuler une compression uniaxiale de la microstructure. La courbe de compression identifiée numériquement est sensible aux paramètres microstructuraux du composite et légèrement différente de celle identifiée expérimentalement (voir Figure I.48). En effet, le modèle numérique ne considère pas la diminution de l'écrouissage après la plastification ni les contraintes thermiques résiduelles qui sont présentes dans ces matériaux en carbures.

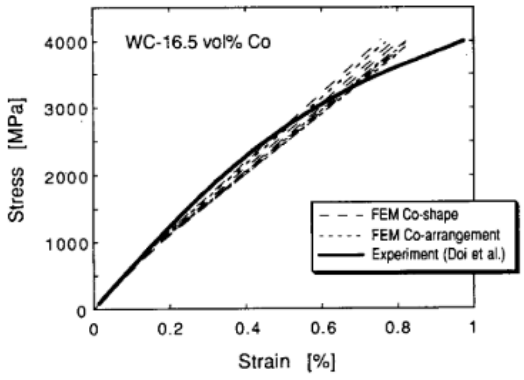


Figure I.48. Comparaison des courbes de compression expérimentale et simulées (Poech et al., 1993).

Sadowski et Nowicki (Sadowski & Nowicki, 2008) ont reproduit le comportement mécanique homogénéisé du composite WC-Co à partir de celui de la microstructure. Le comportement des phases WC et Co sont élastique et élasto-plastique, respectivement. Des microstructures 2D de différentes tailles (10x10 µm, 20x20 µm et 40x40 µm), sont toutes reproduites à partir de vraies microstructures. Les propriétés mécaniques du composite, telles que les modules d'Young effectifs dans les deux directions ainsi que la limite élastique du composite ont été calculées à partir des simulations de compression. Un exemple d'une microstructure ainsi que l'approximation des modules d'Young pour les différentes microstructures générées sont illustrés sur la Figure I.49. Un bon accord entre ces propriétés matériaux déduits des simulations numériques et de l'expérience est observé, notamment pour la microstructure la plus grande.

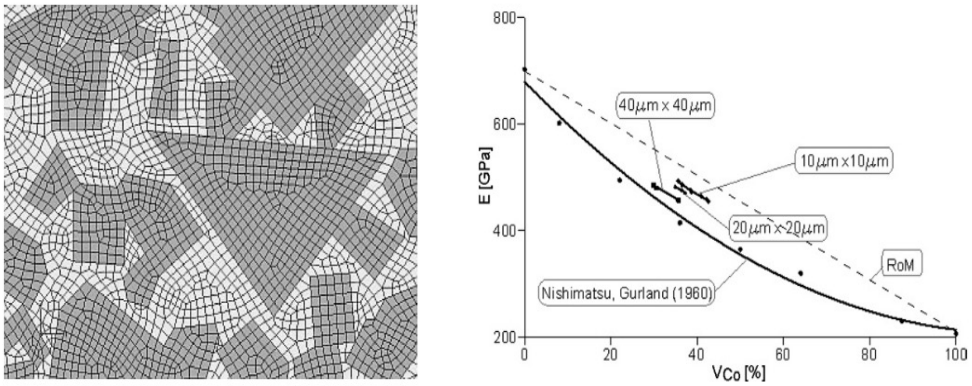


Figure I.49. Microstructure générée dans les travaux de Sadowski et Novicki et comparaison du module d'Young identifié grâce au modèle et ceux de la littérature (Sadowski & Nowicki, 2008).

Dans la même optique que les travaux précédents, Chen et al. (Chen et al., 2013) ont développé une approche statistique visant à déterminer la taille minimale du volume élémentaire représentatif (VER) en 2D pour le composite WC-Co. Leurs travaux montrent que, dans le cadre d'une analyse en plasticité, le VER requis est plus grand que celui nécessaire pour une étude en régime élastique. Sur la base de leurs résultats, les auteurs recommandent en accord avec l'étude de (Sadowski & Nowicki, 2008) une taille de VER de 40x40 µm.

Tkalich et al. (Tkalich, Cailletaud, et al., 2017) ont également modélisé le comportement mécanique de la microstructure du WC-Co. En se basant sur des images microscopiques de quatre différents WC-Co dont la teneur en cobalt varie de 10 à 19 wt%, des géométries de microstructures 2D dont la taille est de 19.5x19.5 µm ont été construites. Contrairement aux études précédentes, la plasticité a été intégrée au comportement de la phase WC. Les critères plastiques de Drucker-Prager et de von Mises ont été utilisés pour reproduire le comportement des phases WC et Co, respectivement. Le critère de Drucker-Prager a été choisi car il permet de reproduire la différence de comportement du composite en traction et compression. Les microstructures ont été soumises à différents chargements comme la compression, la traction uniaxiale et biaxiale, et le cisaillement pur afin d'évaluer le domaine élastique effectif du composite. Ils ont mis en évidence que la limite élastique diminue à mesure que la teneur en

cobalt croît. Ce phénomène est accentué lorsque le chargement est en compression, concordant avec les observations expérimentales de la littérature. Dans une seconde étude, Tkalich et al. (Tkalich, Yastrebov, et al., 2017) ont généré des VER en 3D contenant différentes teneurs en cobalt, en utilisant les modèles élasto-plastiques de leur première étude pour chaque phase. À la différence de l'étude antérieure, les microstructures tridimensionnelles sont élaborées par une méthode algorithmique consistant à générer des cellules de Voronoï à l'intérieur d'un cube. Chaque cellule générée est par la suite divisée en deux parties représentant chacune la phase WC et la phase Co, en fonction de la teneur en Co requise, dans le but de reproduire des microstructures quasi-réalistes. La Figure I.50 présente un exemple de l'une de ces microstructures de dimensions 9x9x9 μm^3 et comportant 300 grains de WC. Les WC-Co étudiés sont ceux utilisés dans l'élaboration d'outil de forage pour les roches. Des simulations sont réalisées à l'échelle de l'outil afin d'extraire les différents états de contraintes sur les zones les plus critiques. Cet état de contrainte est ensuite appliqué sur les microstructures de WC-Co. Les auteurs ont observé, au sein des microstructures, que certains grains de WC présentent des contraintes de traction susceptibles de favoriser leur fissuration. Toutefois, l'endommagement n'a pas été intégré dans cette étude.

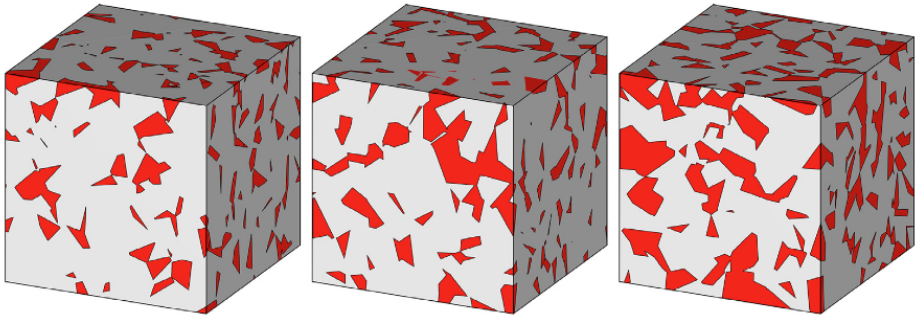


Figure I.50. Microstructures 3D pour plusieurs teneurs en cobalt générées numériquement grâce à un algorithme mathématique. Les zones rouges correspondent à la phase Co tandis que les zones grises correspondent à la phase WC (Tkalich, Yastrebov, et al., 2017).

Les modèles présentés précédemment n'intègrent toutefois pas l'effet de la température et sont seulement valables à température ambiante. Faksa et al. (Faksa et al., 2019) ont simulé le comportement mécanique du WC-Co à hautes températures. Des modèles thermo-élasto-plastique basés sur le critère de von Mises ont été utilisés pour décrire le comportement des phases WC et Co. Deux configurations différentes de microstructures ont été reproduites, basées sur des micrographies d'un WC-6wt%Co : une où la phase cobalt est répartie en petits îlots autour de la phase WC (« WC-matrice ») et une où les grains de WC sont entièrement entourés de cobalt (« Co-matrice), voir Figure I.51. Ces microstructures ont été soumises à des compressions uniaxiales sur une plage de températures de 20 à 900 °C. Les résultats des simulations ont montré la nécessité de considérer la plasticité dans la phase carbure. En effet, les courbes de compression simulées surestiment celles des expériences lorsque la phase WC est purement élastique. Cette surestimation devient particulièrement significative lorsque les déformations et les températures atteignent des niveaux élevés. Le modèle tenant compte de la plasticité du carbure dans une configuration « WC-matrice » permet une reproduction fidèle

des courbes contrainte-déformation du composite à toutes les températures testées, contrairement à la configuration « Co-matrice » qui tend à les surestimer.

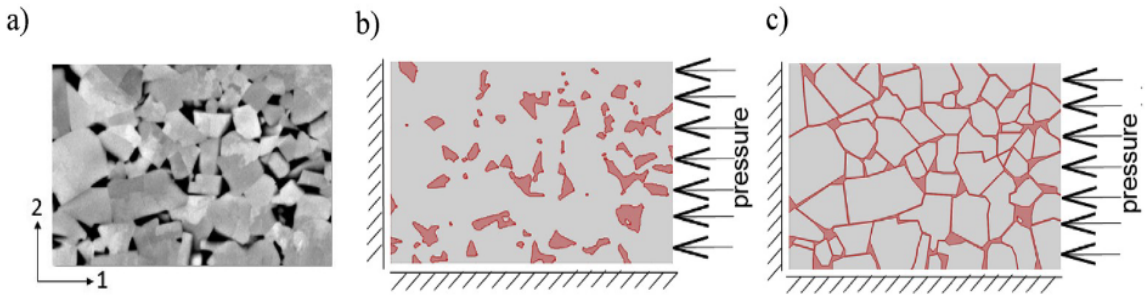


Figure I.51. Deux configurations de microstructures reproduites numériquement dans les travaux de (Faksa et al., 2019) : b) 'WC-matrix' : les grains de WC sont connectés entre eux c) 'Co-matrix': les grains de WC sont séparés par une couche de Co.

Agode et al. (Agode et al., 2021) ont modélisé le comportement thermomécanique de la microstructure du WC-Co pour des teneurs en cobalt de 6 et 10.5 wt%. Les microstructures sont générées en 2D par un algorithme basé sur la génération de cellules de Voronoï et inspiré des travaux de Tkalich et al. (Tkalich, Yastrebov, et al., 2017) puis extrudées dans la troisième direction pour obtenir des domaines 3D. Des modèles thermo-élasto-plastique sont utilisés pour décrire le comportement de chaque phase. Pour la phase carbure, les critères de plasticité de Drucker-Prager et de von Mises ont été utilisés puis comparés. Le comportement plastique de la phase cobalt est basé sur le critère de von Mises. Les microstructures générées ont été soumises à des compressions uniaxiales pour des températures allant de 20 à 900 °C. L'étude révèle que le comportement homogénéisé du composite WC-Co n'est pas correctement reproduit lorsque la phase carbure est purement élastique, ce qui concorde avec les travaux de Faksa et al. (Faksa et al., 2019). Les courbes de compression issues des simulations incluant les critères de Drucker-Prager et de von Mises pour la phase WC sont similaires à celles de Faksa et al. (Faksa et al., 2019) (voir Figure I.52). Cependant, les auteurs recommandent d'utiliser le critère de Drucker-Prager, car il permet de prendre en considération la différence de comportement du composite en traction et en compression.

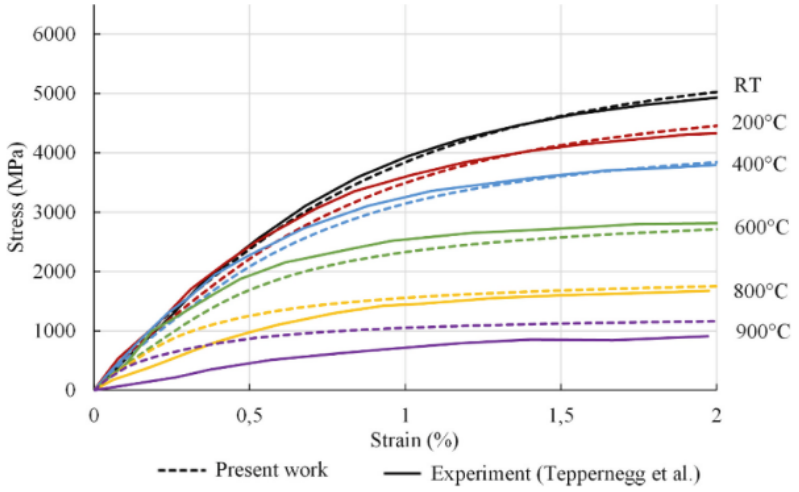


Figure I.52. Comparaison des courbes de compression pour différentes températures d'un WC-6wt%Co entre ceux identifiées par la simulation et ceux de l'expérience (Agode et al., 2021).

Ces premiers modèles se sont focalisés sur la simulation de la compression uniaxiale de microstructures afin de reproduire les courbes contraintes-déformation du composite et de retrouver certaines propriétés mécaniques effectives du composite telles que le module d'Young ou la limite élastique. Les modèles ont été développés en proposant notamment des méthodes algorithmiques pour construire la géométrie des microstructures tout en améliorant les lois de comportement utilisées pour chacune des phases. Le comportement plastique du composite a été pris en compte à travers le modèle élasto-plastique de la phase Co. Toutefois certains auteurs ont mis en évidence la nécessité d'intégrer la plasticité au comportement de la phase carbure pour reproduire plus précisément celui du composite. Enfin des modèles plus avancés incluent l'effet de la température. Notons que la grande majorité des modèles se limite à une géométrie 2D. Ces différents modèles proposés dans la littérature reproduisent correctement le comportement mécanique du composite avant sa rupture.

6.2. Modélisation de l'endommagement microstructural du WC-Co

Le manque de données sur les propriétés mécaniques locales du composite WC-Co telles que les contraintes limites à la rupture, les énergies de fissuration des phases et celles des interfaces les séparant ont longtemps limité la simulation de l'endommagement pour ce matériau. Avec le développement des essais micro-pilier présentés dans la Section 2.7, l'identification de ces paramètres de rupture à l'échelle microscopique a permis d'intégrer l'endommagement dans les modèles. Les premières études dans ce domaine ont simulé la fissuration de la microstructure du WC-Co sans toutefois l'associer à un procédé particulier.

Les premières simulations menées sur l'endommagement de la microstructure ont été réalisées par Poech et *al*. (Poech et al., 1993a). Ces derniers ont analysé la déformation plastique de la phase cobalt dans une microstructure où les grains de carbure sont déjà fissurés. Ils ont trouvé de fortes déformations plastiques dans le cobalt à proximité des fissures présentes dans les grains. Dębski et Sadowski (Dębski & Sadowski, 2014) ont modélisé l'endommagement du cobalt en utilisant et en comparant les approches XFEM et un modèle d'endommagement continu de Rice et Tracey. Dans cette microstructure, les grains de carbure sont totalement entourés de cobalt. Les résultats montrent que l'endommagement s'initie aux mêmes endroits pour les deux méthodes. Cependant, ils ont constaté que la phase cobalt semble plus rigide avec la méthode XFEM. La Figure I.53 montre une concordance des zones endommagées pour les deux modèles d'endommagement.

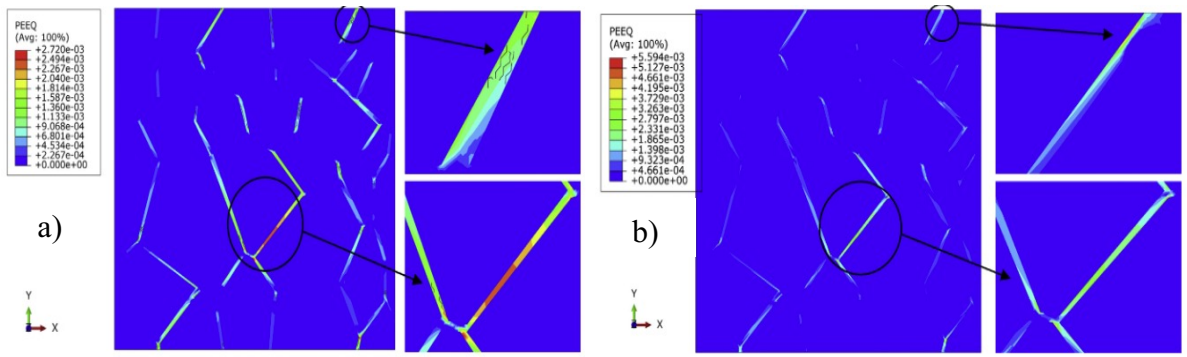


Figure I.53. Champ de déformations plastiques équivalentes (PEEQ) pour les deux modèles : XFEM (a) et Rice&Tracey (b) (Dębski & Sadowski, 2014).

Özden et son équipe ont analysé la propagation de fissures par fatigue au sein de la microstructure du WC-Co (Özden et al., 2014, 2016). Dans leur modèle, le comportement du WC est purement élastique tandis que celui du cobalt est élasto-plastique. La dégradation des grains de carbure est modélisée par une loi d'endommagement continu fragile, basée sur la contrainte maximale et dans lequel un élément est supprimé du calcul dès lors que cette contrainte atteint une valeur critique. Quant à la phase cobalt, l'endommagement est reproduit par un modèle d'endommagement ductile basé sur l'accumulation de la déformation plastique. La microstructure 2D est reproduite à partir d'une micrographie. Le chemin des fissures estimé par le modèle est acceptable comparé à celui observé lors de l'expérience (voir Figure I.54).

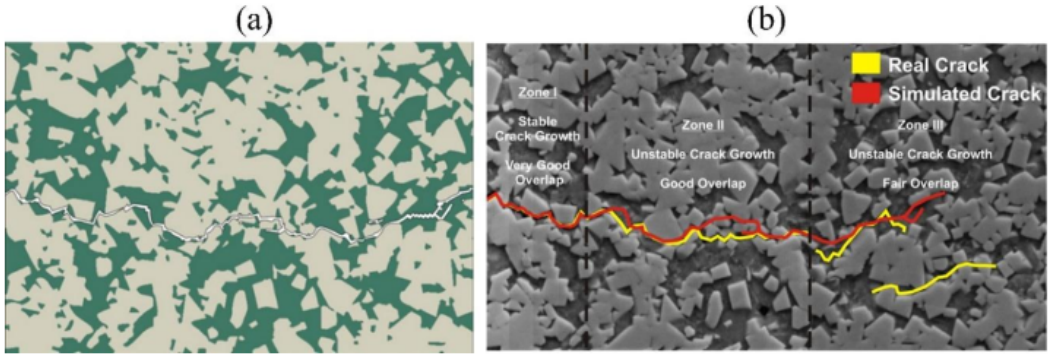


Figure I.54. Comparaison du chemin de la fissure simulé avec celui obtenu expérimentalement (Özden et al., 2014).

Dans l'étude de la propagation des fissures dans la microstructure, Connolly et McHugh (McHugh & Connolly, 2003) ont simulé la fissuration du VER en utilisant le modèle de Gurson. Les résultats ont montré que la proportion de la phase Co dans le chemin de fissure a une grande influence sur la ténacité du matériau. Hönle et al. (Hönle & Schmauder, 1998) ont étudié l'énergie consommée par la propagation de la fissure sur des microstructures contenant différentes teneurs en cobalt. Ils ont observé que la fissure s'amorce dans des positions riches en cobalt. En revanche, l'influence de la phase cobalt sur la dissipation de l'énergie de la propagation de fissure du composite est faible.

Machado et al. (Machado et al., 2023) ont proposé une modélisation du comportement mécanique de la microstructure en intégrant l'endommagement des phases WC et Co. Les

géométries tridimensionnelles du composite ont été reconstruites à partir de tomographies FIB, comme illustré sur la Figure I.55. Le comportement des phases WC et Co repose sur le modèle «micro-plan» (MP), développé initialement par (Bažant & Prat, 1988), pour simuler l'endommagement et la rupture des matériaux quasi-fragiles tels que le béton. Le comportement de la phase cobalt est décrite à l'aide d'un modèle de plasticité micro-plan, nommé MPJ2. Contrairement au modèle classique de plasticité J2, MPJ2 permet une activation sélective des plans de glissement en fonction des contraintes de cisaillement résolues sur chaque plan. Ce modèle a été adapté pour représenter le comportement quasi-fragile du carbure de tungstène, décrit à l'aide d'un modèle micro-plan nommé M7WC. La fissuration est simulée à l'aide de lois seuils avec adoucissement progressif. Pour valider cette approche, des simulations de nano-indentation, de compression de micro-piliers et de traction de nano-fils ont été réalisées. Les résultats obtenus sont en bon accord avec les observations expérimentales, comme l'illustre la Figure I.56 montrant les simulations d'essais de compression de microcylindres. Les microfissures se forment principalement dans les grains de WC, tandis que les interfaces WC/WC constituent les zones privilégiées de fissuration sous compression. Le modèle M7WC parvient à différencier efficacement les comportements fragiles en traction et plastiques en compression. Le cobalt, fortement déformé à proximité des grains de carbure, favorise l'initiation des fissures. Son rôle de liant est fidèlement reproduit, contribuant ainsi à la ténacité globale du composite.

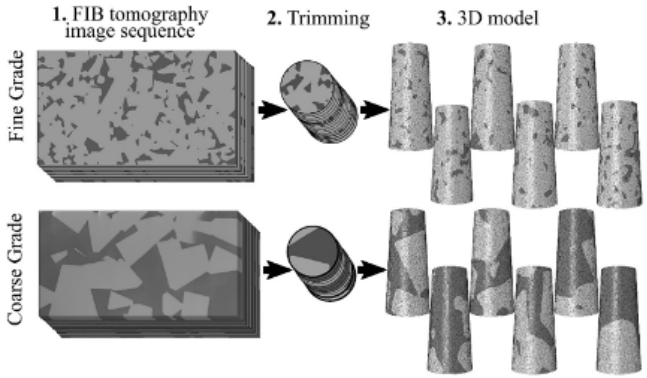


Figure I.55. Microstructure 3D générée ainsi que la reproduction de microcylindres à partir des microstructures (Machado et al., 2023).

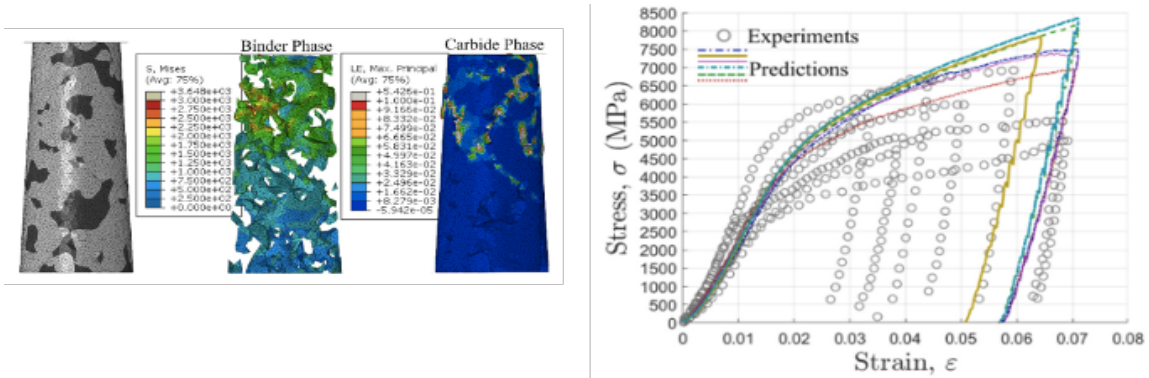


Figure I.56. Champs de déformation et de contrainte simulés lors de la compression des microcylindres et comparaison avec ceux de l'expérience (Machado et al., 2023).

Cependant, aucune des études présentées précédemment ne modélise l'endommagement des interfaces dans la microstructure. Dernièrement, Agode et al. (Agode et al., 2024), ont analysé l'endommagement des interfaces WC/WC et WC/Co, à travers une loi cohésive. La géométrie de la simulation est composée d'une microstructure entourée d'un enrobage et d'une surface semi-infinie représentant un copeau glissant le long de la surface d'un outil de coupe, voir Figure I.57. Le comportement thermomécanique de chaque phase a été reproduit par des modèles thermo-élasto-plastique utilisant des critères de plasticité de Drucker-Prager et de von Mises pour les phases WC et Co, respectivement. L'endommagement des phases n'est pas considéré. Ils ont mis en évidence que les interfaces susceptibles de s'endommager en premier sont plus nombreuses lorsque la teneur en Co, la température et le coefficient de friction augmentent. De plus, ces interfaces sont principalement situées à proximité du contact avec le copeau.

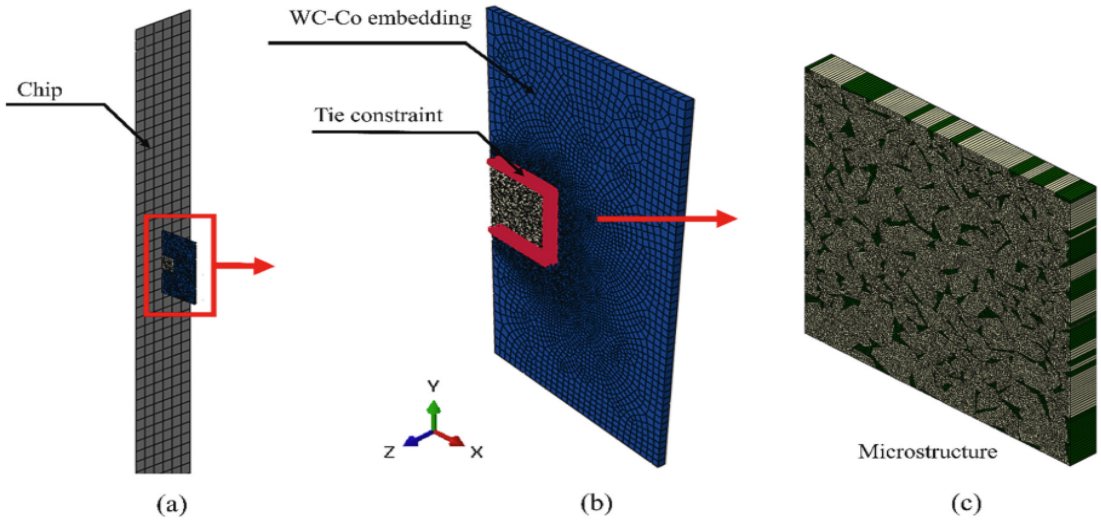


Figure I.57. Géométrie utilisée par (Agode et al., 2024) pour reproduire le frottement du copeau sur un outil de coupe à l'échelle de la microstructure.

Une synthèse des travaux de modélisation du comportement mécanique de la microstructure du WC-Co, incluant l'endommagement, est présentée dans le Tableau I.2.

De cette revue bibliographique, les modélisations prenant en compte l'endommagement de la microstructure sont limitées à un seul ou quelques mécanismes d'endommagement sans toutefois considérer à la fois l'endommagement des phases constituant le composite et celui des interfaces WC/WC et WC/Co. De plus, ces modèles ne sont valables qu'à température ambiante.

Tableau I.2. Synthèse des travaux menés dans la littérature pour modéliser le comportement de la microstructure du WC-Co en prenant en compte l'endommagement.

Auteurs	Reproduction de la microstructure	Loi de comportement	Endommagement	Objectifs de l'étude
(Dębski & Sadowski, 2014)	Grains de carbure entourés de cobalt	• WC : élastique • Co : élastique-plastique	• Co : modèle d'endommagement ductile et méthode XFEM	Comparaison entre les deux modèles d'endommagement et identification des sites où l'endommagement s'est initié
(Özden et al., 2015)	A partir d'une micrographie MEB		• WC : modèle d'endommagement fragile basée sur la contrainte maximale • Co : modèle d'endommagement ductile	Simulation de la propagation des fissures dans la microstructure
(He et al., 2022)			• WC : modèle d'endommagement fragile • Co : modèle d'endommagement ductile	Simulation de la propagation des fissures et d'un essai d'indentation.
(Agode et al., 2024)	A partir d'un algorithme	• WC : élastique-plastique • Co : élastique-plastique	• Endommagement des interfaces via une loi cohésive	Simulation du frottement entre le copeau et l'outil de coupe à l'échelle de la microstructure.
(Machado et al., 2023)	A partir d'une tomographie 3D	• WC : modèle micro-plan MP7WC • Co : modèle micro-plan MPJ2	• WC : modèle quasi-fragile • Co : endommagement pris en compte implicitement grâce à la loi de comportement mécanique	Simulation d'un essai de nano-indentation, de compression de micro-pilier et de traction de nano-fils

7. Conclusion

Le carbure de tungstène WC-Co est l'un des matériaux les plus fréquemment utilisé dans les procédés impliquant des sollicitations extrêmes (hautes températures, grandes déformations et vitesses de déformation, frottement intense, ...) comme l'usinage des alliages durs ou le forage des roches. Le WC-Co présente une microstructure constituée d'une phase dure en carbure de tungstène (WC) enrobée dans une matrice de liant ductile en cobalt (Co). L'ajout en quantité limitée de liant ductile permet d'augmenter considérablement la ténacité du composite. Ses propriétés thermomécaniques et d'usure sont fortement dépendantes de sa microstructure à savoir sa composition (teneur en cobalt) et la taille des grains.

Lors de son utilisation industrielle, le WC-Co est souvent sujet à une usure prématurée par abrasion, adhésion et/ou diffusion. L'abrasion reste le mécanisme d'usure commun des différentes applications industrielles pour ce matériau. De récentes études ont mis en évidence que l'usure s'opère par des mécanismes d'endommagement à l'échelle de la microstructure. Parmi ces mécanismes, les plus fréquemment observés sont les fissurations transgranulaire et intergranulaire dans la phase WC, la déformation plastique de la phase Co et la fragmentation de grains de WC. Plusieurs auteurs ont mené des essais d'usure sur le WC-Co en utilisant principalement la configuration pion-disque. Les mécanismes d'endommagement identifiés sont similaires à ceux observés lors des applications industrielles et consistent principalement en la déformation plastique de la phase cobalt, la fissuration des grains et des joints de grains de WC. Bien que ces essais apportent des informations précieuses sur les mécanismes d'endommagement microstructural du WC-Co, ils ne permettent pas d'évaluer la contribution de l'abrasion dans l'usure globale du composite.

Afin de reproduire l'abrasion, des essais de rayure ont été réalisés dans la littérature sur le WC-Co. Les mécanismes d'endommagement microstructuraux couramment observés sont la déformation plastique de la phase Co suivi de son extrusion, la fissuration et la fragmentation des grains de WC. Plusieurs auteurs ont également révélé la manifestation d'une couche tribologique, constituée de fragments de WC, agissant comme couche protectrice et limitant l'usure. Parmi les études présentées, bien que certaines soient complètes, aucune ne compare à la fois l'influence de la teneur en cobalt, la vitesse de glissement, l'effort appliqué et le nombre de passages est souvent limité (100 passages maximum). De plus, dans l'ensemble de ces études, la vitesse de glissement est inférieure à 10 mm/s. Dans certains procédés comme l'usinage, les outils de coupe en WC-Co sont en contact avec des matériaux qui glissent à des vitesses beaucoup plus élevées (1 à 10 m/s). Il est nécessaire de réaliser des essais de rayure afin d'étudier le comportement du composite WC-Co face à l'abrasion pour ces conditions. Ces essais expérimentaux ont été menés dans ce travail et sont présentés dans le chapitre suivant.

Les mécanismes d'endommagement identifiés expérimentalement peuvent être reproduits par simulation numérique pour apporter une compréhension plus fine de l'endommagement du WC-Co. Dans ce cadre, plusieurs auteurs ont d'abord modélisé le comportement mécanique de la microstructure du WC-Co. Les premières études dans ce domaine avaient pour objectif la prédiction des courbes contrainte-déformation du composite ainsi que son module d'Young. La phase WC a été modélisée par un comportement purement élastique tandis que le comportement de la phase cobalt est reproduit par une loi élasto-plastique. Plusieurs auteurs ont démontré la nécessité de considérer la plasticité dans la phase WC afin de reproduire le plus fidèlement possible les courbes de compression du composite. Par la suite, l'endommagement a été pris en compte dans le comportement des deux phases WC et Co. Toutefois, aucun modèle ne considère à la fois l'endommagement des phases et celui des interfaces. Dans le chapitre III de ce manuscrit, une nouvelle contribution est proposée pour compléter les modèles de la littérature en considérant les endommagements transgranulaire et intergranulaire dans la phase WC ainsi que celui de la phase Co et des interfaces WC/Co. Le chapitre IV présentera les résultats de la modélisation et la confrontation avec l'expérience.

Chapitre II : Analyse expérimentale de l'usure par abrasion du carbure de tungstène WC-Co

Table des matières du Chapitre II

Chapitre II : Analyse expérimentale de l'usure par abrasion du carbure de tungstène WC-Co 65

1. Introduction 67

2. Essais de rayure 67

2.1. Contexte 67

2.2. Description des essais de rayure 67

3. Protocole d'essais 70

3.1. Banc d'usure 70

3.2. Préparation des échantillons 71

3.3. Indenteur 73

3.4. Essais de rayure linéaires 74

3.4.1. Conditions 74

3.4.2. Quantification de l'usure 74

3.5. Essais de rayure alternatifs 76

3.5.1. Conditions 76

3.5.2. Quantification de l'usure 77

3.6. Représentativité des conditions de chargement des essais de rayure vis-à-vis des applications industrielles 78

4. Résultats et discussions 79

4.1. Coefficient de frottement 79

4.2. Topographies des rayures 82

4.3. Caractéristiques géométriques des rayures 84

4.4. Effets du chargement sur l'usure du WC-Co 91

4.5. *Effets de la teneur en cobalt sur l'usure du WC-Co 93*

4.6. Identification des mécanismes d'endommagement microstructuraux associés à l'abrasion 95

5. Conclusion 98

1. Introduction

Ce chapitre présente une étude expérimentale de l'usure du carbure de tungstène WC-Co basée sur une approche tribologique. Des essais de rayure ont été menés sur des échantillons comportant différents teneurs en cobalt (Co). L'objectif est d'identifier l'effet du chargement mécanique et celui de la teneur en Co sur le comportement à l'usure du WC-Co. Dans la première partie de ce chapitre, une description détaillée des essais mis en place est présentée. La seconde partie est consacrée aux résultats obtenus et leurs analyses.

2. Essais de rayure

2.1. Contexte

Dans les applications industrielles, le carbure de tungstène WC-Co est soumis à l'usure dont les principaux mécanismes sont l'abrasion, l'adhésion et la diffusion. Ces mécanismes sont souvent la conséquence d'un chargement thermomécanique extrême appliqué sur le composite (température, pression, vitesse de glissement, frottement intense, ...). Plusieurs auteurs ont analysé le contact grâce à des essais expérimentaux tribologiques (Kagnaya et al., 2009; Bonny et al., 2010; Liang et al., 2020; Vilhena et al., 2022). Même si ces essais ne sont pas représentatifs de l'opération industrielle, ils permettent néanmoins d'analyser finement le contact afin de décrire l'usure du WC-Co et d'apporter une meilleure compréhension des mécanismes d'endommagement qui apparaissent durant le contact. Ils donnent également la possibilité de contrôler aisément les sollicitations mécaniques (efforts normal et tangentiel, pression de contact) et la cinématique du contact (vitesse de glissement, frottement, lubrification, ...). Dans le cadre de ce travail de thèse, l'usure par abrasion a été reproduite grâce aux essais de rayure linéaires et alternatifs (« reciprocating »). Une description détaillée de ces essais ainsi que celle du protocole expérimental sont présentées dans les sections suivantes.

2.2. Description des essais de rayure

L'essai de rayure fait partie des essais expérimentaux présentés dans la Section 5 du chapitre I et qui sont souvent utilisé pour reproduire le mécanisme d'abrasion lors de l'usure du WC-Co. Le principe est le suivant : en imposant une force constante ou croissante, un indenteur rigide (généralement en diamant) s'enfonce dans l'échantillon tout en glissant le long de celui-ci pour former une rayure. L'abrasion est généralement due à la présence de particules abrasives incrustées dans une surface et abradant l'autre (2ème corps) ou circulant librement entre les deux surfaces en contact (3ème corps). Dans ce cadre, la pointe de l'indenteur peut être assimilée à une particule dure abradant la surface d'un outil en WC-Co.

La Figure II.1 illustre le principe d'un essai de rayure et les différents paramètres mis en jeu qui sont l'effort normal, la vitesse de glissement et le nombre de passages de l'indenteur sur l'échantillon. Plusieurs passages sont fréquemment réalisés sur une même rayure pour simuler l'accumulation de l'endommagement.

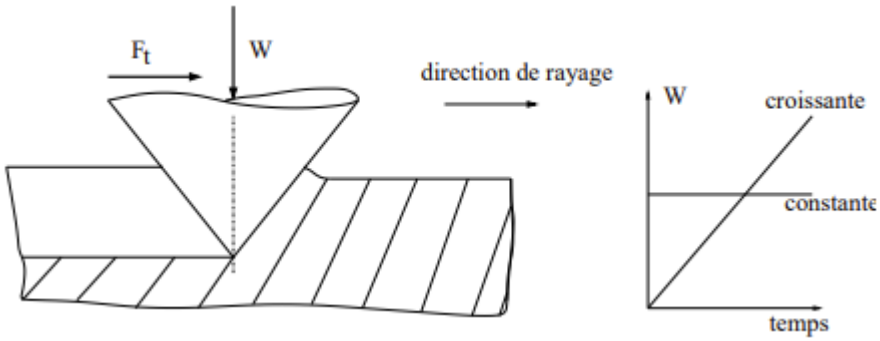


Figure II.1. Illustration schématique d'un essai de rayure. L'indenteur glisse le long de l'échantillon sous un effort normal constant ou croissant. W = effort normal, Ft =effort tangentiel.

Généralement, le coefficient de frottement apparent est mesuré durant l'essai à travers le rapport des efforts normal et tangentiel. La largeur et la profondeur du sillon résiduel formé par le glissement de la pointe de l'indenteur sont mesurées grâce à un profilomètre après l'essai. Deux configurations ont été utilisées dans ce travail de thèse : la première consiste à faire des essais de rayure linéaires et la seconde des essais de rayure alternatifs.

i) Essais de rayure linéaires

Les essais de rayure dits « linéaires » sont définis par la norme ASTM G171 (ASTM G171-03, 2017) qui fixe les conditions dans lesquelles ils doivent être réalisés. Selon cette norme, l'effort normal et la vitesse de glissement doivent être maintenus constants tout au long de la piste parcourue par l'indenteur. La Figure II.2 (a) illustre la vitesse de glissement le long de la rayure avec des courtes phases d'accélération et de décélération. Toutefois, il n'y a pas de restriction sur la forme de l'indenteur (conique, sphérique, …).

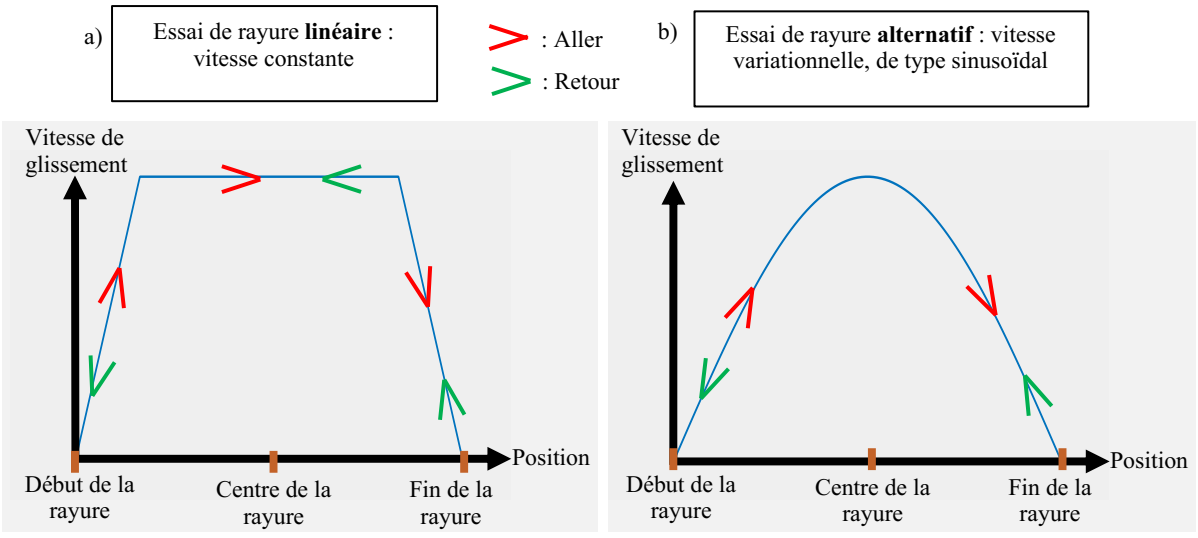


Figure II.2. Illustration de l'évolution de la vitesse de glissement au cours d'un essai de rayure linéaire (a) et alternatif (b).

ii) Essais de rayure alternatifs ('reciprocating')

Les essais de rayure linéaires vus précédemment sont généralement limités à une vitesse de glissement de 10 mm/s en raison des contraintes liées à la conception des dispositifs capables

de maintenir des vitesses de translation constantes et élevées. Néanmoins, il existe des essais tribologiques en configuration pion-plan où le plan est animé d'un mouvement alternatif de translation ('reciprocating pin-on-flat tribological test') permettant d'atteindre des vitesses de glissement moyennes beaucoup plus élevées que 10 mm/s. Dans ce travail de thèse, cette configuration a été adaptée en remplaçant le pion par un indenteur en diamant afin de mener des essais dits de « essais de rayure alternatifs ». Cependant la vitesse de translation n'est plus constante mais suit une évolution sinusoïdale le long de la rayure et atteint une valeur maximale au centre de celle-ci comme l'illustre la Figure II.2 (b). Cette évolution sinusoïdale de la vitesse est le résultat d'une transformation du mouvement de rotation en mouvement de translation comme l'illustre le schéma de la Figure II.3. Cet essai se contrôle en fréquence, c'est-à-dire le nombre d'aller-retour par seconde. Ainsi pour une longueur de rayure L imposée et pour une fréquence f donnée, la vitesse moyenne V_{moy} de l'indenteur est :

$$V_{moy} = 2Lf \tag{II. 1}$$

La vitesse maximale V_{max} atteinte au centre de la rayure est :

$$V_{max} = \frac{\pi}{2} V_{moy} \tag{II. 2}$$

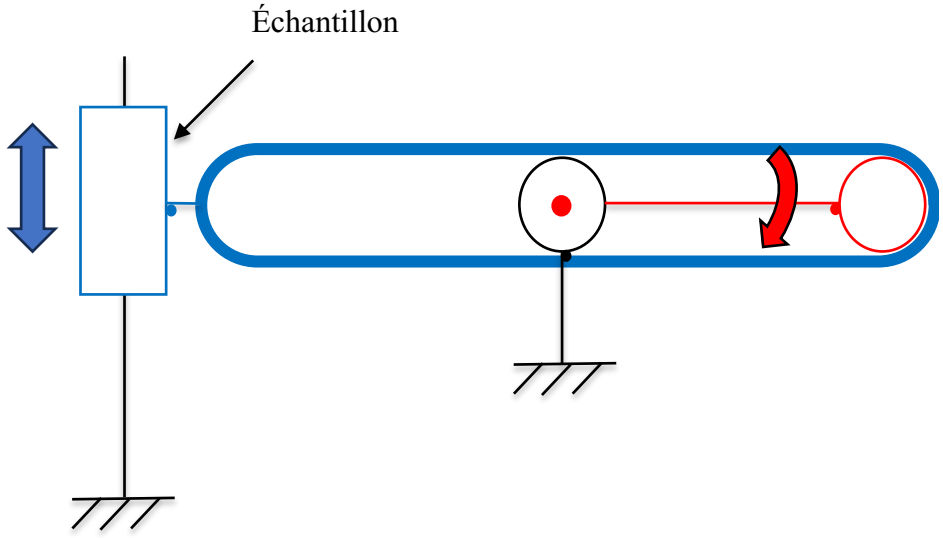


Figure II.3. Schéma cinématique montrant la transformation d'un mouvement de rotation en un mouvement de translation dont la vitesse est sinusoïdale.

L'avantage de ce type d'essais aux détriments d'essais de rayure linéaires est la possibilité de mener des essais à des vitesses de glissement moyennes beaucoup plus élevées que ceux généralement utilisées lors des essais de rayure à vitesse constante. Au centre de la rayure, la vitesse peut atteindre 500 mm/s lors d'un essai de rayure alternatif. Rappelons que dans la majorité des applications où le WC-Co est utilisé, tels que l'usinage ou le fraisage de roches, le matériau est soumis à des conditions de vitesses de frottement importantes. Lors d'une opération de coupe par exemple, la vitesse de glissement relative du copeau sur l'outil peut atteindre 1500 mm/s. Le comportement à l'usure du WC-Co peut considérablement changer dans ces conditions extrêmes.

3. Protocole d'essais

3.1. Banc d'usure

Le dispositif expérimental utilisé pour les essais est le banc d'usure TriboLab UMT du fabricant Brucker®. Il permet de réaliser des essais de frottement et d'usure dans des configurations variées telles que la configuration de frottement « bille sur plan », frottement « cylindre sur plan », de l'indentation ou des essais de rayure. Le banc est présenté sur la Figure II.4.

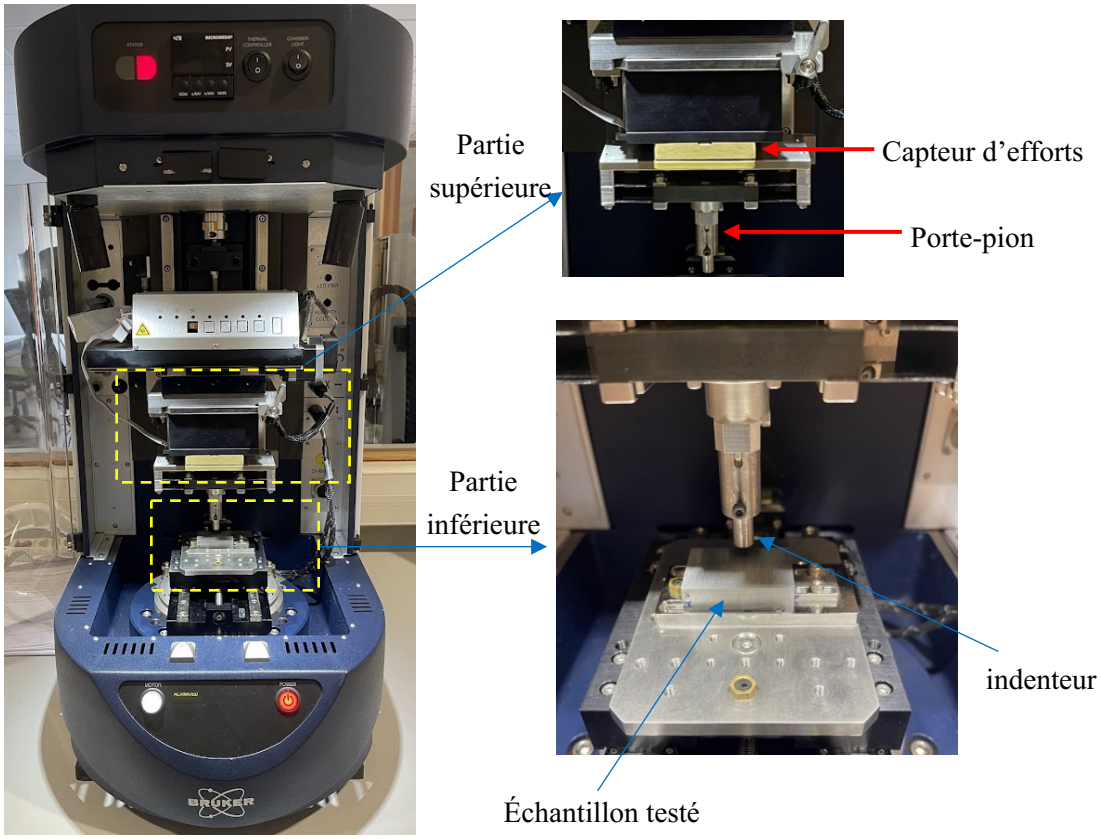


Figure II.4. Banc d'usure UMT tribolab, Bruker®.

La partie supérieure est dédiée à l'asservissement de l'effort appliqué. Elle peut translater verticalement et/ou horizontalement. La translation verticale est assurée grâce à une vis héliocoïdale, permettant d'appliquer un effort normal allant de 1 à 2000 N. Un capteur de force sur lequel le porte-pion est directement attaché permet de mesurer les efforts lors de l'essai. Le capteur d'effort utilisé durant les essais est capable de mesurer des forces comprises entre 1 et 100 N avec une précision de 5 mN. La partie inférieure comporte un module permettant d'appliquer la cinématique souhaitée. Plusieurs modules sont disponibles (linéaire, rotatif, alternatif, …) en fonction de l'essai que l'on souhaite mener. Dans le cadre de ce travail de thèse, les modules « linéaire » et « alternatif » ont été utilisés. Le module « linéaire » permet d'imposer un mouvement de translation à vitesse constante, comprise entre 0.001 et 10 mm/s sur une distance pouvant aller jusqu'à 120 mm avec une précision spatiale de 1 µm. Le module « alternatif » permet d'obtenir un mouvement de translation par cycle de va-et-vient et dont la vitesse est variable selon une courbe sinusoïdale. La fréquence du mouvement peut aller de 0.1

à 60 Hz sur une distance comprise entre 0.1 et 25 mm avec une résolution spatiale de 1 µm. Ces deux modules ainsi que leurs spécifications techniques sont illustrés sur la Figure II.5. Il est à noter que toutes ces configurations d'essais peuvent être réalisées sous différents environnements contrôlés : sec, lubrifié, températures cryogéniques (-60 à -200 °C), hautes températures (400 à 1000 °C), ...

Module linéaire



Spécification technique du module linéaire	
Distance de frottement max.	120 mm
Résolution spatiale	1 µm
Vitesse	0.001 à 10 mm/s

Module alternatif



Spécification technique du module alternatif	
Course max.	25 mm
Course min.	0.1 mm
Résolution spatiale	1 µm
Fréquence	0.1 à 60 Hz

Figure II.5. Illustrations et spécifications techniques des modules linéaire et alternatif utilisés dans les essais expérimentaux.

3.2. Préparation des échantillons

Les échantillons de WC-Co testés contiennent des teneurs en cobalt (pourcentage en masse: wt%) de 7, 10, 12 et 15. Ils ont été conçus spécialement pour la thèse par le partenaire EvatecTools, spécialisé dans l'élaboration et la fabrication des outils de coupe en carbure de tungstène. Tous les échantillons ont la forme géométrique d'un parallélépipède rectangle de dimensions 30x44x10 mm ($L \times l \times h$), voir Figure II.6. Les tailles de grains des échantillons ont été mesurées dans un précédent travail de thèse au sein de notre équipe de recherche (Agode Kofi Edoh, 2022). La microstructure de chaque nuance est présentée dans la Figure II.7. Sur ces micrographies, les zones claires et sombres correspondent aux phases WC et cobalt, respectivement. Le Tableau II.1 résume les mesures obtenues pour les échantillons testés avec leurs compositions et dénominations commerciales respectives.

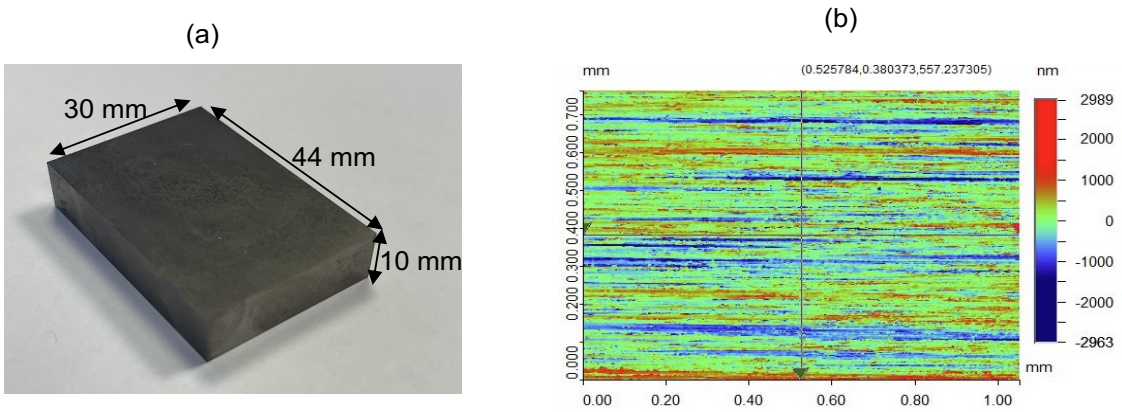


Figure II.6.a) Forme et dimension des échantillons utilisés dans les essais. b) Topographie de la surface dont la rugosité arithmétique mesurée est de 0.39 µm. L'échantillon présenté correspond au matériau MG10.

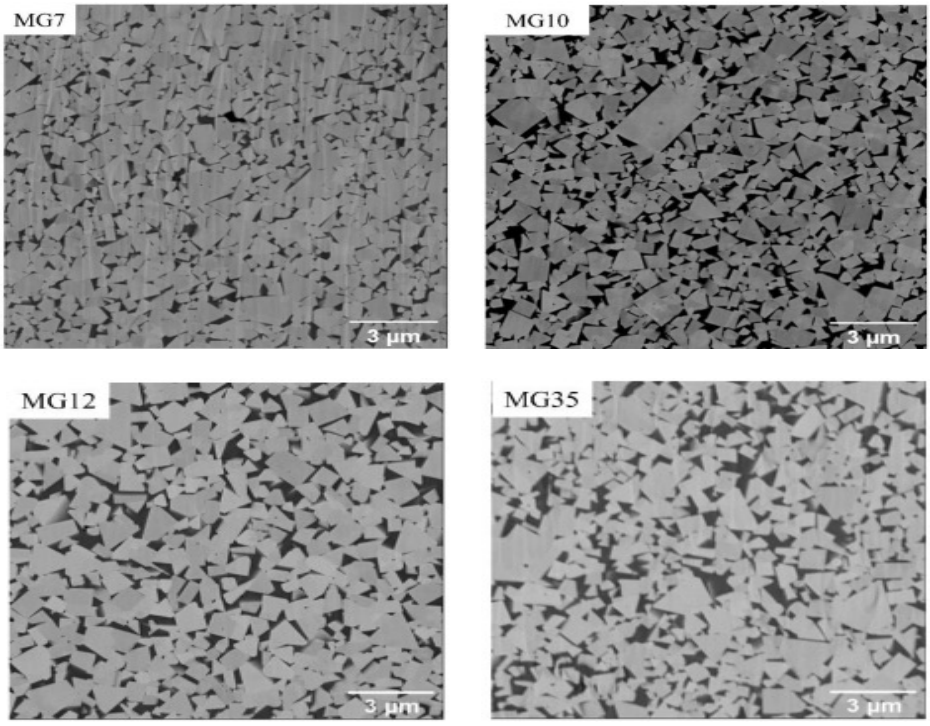


Figure II.7. Micrographies illustrant la microstructure des échantillons testés.

Tableau II.1. Dénomination commerciale et compositions microstructurales des échantillons testés.

Denomination commercial	**Teneur en Co (wt%)**	**Taille de grain mesuré d_{WC} (µm)**
MG7	7	0.42
MG10	10	0.43
MG12	12	0.62
MG35	15	0.61

3.3. Indenteur

L'indenteur utilisé est de type Rockwell. Il est en diamant et sa dureté est de l'ordre de 10000 HV_{30} avec une forme géométrique conique (angle d'ouverture = 120°). Son rayon mesuré (187 µm) diffère très légèrement de celui de la valeur théorique (200 µm) comme le montre la Figure II.8 où les propriétés géométriques mesurées au microscope optique sont présentées.

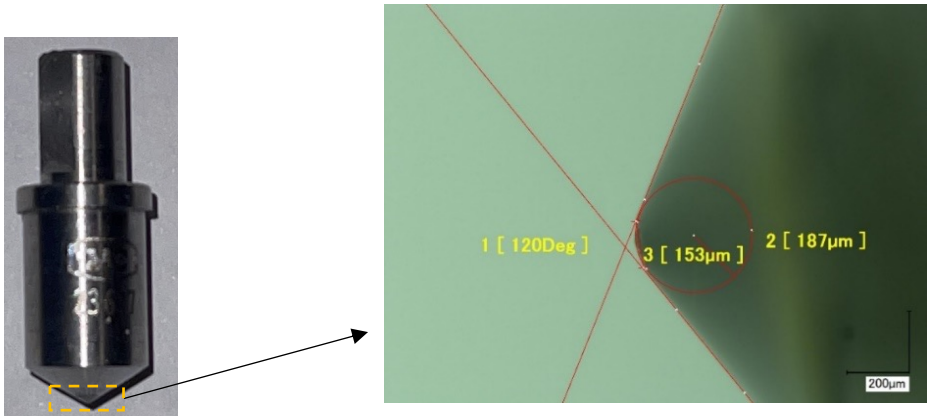


Figure II.8. Indenteur Rockwell utilisé pour les essais de rayure et ses caractéristiques géométriques.

Bien qu'il soit rigide, l'indenteur est susceptible de s'user durant les essais de rayure. La modification géométrique de sa pointe peut conduire à un élargissement exagéré de la rayure. La Figure II.9 montre la mesure du rayon de la pointe de l'indenteur au microscope optique avant et après avoir réalisé une série de 36 essais sur la nuance la plus dure (MG7), et dont les conditions de chargement sont rappelées dans le Tableau II.2. Une légère croissance de 10 % du rayon de la pointe est observée. Afin de garantir une meilleure précision dans les mesures et ne pas accentuer l'usure, un indenteur neuf a été utilisé pour chaque nuance et chaque type d'essais de rayure. Notons qu'après chaque essai, la pointe de l'indenteur a été nettoyée manuellement à l'acétone afin d'éliminer les éventuels débris d'usure accumulés sur celui-ci.

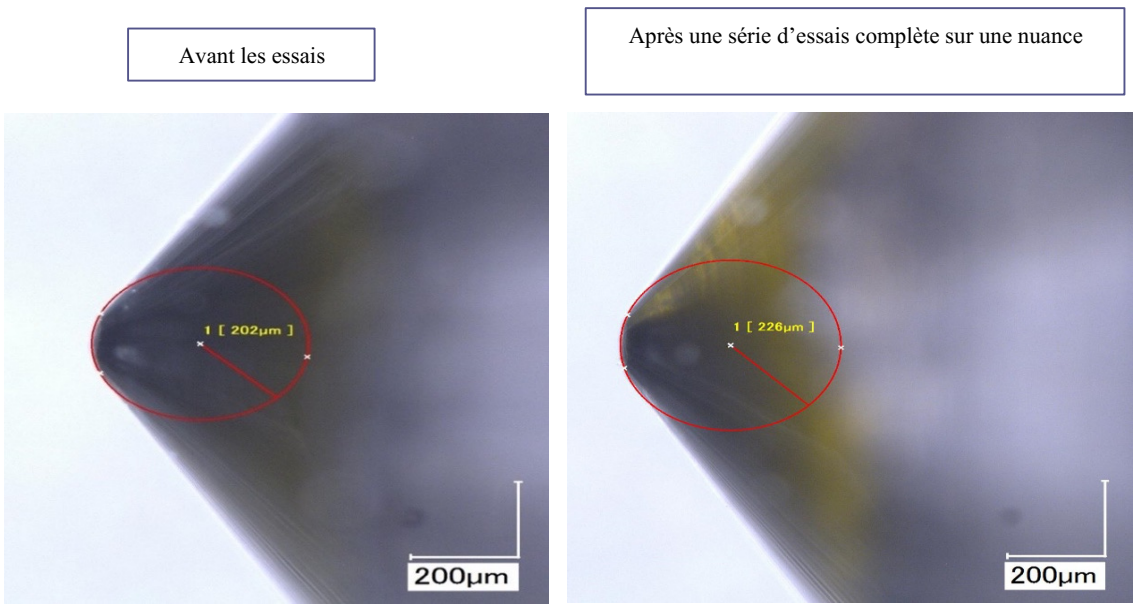


Figure II.9. Évolution du rayon de la pointe de l'indenteur entre le début de l'essai et à la fin d'une série complète d'essais (36 rayures) sur la nuance MG10.

3.4. Essais de rayure linéaires

3.4.1. Conditions

Les essais de rayure linéaires ont été menés selon les recommandations de la norme ASTM G171 (ASTM G171-03, 2017). Le module utilisé pour ces essais est le module « linéaire » présenté dans la Section 3.1. Lors de la première étape, l'indenteur applique un effort normal sur l'échantillon et reste fixe pendant le contact avec celui-ci. L'échantillon avance ensuite sur une distance de 12 mm avec une vitesse de glissement imposée au préalable par l'opérateur et maintenue constante tout au long de la rayure. Un passage correspond à un aller-retour de l'indenteur sur la même piste, soit une course totale de 24 mm pour un passage.

Le choix des paramètres de chargement s'est basé en partie sur les études de (M. G. Gee & Nimishakavi, 2011; Zuñega et al., 2012; Rajendhran et al., 2021). Deux vitesses de glissement ont été testées : 5 et 10 mm/s. Pour chaque vitesse, trois efforts de 5, 10 et 20 N ont été imposés. Enfin, pour chaque effort, plusieurs nombres de passages ont été choisis : 1, 20, 60, 100, 150 et 200 passages. Le Tableau II.2 résume la totalité des conditions de chargement imposés lors des essais de rayure linéaire. Pour cette campagne d'essais, 36 rayures ont été réalisées sur chacune des quatre nuances, soit un total de 144 essais. Chaque rayure est séparée d'une distance de 1 mm de ses voisines pour éviter les effets de bords.

Durant les essais, le coefficient de frottement μ a été déterminé à partir des signaux des efforts normaux N et tangentiels T mesurés directement lors de chaque essai : $\mu = \frac{T}{N}$

Tableau II.2. Conditions des essais de rayure linéaires.

Vitesse de glissement (mm/s)	Effort (N)	Nombre de passages
[5-10]	5 10 20	1-20-60-100-150-200

3.4.2. Quantification de l'usure

A l'issue des essais, une topographie 3D de chaque rayure a été réalisée à l'aide d'un profilomètre NPFLEX du fabricant Bruker®. Celui-ci utilise la technique de l'interférométrie à lumière blanche, permettant d'acquérir des topographies 3D de la surface de l'échantillon avec une résolution spatiale de 5 nm. La Figure II.10 présente ce dispositif expérimental.

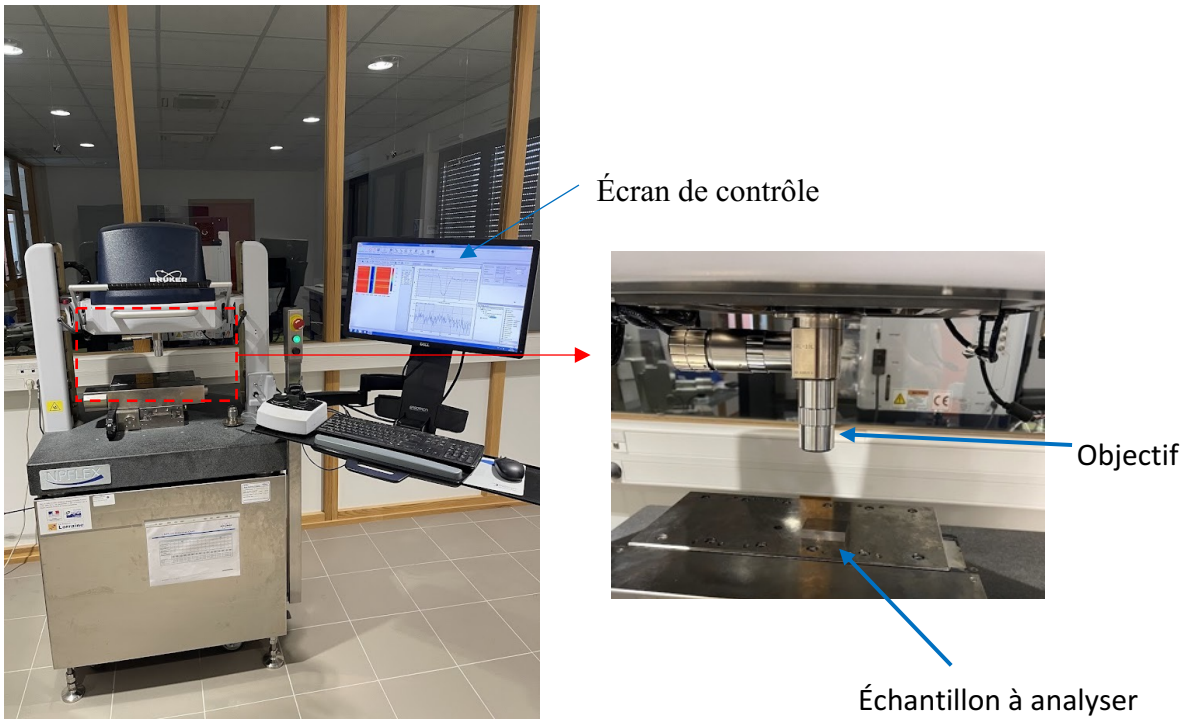


Figure II.10. Interféromètre NPFLEX du fabricant Bruker®, utilisé pour la caractérisation des rayures.

Selon la norme ASTM G171, l'acquisition d'une seule topographie au centre de la rayure est suffisante pour caractériser la rayure car la vitesse de glissement est constante le long de celle-ci. Les grandeurs suivantes sont mesurées à partir de la topographie :

(i)- la profondeur de la rayure,
(ii)- la largeur de la rayure,
(iii)- le volume enlevé ou usure par unité de longueur.

Les topographies réalisées pour les rayures obtenues lors des essais linéaires sont de taille 400x300 µm (longueur x largeur). A partir de la zone topographiée, le profil transverse de la rayure est extrait. Chaque topographie contient 815 profils transverses compte-tenue de la résolution spatiale de l'interféromètre utilisé (voir Figure II.11). Pour chacun des profils, la profondeur, la largeur de la rayure et l'usure par unité de longueur sont déterminées puis moyennées sur les 815 profils.

La Figure II.11 illustre un exemple de profil transverse. La détermination des grandeurs géométriques à partir de ces profils repose sur l'établissement d'une ligne de référence correspondant à l'état initial de la surface (échantillon non rayé). Pour ce faire, les portions non affectées par le test situées de part et d'autre de la rayure sont sélectionnées et utilisées pour ajuster une droite par la méthode des moindres carrés. Cette droite correspond alors à l'altitude nulle de l'échantillon appelée 'ligne de référence' sur la Figure II.11. Cette procédure permet de s'affranchir des éventuelles irrégularités locales de la surface et de garantir une estimation

cohérente de la position du plan initial. La profondeur d'une rayure correspond alors à l'écart maximal entre le profil mesuré et la ligne de référence, tandis que la largeur de celle-ci est définie par les intersections de cette ligne avec les bords de l'empreinte. Le volume enlevé (ou usure) par unité de longueur correspondant à l'aire délimité par le profil usé et la ligne de référence est ensuite calculée. Ces mesures sont répétées pour chacun des 815 profils que contient la topographie puis moyennées.

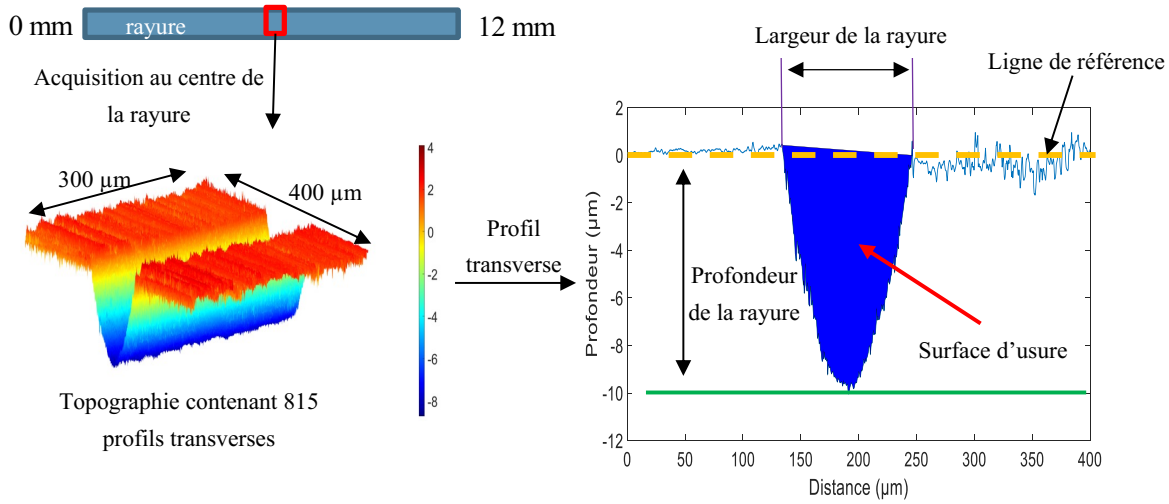


Figure II.11. Exemple d'une topographie 3D et illustration des grandeurs géométriques qui sont mesurées à partir de chaque profil transverse de la rayure pour caractériser l'usure.

Notons qu'avant le passage de l'échantillon dans l'interféromètre, celui-ci est nettoyé dans un bain à ultrasons pendant une durée de cinq minutes afin d'éliminer les éventuelles impuretés présentes au sein des rayures après l'essai.

3.5. Essais de rayure alternatifs

3.5.1. Conditions

Les essais de rayure alternatifs ont été conduits avec le module « alternatif » du banc d'usure présenté dans la Section 3.1. Ils se déroulent de la même manière que les essais de rayure linéaires présentés précédemment hormis le fait que la vitesse de glissement n'est plus constante lors des essais mais variable selon une forme sinusoïdale. Lors d'un essai alternatif, le mouvement de l'échantillon est cyclique. Un cycle correspond à un aller-retour de l'échantillon sur une même piste, similaire à un passage des essais de rayure linéaires. C'est ainsi qu'une fréquence est associée au mouvement de translation plutôt qu'une vitesse de glissement lors d'un essai alternatif. La fréquence, exprimée en Hz, traduit le nombre de cycles effectués pendant la durée d'une seconde. Dans le cadre des essais réalisés dans ce travail de thèse, la longueur de toutes les rayures a été fixée à 10 mm. Les fréquences testées sont 0.17 et 5 Hz, correspondant à des vitesses de glissement moyennes (maximales) de 3.4 (resp. 5.34) mm/s et 100 (resp. 157) mm/s respectivement. Au-delà de 5 Hz, l'usure de l'indenteur devient prépondérante.

La fréquence de 0.17 Hz est choisie car elle proche de la vitesse de 5 mm/s utilisée pour les essais de rayure linéaires. Une comparaison de l'usure par unité de longueur pour chaque nuance a été réalisé entre ces deux essais en Annexe 1. Les résultats de ces essais montrent qu'il n'y a pas de différence significative entre ces deux types d'essai sur l'usure des échantillons, hormis pour un effort appliqué de 5 N.

Pour chaque fréquence, le type d'indenteur, les conditions de chargement et le nombre de passages de l'indenteur sont identiques à ceux utilisés pour les essais de rayure linéaires. Le Tableau II.3 résume les conditions des essais de rayure alternatifs. Un total de 144 rayures a été réalisé dans cette deuxième campagne. Durant les essais, le coefficient de frottement est mesuré par l'intermédiaire des forces normal et tangentiel.

Tableau II.3. Conditions de chargement utilisées pour les essais de rayure alternatifs.

Fréquence (Hz)	Effort (N)	Nombre de passages	Vitesse moyenne (mm/s)
[0.17-5]	5 10 20	1-20-60-100-150-200	[3.4-100]

3.5.2. Quantification de l'usure

Dans le cas des essais alternatifs, l'analyse de l'usure au centre de la rayure seulement n'est plus suffisante. En effet, le profil transverse de la rayure varie le long de celle-ci à cause de la vitesse de glissement variable. La norme ASTM G133 (ASTM G133-22, 2015) qui régit les essais tribologiques alternatifs, recommande de mesurer l'usure sur trois zones équidistantes. Si l'écart d'usure entre ces zones dépasse 25 %, l'analyse doit alors être étendue à six zones équidistantes. Dans le cadre de notre étude, sept topographies réparties entre 1.25 et 8.75 mm, avec un intervalle régulier de 1.25 mm le long de la rayure ont été réalisée. Chaque zone topographiée couvre une surface de 300×400 µm. Pour chacune d'elles, l'usure par unité de longueur a été déterminée. La Figure II.12 illustre l'évolution de cette usure sur les sept positions après un essai réalisé sur le composite MG7, à une fréquence de 5 Hz et pour 200 cycles. Les efforts appliqués sont de 5, 10 et 20 N. Ces conditions correspondent à celles générant les plus fortes fluctuations parmi toutes les conditions testées. Comme le montre la Figure II.12, l'usure par unité de longueur est relativement homogène le long de la rayure lorsque les efforts de 5 et 10 N sont appliqués. Pour un effort normal de 5 N, l'écart maximal atteint est de 54 % entre les positions situées à 3.75 et 7.5 mm de l'origine de la rayure. Sous un effort de 10 N, cet écart est réduit à 20 % entre le centre et la position à 7.5 mm. Lorsque l'effort appliqué est de 20 N, un écart de 25 % est observé entre les zones situées à 3.75 et 9 mm. Ces écarts justifient le choix d'évaluer l'usure sur sept positions le long de la rayure.

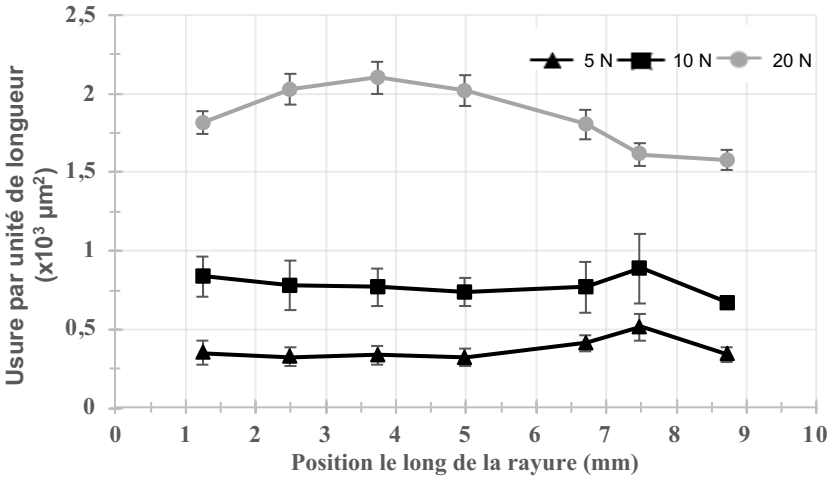


Figure II.12. Usure par unité de longueur après 200 passages à 5 Hz déterminé sur sept positions différentes le long de la rayure pour observer l'uniformité de la rayure.

Par la suite, l'usure par unité de longueur, tout comme la profondeur et la largeur des rayures, lors des essais alternatifs sera définie comme la moyenne de ces grandeurs calculées pour chacune des sept zones topographiées le long de la rayure.

3.6. Représentativité des conditions de chargement des essais de rayure vis-à-vis des applications industrielles

Lors des essais de rayure, la pression de contact générée à la surface de l'échantillon varie entre 6 et 36 GPa (M. Gee et al., 2017). À titre de comparaison, en usinage, qui constitue l'application majeure des matériaux WC-Co, les pressions de contact à la surface de l'outil, déduites de simulations numériques de la coupe orthogonale, sont généralement comprises entre 1 et 2.5 GPa (Agode Kofi Edoh, 2022). Bien que l'écart entre les niveaux de pression de contact obtenus lors des essais de rayure et ceux simulés en usinage puisse paraître important, il convient de souligner que les valeurs identifiées en usinage correspondent à des pressions macroscopiques moyennes. En revanche, dans le cadre des essais de rayure, la pression considérée est une pression très localisée, représentative du contact entre un troisième corps et l'outil. Lors de l'usinage, des pics de pression locaux apparaissent inévitablement à la surface de l'outil en raison de la présence de particules abrasives (troisième corps) piégées à l'interface outil–copeau (Trent, 1988; Faycal Halila, 2015). Ces contacts localisés peuvent engendrer des pressions significativement élevées par rapport à la pression macroscopique moyenne, et comparables à celles rencontrées lors des essais de rayure.

Concernant les vitesses de glissement, Agode (Agode Kofi Edoh, 2022) a déterminé la vitesse de glissement du copeau le long de la face de l'outil lors de l'usinage pour différentes vitesses de coupe. D'après cette étude, la vitesse de glissement en usinage est comprise entre 5 m/min (83 mm/s) et 90 m/min (1500 mm/s). Lors des essais de rayure alternatifs, la vitesse de glissement moyenne est de 100 mm/s pour une fréquence de 5 Hz. Cette valeur se situe dans la plage des vitesses de glissement identifiées en usinage, indiquant que les conditions

cinématiques imposées lors des essais de rayure sont représentatives de celles rencontrées en conditions industrielles.

Le Tableau II.4 résume le chargement identifié en usinage et celui imposé lors des essais de rayures.

Tableau II.4. Synthèse du chargement ayant lieu en usinage et lors d'un essai de rayure.

	Usinage	Essais de rayure
Estimation des pressions de contact (GPa)	[1 – 2.5] (Agode Kofi Edoh, 2022)	[6 – 36] (M. Gee et al., 2017)
Vitesse de glissement (mm/s)	[83 – 1500] (Agode Kofi Edoh, 2022)	[5 – 100] (Présent travail)

4. Résultats et discussions

Dans cette section, les résultats des essais de rayure linéaires et alternatifs sont présentés. Le coefficient de frottement, la topographie et les caractéristiques géométriques de la rayure (profondeur, largeur, volume enlevé ou usure par unité de longueur) sont analysés. Il est rappelé que les échantillons testés sont désignés par les appellations suivantes : MG7, MG10, MG12 et MG35, correspondant respectivement à des teneurs en cobalt de 7, 10, 12 et 15 wt%.

4.1. Coefficient de frottement

Le coefficient de frottement instantané μ est calculé à partir des signaux des efforts normal et tangentiel collectés pour chaque essai $\left(\mu = \frac{T}{N}\right)$ puis moyenné. Son évolution en fonction du nombre de passages pour chaque nuance, ainsi que pour les trois efforts appliqués (5, 10 et 20 N) sont illustrés dans les Figure II.13 (frottement linéaire) et Figure II.14 (frottement alternatif) pour les deux vitesses de glissement et les deux fréquences testées, respectivement. Les différentes évolutions du frottement présentent deux phases distinctes. La première, comprise entre 1 et 20 passages, se caractérise par une forte augmentation du coefficient de frottement, passant de 0.25 ± 0.05 à 0.4 ± 0.05. Au-delà des 20 passages, sa croissance devient plus lente. Toutefois, pour un effort de 5 N et après 60 passages, le coefficient de frottement décroît pour les nuances MG7, MG12 et MG35 lors des essais de rayure linéaires et pour les nuances MG7 et MG10 lors des essais de rayure alternatifs à une fréquence de 0.17 Hz.

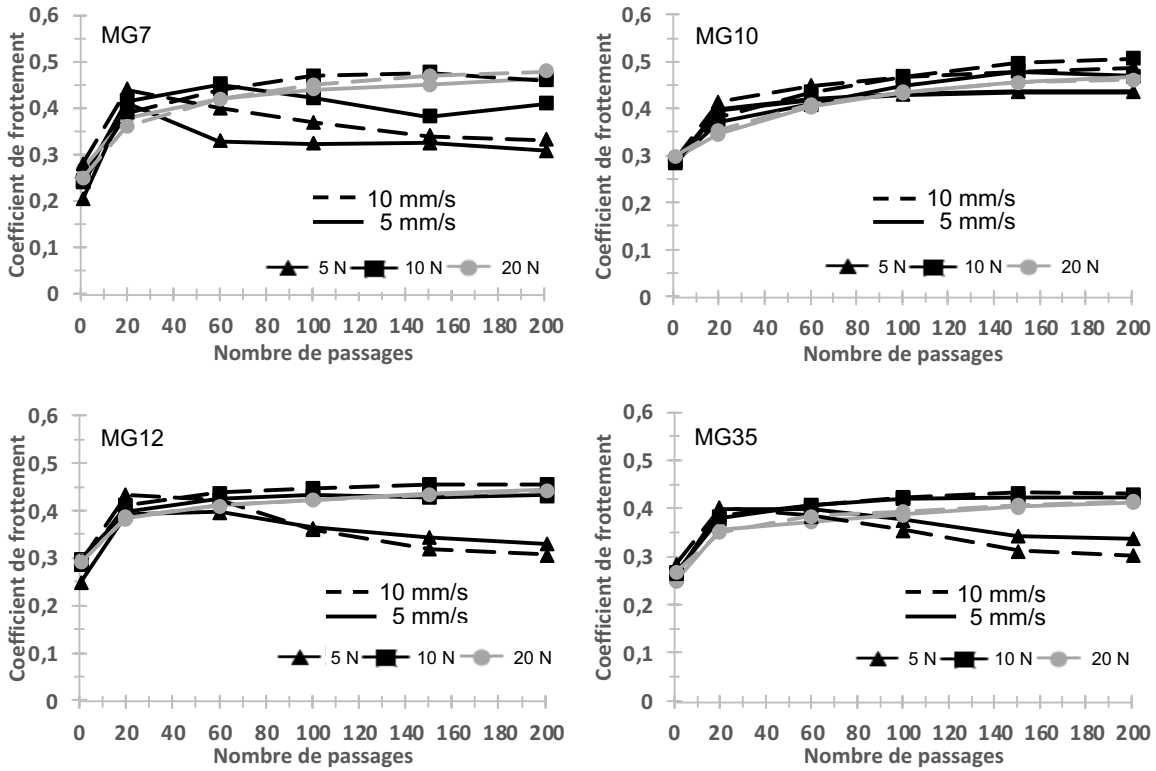


Figure II.13. Évolution du coefficient de frottement en fonction du nombre de passages pour chaque nuance de carbure et pour différentes conditions de contact (efforts et vitesses de glissement) à l'issue des essais de rayure linéaires.

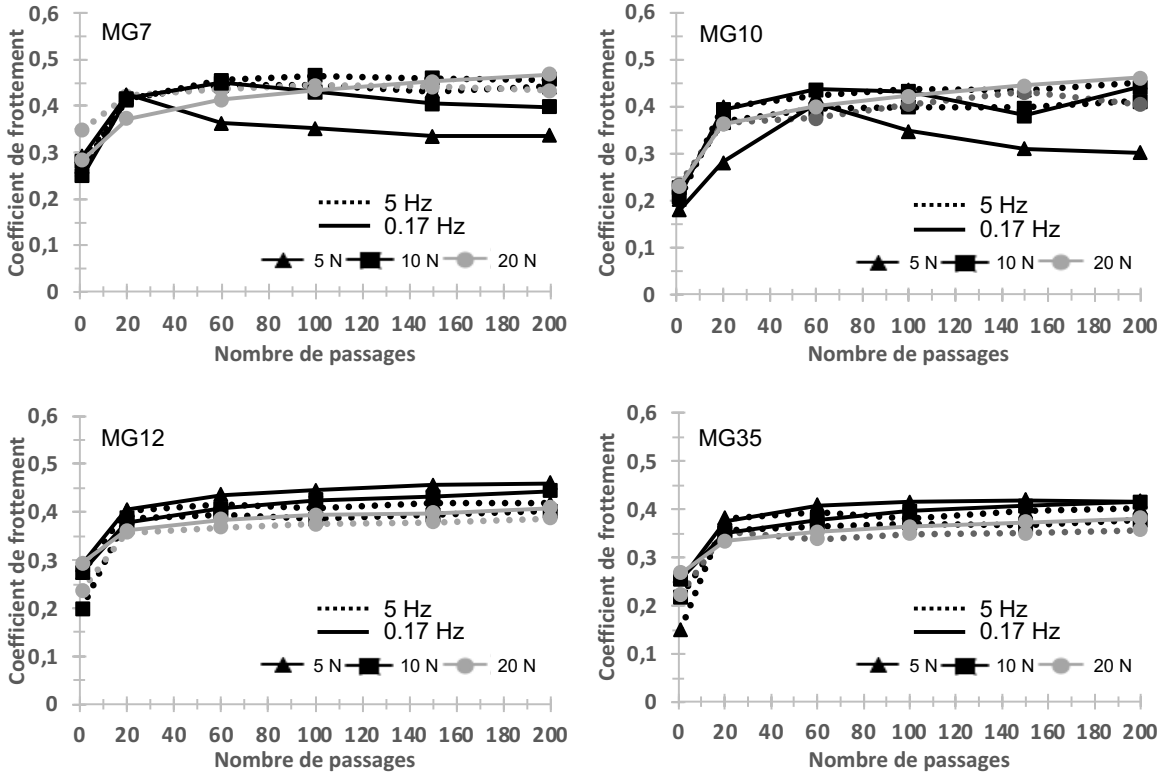


Figure II.14. Évolution du coefficient de frottement en fonction du nombre de passages pour chaque nuance de carbure et pour différentes conditions de contact (efforts et fréquences) à l'issue des essais de rayure alternatifs.

Selon Zuñega et al. (Zuñega et al., 2012), la stabilisation du coefficient de frottement dans cette seconde phase s'explique par la formation d'une couche tribologique constituée de fragments nanométriques de carbure de tungstène (WC) mélangés au cobalt (Co), agissant ensuite comme une couche lubrifiante. Par ailleurs, Rajendhran et al. (Rajendhran et al., 2021) rapportent également l'apparition d'une couche d'oxyde sur les surfaces rayées, contribuant elle aussi à la réduction du frottement.

À 200 passages, les coefficients de frottement sont stabilisés à des valeurs comprises entre 0.3 et 0.5. Ces valeurs sont proches de celles identifiées par Zuñega et al. (Zuñega et al., 2012), qui ont observé une stabilisation autour de 0.4 et celles mesurées par Rajendhran et al. (Rajendhran et al., 2021) qui ont trouvé des coefficients de frottement n'excédant pas la valeur 0.39 lors des essais de rayure à passages multiples.

Aucune tendance claire ne peut se dégager de l'influence de l'effort normal sur le coefficient de frottement. En effet, les coefficients de frottements mesurés pour 10 et 20 N sont très proches de la valeur 0.45 avec des valeurs légèrement supérieures pour 10 N. Il est toutefois à noter que les coefficients de frottement obtenus pour un effort de 5 N sont toujours les plus faibles, avec une valeur minimale d'environ 0.3 pour l'ensemble des nuances.

Concernant l'influence de la vitesse de glissement, lorsque celle-ci augmente de 5 à 10 mm/s, le coefficient de frottement peut croître jusqu'à 12 % notamment pour les chargements de 10 et 20 N. En revanche, pour un effort appliqué de 5 N, une tendance opposée est observée dans les deux nuances présentant les plus fortes teneurs en cobalt où le coefficient de frottement diminue d'environ 10 %. Concernant les essais de rayure alternatifs, le coefficient de frottement diminue jusqu'à 12 % lorsque la fréquence augmente de 0.17 à 5 Hz excepté pour les nuances MG7 et MG10 pour 5 N et MG7 pour 10 N. Dans le cas de la fréquence à 5 Hz, la vitesse de glissement moyenne est très élevée et favorise l'échauffement local induit par le frottement (Rajendhran et al., 2021). Cet échauffement pourrait faciliter la formation d'une couche d'oxyde en surface et ainsi améliorer le contact.

La Figure II.15 illustre l'évolution des coefficients de frottement après 200 passages, en fonction de l'effort appliqué puis de la nuance, pour différentes vitesses de glissement et fréquences. L'effet de la teneur en cobalt devient particulièrement significatif sous des efforts élevés, contrairement à 5 N où aucune tendance nette ne se dégage. À 20 N, une diminution progressive du coefficient de frottement avec l'augmentation de la teneur en cobalt est observée, quelle que soit la vitesse de glissement ou la fréquence utilisée. Par exemple, pour une vitesse de 5 mm/s et une fréquence de 5 Hz, le coefficient de frottement diminue de 11 et 17 %, respectivement, lorsque la teneur en cobalt passe de 7 à 15 wt%. Cette tendance semble également se confirmer sous l'effet de l'effort intermédiaire de 10 N, notamment pour les teneurs de 10 et 15 wt%. Toutefois, la nuance MG7 présente un coefficient de frottement

inférieur à celui du MG10 pour l'ensemble des vitesses et fréquences testées, à l'exception de la fréquence de 5 Hz. La diminution du coefficient de frottement en fonction de la teneur en cobalt peut être expliquée par l'étude réalisée par Zuñega et al. (Zuñega et al., 2012). Comme ces auteurs l'ont souligné, la tribo-couche formée à la surface participant à la réduction du frottement entre l'indenteur et le composite présente une forte concentration en cobalt. Cette couche tendrait à s'enrichir davantage pour les nuances présentant une teneur en cobalt élevée.

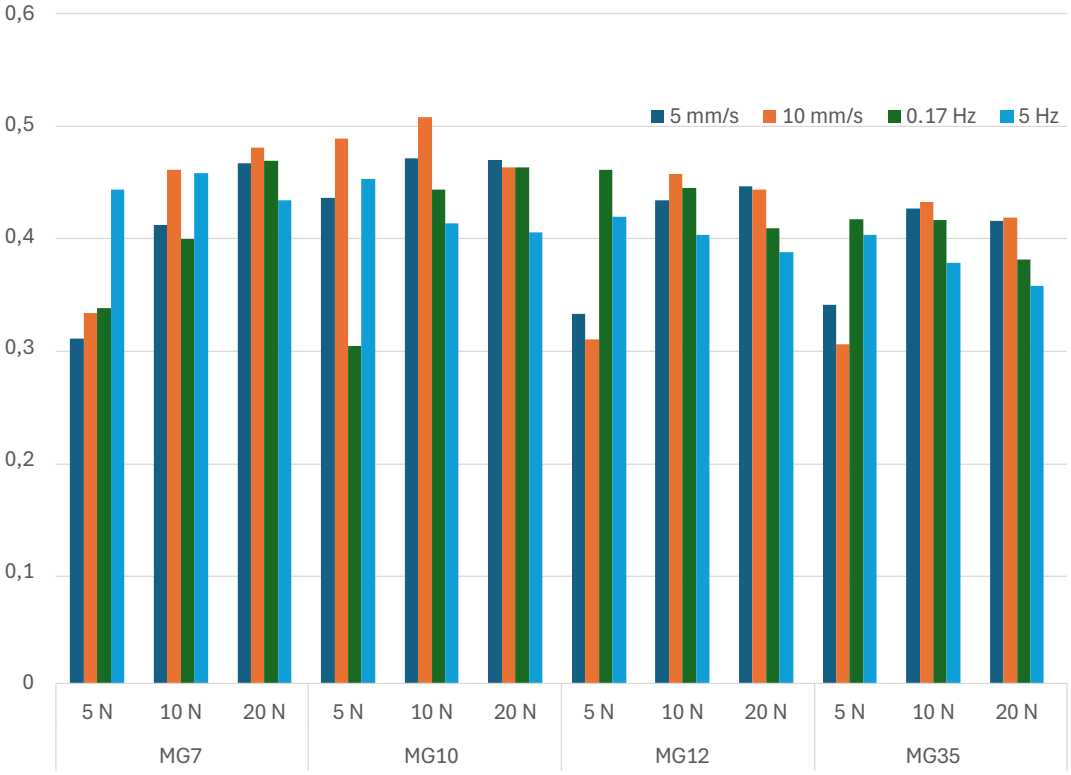


Figure II.15. Évolutions du coefficient de frottement après 200 passages en fonctions de la nuance et l'effort appliqué pour chaque vitesse de glissement et fréquence testées.

4.2. Topographies des rayures

La Figure II.16 illustre, pour chaque nuance, la topographie du centre de la rayure obtenue dans le cas de l'essai réalisé à une vitesse de 5 mm/s, sous une charge de 20 N et après 200 passages de l'indenteur. Les rayures observées sont rectilignes et présentent une profondeur marquée en leur centre. Dans le cadre des essais de rayure alternatifs, la Figure II.17 présente les topographies 3D relevées au centre des rayures pour l'ensemble des nuances étudiées, sous une fréquence de 5 Hz, un effort normal de 20 N et après 200 cycles. La morphologie des rayures s'apparente à celle observée lors des essais linéaires, bien qu'une courbure légère et systématique soit perceptible, indépendamment de la nuance considérée. Ces courbures dans la géométrie des rayures pourraient être liées aux conditions de chargement appliquées, qui sont les plus sévères parmi l'ensemble des configurations testées.

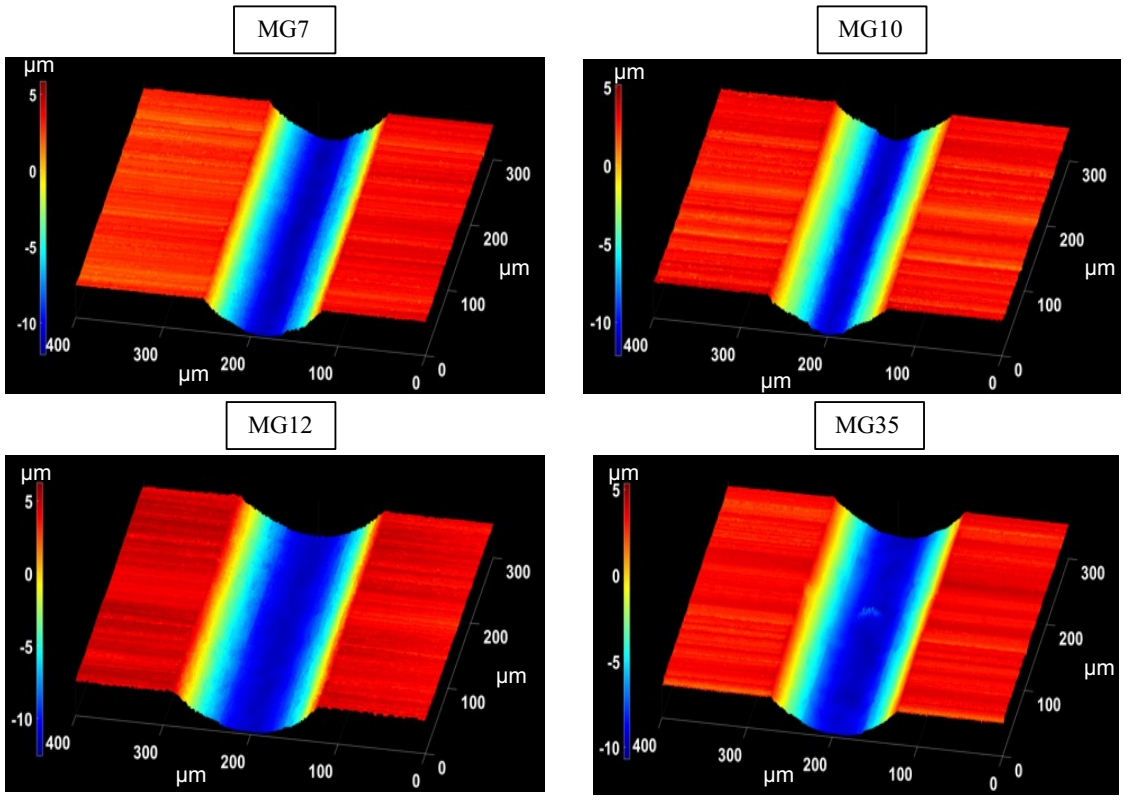


Figure II.16. Topographies des rayures à l'issue des essais linéaires menés à une vitesse de glissement de 5 mm/s, effort de 20 N et après 200 passages de l'indenteur pour chacune des nuances testées.

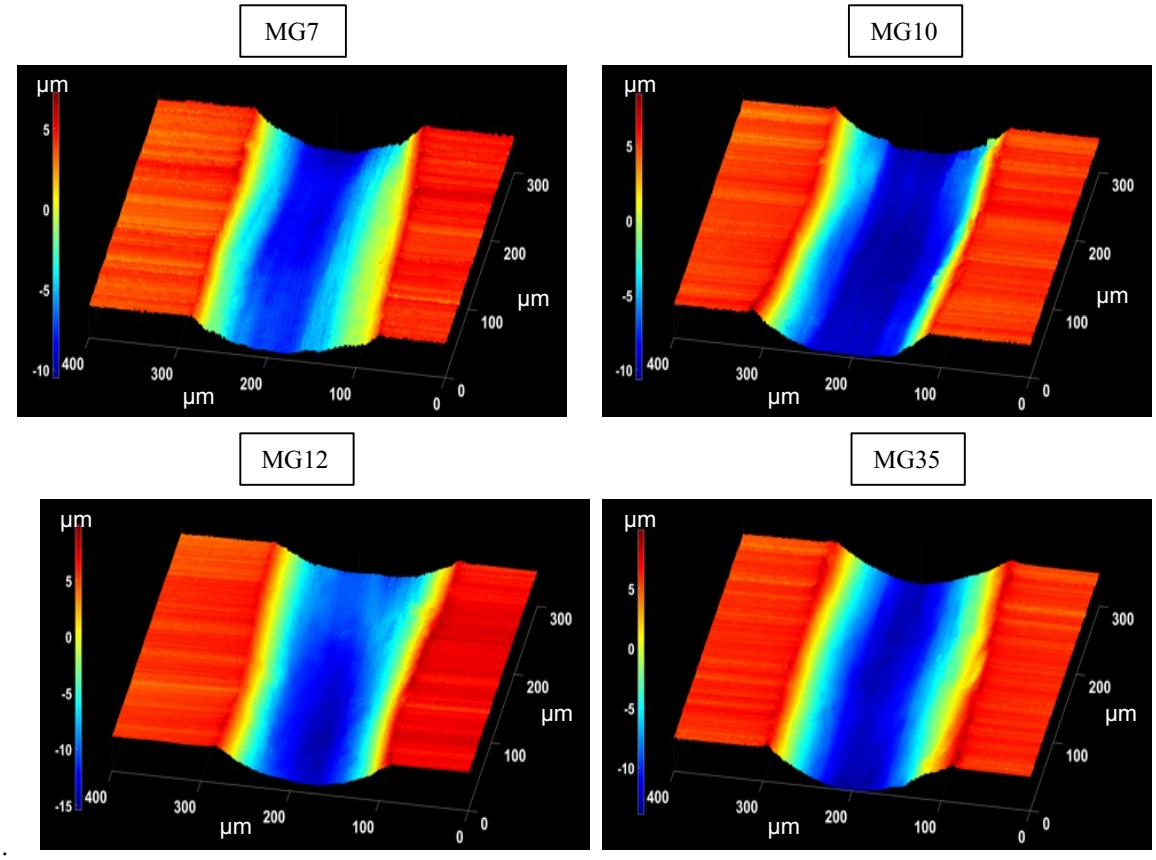


Figure II.17. Topographies des rayures à l'issue des essais alternatifs menés à une fréquence de 5 Hz, effort de 20 N et après 200 cycles pour chacune des nuances testées.

Notons cependant sur la Figure II.16 et Figure II.17 qu'aucun bourrelet latéral, indicateur typique de déformation plastique, n'a été détecté. Il convient de rappeler qu'avant l'acquisition des topographies, les échantillons ont été nettoyés par ultrasons pendant cinq minutes afin d'éliminer au maximum les impuretés et les débris générés durant les passages de l'indenteur.

4.3. Caractéristiques géométriques des rayures

Dans un premier temps, une analyse des effets de l'effort normal, la vitesse de glissement et ceux de la fréquence sur les profondeurs et les largeurs des rayures est présentée. Elle est suivie d'une étude sur l'usure qui fait l'objet d'une discussion approfondie, puis d'une analyse de l'influence de la teneur en cobalt.

i) Profondeur des rayures

Pour chaque nuance, les Figure II.18 et Figure II.19 illustrent l'évolution de la profondeur des rayures en fonction du nombre de passages pour chaque effort appliqué lors des essais de rayure linéaires et alternatifs pour différentes vitesses de glissement et fréquences, respectivement. Les rayures issues des essais présentent des profondeurs de l'ordre de quelques micromètres, pouvant atteindre jusqu'à 18 µm dans le cas de la nuance MG12 avec un effort de 20 N, une fréquence de 5 Hz et après de 200 passages.

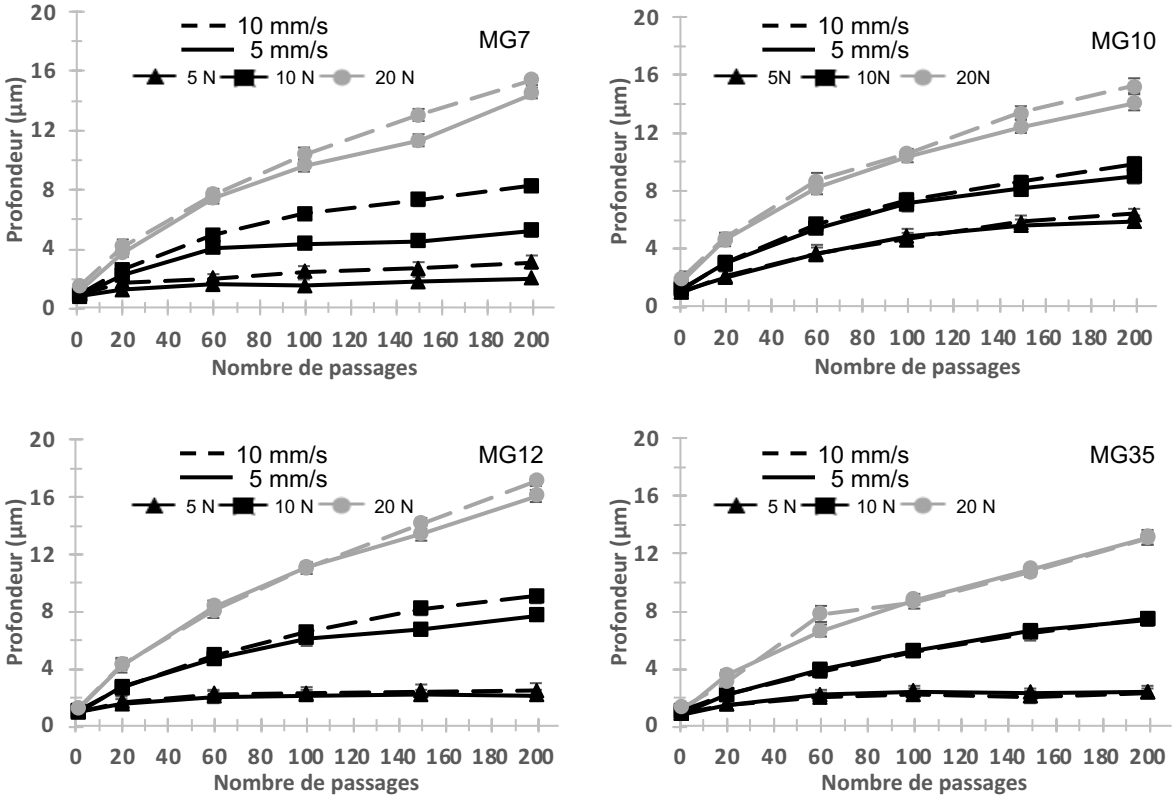


Figure II.18. Évolution de la profondeur des rayures de chaque nuance testée en fonction du nombre de passages pour chaque effort et vitesse de glissement testés à l'issue des essais de rayure linéaires.

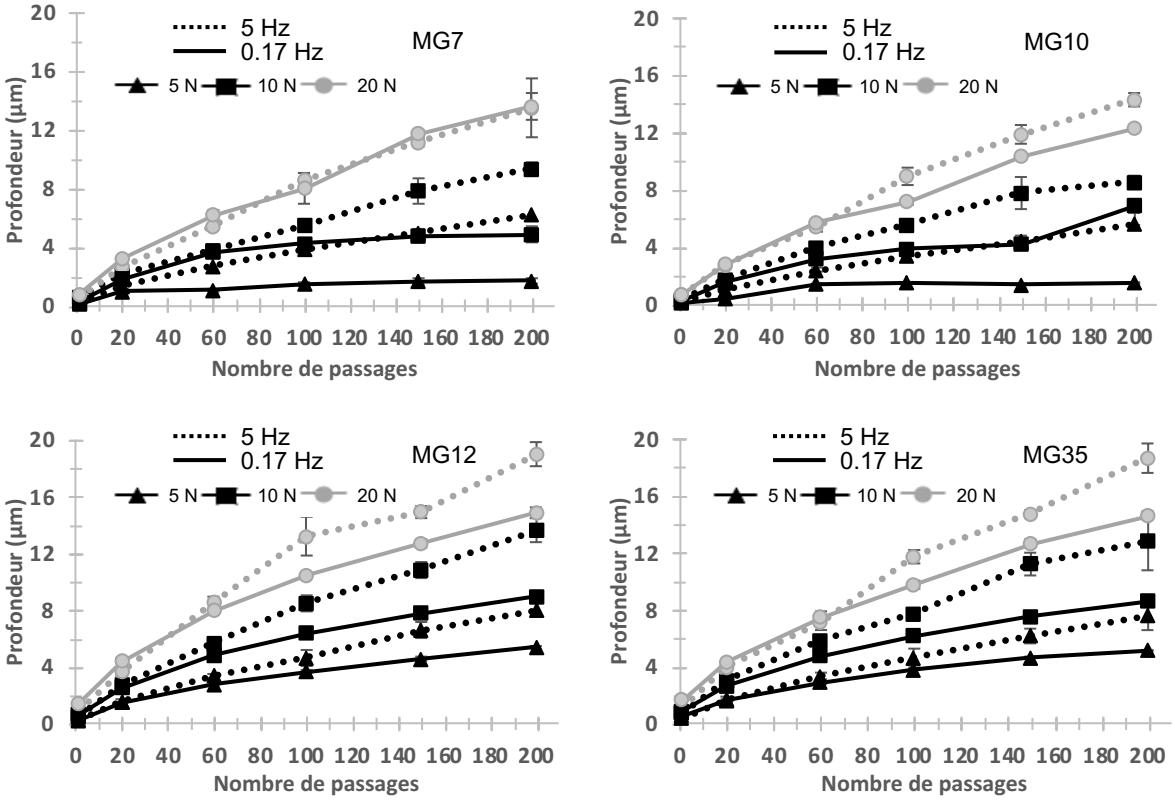


Figure II.19. Évolution de la profondeur des rayures de chaque nuance testée en fonction du nombre de passages pour chaque effort et fréquence testés à l'issue des essais de rayure alternatifs.

L'ensemble des courbes présente une évolution similaire, quelle que soit la nuance, l'effort ou la vitesse appliquée. Une forte croissance de la profondeur des rayures est observée avant 60 passages puis un ralentissement jusqu'à 200 passages. Cette évolution de la profondeur est typique de celle mesurée dans la littérature par plusieurs auteurs (M. G. Gee, 2001; Zuñega et al., 2012; Rajendhran et al., 2021). Notons cependant que lorsqu'un effort normal de 5 N est appliqué, la profondeur des rayures n'évolue plus après 60 passages excepté pour l'échantillon MG10 où la stabilisation s'effectue après 150 passages pour les essais de rayure linéaires. En revanche, dans le cas des essais de rayure alternatifs, la profondeur continue de croître pour les nuances MG12 et MG35 lorsque l'effort de 5 N est appliqué.

La Figure II.20 présente l'évolution de la profondeur des rayures en fonction des efforts appliqués après 200 passages pour chaque nuance puis pour les différentes vitesses de glissement et fréquences. Pour toutes les nuances, lorsque l'effort appliqué augmente, les rayures deviennent plus profondes. Par exemple, pour la nuance MG35 à 200 passages et une vitesse de glissement de 5 mm/s, les profondeurs des rayures sont de 2, 7 et 17 µm pour des efforts appliqués de 5, 10 et 20 N, respectivement.

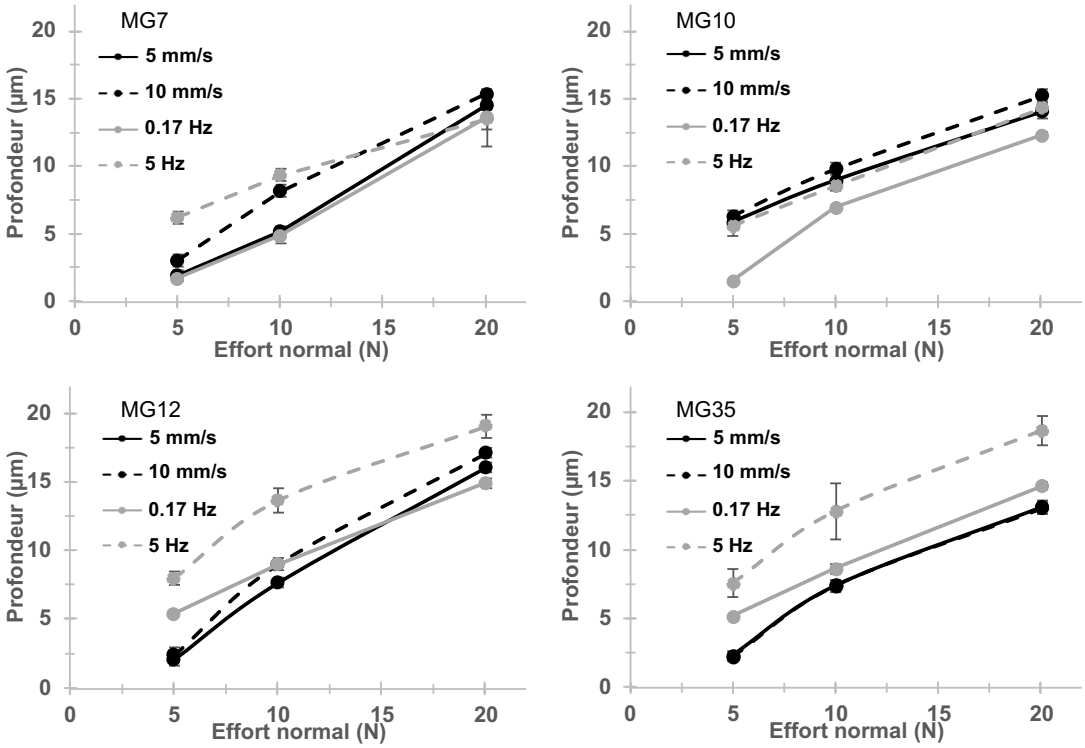


Figure II.20. Évolution de la profondeur des rayures en fonction de l'effort normal après 200 passages pour chaque nuance et différentes vitesses de glissement et fréquences.

Lors des essais de rayure linéaires, l'augmentation de la vitesse de glissement tend à accentuer la profondeur des rayures, en particulier après 60 passages. Par exemple, pour la nuance MG7, qui se montre plus sensible à la variation de vitesse, les profondeurs atteignent 5 et 8 µm pour des vitesses de 5 et 10 mm/s respectivement, après 200 passages sous un effort de 10 N. Toutefois, les courbes indiquent une influence modérée de la vitesse sur la profondeur, à l'exception de l'échantillon MG35, pour lequel aucun effet notable n'a pu être observé.

En revanche, dans le cadre des essais de rayure alternatifs, la profondeur des rayures apparaît fortement dépendante de la fréquence pour toutes les nuances hormis pour l'essai à 20 N sur la nuance MG7. À titre d'exemple, pour la nuance MG35 soumise à un effort de 20 N, les profondeurs mesurées sont de 14 et 18 µm pour des fréquences de 0.17 et 5 Hz à 200 cycles, respectivement.

ii) Largeur des rayures

Les Figure II.21 et Figure II.22 présentent l'évolution de la largeur des rayures pour les différentes nuances testées en fonction du nombre de passages et l'effort appliqué lors des essais de rayure linéaires et alternatifs pour différentes vitesses de glissement et fréquences, respectivement. Une tendance similaire à celle de la profondeur est observée avec une augmentation marquée jusqu'à environ 60 passages suivie d'une progression plus lente. Par rapport à leur profondeur, les rayures présentent une largeur environ dix fois plus grande. Après 200 passages, la largeur des rayures est comprise entre 50 et 200 µm en fonction du chargement et la nuance considérée.

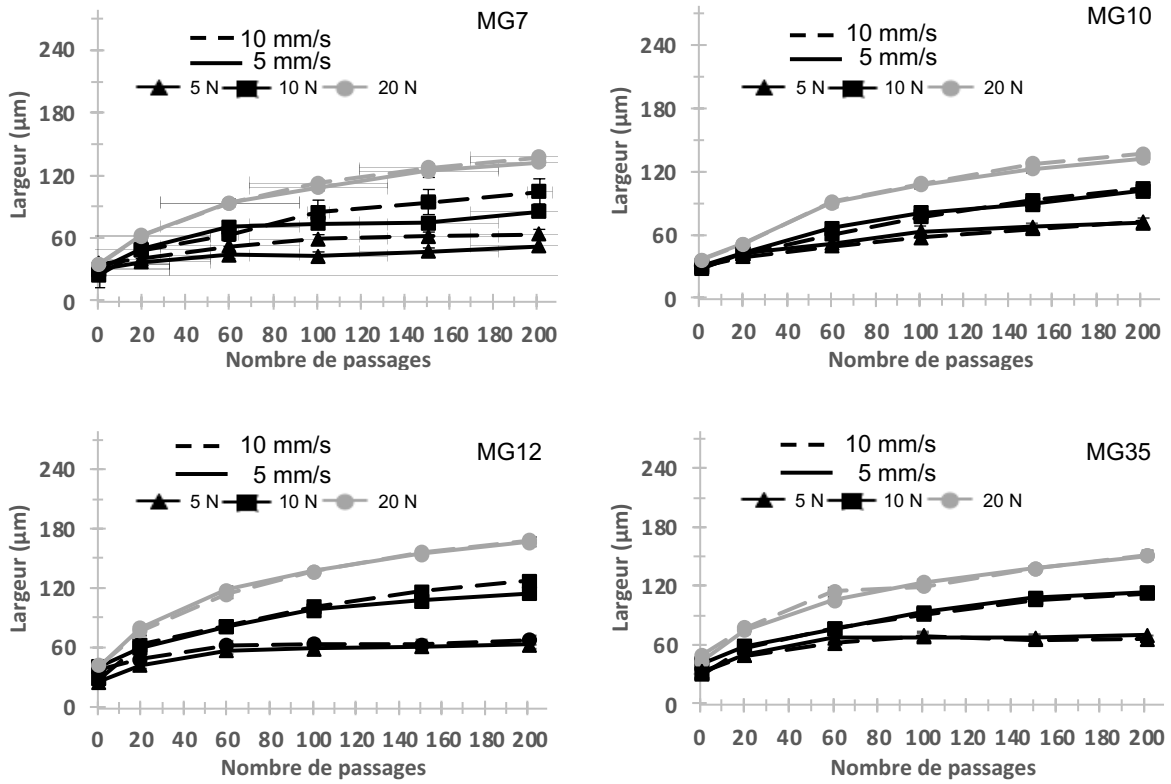


Figure II.21. Évolution de la largeur des rayures de chaque nuance testée en fonction du nombre de passages pour chaque effort et vitesse de glissement testés à l'issue des essais de rayure linéaires.

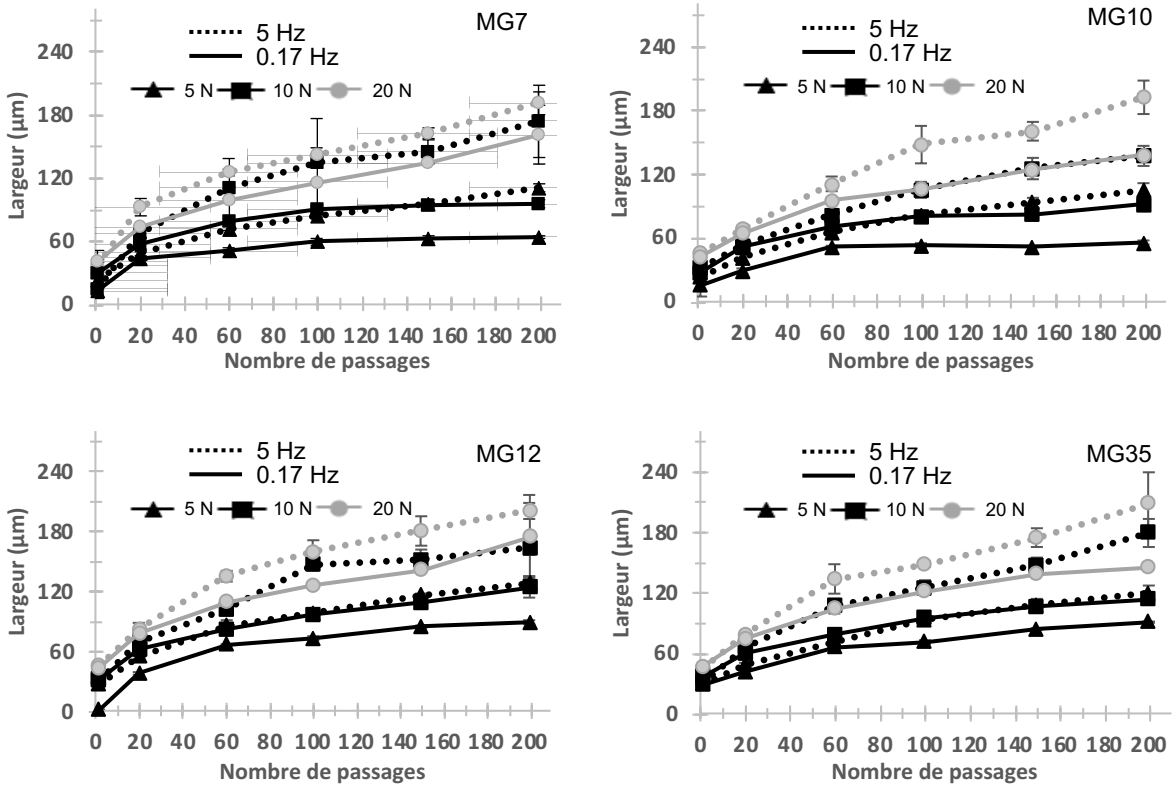


Figure II.22. Évolution de la largeur des rayures de chaque nuance testée en fonction du nombre de passages pour chaque effort et fréquence testés à l'issue des essais de rayure alternatifs.

La Figure II.23 présente les largeurs à 200 passages par nuance puis par effort pour différentes vitesses de glissement et fréquences. Pour tous les essais, la largeur des rayures croît lorsque l'effort appliqué augmente. Par exemple, pour l'échantillon MG12 à 200 passages pour une vitesse de 5 mm/s, les largeurs sont de 64, 115 et 166 µm pour des efforts appliqués de 5, 10 et 20 N, respectivement. Pour les essais de rayure linéaires, l'augmentation de la vitesse de glissement génère une rayure plus large. Par exemple, pour la nuance MG7 et un effort de 10 N, la largeur de rayure croît de 90 à 110 µm lorsque la vitesse de glissement augmente de 5 à 10 mm/s, respectivement. Toutefois, l'influence de la vitesse de glissement reste faible, voire négligeable pour la nuance MG35. En revanche, pour les essais de rayure alternatifs, l'influence de la fréquence est plus marquée. Par exemple pour la nuance MG35 à 20 N, la largeur moyenne de la rayure augmente de 145 à 208 µm lorsque la fréquence croît de 0.17 à 5 Hz. Il faut noter cependant une assez grande dispersion des résultats de la Figure II.23 à une fréquence de 5 Hz, induite par un profil de rayure peu rectiligne comme l'atteste la topographie du centre de la rayure de cet essai (voir Figure II.17).

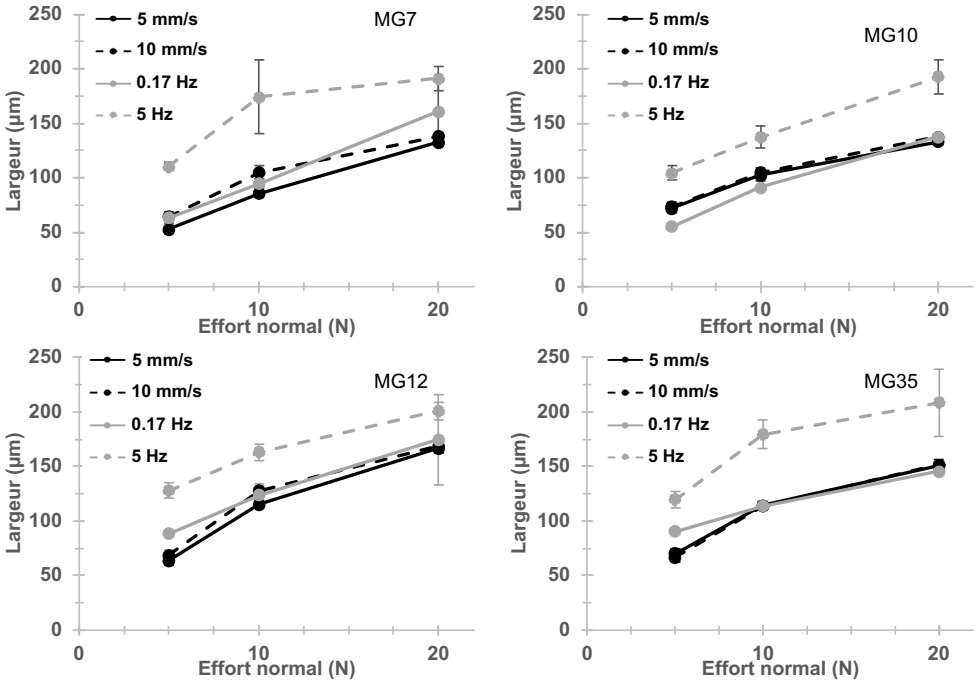


Figure II.23. Évolution de la largeur des rayures en fonction de l'effort normal à 200 passages pour chaque nuance de carbure, vitesse de glissement et fréquence testées.

iii) Usure par unité de longueur

L'usure par unité de longueur du matériau durant les essais de rayure est quantifiée en calculant l'aire moyenne des profils transverses de la rayure comme le mentionne la Section 3.4.2. L'évolution de l'usure est tracée dans la Figure II.24 et Figure II.25 en fonction du nombre de passages pour chaque effort et nuance dans les cas des essais de rayure linéaires et alternatifs, respectivement. Ces évolutions sont similaires à celles de la profondeur et la largeur des rayures qui présentent une forte croissance avant 60 ou 100 passages suivi d'un ralentissement plus ou moins marqué selon les efforts et vitesses de glissement ou fréquences appliquées.

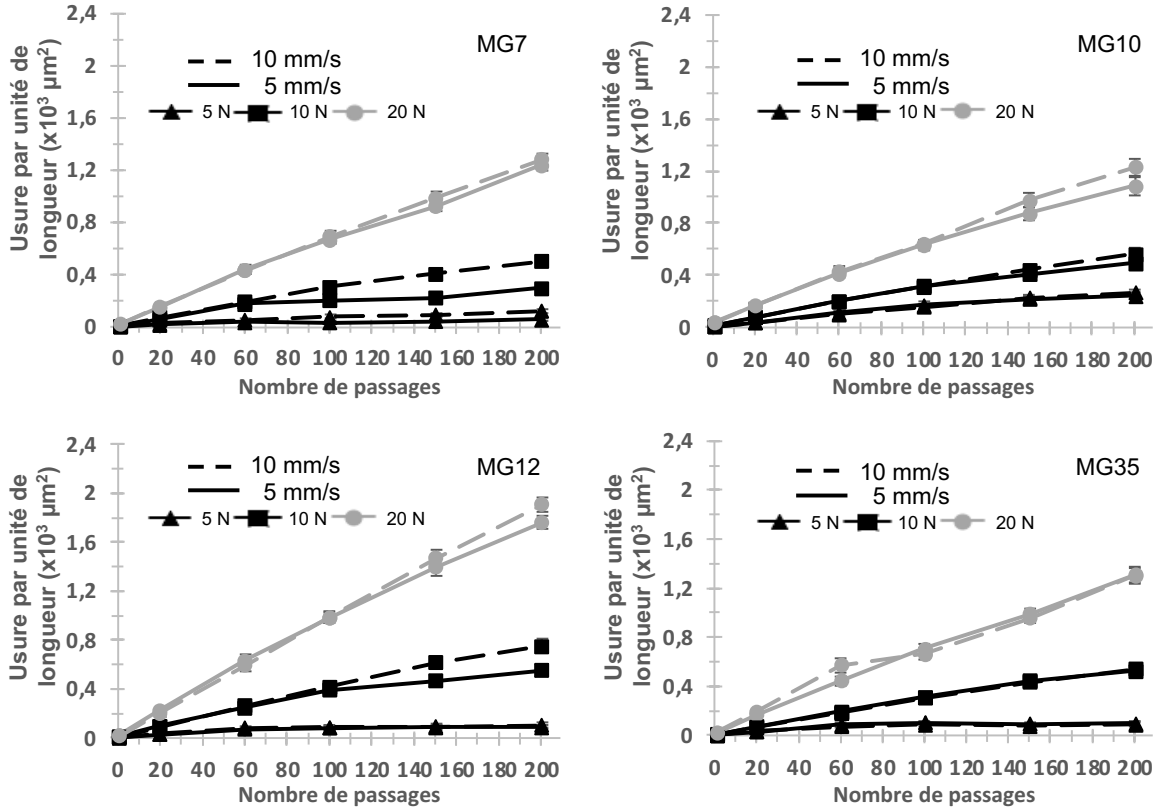


Figure II.24. Évolution de l'usure par unité de longueur des rayures pour chaque nuance testée en fonction du nombre de passages pour chaque effort et vitesse de glissement testés à l'issue des essais de rayure linéaires.

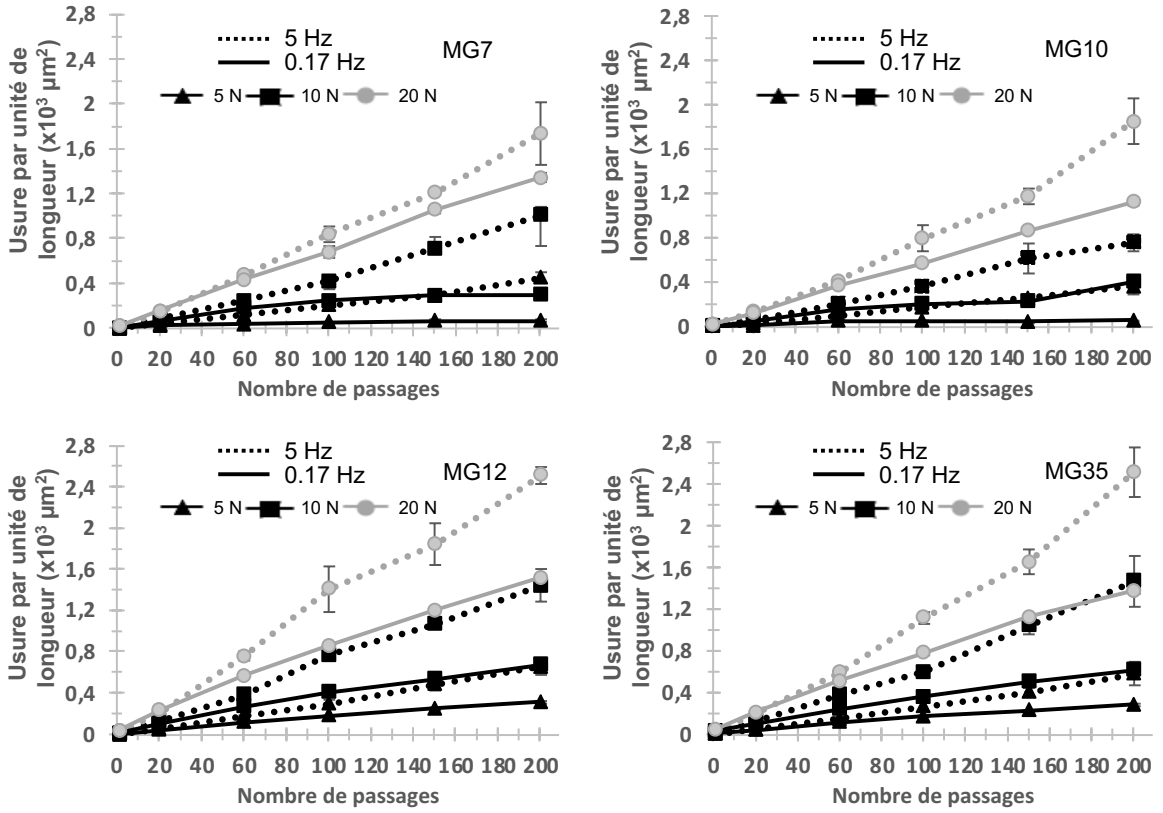


Figure II.25. Évolution de l'usure par unité de longueur des rayures pour chaque nuance testée en fonction du nombre de passages pour chaque effort et fréquence testés à l'issue des essais de rayure alternatifs.

Selon Zuñega et al. (Zuñega et al., 2012) et Rajendhran et al. (Rajendhran et al., 2021), cette accélération initiale de l'usure résulte d'une déformation plastique significative du cobalt emprisonné entre les grains de WC, qui entraîne son extrusion hors de la zone de contact. Des fissurations transgranulaires et intergranulaires apparaissent au sein de la phase WC, entraînant la fragmentation et le détachement des grains en raison de la diminution de présence de cobalt. Par ailleurs, l'accumulation de débris sur la pointe de l'indenteur constitue un facteur aggravant. En effet, dès les premiers passages, certains fragments se détachent du contact et agissent comme des particules abrasives additionnelles accentuant l'usure du matériau. Avec la succession des passages, les débris mélangés au liant cobalt adhèrent de plus en plus à la surface, constituant ainsi une couche tribologique qui va stabiliser l'évolution de l'usure.

Le ralentissement progressif de l'usure est également attribué à la diminution de la pression de contact au fil des passages de l'indenteur dans la rayure. En effet, à mesure que les dimensions de la rayure augmentent, l'effort appliqué maintenu constant se répartit sur une surface plus étendue, ce qui réduit la pression exercée localement. Cette baisse de pression de contact a été mise en évidence notamment par (M. Gee et al., 2017) (voir Figure II.26), à travers des essais de micro-rayure réalisés sur des échantillons de WC-6wt%Co et WC-11wt%Co, avec une vitesse de 100 µm/s et un effort appliqué de 55 mN via un indenteur conique d'angle 120° et dont la pointe est de rayon 1 µm. Dans le cadre de nos expériences, pour un effort de 5 N après 60 passages, la pression de contact n'est plus suffisante pour abrader l'échantillon contrairement aux essais à 20 N.

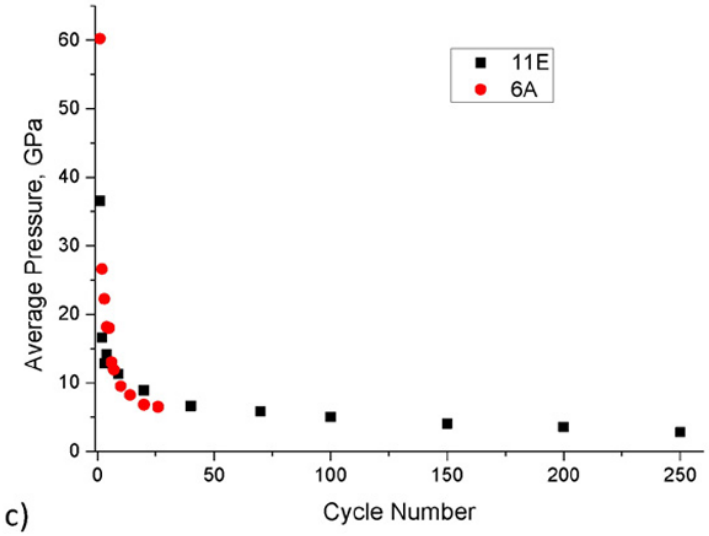


Figure II.26. Évolution de la pression de contact moyenne en fonction du nombre de passages lors des essais de rayure selon (M. Gee et al., 2017).

En usinage, l'usure des outils de coupe WC-Co suit également une évolution similaire en plusieurs phases successives. Plusieurs travaux (Rawat & Attia, 2009; Do Nascimento Rosa et al., 2014; Mishra et al., 2020; Olsson et al., 2020) ont mis en évidence que l'usure en cratère ou en dépouille évolue selon différents régimes en fonction du temps d'usinage. Comme le montre la Figure II.27, une première phase se caractérise par une augmentation rapide de

l'usure, suivie d'une phase dite « d'accommodation » où sa progression devient plus lente. Une troisième phase, marquée par une accélération exponentielle de l'usure, est également observée.

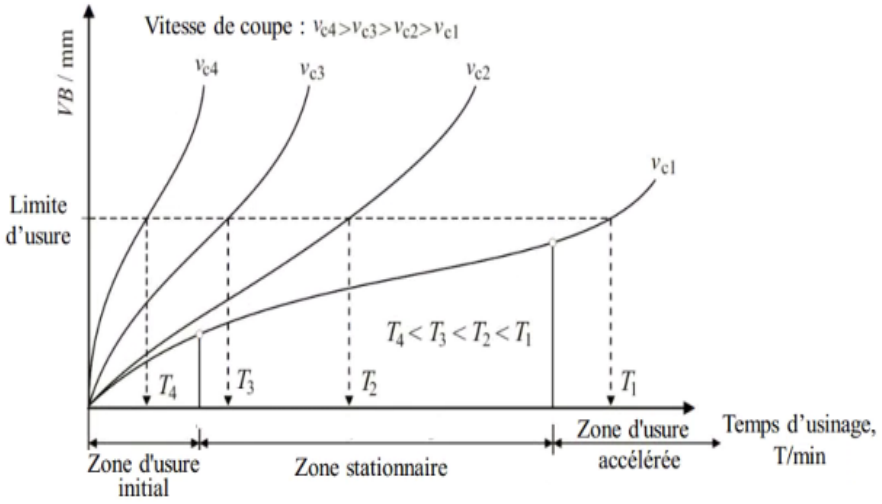


Figure II.27. Évolution de l'usure en dépouille d'un outil WC-Co en fonction du temps d'usinage (Altintas, 2012).

Toutefois, pour certaines conditions, ce ralentissement de l'usure n'est pas observé sur les 200 passages. C'est notamment le cas des essais de rayure linéaires réalisés sur toutes les nuances soumises à un effort de 20 N et une vitesse de glissement de 10 mm/s. L'usure croît linéairement avec le nombre de passages. Par exemple, les évolutions des profondeurs présentent une pente de 6.1 et 9.6 µm²/passage pour les échantillons MG10 et MG12, respectivement. À l'inverse, lors des essais de rayure alternatifs effectués à une fréquence de 5 Hz sous un effort de 20 N, une nette accélération de l'usure est observée. Toutefois, ces conditions pour ces deux types d'essais sont les plus sévères. Il est probable que le nombre de passages n'est pas suffisant pour atteindre le régime stationnaire pour ces conditions.

4.4. Effets du chargement sur l'usure du WC-Co

La Figure II.28 présente l'usure par unité de longueur à 200 passages selon l'effort normal pour différentes vitesses de glissement et fréquences. Comme pour la profondeur et la largeur, l'usure croît quasi linéairement en fonction de l'effort appliqué quelle que soit la vitesse de glissement ou la fréquence pour tous les essais. Par exemple, pour la nuance MG35 où la vitesse de glissement est de 5 mm/s, l'usure par unité de longueur est de 100, 520 et 1300 µm² pour des efforts de 5, 10 et 20 N respectivement. L'augmentation de l'usure en fonction de l'effort est également observée dans la littérature comme le montre la Figure II.29 dans l'étude menée par Rajendhran et al. (Rajendhran et al., 2021).

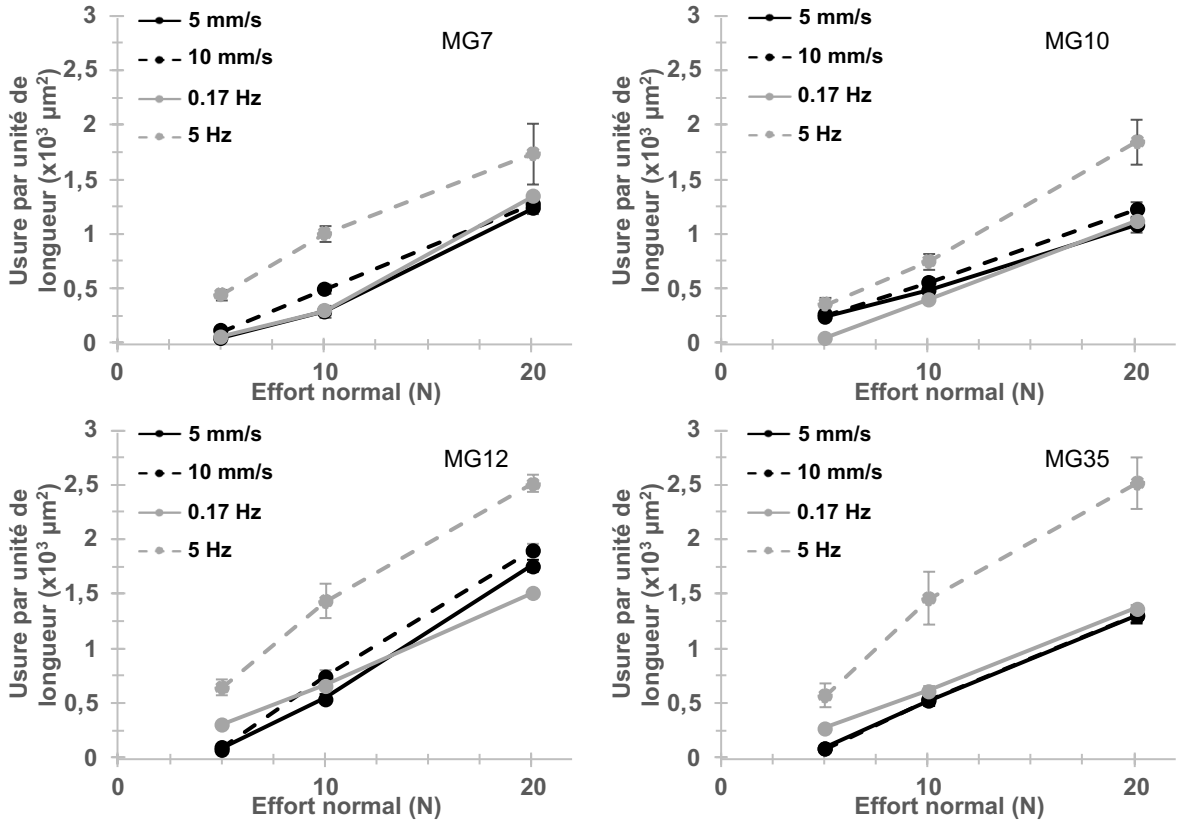


Figure II.28. Évolution du volume enlevé par unité de longueur des rayures en fonction de l'effort normal à 200 passages pour chaque nuance et différentes vitesses de glissement et fréquences testées.

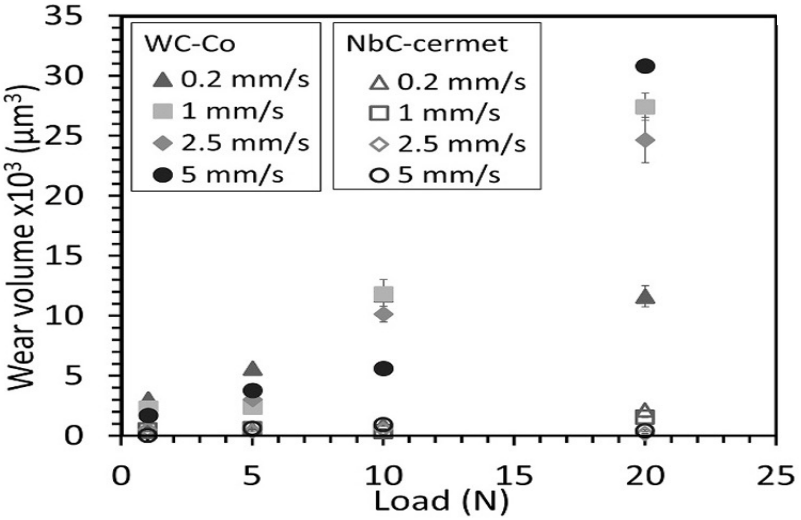


Figure II.29. Évolution du volume usé en fonction de l'effort appliqué selon (Rajendhran et al., 2021).

À l'exception des résultats obtenus lors des essais alternatifs, l'influence de la vitesse de glissement sur l'usure reste difficile à caractériser pour des vitesses de glissement inférieures à 10 mm/s. Les valeurs d'usure sont en effet très proches et peuvent parfois s'inverser selon la nuance du matériau ou l'effort appliqué. Cette tendance est également observée par Rajendhran et al. (Rajendhran et al., 2021) dans leurs essais de rayure menés à des vitesses comprises entre 0.2 et 5 mm/s, comme illustré dans la Figure II.29 pour un composite WC-9.5wt%Co.

4.5. *Effets de la teneur en cobalt sur l'usure du WC-Co*

La teneur en cobalt et la taille de grains de WC sont des propriétés microstructurales du WC-Co qui influent sur l'usure des carbures WC-Co. Il convient donc de comparer les nuances comportant une taille moyenne de grains similaires évitant l'influence de la taille de grains. Les nuances MG7 et MG10 ont des tailles de grains quasi-identiques, de 0.41 et 0.43 µm, respectivement. De même, les nuances MG12 et MG35 ont des tailles de grains de 0.61 et 0.62 µm, respectivement. Il convient donc de comparer l'usure de la nuance MG7 avec celle de MG10, et celle du MG12 avec MG35.

La Figure II.30 illustre l'évolution de l'usure après 200 passages en fonction de quatre nuances de carbure, regroupées selon leur taille de grains, pour différentes vitesses de glissement et fréquences, sous des charges appliquées de 5, 10 et 20 N respectivement.

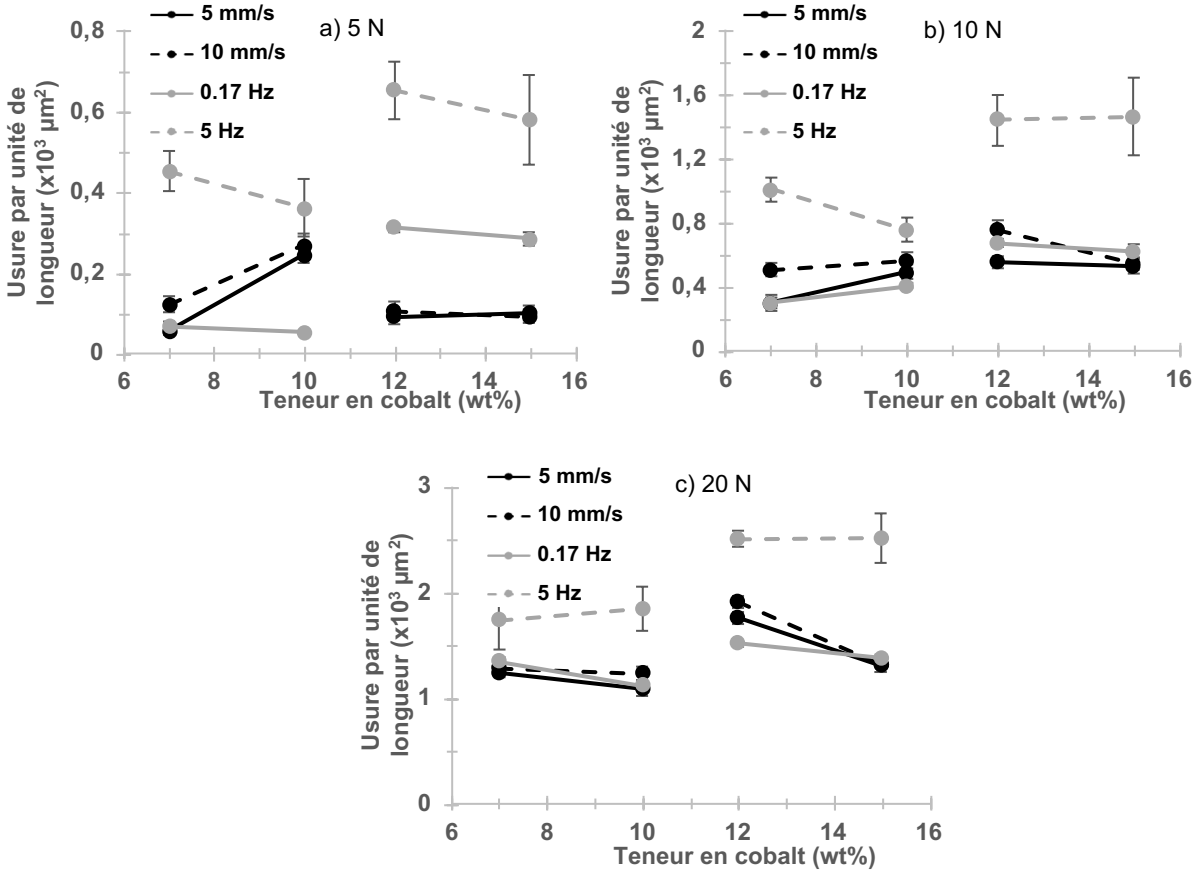


Figure II.30. Évolution de l'usure par unité de longueur des rayures en fonction de la teneur en cobalt après 200 passages pour chaque vitesse de glissement et fréquence testées sous un effort de 5 N (a), 10 N (b) et 20 N (c).

Pour un effort de 5 N en configuration linéaire, la Figure II.30 (a) montre que l'usure est multipliée par quatre à une vitesse de 5 mm/s et par deux à 10 mm/s lorsque la teneur en cobalt augmente de 7 à 10 wt%. À ces vitesses, les nuances MG12 et MG35 présentent une usure similaire, environ deux fois inférieure à celle du MG10. En revanche, les essais de rayure alternatifs révèlent une tendance opposée : l'usure moyenne diminue de 20 % entre MG7 et MG10, et de 10 % entre MG12 et MG35 pour les deux fréquences testées. Les comparaisons

des groupes MG7-MG10 et MG12-MG35 montre que l'usure est multipliée par six à 0.17 Hz et par 1.5 à 5 Hz dans les échantillons MG12-MG35.

Pour les efforts de 10 et 20 N, les valeurs d'usure mesurées à une fréquence de 0.17 Hz sont du même ordre de grandeur que celles obtenues lors des essais de rayure linéaires. La Figure II.30 (b) montre qu'à 10 N, l'augmentation de la teneur en cobalt de 7 à 10 wt% entraîne une hausse de l'usure moyenne de 65, 11 et 34 % pour les vitesses de glissement de 5 et 10 mm/s et la fréquence de 0.17 Hz respectivement, tandis qu'à 5 Hz l'usure diminue de 25 %. Lorsque la teneur en cobalt passe de 12 à 15 wt%, l'usure baisse de 4, 27 et 7 % pour les mêmes conditions, et reste stable à 5 Hz.

Pour une charge de 20 N, l'usure reste globalement constante entre 7 et 10 wt%, quelle que soit la vitesse ou la fréquence testées, voir Figure II.30 (c). En revanche, entre 12 et 15 wt%, une diminution plus marquée est observée, de 25, 31 et 9 % pour les vitesses de 5 et 10 mm/s et la fréquence de 0.17 Hz respectivement, tandis qu'à 5 Hz, elle reste stable.

En synthèse, pour les charges de 10 et 20 N, l'usure tend à diminuer avec l'augmentation de la teneur en cobalt au sein de chaque groupe MG7-10 et MG12-35. Toutefois, en comparant ces deux groupes entre eux, l'usure est en moyenne 1.3 fois plus élevée dans le groupe MG12-35. Cela suggère que les nuances à plus forte teneur en cobalt et à grains plus gros présentent une usure plus importante, ce qui est cohérent avec les observations de la littérature. En effet, Luyckx et al. (Luyckx A, 2004; Luyckx et al., 2007) ont réalisé des essais d'abrasion sur des échantillons de WC-Co conformément à la norme ASTM B 611-85, en utilisant de fines particules d'alumine. Les échantillons testés présentaient une teneur en cobalt variant de 3 à 50 wt%, et une taille de grains comprise entre 0.6 et 5 µm. Ils ont constaté que la résistance à l'usure augmente lorsque la teneur en cobalt et la taille des grains diminuent. La résistance à l'usure s'accroît également avec la dureté du carbure. À ce titre, ils ont proposé une formule empirique permettant d'établir un lien entre la dureté H (HV_{30}), la taille de grain d et la teneur en cobalt f_w.

$$H = \frac{4100}{22.3\sqrt{\frac{\lambda}{2\sqrt{d}}+1}} - 130 \qquad \text{(II. 3)}$$

où

$$\lambda = (5.975 * f^2 - 0.691f + 0.214)d \qquad \text{(II. 4)}$$

et

$$\frac{1}{f} = \frac{\rho_{WC}}{\rho_{Co}}\left(\frac{1}{f_w} - 1\right) + 1 \qquad \text{(II. 5)}$$

d représente la taille moyenne des grains en mm, f_w la teneur en cobalt et $\rho_{WC} = 15630$ kg.m^{-3} et $\rho_{Co} = 8900$ kg.m^{-3} les masses volumiques du carbure de tungstène et du cobalt,

respectivement. En appliquant cette formule à notre cas, les valeurs de la dureté sont de 1879, 1769, 1605 et 1481 HV_{30} pour les nuances MG7, MG10, MG12 et MG35, respectivement.

Une deuxième équation permet d'estimer la résistance à l'usure du composite à partir d'une dureté $H > 1300$ HV_{30}:

$$w = 6.173.10^{-4} e^{0.0065H} \quad \text{(II. 6)}$$

La résistance de l'usure w en cm^{-3} est l'inverse de l'usure mesurée par les essais déterminés dans la norme ASTM B611-85. Une valeur élevée de ce paramètre traduit une bonne aptitude du matériau à résister à l'abrasion. Dans le cas de nos échantillons, les résistances à l'usure sont de 125, 60, 20 et 9 cm^{-3} pour les nuances MG7, MG10, MG12 et MG35, respectivement. Toutefois, bien que l'usure soit plus importante dans le groupe MG12-35 que dans celui du MG7-10, les résultats expérimentaux montrent cependant que le MG12 résiste moins bien à l'usure que le MG35.

4.6. Identification des mécanismes d'endommagement microstructuraux associés à l'abrasion

L'usure par abrasion générée par le passage de l'indenteur lors des essais de rayure résulte de plusieurs mécanismes d'endommagement microstructuraux. Afin de les caractériser, les échantillons testés ont été examinés au microscope électronique à balayage (MEB), permettant d'obtenir des micrographies détaillées des rayures formées au cours des essais. Une comparaison entre les différentes nuances est réalisée pour les essais de rayure effectués à une vitesse de 5 mm/s, sous un effort normal de 20 N et après 200 passages. Cette condition, parmi les plus sévères de l'étude, a été choisie afin de mieux révéler les mécanismes d'endommagement impliqués dans le processus d'usure.

Les micrographies sont présentées dans les Figure II.31, 32, 33 et 34 pour les nuances MG7, MG10, MG12 et MG35, respectivement. Elles mettent clairement en évidence la fissuration des grains de WC, mécanisme récurrent d'endommagement observé dans ce type de matériaux. La présence de fragments de grains de WC, susceptibles de se détacher du composite, et ce pour l'ensemble des nuances testées, est également observée. De plus, des micro-stries d'abrasion marquées sont identifiées, traduisant l'action des débris d'usure constitués principalement de fragments de grains de WC. Ces derniers jouent le rôle de troisième corps entre le matériau usé et l'indenteur et participent activement à l'abrasion du composite. Les observations de ces mécanismes corroborent parfaitement avec ceux rapportés dans la littérature par plusieurs auteurs (Ndlovu et al., 2008; M. G. Gee & Nimishakavi, 2011; Zuñega et al., 2012; M. Gee et al., 2017; Rajendhran et al., 2021).

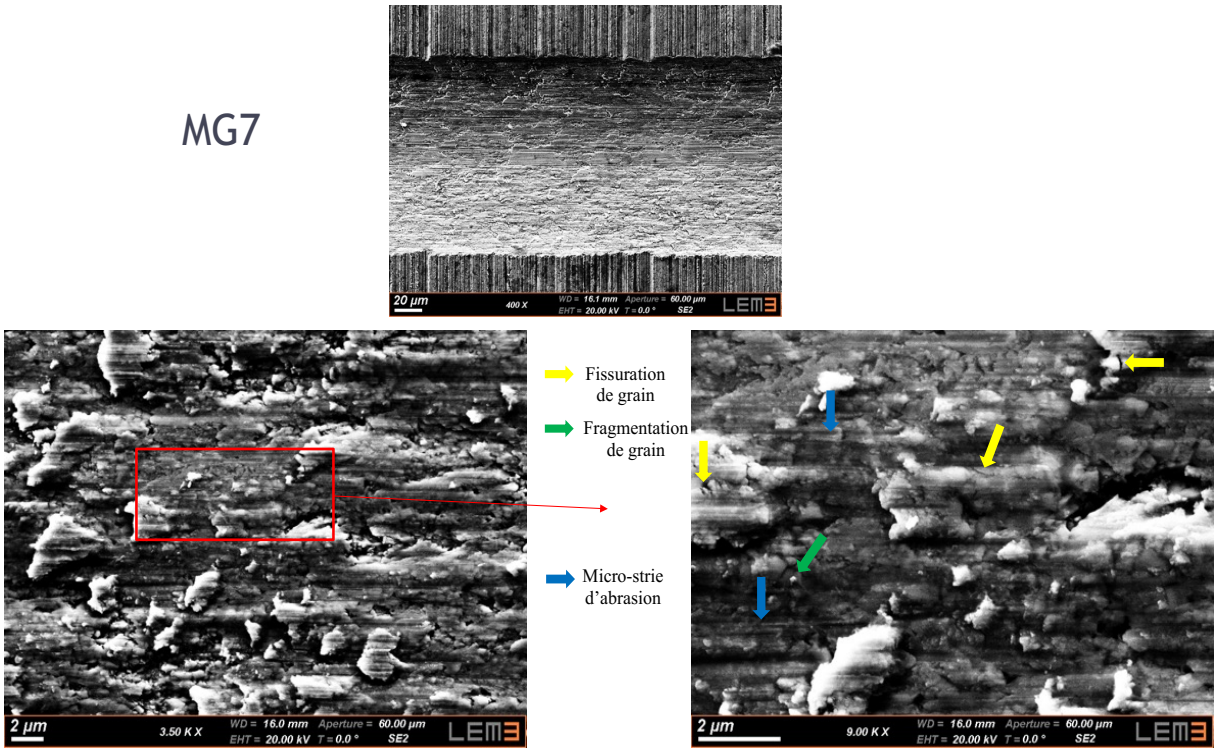


Figure II.31. Micrographies MEB d'une rayure de la nuance MG7 obtenue avec une vitesse de 5 mm/s, un effort de 20 N et après 200 passages.

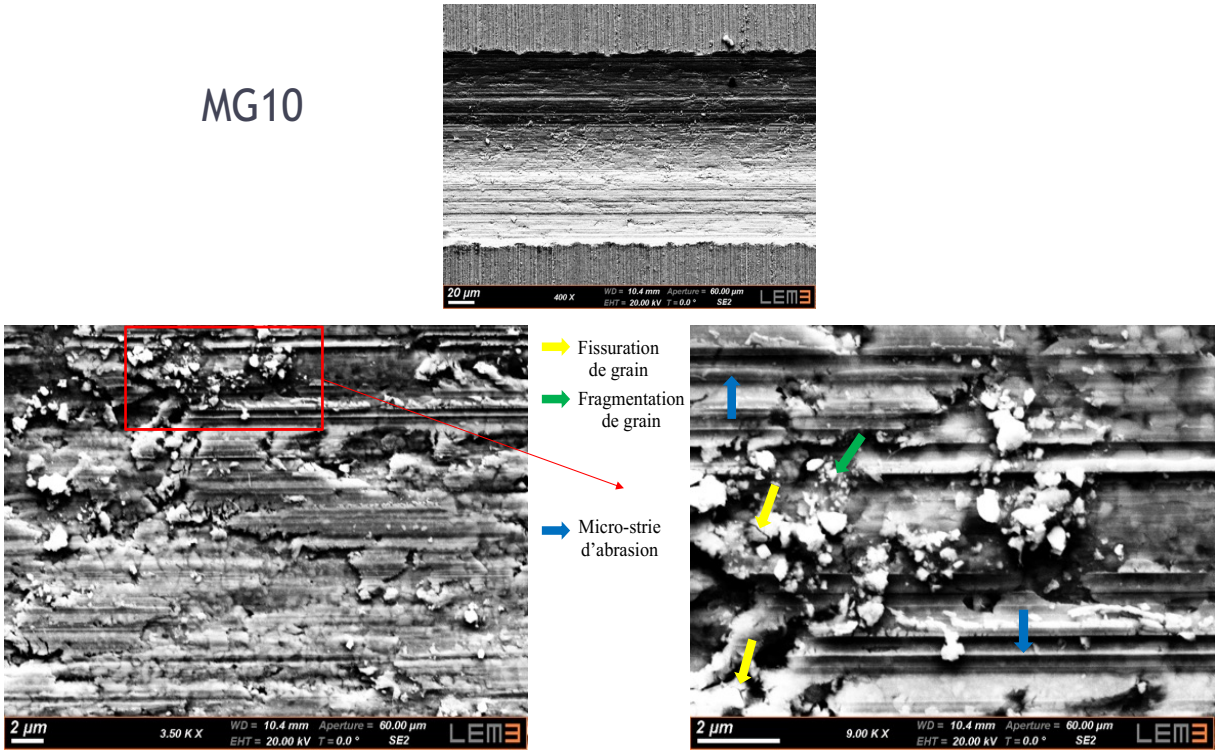


Figure II.32. Micrographies MEB d'une rayure de la nuance MG10 obtenue avec une vitesse de 5 mm/s, un effort de 20 N et après 200 passages.

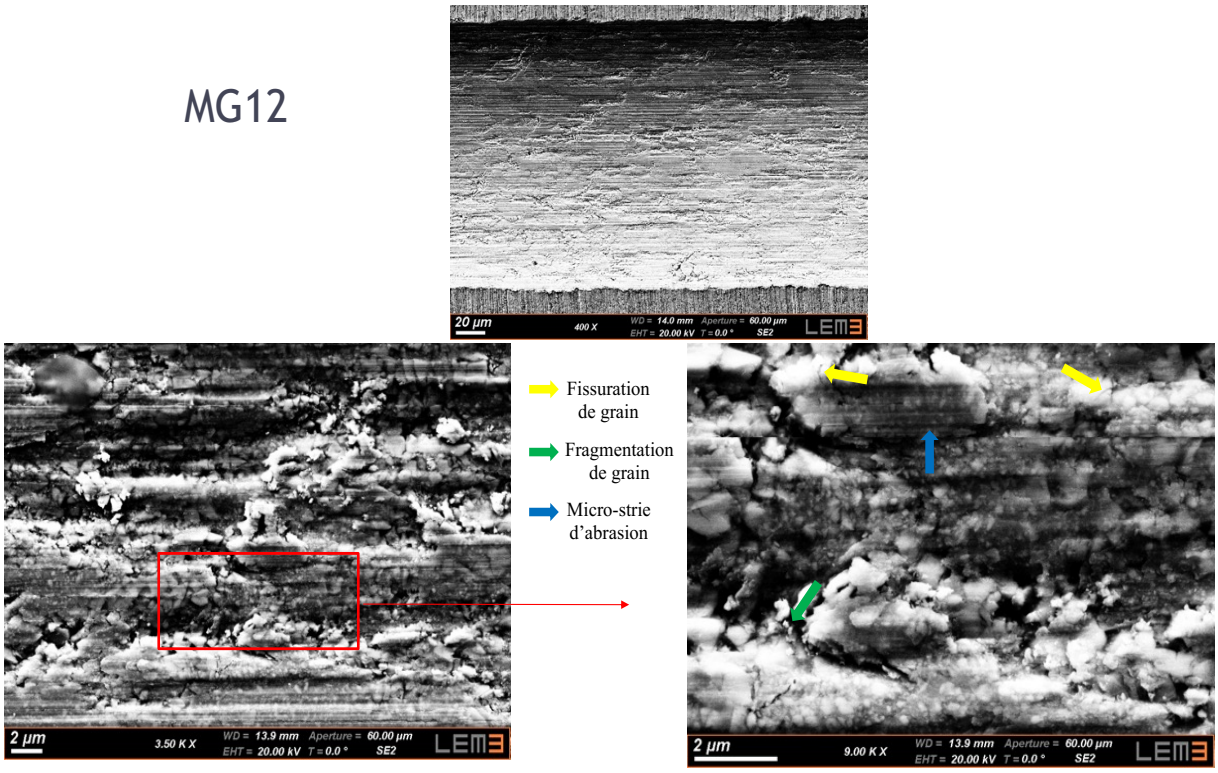


Figure II.33. Micrographies MEB d'une rayure de la nuance MG12 obtenue avec une vitesse de 5 mm/s, un effort de 20 N et après 200 passages.

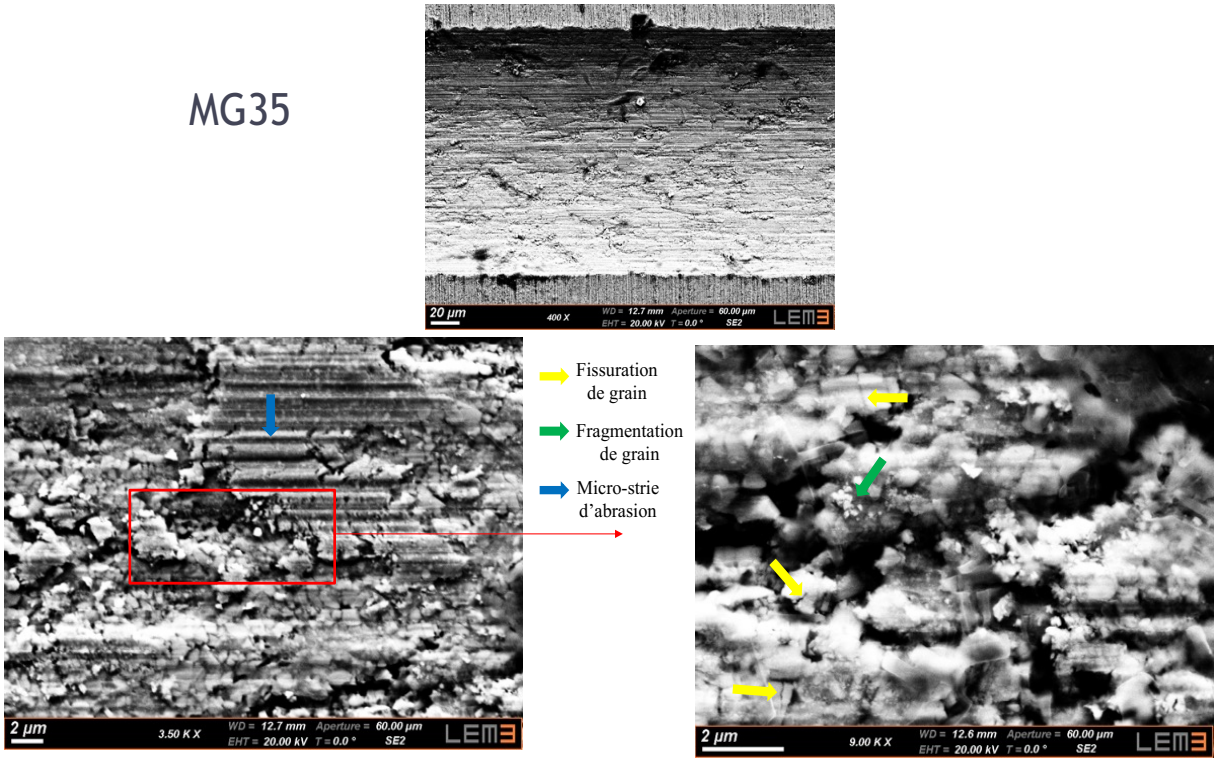


Figure II.34. Micrographies MEB d'une rayure de la nuance MG35 obtenue avec une vitesse de 5 mm/s, un effort de 20 N et après 200 passages.

Aucune influence notable de la teneur en cobalt sur la nature des mécanismes d'endommagement microstructuraux n'a été observée sur les micrographies. Les différences notées dans le comportement à l'usure entre les nuances semblent principalement liées à une intensification de l'endommagement.

De manière générale, et indépendamment de la teneur en cobalt, les micrographies révèlent que les mécanismes d'endommagement microstructuraux associés à l'abrasion suivent une séquence récurrente : fissuration des grains de WC puis fragmentation de ces derniers. L'évolution de ces mécanismes dépend des propriétés mécaniques du composite, en particulier la dureté qui varie avec la teneur en cobalt. L'augmentation de la teneur en cobalt entraîne une diminution de la dureté qui contribue à accélérer les mécanismes d'endommagement.

5. Conclusion

L'influence des sollicitations mécaniques et de la teneur en cobalt sur la résistance à l'usure par abrasion du WC-Co a été analysée à travers des essais de rayure effectués sur des carbures WC-Co contenant 7, 10, 12 et 15 wt% de cobalt. Pour ces essais, des indenteurs coniques en diamant, présentant un angle de 120° et un rayon de pointe de 200 µm, ont été sollicités par des charges normales de 5, 10 et 20 N.

Deux protocoles expérimentaux ont été mis en œuvre pour évaluer l'usure. Le premier, dit « linéaire », consiste à réaliser entre 1 et 200 passages de l'indenteur sur une même rayure, avec des vitesses de glissement constantes de 5 et 10 mm/s. Ce type d'essai reste toutefois limité à une vitesse maximale de 10 mm/s. Afin d'explorer des vitesses plus élevées, des essais dits « alternatifs » ont été introduits. Dans ce cas, la vitesse de glissement suit un profil variable le long de la rayure et doit être contrôlée en fréquence. Des valeurs de 0.17 et 5 Hz ont été appliquées, correspondant à des vitesses moyennes de 3.4 et 100 mm/s, respectivement. Les résultats obtenus à 5 mm/s en configuration linéaire et à 0.17 Hz en alternatif sont comparables, à condition que les efforts appliqués soient supérieurs à 5 N et que la teneur en cobalt dépasse un taux de 7 wt%.

Au cours des essais, le coefficient de frottement a été mesuré puis moyenné. Quelle que soit la configuration considérée, son évolution suit une tendance similaire : une augmentation marquée jusqu'à environ 20 passages, suivie d'un ralentissement, voire d'une diminution après 60 passages, en particulier sous une charge de 5 N. Selon la littérature, cette stabilisation ou baisse est attribuée à la formation d'une tribo-couche composée de fines particules de WC et de cobalt, ainsi que d'une couche d'oxyde. Les valeurs mesurées du coefficient de frottement se situent entre 0.3 et 0.5, avec une forte concentration autour de 0.4. Ce paramètre reste globalement peu sensible aux sollicitations mécaniques, bien qu'une légère diminution soit observée pour des charges élevées et des teneurs en cobalt plus importantes.

Des analyses ex-situ des rayures ont été menées afin d'évaluer leur profondeur, largeur ainsi que l'usure (volume de matière enlevée) par unité de longueur. Les rayures observées sont majoritairement rectilignes malgré la présence d'une légère courbure sous les sollicitations élevées. Leurs largeurs sont typiquement dix fois supérieures à leurs profondeurs. La largeur, la profondeur et l'usure augmentent rapidement au cours des 60 premiers cycles, avant de ralentir sous des sollicitations modérées. Ces évolutions s'expliquent d'une part par l'extrusion progressive du cobalt, la fissuration et la fragmentation des grains de WC, et d'autre part par la formation d'une tribo-couche qui ralentit la progression de l'usure et contribue à sa stabilisation. Par ailleurs, l'élargissement de la zone de contact entraîne une réduction de la pression dans le contact, contribuant également au ralentissement de l'endommagement.

La progression de l'usure est fortement corrélée à l'augmentation de l'effort normal appliqué. En revanche, la vitesse de glissement exerce une influence limitée sur l'usure tant qu'elle reste inférieure ou égale à 10 mm/s. Une augmentation de l'usure est perceptible lorsque la fréquence atteint 5 Hz. L'impact de la teneur en cobalt sur l'usure demeure faible pour des carbures présentant une granulométrie similaire. Cependant, lorsque l'effort normal dépasse ou atteint 10 N, les échantillons contenant une teneur plus élevée en cobalt (12 et 15 wt%) et une taille de grain plus importante (0.6 μm) présentent une usure d'environ 1.3 fois supérieure à celle des échantillons à plus faible teneur en cobalt (7 et 10 wt%) et à granulométrie plus fine (0.4 μm).

Les résultats majeurs de cette analyse expérimentale sont résumés dans le Tableau II.5. Elles serviront de référence à l'élaboration et la validation du modèle numérique simulant l'endommagement du WC-Co qui sera présenté dans les deux chapitres suivants.

Tableau II.5. Synthèse des principaux résultats de l'analyse expérimentale.

Axe étudié	**Principaux résultats**
Frottement	▪ Augmentation marquée du coefficient de frottement jusqu'à 60 passages puis stabilisation vers une valeur moyenne de 0.4 ▪ Aucune tendance claire de l'effet du chargement sur le coefficient de frottement
Usure	▪ Augmentation rapide de l'usure au cours des 60 premiers passages suivie d'une évolution de plus en plus lente ▪ Augmentation de l'usure avec l'effort, en moyenne de 90% ▪ Influence limitée de la vitesse sur l'usure lorsque celle-ci est inférieure à 10 mm/s ▪ Augmentation de l'usure avec la vitesse lorsque celle-ci est supérieure à 10 mm/s
Composition microstructurale	▪ Augmentation de l'usure lorsque la teneur en cobalt et la taille de grain augmentent
Mécanismes d'endommagement microstructuraux	▪ Fissuration transgranulaire de la phase WC ▪ Fragmentation de grains de WC ▪ Manifestation de micro-stries d'abrasion

Chapitre III : Modélisation de l'endommagement microstructural du carbure de tungstène WC-Co

Table des matières du Chapitre III

Chapitre III : Modélisation de l'endommagement microstructural du carbure de tungstène WC-Co 101

1. Introduction 103

2. Génération de la microstructure 103

3. Comportement thermomécanique des phases WC et Co 104

3.1. Phase carbure de tungstène (WC) 105

3.1.1. Comportement thermoélastique 105

3.1.2. Comportement thermoplastique 106

3.2. Phase cobalt (Co) 108

3.2.1. Comportement thermoélastique 108

3.2.2. Comportement thermo-viscoplastique 109

4. Validation du comportement thermomécanique de la microstructure du WC-Co 111

4.1. Détermination du nombre de grains dans le VER 111

4.2. Simulations des compressions uniaxiales et validations 115

5. Modélisation de l'endommagement de la microstructure du WC-Co 117

5.1. Endommagement des phases WC et Co 118

5.1.1. Modèle d'endommagement continu 118

5.1.2. Propriétés de rupture de la phase WC 121

5.1.3. Propriétés de rupture de la phase Co 122

5.2. Endommagement des interfaces WC/WC et WC/Co 123

5.2.1. Propriétés de rupture des interfaces 125

5.3. Validation du modèle 126

6. Conclusion 132

1. Introduction

L'objectif de ce troisième chapitre est de modéliser le comportement à l'endommagement de la microstructure du carbure de tungstène WC-Co. Dans un premier temps, la génération de la microstructure du WC-Co sera détaillée, suivie de la présentation des lois de comportement thermomécanique des phases WC et Co. Ensuite, une étude sera menée sur la détermination du nombre de grains nécessaire dans la microstructure pour reproduire le comportement thermomécanique du composite. Après une première validation du modèle, les lois d'endommagement seront introduites dans chacune des phases, les joints de grains et les interfaces entre les grains de WC et la phase Co. Une deuxième validation sera réalisée avec le couplage thermomécanique-endommagement en comparant les courbes contraintes-déformations expérimentales issues de la littérature et les courbes numériques obtenues à partir des simulations de compression uniaxiale sous différentes températures et vitesses de déformation.

2. Génération de la microstructure

L'élaboration du modèle numérique à l'échelle de la microstructure nécessite la construction géométrique d'une microstructure du composite WC-Co. Cette géométrie peut être réalisée par deux méthodes. La première consiste à reproduire la microstructure à partir de micrographies en 2D ou 3D obtenues par microscopie à balayage électronique (MEB) (Özden et al., 2014, 2015, 2016; Postek & Sadowski, 2018; Jiang et al., 2019; Machado et al., 2023). Le contour de chaque grain de carbure est extrait de la micrographie à l'aide d'un traitement d'images basé sur le contraste. Ces contours sont ensuite utilisés pour reconstruire la géométrie de la microstructure. Bien que cette méthodologie ait l'avantage de reproduire des microstructures réalistes, elle peut s'avérer chronophage notamment si plusieurs microstructures sont nécessaires pour étudier la dispersion des résultats du modèle.

La seconde méthode consiste à générer la microstructure à l'aide d'un algorithme. Cette approche permet d'obtenir non seulement des microstructures de WC-Co quasi-réalistes et en grand nombre mais également de contrôler la teneur en Co dans la composition du WC-Co. Park et al. (Park et al., 2006) ont généré dans un carré de 20x20 µm des grains de carbure à partir de rectangles orientés aléatoirement dont les dimensions sont contrôlées par des distributions statistiques obtenues sur des microstructures réelles où les axes mineurs et majeurs des grains ont été mesurés. Ces rectangles sont ensuite distordus en déplaçant aléatoirement leurs sommets dans des voisinages fixés (0.1-0.3 * la largeur du rectangle). La teneur en cobalt est contrôlée en modifiant l'orientation des rectangles distordus et la distance minimale les séparant. Les rectangles distordus qui se chevauchent sont fusionnés puis redécoupés pour former des grains de carbure. Tkalich et al. (Tkalich, Yastrebov, et al., 2017) ont également généré par un algorithme des microstructures 3D à partir d'un pavage de Voronoï. Cet

algorithme a été réadapté en 2D ½ par Agode et al. (Agode et al., 2021) dans leurs travaux décrits dans le chapitre bibliographique. Cette dernière méthode a été choisie dans le présent travail pour la simplicité de sa mise en œuvre. La procédure se décompose en trois grandes étapes comme l'illustre la Figure III.1:

(i)- dans un carré unitaire, l'algorithme réalise d'abord un pavage composé d'un nombre donné de cellules de Voronoï en 2D générées à partir de points positionnés aléatoirement dans le plan par le logiciel Matlab,

(ii)- chacune des cellules est ensuite divisée en deux parties par une frontière rectiligne d'orientation aléatoire : une pour la phase WC et l'autre pour la phase Co. La position de cette frontière est ajustée en fonction du pourcentage volumique de cobalt souhaité dans la microstructure. Ce pourcentage est identique pour chacune des cellules,

(iii)- Ce pavage segmenté de forme carré est ensuite extrudé de 1/100 sur un côté suivant la troisième direction de l'espace afin d'obtenir une microstructure en 2D ½. Cette géométrie issue de Matlab est automatiquement reconstruite dans Abaqus par un script python où toutes les parties attribuées au cobalt sont fusionnées. En revanche, chaque grain de carbure constitue une entité géométrique indépendante. Les propriétés matériaux de chaque phase et celles des interfaces WC/WC et WC/Co définies au préalable sont imposées automatiquement à l'aide de ce même script. Ce processus automatique se termine par la génération du maillage de chaque entité géométrique.

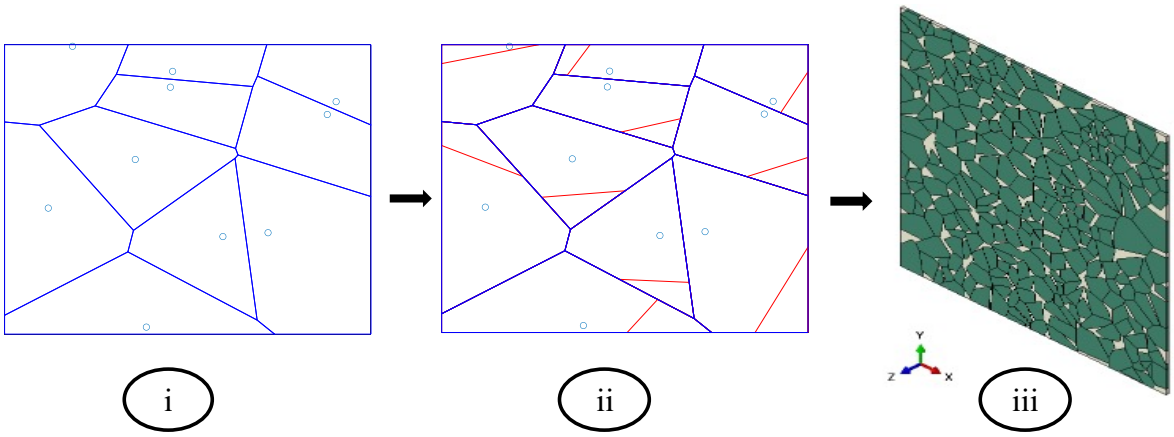


Figure III.1. Génération de la microstructure du WC-Co. i) Construction d'un pavage constitué de cellule de Voronoï. ii) Subdivision des cellules pour les deux phases WC et Co. iii) Extrusion du pavage suivant la troisième direction.

3. Comportement thermomécanique des phases WC et Co

Le développement du modèle microstructural nécessite non seulement une géométrie de la microstructure mais également la définition du comportement thermomécanique des phases WC et Co qui la constituent. Ce comportement sera d'abord présenté pour la phase carbure suivi ensuite de celui de la phase cobalt.

3.1. Phase carbure de tungstène (WC)

Le WC-Co est souvent considéré comme un matériau peu ductile à cause de la faible présence du cobalt. Toutefois, la phase carbure de tungstène, souvent assimilée à une phase fragile, est sujette à de très faibles déformations plastiques. En effet, plusieurs auteurs (Mrrolfurg, 1981; T.Takahashi & E.J.Freise, 2006) ont observé la présence de lignes de glissement dans les grains de WC. A partir de ce constat, certains auteurs comme (Tkalich, Yastrebov, et al., 2017; Faksa et al., 2019; Agode et al., 2021) ont modélisé le comportement de la phase WC en utilisant une loi élasto-plastique. Faksa et al. (Faksa et al., 2019) ont choisi un critère de von Mises, habituellement dédié aux matériaux métalliques, tandis que Tkalich et al. (Tkalich, Yastrebov, et al., 2017) ont appliqué le critère de Drucker-Prager qui permet de reproduire la différence de comportement observée en traction et en compression dans les carbures WC-Co. Plus tard, Agode et al. (Agode et al., 2021) ont comparé ces deux critères. Ils ont constaté que les états de contraintes dans les grains de carbure étaient différents. Par la suite, les auteurs ont recommandé l'utilisation du modèle de Drucker-Prager, jugé plus réaliste par rapport aux résultats expérimentaux. Enfin, ils ont montré que le comportement élasto-plastique du composite WC-Co n'était pas reproduit correctement quand le comportement de la phase WC était purement élastique. Dans ce travail de thèse, un modèle thermo-élasto-plastique basé sur le critère de Druker-Prager a été choisi pour définir le comportement thermomécanique de la phase WC.

3.1.1. Comportement thermoélastique

Les grains de WC, dont la structure cristallographique est hexagonale, ont un comportement élastique anisotrope (N.Cuadrado et al., 2011). Toutefois, les études sur le comportement du WC-Co à l'échelle de la microstructure adoptent souvent un comportement élastique isotrope (Özden et al., 2015; Tkalich, Yastrebov, et al., 2017; Faksa et al., 2019; Jiang et al., 2019). Dans ce travail, le comportement élastique de la phase WC est également considéré isotrope. Les valeurs du module d'Young du WC pour différentes températures sont issues des mesures de (Poech et al., 1993a) et sont présentées dans le Tableau III.1. D'après l'étude de Doi et al. (Doi et al., 1969), le coefficient de Poisson est de 0.194. Le coefficient d'expansion thermique donné dans le Tableau III.2 provient des travaux de Reeber et Wang (Reeber & Wang, 1999).

Tableau III.1. Module d'Young de la phase WC pour différentes températures (Doi et al., 1969; Poech et al., 1993).

Phase WC	
Température (°C)	E_{WC} (GPa)
25	714
126	704
176	703
226	701
276	699
326	697
376	695
426	692
476	690
526	687
576	684
626	681
676	678
726	675

Tableau III.2. Coefficient d'expansion thermique de la phase WC pour différentes températures (Reeber & Wang, 1999).

Phase WC	
Température (°C)	α_{WC} $(°C^{-1})$ $(x10^{-4})$
126	0.119
226	0.131
376	0.142
626	0.153
826	0.159
926	0.162

3.1.2. Comportement thermoplastique

La plasticité dans la phase WC est contrôlée par le critère de Drucker-Prager déjà implémenté dans la logiciel Abaqus et défini par l'inégalité suivante :

$$f_{DP}(\boldsymbol{\sigma}, p, T) = \sigma_{eq}(\boldsymbol{\sigma}, p) - \left(R_{WC}(T) + Y_{WC}\left(T, \bar{\varepsilon}_{pl}\right)\right) \leq 0 \qquad \text{(III. 1)}$$

où la contrainte équivalente σ_{eq} est définie par :

$$\sigma_{eq}(\boldsymbol{\sigma}, p) = \frac{J_2(\boldsymbol{\sigma}) - p\tan(\varphi_{WC})}{1 - \tan(\varphi_{WC})/3} \qquad \text{(III. 2)}$$

où $J_2 = \sqrt{\frac{3}{2}\boldsymbol{s}:\boldsymbol{s}}$ est la contrainte équivalente de von Mises avec $\boldsymbol{s} = \boldsymbol{\sigma} - p\boldsymbol{I}$ la contrainte déviatorique, $\boldsymbol{I}$ le tenseur identité et $p = -\frac{1}{3}\mathrm{tr}(\boldsymbol{\sigma})$ la pression hydrostatique où $\mathrm{tr}(\boldsymbol{\sigma})$ est la trace du tenseur des contraintes. φ_{WC} est une constante fixée à 45° afin que la limite élastique en traction soit égale à la moitié de celle en compression.

Les termes $R_{WC}(T)$ et $Y_{WC}(T, \bar{\varepsilon}_{pl})$ représentent la limite élastique initiale et l'écrouissage isotrope définis respectivement par les expressions suivantes :

$$R_{WC}(T) = \alpha_1(T) R_{WC}(T = 25\ °\text{C}) \tag{III. 3}$$

$$Y_{WC}(T, \bar{\varepsilon}_{pl}) = \alpha_2(T) Y_{WC}(T = 25\ °C, \bar{\varepsilon}_{pl}) \tag{III. 4}$$

avec :

$$Y_{WC}(T = 25\ °C, \bar{\varepsilon}_{pl}) = Q_{WC}\left[1 - \exp(-b_{WC}.\bar{\varepsilon}_{pl})\right] \tag{III. 5}$$

Les termes $\alpha_1(T)$ et $\alpha_2(T)$ traduisent la chute de la limite élastique et de l'écrouissage lorsque la température augmente. À $T = 25$ °C, $\alpha_1 = \alpha_2 = 1$.

Dans l'équation (III.5), $\bar{\varepsilon}_{pl}$ est la déformation plastique cumulée définie par :

$$\bar{\varepsilon}_{pl} = \int_0^t \frac{\boldsymbol{\sigma} : \dot{\varepsilon}^p}{\sigma_{eq}} dt \tag{III. 6}$$

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

$$\dot{\varepsilon}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial g_{WC}}{\partial \boldsymbol{\sigma}} \tag{III. 7}$$

où $\dot{\lambda}$ est le multiplicateur plastique et g_{WC} le potentiel d'écoulement défini par :

$$g_{WC}(\boldsymbol{\sigma}) = J_2(\boldsymbol{\sigma}) - p \tan(\psi_{WC}) \tag{III. 8}$$

avec ψ_{WC} une seconde constante du modèle fixé à $\psi_{WC} = \varphi_{WC}$. Dans ces conditions, la loi d'écoulement (III.6) est associée, c'est-à-dire que la normale à l'isosurface $g_{WC} = 0$ coïncide avec celle de la surface de charge f_{DP}.

Les valeurs des paramètres de ce modèle présenté précédemment ont été déterminées et validées par Agode et al. (Agode et al., 2021). Dans leur travail, les constantes Q_{WC} et b_{WC} ont été identifiées par régression linéaire en utilisant la courbe contrainte-déformation en compression d'un WC-6wt%Co à taille de grain 0.7 µm obtenu par (Teppernegg et al., 2016) à température ambiante. La limite d'élasticité en compression à température ambiante $R_{WC}(T = 25\ °C)$ est issue de Tkalich et al. (Tkalich, Cailletaud, et al., 2017). Les valeurs des fonctions $\alpha_1(T)$ et $\alpha_2(T)$ ont été identifées à partir des courbes contrainte-déformation en compression issues des travaux de (Teppernegg et al., 2016) pour un composite WC-6wt%Co et des températures comprises entre 25 et 900 °C. En particulier $\alpha_1(T)$ a été déterminée en supposant que le rapport des limites élastiques $R_{WC-Co}(T)/\ R_{WC-Co}(T = 25\ °C)$ du composite en WC-Co est identique à celui de la phase WC. Les valeurs de $\alpha_2(T)$ sont définies en ajustant les courbes contrainte-déformation en compression simulées avec celles issues de l'expérience.

Le Tableau III.3 et Tableau III.4 récapitulent les valeurs des paramètres du modèle de Drucker-Prager utilisés pour la phase WC.

Tableau III.3.Paramètres du modèle de Drucker-Prager utilisés pour simuler le comportement plastique de la phase WC selon (Agode et al., 2021).

Phase WC			
$R_{WC}(T = 25\,°C)$ (MPa)	φ_{WC} (°)	Q_{WC} (MPa)	b_{WC}
4 000	45	3 000	500

Tableau III.4.Valeurs des fonctions $\alpha_1(T)$ et $\alpha_2(T)$ contrôlant la température dans le modèle de Drucker-Prager utilisés pour simuler le comportement plastique des grains de WC à hautes températures selon (Agode et al., 2021).

Température (°C)	α_1(T)	α_2(T)
25	1	1
200	0.87	0.89
400	0.79	0.77
600	0.63	0.55
800	0.35	0.35
900	0.16	0.22

Ajoutons que l'effet de la taille des grains de WC sur le comportement du composite ne peut être pris en compte à travers l'unité de longueur choisie pour la définition géométrique de la microstructure. En effet, les modèles utilisés reposent sur la mécanique des milieux continus qui ne considère pas la dimension absolue des constituants (Poech et al., 1993b). Ainsi, les effets liés à la taille des grains doivent être intégrés explicitement dans les lois de comportement. Ces effets sont négligés dans le présent modèle.

3.2. Phase cobalt (Co)

La phase cobalt est principalement responsable de la ductilité du composite WC-Co. De plus, suite à des tests de compression et de cisaillement menés sur un WC-10wt%Co à grains ultrafins, Francart (Francart, 2023) a observé que la sensibilité à la vitesse de déformation de la phase cobalt conduit à une augmentation d'environ 10 % de la contrainte du composite lorsque la vitesse de déformation croît de 0.0001 à 6000 s^{-1}. Afin de prendre en compte la ductilité, les effets de la sensibilité à la vitesse de déformation et la température dans la phase Co, un comportement thermo-élasto-visco-plastique a été adopté dans ce présent travail.

3.2.1. Comportement thermoélastique

Le comportement thermoélastique de la phase Co est considéré isotrope. Les modules d'Young issus des travaux de Betteridge (Betteridge, 1980) et Fine&Ellis (M. E. Fine & W. C. Ellis, 1948) sont fournis pour des températures comprises entre 25 et 739 °C dans le Tableau III.5. Le coefficient de Poisson est égale à 0.22 (Poech et al., 1993a) quelle que soit la température. Le coefficient d'expansion thermique donnée dans le Tableau III.6 provient des travaux de (Betteridge, 1980).

Tableau III.5. Modules d'Young de la phase Co pour différentes températures (M. E. Fine & W. C. Ellis, 1948; Betteridge, 1980).

Phase Co	
Température (°C)	E_{Co} (GPa)
25	211
88	209
119	207
152	205
207	199
236	196
340	188
504	186
618	175
673	169
739	162

Tableau III.6. Coefficients d'expansion thermique de la phase Co pour différentes températures (Betteridge, 1980).

Phase Co	
Température (°C)	α_{Co} $(°C^{-1})$ (x10^{-4})
100	0.142
200	0.142
300	0.148
400	0.157
600	0.160
750	0.168

3.2.2. Comportement thermo-viscoplastique

Le comportement thermo-viscoplastique de la phase Co est simulé en utilisant le modèle de Johnson-Cook. Ce modèle est fréquemment utilisé dans le domaine de la simulation pour reproduire le comportement mécanique des matériaux ductiles soumis à des vitesses de déformation et des températures élevées. Le critère de plasticité dans ce modèle déjà implémenté dans Abaqus est défini par l'inéquation suivante :

$$f_{Co} = J_2 - \left[A + B\left(\bar{\varepsilon}_{pl}\right)^n\right]\left[1 + C\ln\left(\frac{\dot{\bar{\varepsilon}}_{pl}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)\right]\left[1 - \left(\frac{T - T_0}{T_{fusion} - T_0}\right)^m\right] \leq 0 \qquad \text{(III. 9)}$$

J_2 est la contrainte équivalente de von Mises.

Le terme $\left[A + B.\left(\bar{\varepsilon}_{pl}\right)^n\right]$ correspond à l'écrouissage dans des conditions statiques où $\bar{\varepsilon}_{pl}$ est la déformation plastique équivalente cumulée. La constante *A* est la limite élastique et

B et n sont des paramètres d'écrouissage. Le terme $\left[1 + C \ln\left(\frac{\dot{\bar{\varepsilon}}_{pl}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)\right]$ caractérise le durcissement dynamique du matériau. C est le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation. $\dot{\bar{\varepsilon}}_{pl}$ et $\dot{\varepsilon}_0$ sont les vitesses de déformation plastique équivalente actuelle et de référence respectivement. Enfin, le terme $\left[1 - \left(\frac{T - T_0}{T_{fusion} - T_0}\right)^m\right]$ représente l'adoucissement thermique, où la température T varie entre les températures de référence T_0 et de fusion T_{fusion}. m est le coefficient d'adoucissement thermique.

La vitesse de déformation plastique équivalente $\dot{\bar{\varepsilon}}_{pl}$ et la déformation plastique équivalente cumulée $\bar{\varepsilon}_{pl}$ sont calculées par la relation suivante :

$$\bar{\varepsilon}_{pl} = \int_0^t \dot{\bar{\varepsilon}}_{pl} dt = \int_0^t \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\varepsilon}^p : \dot{\varepsilon}^p} dt \qquad \text{(III. 10)}$$

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

$$\dot{\varepsilon}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial f_{Co}}{\partial \boldsymbol{\sigma}} \qquad \text{(III. 11)}$$

où $\dot{\lambda}$ est le multiplicateur plastique et $\boldsymbol{\sigma}$ est le tenseur des contraintes.

Les paramètres du modèle de Johnson-Cook ont été déterminés à travers les essais de compression uniaxiale du cobalt pur pour différentes températures et vitesses de déformation issues des travaux de (Park et al., 2006; Kapoor et al., 2009). La procédure d'identification des paramètres est détaillée dans l'Annexe 2. Notons que le modèle utilise une température de fusion modifiée, différente de celle du matériau afin de mieux s'ajuster aux données expérimentales. Le Tableau III.7 synthétise les valeurs identifiées des paramètres du modèle de Johnson-Cook.

Tableau III.7. Paramètres du modèle de Johnson-Cook utilisés pour simuler le comportement de la phase Co.

Paramètre du modèle de Johnson-Cook		
A	Limite élastique dans les conditions de références	675 MPa
B	Paramètres d'écrouissage	509.7 MPa
n		0.89
C	Coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation	0.0871
$\dot{\varepsilon}_0$	Vitesse de déformation de références	0.00052 s^{-1}
m	Coefficient d'adoucissement thermique	0.94
T_{fusion}^*	Température de fusion modifiée	783 °C
T_0	Température de référence	20 °C

4. Validation du comportement thermomécanique de la microstructure du WC-Co

Les lois thermomécaniques présentées dans la section précédente sont appliquées sur les deux phases de la microstructure. Cependant, le nombre de grain de WC nécessaire dans la microstructure pour reproduire le comportement homogénéisé du composite WC-Co doit être déterminé. Afin de valider le modèle, les courbes contrainte-déformation d'une compression uniaxiale seront simulés pour différentes températures et vitesses de déformation puis comparées à celles obtenues expérimentalement par Teppernegg et al., et Francart (Teppernegg et al., 2016; Francart, 2023).

4.1. Détermination du nombre de grains dans le VER

Dans les microstructures générées par l'algorithme proposé dans ce travail, le nombre de grain de WC contrôle indirectement la répartition de la phase Co. Plus le nombre de grain est important et plus la répartition de la phase Co tend à s'homogénéiser, se rapprochant ainsi du comportement du composite WC-Co. Par conséquent, un nombre minimal de grains doit être déterminé pour définir un volume élémentaire représentatif (VER). Ce dernier est défini comme le plus petit volume de matériau dont le comportement homogénéisé est identique à celui du composite. Agode et al. (Agode et al., 2021) ont appliqué une démarche inspirée de Chen et al. (Chen et al., 2013) pour déterminer leur VER pour des carbures WC-Co en simulant une compression uniaxiale. Cette méthodologie se base sur quatre critères qui convergent après un nombre de grain donné définissant ainsi un VER. Agode et al. (Agode et al., 2021) recommandent d'utiliser un VER comportant au moins 100 grains si les deux phases ont un comportement élastique. Cependant, si les phases WC et Co ont un comportement respectivement élastique et élasto-plastique, 250 grains sont au moins nécessaires pour définir ce VER. Dans le cadre de cette thèse, les comportements pour les phases WC et Co sont élasto-plastique et élasto-visco-plastique respectivement. Par conséquent, si le modèle de comportement de l'une des phases est modifié, les critères considérés doivent être vérifiés pour définir un nouveau VER.

La procédure complète pour la détermination du VER est présentée en utilisant les mêmes conditions qu'Agode et al. (Agode et al., 2021). Dans ce travail, 8 groupes de microstructures comportant 5, 10, 50, 100, 150, 200, 250, 275 et 300 grains ont été testés. Pour un nombre de grain fixé, trois différentes microstructures ont été générées afin de quantifier la dispersion de chacun des critères à travers le calcul de leurs écart-type. De plus, les nuances WC-6wt%Co et WC-20wt%Co ont été sélectionnées afin que le nombre de grain du VER soit identique pour les carbures compris entre ces deux teneurs en cobalt. Notons que les microstructures utilisées ont des interfaces entre les grains de WC et entre les grains de WC et la phase Co parfaits, assurant un champ de déplacement continu à l'intérieur de celles-ci.

Les deux premiers critères qui seront présentés dans la suite permettent de déterminer le VER pour un comportement du matériau en régime élastique. Ces critères se basent sur les modules d'Young apparents des microstructures calculées en simulant l'essai de compression uniaxiale dans les directions $\vec{x}$ et $\vec{y}$. Les conditions aux limites illustrées dans la Figure III.2 sont appliquées sur les microstructures. Le déplacement des nœuds des faces de normales sortantes $\vec{x}$, $-\vec{y}$ et $-\vec{z}$, est nul dans la direction de leur normale respective. Un déplacement de 0.025 dans le sens $-\vec{x}$ (resp. $-\vec{y}$) est appliqué sur un point de référence lié à l'ensemble des nœuds de la face de normal sortante $\vec{x}$ (resp. $\vec{y}$) pour simuler la compression uniaxiale dans la direction $\vec{x}$ (resp. $\vec{y}$). Le module d'Young apparent du composite est obtenu en divisant la contrainte moyenne de compression par la déformation longitudinale dans la direction $\vec{x}$ (resp. $\vec{y}$). Cette contrainte moyenne de compression est obtenue en divisant la force calculée sur le point de référence par l'aire de la face où le déplacement est appliqué. La déformation longitudinale est calculée en divisant le déplacement imposé par la longueur de la microstructure. Les simulations sont réalisées avec un élément prismatique linéaire de type C3D6 à 6 nœuds. Une étude de convergence du maillage a été réalisée et présentée dans l'Annexe 3.

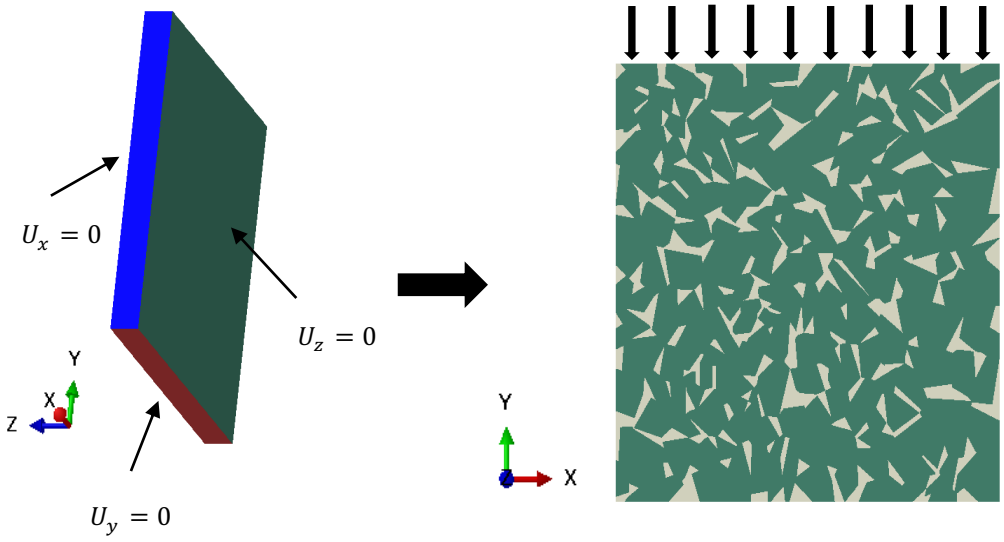


Figure III.2. Conditions aux limites imposées à la microstructure pour simuler une compression uniaxiale.

Le premier critère évalue l'anisotropie de la microstructure à travers le rapport entre les modules d'Young E_x et E_y calculée, respectivement, dans les directions $\vec{x}$ et $\vec{y}$ en fonction du nombre de grains. L'évolution de ce rapport en fonction du nombre de grains utilisé dans la microstructure est présentée sur la Figure III.3 pour les nuances à 6 et 20 wt%. Ce rapport converge rapidement vers la valeur de 1 à partir de 50 grains indiquant que les microstructures ont un comportement élastique isotrope. La dispersion pour un nombre de grains donné est faible puisque l'écart-type est inférieur à 2 %.

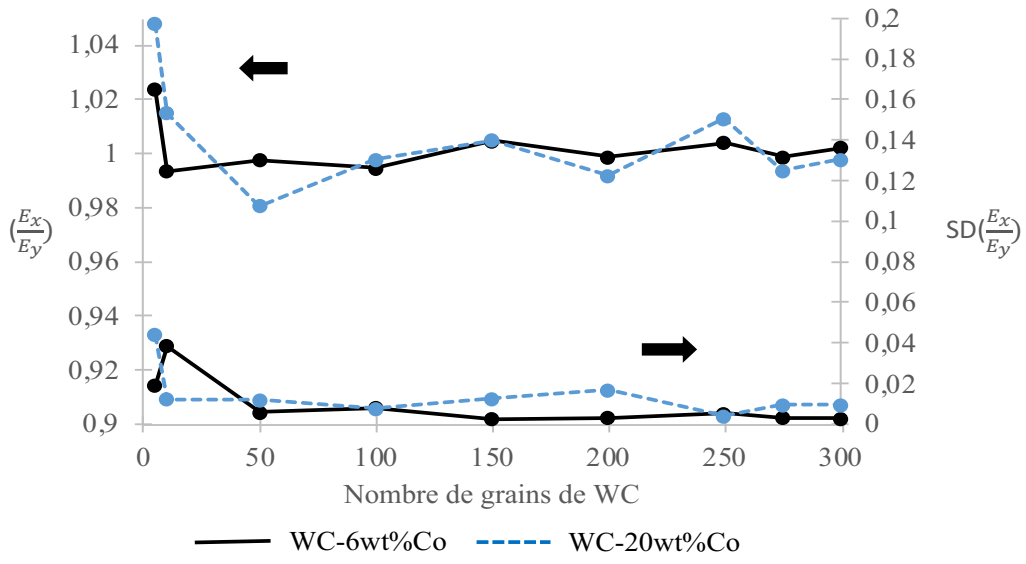


Figure III.3. Évolution du rapport $\frac{E_x}{E_y}$ et de l'écart- type $SD\left(\frac{E_x}{E_y}\right)$ en fonction du nombre de grains de WC utilisés dans les microstructures générées. E_x et E_y sont les modules d'Young des microstructures dans les directions $\vec{x}$ et $\vec{y}$ respectivement.

Le second critère analyse le rapport entre les modules d'Young des microstructures comportant i grains et 300 grains. Le nombre de 300 correspond au nombre maximal de grains sur les microstructures générées pour les simulations sélectionnées. Comme le montre la Figure III.4, ce rapport converge vers la valeur de 1 au-delà de 50 grains indiquant que le module de d'Young calculé est proche de celui obtenu pour 300 grains. L'écart-type de 2 % montre une faible dispersion de ce rapport pour les microstructures contenant le même nombre de grains. Pour ces deux premiers critères, Agode et al. (Agode et al., 2021) ont obtenu des résultats similaires.

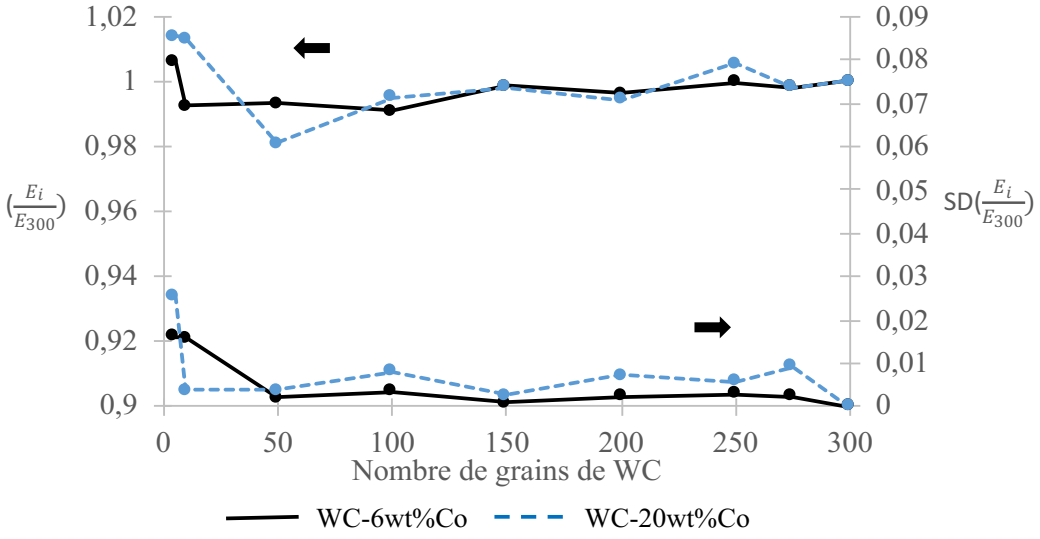


Figure III.4. Évolution du rapport $\frac{E_i}{E_{300}}$ et l'écart- type $SD\left(\frac{E_i}{E_{300}}\right)$ en fonction du nombre de grains de WC utilisés dans les microstructures générées. E_i et E_{300} sont les modules d'Young des microstructures contenant i et 300 grains respectivement.

Les deux derniers critères permettent de déterminer le VER pour le comportement inélastique du composite. Le troisième critère est le rapport entre l'énergie plastique dissipée P et le travail extérieur U pour une déformation totale de 2 % lors d'une compression uniaxiale, noté P/U. L'évolution de ce rapport en fonction du nombre de grains utilisé dans la microstructure est présentée sur la Figure III.5 pour les nuances à 6 et 20 wt%. Le rapport converge à partir d'un nombre de grains de 200 avec un écart-type inférieur à 1 %.

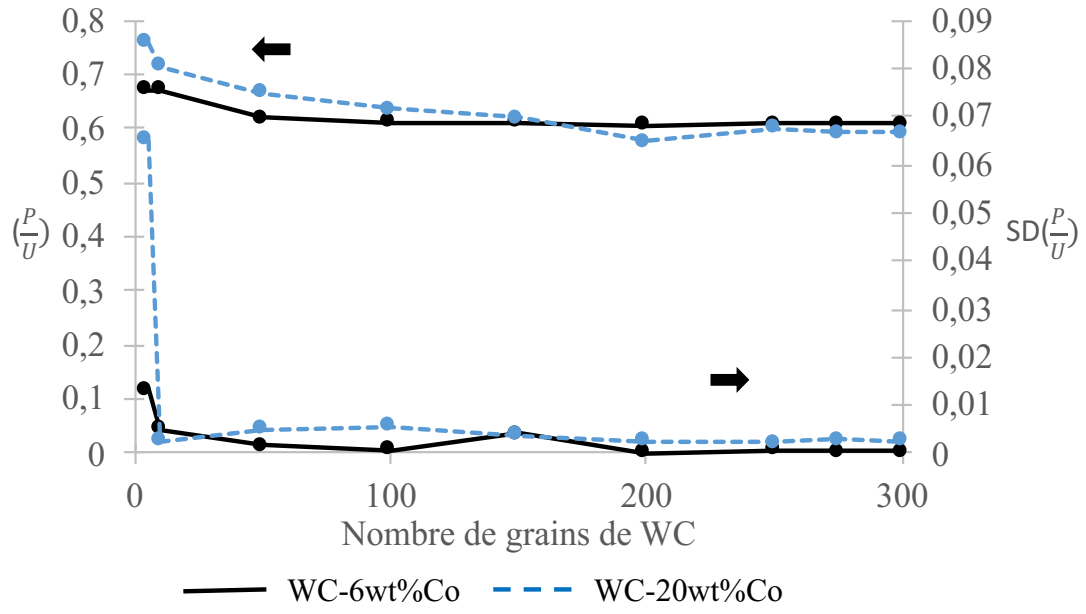


Figure III.5. Évolution du rapport P/U et de l'écart-type SD(P/U) en fonction du nombre de grains de WC utilisés dans les microstructures générées. P et U sont respectivement l'énergie plastique dissipée et le travail externe pour une déformation totale de 2% lors d'une compression uniaxiale.

Le dernier critère utilisé pour cette étude est celui de Hill. Il est défini par l'équation suivante :

$$\varphi = \max\left(\frac{\langle\boldsymbol{\sigma}\rangle.\langle\boldsymbol{\varepsilon}\rangle}{\langle\boldsymbol{\sigma}:\boldsymbol{\varepsilon}\rangle}, \frac{\langle\boldsymbol{\sigma}:\boldsymbol{\varepsilon}\rangle}{\langle\boldsymbol{\sigma}\rangle.\langle\boldsymbol{\varepsilon}\rangle}\right) \qquad (\text{III. } 12)$$

où $\boldsymbol{\sigma}$ et $\boldsymbol{\varepsilon}$ sont respectivement les tenseurs des contraintes et des déformations, quel que soit le comportement des phases. Le VER est correctement défini lorsque ce critère converge vers 1. Son évolution en fonction du nombre de grains est présentée sur la Figure III.6. Il converge pour les deux nuances testées avec un écart-type inférieur à 1 % à partir d'un nombre de grain de 250.

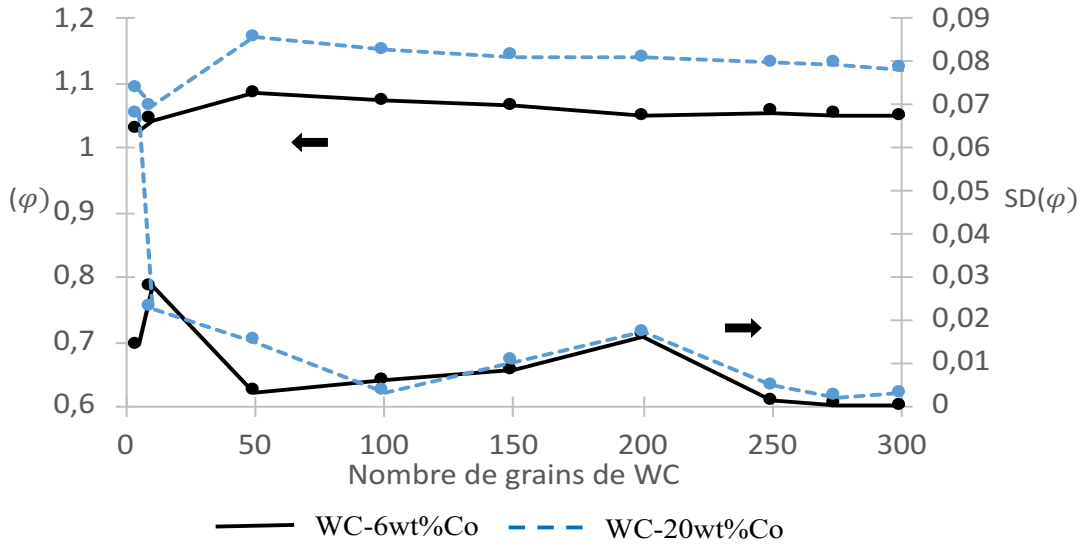


Figure III.6. Évolution du critère de Hill en fonction du nombre de grains de WC dans la microstructure.

Sur l'ensemble des différents critères étudiés, cette étude permet d'identifier un nombre minimal de 250 grains pour définir le VER. Ce nombre est similaire à celui identifié précédemment par Agode et al. (Agode et al., 2021) et comparable à ceux utilisés par Chen et al. ainsi que Sadowski et al. (Chen et al., 2013; Postek & Sadowski, 2018). Dans la suite de ce travail, les microstructures générées contiendront 275 grains.

4.2. Simulations des compressions uniaxiales et validations

Une fois le nombre de grains défini dans la microstructure, des simulations de compression uniaxiale des microstructures de WC-Co ont été réalisées afin de valider le modèle pour différentes températures et vitesses de déformation. Les résultats du modèle (courbes de compression) ont été comparés à ceux des expériences de Teppernegg et al. (Teppernegg et al., 2016) et Francart (Francart, 2023).

- *Comportement mécanique à différentes températures*

Teppernegg et al. (Teppernegg et al., 2016) ont réalisé des essais de compression uniaxiale d'un composite WC-10wt%Co à faible vitesse de déformation (0.005 s^{-1}) sous différentes températures : 20, 200, 400 et 600 °C. Ces essais ont été reproduits par le modèle où les conditions aux limites appliquées sont identiques à celles utilisées pour définir le VER (voir Figure III.2). La Figure III.7 montre les comparaisons des courbes de contrainte-déformation issues des simulations et des travaux de Teppernegg et al. (Teppernegg et al., 2016). Rappelons que les paramètres de la loi de Drucker-Prager utilisés pour le comportement de la phase WC ont été obtenus par régression linéaire en se basant sur les courbes de compression d'un carbure de nuance WC-6wt%Co. La validation du modèle est réalisée sur une nuance de 10 wt% Co. Les courbes de compressions sont correctement reproduites quelle

que soit la température avec une erreur maximale de 13 % à 400 °C pour une déformation de 0.006. Notons que le calcul s'est arrêté pour une déformation de 0.01 à 600 °C. Le modèle est capable de reproduire le comportement du carbure en augmentant la quantité de Co dans la microstructure.

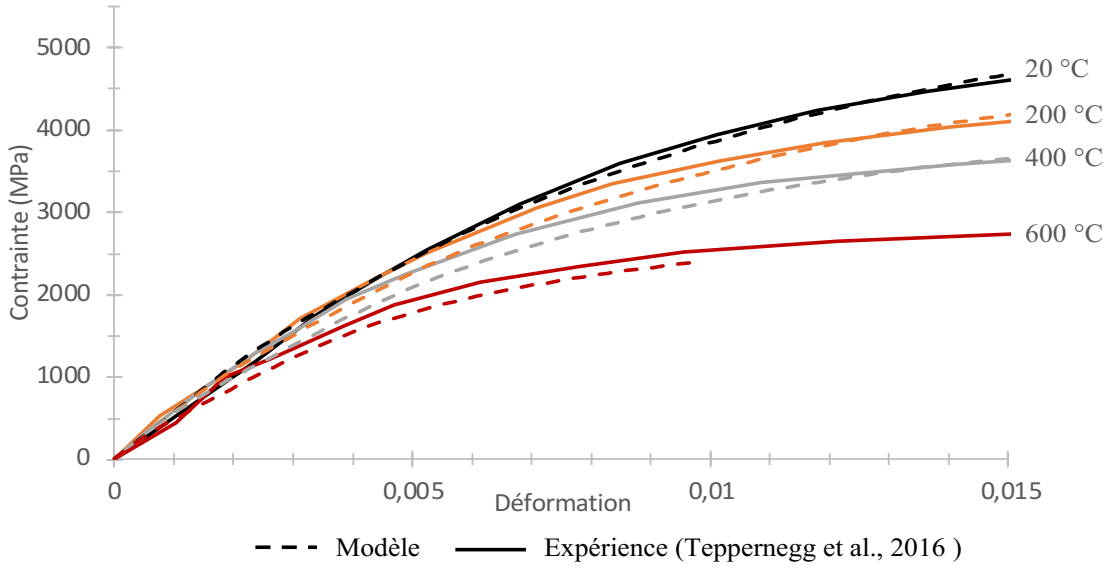


Figure III.7. Comparaison modèle-expérience des courbes contrainte-déformation en compression uniaxiale du WC-10wt%Co à différentes températures. Les courbes expérimentales sont issues des travaux de (Teppernegg et al., 2016).

- *Comportement mécanique à hautes vitesses de déformation*

Pour analyser la sensibilité du modèle à la vitesse de déformation, les compressions uniaxiale d'un composite WC-10wt%Co à des vitesses de déformation de 0.001 et 1065 s^{-1} réalisées par Francart (Francart, 2023) ont été simulées. Notons que ces simulations ont été réalisés à température ambiante. Le modèle prédit correctement la courbe expérimentale contrainte-déformation pour une vitesse de déformation de $\dot{\varepsilon} = 0.001\ s^{-1}$, avec une erreur inférieure à 10 % comme l'illustre la Figure III.8. A haute vitesse de déformation ($\dot{\varepsilon} = 1065\ s^{-1}$), l'écart entre le modèle et les données expérimentales est plus important avec une erreur inférieure à 28 %. Malgré cet écart, l'augmentation de la contrainte est bien reproduite par le modèle lorsque la vitesse de déformation croît. Toutefois, le matériau est assez peu sensible à la vitesse de déformation à température ambiante car en augmentant celle-ci de 0.001 à 1065 s^{-1}, la contrainte croît seulement de 16 %. Néanmoins, les travaux de (Sakuma & Hondo, 1992; Lee & Sakuma, 1997) ont montré que le WC-Co est plus sensible à la vitesse de déformation pour une température de 1200 °C. La modélisation du matériau à hautes températures sort du cadre de cette thèse.

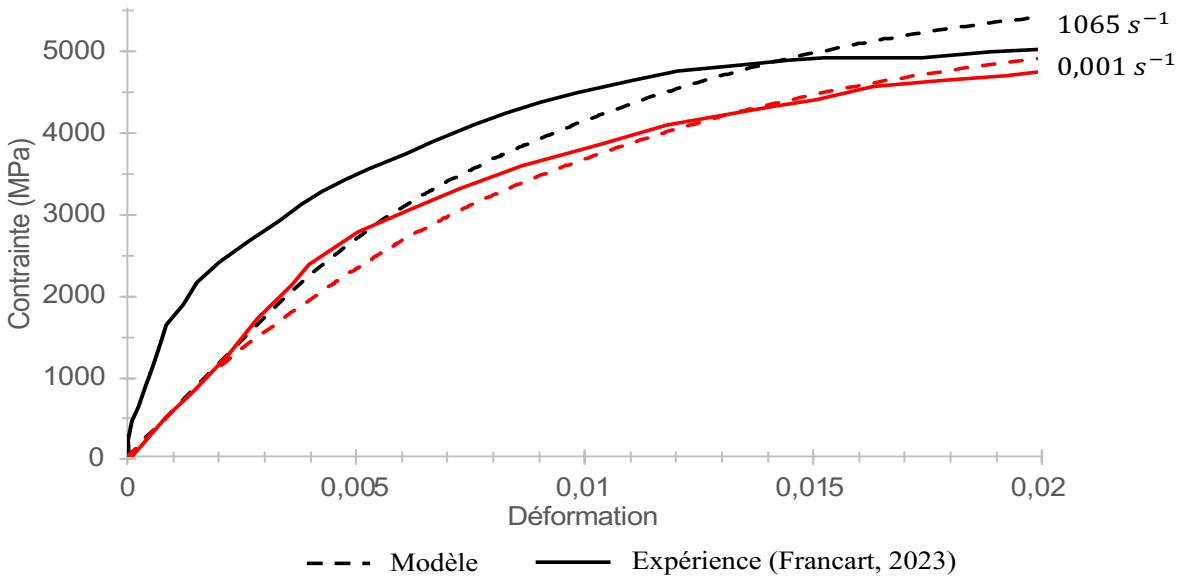


Figure III.8. Comparaison modèle-expérience des courbes contrainte-déformation en compression uniaxiale du WC-10wt%Co à différentes vitesses de déformation. Les courbes expérimentales sont issues de (Francart, 2023).

5. Modélisation de l'endommagement de la microstructure du WC-Co

Le premier chapitre dédié à l'analyse bibliographique a montré que les mécanismes d'endommagement microstructuraux les plus fréquemment observés sont (Sigl & Exner, 1986; Mingard et al., 2013):

- l'endommagement des grains de WC,
- la fissuration intergranulaire dans la phase WC,
- l'endommagement de la phase Co,
- la décohésion dans les interfaces entre les phases WC et Co.

Toutefois, l'ensemble de ces mécanismes n'a jamais été considéré dans une même modélisation. Dans ce travail, ces quatre mécanismes d'endommagement ont été intégrés dans la modélisation. L'endommagement dans les grains de WC et la phase Co est modélisé par la mécanique de l'endommagement continu. Un modèle similaire avait été utilisé par Dębski et al. et Özden et al. (Dębski & Sadowski, 2014; Özden et al., 2015) pour simuler l'endommagement de la phase cobalt seule. La fissuration intergranulaire et la décohésion des interfaces WC/Co sont reproduites par des interfaces cohésives. Cette seconde approche est basée sur la mécanique de la zone cohésive (CZM), adaptée pour modéliser les fissures et les décohésions entre deux phases. Cette approche permet d'introduire des discontinuités en déplacement au sein du matériau. Le déplacement est contrôlé par une loi de type traction-séparation. Ces interfaces cohésives avaient notamment été utilisées par Agode et al. (Agode et al., 2024) pour modéliser l'endommagement des interfaces WC/WC et WC/Co. Les approches

d'endommagement continu et d'interface cohésive sont présentées plus en détail dans la suite de ce chapitre.

5.1. Endommagement des phases WC et Co

5.1.1. Modèle d'endommagement continu

Reposant sur un cadre thermodynamique, la mécanique de l'endommagement continu se fonde sur une variable interne nommée D, laquelle est scalaire pour un endommagement isotrope. Cette variable vaut 0 lorsque le matériau est sain et 1 lorsqu'il est totalement endommagé. Lemaitre et Chaboche (Lemaitre et al., 2020) interprètent cette variable d'endommagement comme la densité surfacique de défauts (fissures, porosités, …) regroupant toutes les micros-dégradations contribuant à l'endommagement total du matériau. Elle est donnée par la formule suivante :

$$D = \frac{\tilde{S}}{S} \tag{III. 13}$$

où S et $\tilde{S}$ sont les sections d'un volume élémentaire représentatif sain et endommagé, respectivement. Il est alors possible d'introduire une contrainte effective, notée $\tilde{\boldsymbol{\sigma}}$, définie comme étant celle du matériau endommagé tel que :

$$\tilde{\boldsymbol{\sigma}} = \frac{\sigma}{(1-D)} \tag{III. 14}$$

où $\boldsymbol{\sigma}$ est la contrainte du matériau sain. Dans le cadre d'un comportement à la déformation, la contrainte effective $\tilde{\boldsymbol{\sigma}}$ remplace la contrainte usuelle $\boldsymbol{\sigma}$ dans les lois de comportement. Par exemple, dans le cas d'une traction ou compression uniaxiale, la loi de Hooke s'écrit :

$$\tilde{\boldsymbol{\sigma}} = (1-D)E\boldsymbol{\varepsilon} = \tilde{E}\boldsymbol{\varepsilon} \tag{III. 15}$$

où $\boldsymbol{\varepsilon}$ est la déformation élastique dans la direction de la sollicitation et $\tilde{E}$ est le module d'Young effectif du matériau égale à :

$$\tilde{E} = (1-D)E \tag{III. 16}$$

L'endommagement se traduit ainsi par une perte de la rigidité élastique du matériau.

Le comportement des phases WC et Co est considéré dans cette étude comme ductile. Dans le cas des matériaux ductiles, l'endommagement est contrôlé par l'accumulation de la déformation plastique équivalente. La Figure III.9 représente la courbe contrainte-déformation typique d'un matériau élasto-plastique jusqu'à la rupture.

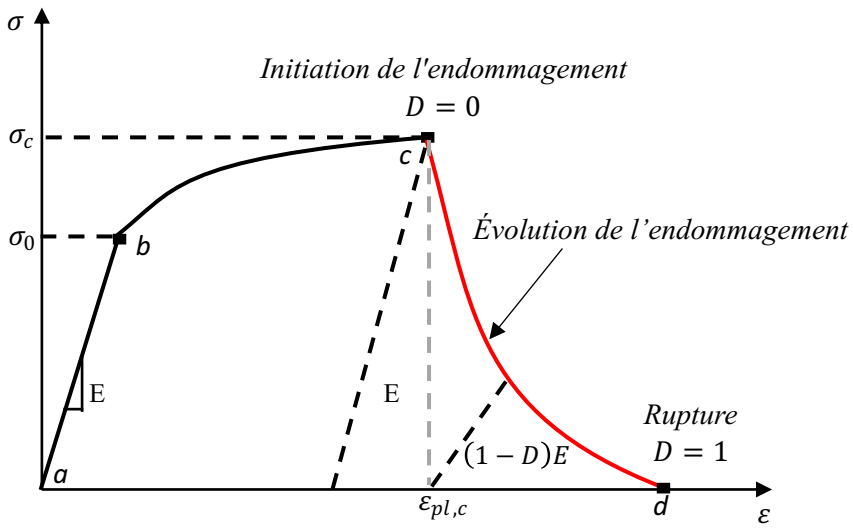


Figure III.9. Courbe contrainte-déformation d'un matériau ductile jusqu'à la rupture.

Trois phases sont observées sur cette courbe. La phase (a-b) est la zone élastique dans laquelle les déformations du matériau sont réversibles. La phase (b-c) correspond au régime élasto-plastique où le matériau s'écrouit. Au point c, l'endommagement est initié puis évolue jusqu'au point d. Durant cette phase, la contrainte et la rigidité diminue progressivement jusqu'à la rupture du matériau.

i) Initiation de l'endommagement

Au point c de la courbe contrainte-déformation (voir Figure III.9), l'endommagement s'initie lorsque la déformation plastique équivalente atteint une valeur critique, noté $\bar{\varepsilon}_{pl}^{c}$ traduit par le critère suivant :

$$\varphi_D = \int \frac{d\bar{\varepsilon}_{pl}}{\bar{\varepsilon}_{pl}^{c}(\eta, \dot{\varepsilon}_{pl})} = 1 \qquad \text{(III. 17)}$$

$d\bar{\varepsilon}_{pl}$ est l'incrément de déformation plastique équivalente. Notons que $\bar{\varepsilon}_{pl}^{c}$ peut dépendre de la vitesse de déformation plastique équivalente $\dot{\varepsilon}_{pl}$ et de la triaxalité η définie par :

$$\eta = -\frac{tr(\boldsymbol{\sigma})}{3J_2} \qquad \text{(III. 18)}$$

ii) Évolution de l'endommagement

Lors de l'évolution de l'endommagement, celui-ci tend à se localiser dans une bande d'épaisseur un élément lorsque la pente de la courbe contrainte-déformation devient négative. Si la taille des éléments diminue, cette bande endommagée décroît et l'énergie de dissipation induit par l'endommagement calculée sur le volume de la zone endommagée tend alors vers zéro. Plusieurs stratégies permettent d'éviter cette dissipation nulle. La première est de propager le champ d'endommagement sur d'autres éléments dans un voisinage défini par une longueur interne souvent liée à la microstructure du matériau. Ces modèles dits non locaux régularisant

le champ d'endommagement existent sous plusieurs formes comme le modèle de champ de phase (Wu & Huang, 2020), la méthode intégrale (Pijaudier-Cabot & Bažant, 1987) ou encore la méthode du gradient (Aifantis, 1984). La seconde stratégie, intégrée dans Abaqus, est de fixer une taille caractéristique aux éléments calculées à partir de l'énergie de rupture par unité de surface G_f qui dans le cas d'un matériau fragile correspondant à l'énergie de Griffith. Cette énergie de rupture par unité de surface est reliée à la limite élastique actuelle σ_y et à la déformation plastique équivalente $\bar{\varepsilon}_{pl}$ par :

$$G_f = \int_{\bar{\varepsilon}_{pl}^c}^{\bar{\varepsilon}_{pl}^f} L\sigma_y d\bar{\varepsilon}_{pl} = \int_0^{\bar{u}_{pl}^f} \sigma_y d\bar{u}_{pl} \tag{III. 19}$$

avec L la longueur caractéristique des éléments. $\bar{\varepsilon}_{pl}^f$ est la déformation plastique équivalente lorsque le matériau est totalement endommagé. $\bar{u}_{pl}$ et $\bar{u}_{pl}^f$ sont respectivement les déplacements plastiques effectifs actuel et final quand le matériau est complétement endommagé. Notons que $\bar{u}_{pl} = 0$ avant que l'endommagement ne s'initie et $\bar{u}_{pl} = L\bar{\varepsilon}_{pl}$ durant l'endommagement.

En supposant que la variable d'endommagement D évolue comme une fonction linéaire du déplacement plastique effectif, c'est-à-dire :

$$\dot{D} = \frac{\dot{\bar{\varepsilon}}_{pl} L}{\bar{u}_{pl}^f} = \frac{\dot{\bar{u}}_{pl}}{\bar{u}_{pl}^f} \tag{III. 20}$$

on peut exprimer G_f en fonction de la variable d'endommagement D comme suit :

$$G_f = \bar{u}_{pl}^f \int_0^1 \sigma_y(D) dD \tag{III. 21}$$

Dans le cas où le matériau est parfaitement plastique, c'est à dire pour une limite élastique constante σ_{y_0}, après l'initiation de l'endommagement, G_f s'exprime alors sous la forme suivante :

$$G_f = \bar{u}_{pl}^f \int_0^1 \sigma_{y_0}(1 - D) dD = \frac{\sigma_{y_0} \bar{u}_{pl}^f}{2} \tag{III. 22}$$

Ce modèle d'endommagement dédié aux matériaux ductiles nécessite finalement peu de paramètres matériaux. La connaissance des valeurs de l'énergie de fissuration du matériau G_f et de la déformation plastique équivalente critique $\bar{\varepsilon}_{pl}^c$ suffisent pour une utilisation minimale du modèle. Il est possible de contrôler ce modèle en connaissant le déplacement plastique final $\bar{u}_{pl}^f$ et la déformation plastique équivalente critique $\bar{\varepsilon}_{pl}^c$. Ce modèle d'endommagement est appliqué aux phases WC et Co.

5.1.2. Propriétés de rupture de la phase WC

Peu d'études existent dans la littérature sur les propriétés de rupture d'un grain de WC. Csanádi et al. (Csanádi et al., 2014) ont réalisé des essais de micro-pilier consistant à comprimer un microcylindre taillé dans un grain de WC à l'aide d'un MEB-FIB. Les contraintes critiques de compression obtenues sont de 7.2 ± 0.8 GPa et de 12.5 ± 1.7 GPa pour les plans prismatique et basale, respectivement. Des essais de micro-flexion ont été réalisés par Trueba et al. (Trueba et al., 2014) et Csanádi et al. (Csanádi et al., 2020). Trueba et al. (Trueba et al., 2014) ont mesuré des contraintes critiques de traction de 6 et 6.6 GPa alors que celles obtenues par (Csanádi et al., 2020) varient entre 7.7 et 20.5 GPa. Néanmoins, les valeurs identifiées par ces méthodes varient de manière importante d'un auteur à l'autre et la répétabilité des essais n'est pas toujours garantie. En comparant les données de (Csanádi et al., 2014) et (Csanádi et al., 2020), une différence entre les contraintes critiques en traction et compression ne semble pas se dégager. La plupart des valeurs sont supérieures à la contrainte en compression maximale de 7 GPa que peut atteindre le présent modèle pour la phase WC. Ainsi, dans le cadre des simulations dans ce travail, une contrainte critique en compression de 6 GPa, parmi les plus faibles relevées dans la littérature, sera adoptée. Cette valeur permettra de majorer l'endommagement des grains de WC dans la microstructure.

Cependant, le modèle d'endommagement nécessite de définir la déformation plastique équivalente critique du matériau et non la contrainte critique. La valeur de ce paramètre peut être déduite en connaissant celle de la contrainte critique en utilisant l'équation (III.5) du modèle de Drucker-Prager. L'endommagement dans la phase WC est supposé s'initier lorsque la contrainte équivalente atteint une valeur limite correspondant à la contrainte critique de rupture du grain de WC. Dans ce cas, l'initiation de l'endommagement s'exprime par :

$$\sigma_{WC}^{c} = R_{WC} + Q_{WC}\left[1 - exp\left(-b_{WC}.\bar{\varepsilon}_{pl}^{c}\right)\right] \qquad \text{(III. 23)}$$

σ_{WC}^{c} est la contrainte critique à rupture du grain de WC et $\bar{\varepsilon}_{pl,WC}^{c}$ la déformation plastique équivalente critique, dont sa valeur est déduite de l'équation précédente :

$$\bar{\varepsilon}_{pl,WC}^{c} = -\frac{1}{b_{WC}} \ln\left(1 - \frac{\sigma_{WC}^{c} - R_{WC}}{Q_{WC}}\right) \qquad \text{(III. 24)}$$

L'évolution de l'endommagement est contrôlée par l'énergie de fissuration qui sera noté dans cette section G_{WC}. Cette énergie a été identifiée pour un grain de WC par Emmanuel et al. (Emmanuel et al., 2021) à partir d'un micro-test DCB ('Double Cantilever Beam') à température ambiante. Sa valeur maximale est de $0.007\ \mathrm{mJ/mm^2}$. Le Tableau III.8 résume les propriétés de rupture de la phase WC utilisées pour modéliser son endommagement.

Tableau III.8. Synthèse des valeurs utilisées pour définir le modèle d'endommagement ductile utilisé pour simuler l'endommagement de la phase WC.

Propriétés de rupture de la phase WC		
Contrainte critique de rupture	σ_{WC}^{c}	6 GPa
Déformation plastique critique	$\bar{\varepsilon}_{pl,WC}^{c}$	0.0022
Energie de fissuration	G_{WC}	0.007 mJ/mm^2

5.1.3. Propriétés de rupture de la phase Co

Le modèle d'endommagement pour les matériaux ductiles utilisés pour la phase carbure est également appliqué à la phase cobalt. Dębski et Sadowski (Dębski & Sadowski, 2014) ont utilisé ce même modèle pour simuler l'endommagement du cobalt. Leurs paramètres d'endommagement ont été définis en se basant sur les travaux de Weber et al. (Weber et al., 2007). Contrairement au carbure, la déformation plastique équivalente critique $\bar{\varepsilon}_{pl}^{c}$ est fonction de la triaxialité η selon l'expression suivante :

$$\bar{\varepsilon}_{pl,Co}^{c} = \alpha . \exp\left(-\beta\eta\right) \qquad \text{(III. 25)}$$

où $\alpha = 1.41$ et $\beta = 1.46$ sont deux constantes déterminées par Weber et al. *(Weber et al., 2007)*. La Figure III.10 montre la décroissance de $\bar{\varepsilon}_{pl,Co}^{c}$ lorsque η augmente indiquant que le cobalt s'endommage difficilement pour des pressions hydrostatiques décroissantes.

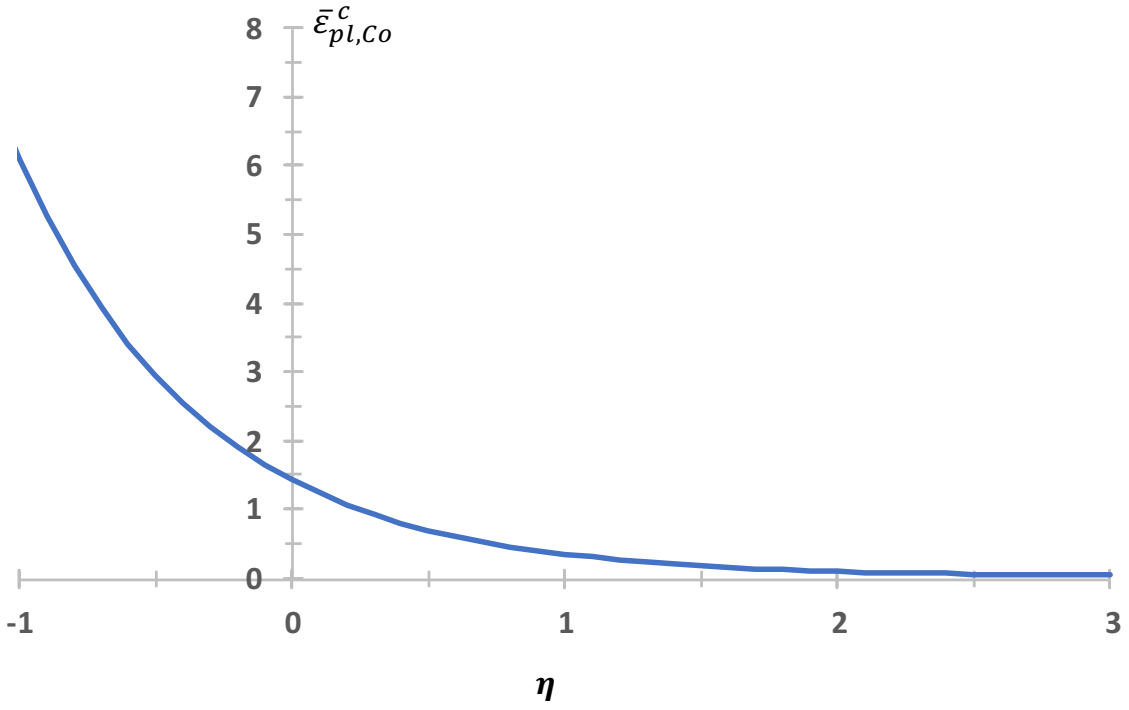


Figure III.10. Évolution de la déformation plastique équivalente critique de la phase Co en fonction de la triaxialité.

Contrairement à la phase WC où une énergie de fissuration est imposée, l'évolution de l'endommagement de la phase Co est contrôlée par un déplacement plastique critique. Ce déplacement plastique final de 0.001 μm, proposé par (Dębski & Sadowski, 2014), est considéré dans le modèle. Toutefois, cette valeur n'est pas identifiée par les auteurs et sont ordre de grandeur reste discutable.

5.2. Endommagement des interfaces WC/WC et WC/Co

La fissuration intergranulaire dans la phase WC et la décohésion dans les interfaces entre les phases WC et Co sont des mécanismes d'endommagement qui sont reproduits respectivement dans les interfaces WC/WC et WC/Co de la microstructure du modèle. Ils sont reproduits dans le modèle grâce au concept d'interface cohésive.

5.2.1. Loi cohésive

Les interfaces dans le modèle sont des contacts mutuels entre deux grains de WC et entre les grains de WC et la phase cobalt. Le comportement des interfaces dans les simulations est modélisé par une loi de contact nommée « cohesive surface interaction » dans le logiciel Abaqus. Cette loi de contact est une loi de type traction-séparation décrivant l'évolution de la contrainte au sein de l'interface en fonction de la séparation des deux corps en contact. La loi traction-séparation peut être soit bilinéaire ou linéaire comme l'illustre la Figure III.11:

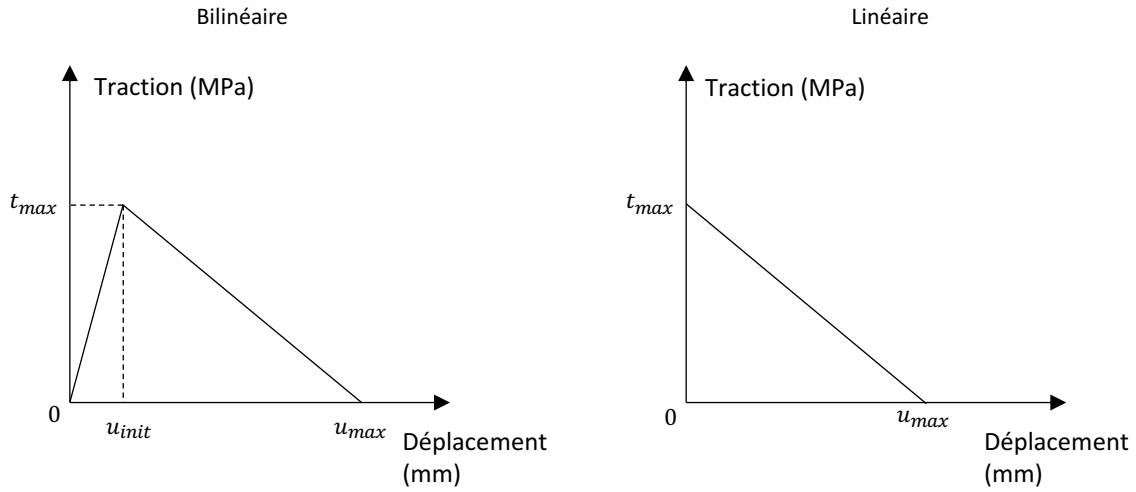


Figure III.11. Loi traction-séparation bilinéaire et linéaire.

La loi bilinéaire dite de 'traction-séparation' présente une phase élastique dans laquelle le vecteur contrainte de traction $\boldsymbol{t}$ évolue linéairement en fonction de la séparation $\boldsymbol{\delta}$ selon la relation $\boldsymbol{t} = \boldsymbol{K\delta}$. $\boldsymbol{K}$ est la matrice symétrique de rigidité de l'interface dont les composantes indiquées dans la relation (III.26) sont à définir.

$$\boldsymbol{t} = \begin{Bmatrix} t_n \\ t_s \\ t_t \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} K_{nn} & K_{ns} & K_{nt} \\ K_{ns} & K_{ss} & K_{st} \\ K_{nt} & K_{st} & K_{tt} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \delta_n \\ \delta_s \\ \delta_t \end{Bmatrix} = \boldsymbol{K\delta} \qquad \text{(III. 26)}$$

où « n » est la direction normale et « s » et « t » sont les deux directions tangentielles à l'interface. En l'absence de couplages des rigidités de l'interface, seules les composantes K_{nn}, K_{ss} et K_{tt} sont non nulles. Une fois l'endommagement initié, le vecteur contrainte décroît en fonction de la séparation jusqu'à zéro. En revanche la loi de traction-séparation linéaire est identique à son homologue bilinéaire exceptée l'absence de la phase élastique.

Comme indiqué précédemment, l'utilisation d'une loi de type traction-séparation bilinéaire exige la définition des rigidités de l'interface. Agode et al. (Agode et al., 2024) ont imposé des rigidités découplées de $K_{nn} = K_{ss} = K_{tt} = 10^6$ GPa/mm. La valeur élevée de ces rigidités permet de limiter la séparation des interfaces durant la phase élastique et d'affecter le moins possible le module d'Young du composite. Cependant, en adoptant les rigidités définies par Agode et al. (Agode et al., 2024) dans un modèle numérique simulant une compression uniaxiale simple d'une microstructure d'un WC-6wt%Co, le module d'Young déduit du composite est inférieur de 18 % à celui mesuré par Doi (Doi, 1974), voir Tableau III.9. Ces simulations ont été réalisées sur trois microstructures différentes pour confirmer cette tendance. En réalisant une simulation où la loi de traction-séparation est linéaire, autrement dit où la phase élastique dans l'interface est supprimée, le module d'Young du composite obtenu est inférieur de seulement 3 % comparé à sa valeur expérimentale. Dans la suite, une loi de traction-séparation linéaire sera adoptée.

Tableau III.9. Comparaisons des modules d'Young d'un WC-6wt%Co déduits du modèle en utilisant une loi cohésive bilinéaire et linaire avec celui de la littérature.

WC-6wt%Co	Module d'Young (GPa)
Loi de traction séparation bilinéaire	525.6
Loi de traction séparation linéaire	622.8
Valeur expérimental mesurée par (Doi et al., 1969)	640

- *Initiation de l'endommagement*

L'endommagement est initié, dans les deux comportements, lorsque le critère quadratique suivant est vérifié :

$$\varphi_{int} = \left\{\frac{\langle t_n \rangle}{t_n^c}\right\}^2 + \left\{\frac{t_s}{t_s^c}\right\}^2 + \left\{\frac{t_t}{t_t^c}\right\}^2 = 1 \qquad \text{(III. 27)}$$

t_n^c, t_s^c, t_t^c sont les contraintes à rupture critique de l'interface dans chaque direction respective « n », « s » et « t ». Le symbole $<.>$ représentant les crochets de Macaulay annulent les valeurs négatives. Ainsi, lorsque l'interface est comprimée, la composante t_n ne contribue pas à l'initiation de l'endommagement car cette contrainte devient négative.

- *Évolution de l'endommagement*

Durant l'endommagement, les contraintes t_i, où $i = n, s$ ou t, décroissent linéairement en fonction de leurs séparations respective. Quand les séparations maximales $u_{i_{max}}$ sont atteintes, les contraintes t_i s'annulent. Les énergies G_i dissipées pour chacune des directions « i » durant ce processus correspondent à l'aire sous la courbe de traction-séparation de la Figure III.11 :

$$G_i = \frac{u_{i_{max}}\, t_i^c}{2} \qquad \text{(III. 28)}$$

En imposant des valeurs aux paramètres t_i^c et G_i, le modèle est entièrement défini.

5.2.2. Propriétés de rupture des interfaces

Les contraintes critiques t_i^c assimilées aux contraintes à la rupture des interfaces sont déterminées grâce à des essais de micro-flexion. La Figure III.12 résume les différentes valeurs de contrainte à la rupture identifiées dans la littérature (Trueba et al., 2014; Elizalde et al., 2018a; Csanádi et al., 2020) pour les interfaces WC/WC et WC/Co.

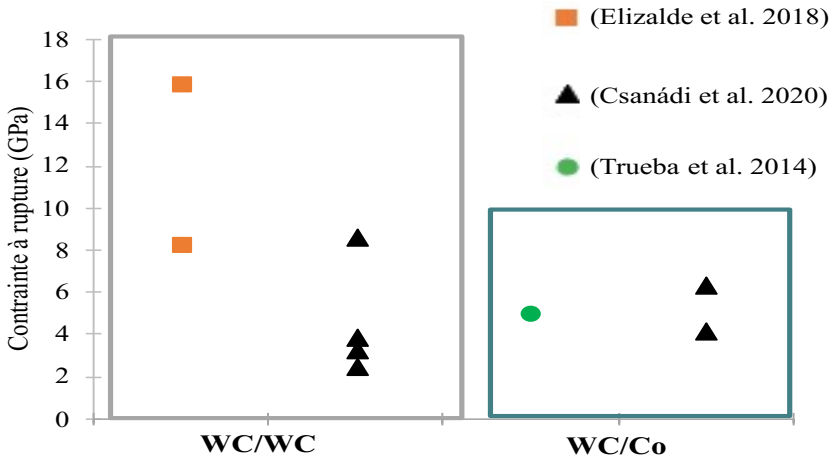


Figure III.12. Synthèse des contraintes à rupture des interfaces WC/WC et WC/Co identifiées dans la littérature par différents auteurs.

Les contraintes en traction critiques des interfaces WC/WC sont comprises entre 2.2 et 15.5 GPa. La majorité des contraintes obtenues dans les travaux de Csanádi et al. (Csanádi et al., 2020) est proche de 3.2 GPa. En revanche la valeur minimale de la contrainte critique de 7.9 GPa issue des travaux de (Elizalde et al., 2018a) est voisin de la valeur maximale de 8.4 GPa de (Csanádi et al., 2020). Concernant les interfaces WC/Co, les contraintes critiques de traction mesurées par (Csanádi et al., 2020) et (Elizalde et al., 2018a) varient entre 3.7 et 5.8 GPa et sont du même ordre de grandeur que les interfaces WC/WC. Agode et al. (Agode et al., 2024) de leur côté ont ajusté les résultats de leurs simulations sur les essais de micro-flexion de Csanádi et al. (Csanádi et al., 2020) et ont choisi des contraintes critiques en traction de $t_n^c =$

3.2 GPa et en cisaillements de $t_s^c = t_t^c = 1.5$ GPa. Ils ont appliqué ces valeurs pour les deux types d'interfaces. Ces valeurs ont également été adoptées dans ce travail de thèse.

Les énergies de rupture des interfaces WC/WC et WC/Co sont peu étudiées dans la littérature. Les travaux d'Emmanuel et al. (Emmanuel et al., 2021) peuvent êtres cités, qui en plus d'avoir déterminé l'énergie de fissuration d'un grain de carbure ont également mesuré celle dans les joints de grains de WC de type Σ2 (ou CSL2). Ce type de joint de grain délimite deux cristaux adjacents présentant une orientation cristallographique très similaire. La valeur obtenue par les auteurs est de $0.00357\ \mathrm{mJ/mm^2}$. Elle sera considérée dans les présentes simulations pour les interfaces WC/WC et WC/Co quel que soit le mode de rupture considéré.

5.3. Validation du modèle

L'ensemble des paramètres des modèles d'endommagement des phases WC et Co et ceux des interfaces cohésives WC/WC et WC/Co sont maintenant complétement définis. L'essai de compression uniaxiale sur un composite WC-6wt%Co à température ambiante réalisé par Tepperneeg et al. (Teppernegg et al., 2016) est reproduit afin d'évaluer le modèle intégrant les mécanismes d'endommagement. La Figure III.13 montre les courbes contrainte-déformation expérimentale et simulée.

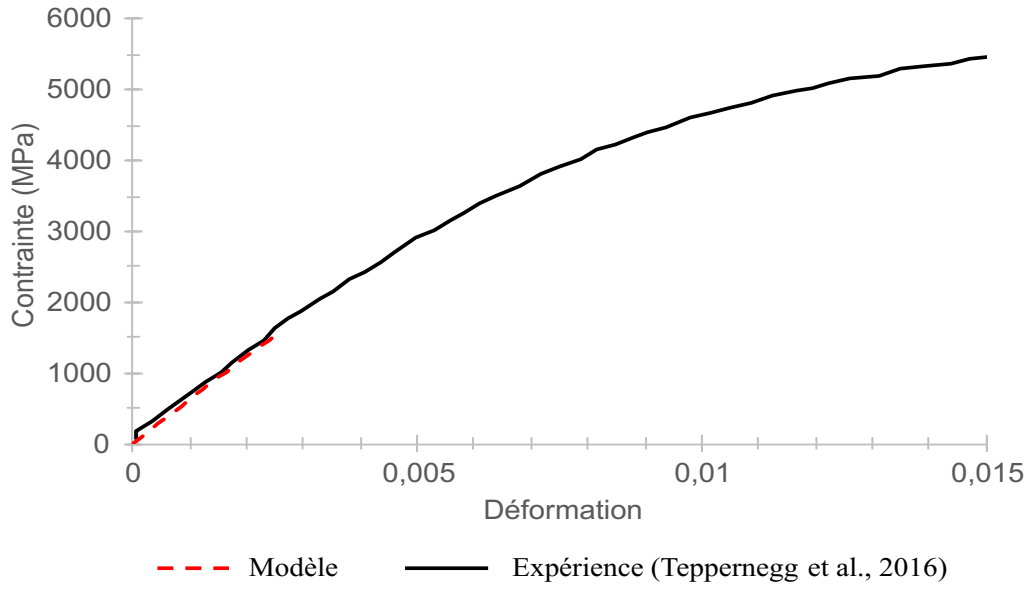


Figure III.13. Comparaison des courbes contrainte-déformation en compression uniaxiale du WC-6wt%Co issues de la littérature (Teppernegg et al., 2016) et du modèle intégrant les mécanismes d'endommagement.

La courbe contrainte déformation simulée ne reproduit pas en totalité celle de l'expérience mais s'interrompt pour une déformation de 0.0024, bien inférieure à 0.015. La Figure III.14 montre que l'endommagement est inexistant dans les phases WC et Co pour cette déformation. En revanche, il est bien présent dans les interfaces, notamment à proximité du bord libre en bas à gauche dans la Figure III.14 (b). Les endommagements dans les interfaces sont probablement responsables de l'arrêt du calcul pour cette déformation.

a) Champ d'endommagement des phases WC et Co

b) Champ d'endommagement des interfaces WC/WC et WC/Co

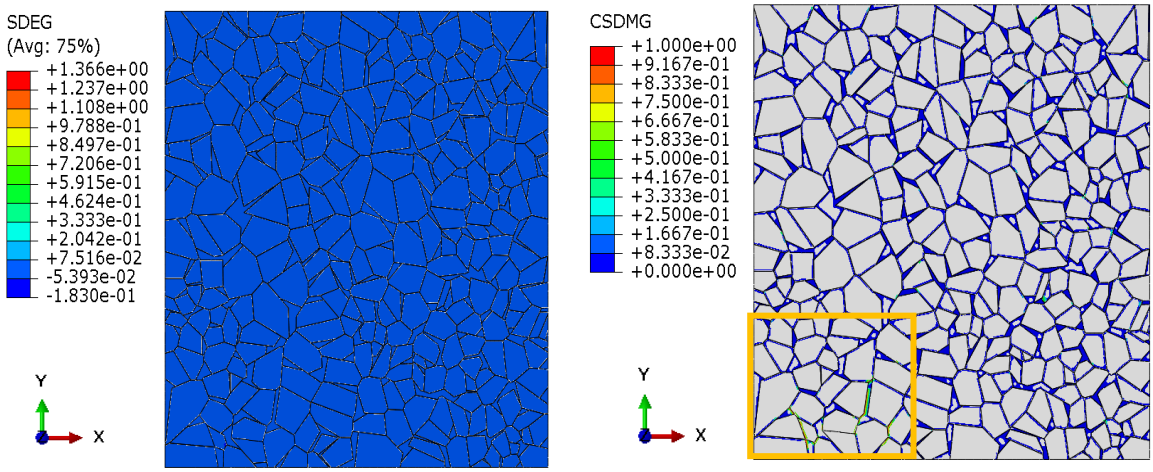


Figure III.14. Champs d'endommagement des phases WC et Co (a) et des interfaces (b) pour une déformation de 0.0024 lors d'une compression uniaxiale. SDEG correspond à la variable d'endommagement D du modèle d'endommagement ductile et CSDMG à celui des interfaces cohésives.

L'initiation de ces endommagements aux interfaces étant contrôlée par les contraintes critiques de traction et de cisaillement déterminées dans les travaux d'Agode et al. (Agode et al., 2024), d'autres simulations ont été menées avec différentes valeurs de t_n^c mesurées par (Csanádi et al., 2020) et (Elizalde et al., 2018b). De plus, ces contraintes critiques de traction et de cisaillement sont considérées comme identiques. La première valeur de 2.2 GPa appliquée correspond à la valeur minimale de (Csanádi et al., 2020). Celle-ci est inférieure à $t_n^c = 3.2$ GPa mais supérieure à $t_s^c = t_t^c = 1.5$ GPa. Le calcul s'est arrêté pour une déformation de 0.003 (voir Figure III.15), supérieure de 25 % à celle obtenue avec les données de (Agode et al., 2024). La valeur minimale de 7.9 GPa mesurée par (Elizalde et al., 2018b) a également été testée. Une nette amélioration est observée (voir Figure III.15) puisque la déformation atteinte par le calcul est de 0.0047, supérieure de 57 % à celle obtenue avec la valeur minimale de 2.2 GPa de (Csanádi et al., 2020) et supérieure de 96 % comparée à celle obtenue avec les valeurs de (Agode et al., 2024). Enfin, en prenant la valeur maximale de 15.5 GPa mesurée par (Elizalde et al., 2018b), la déformation atteinte est proche de celle obtenue avec la valeur de 7.9 GPa comme illustré sur la Figure III.15.

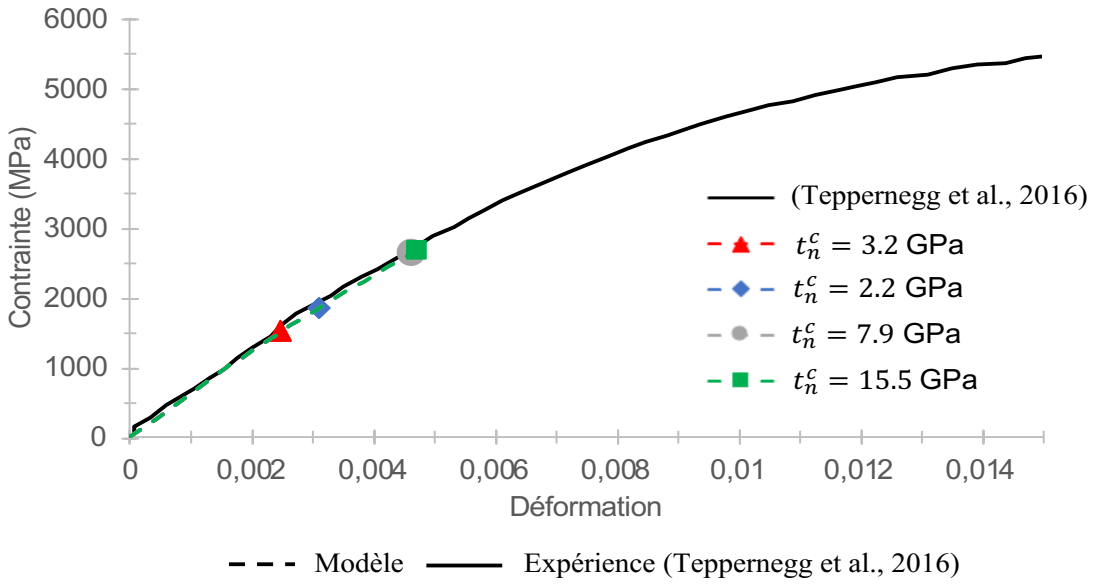


Figure III.15. Comparaisons des courbes contrainte-déformation en compression uniaxiale du WC-6wt%Co issues de la littérature (Teppernegg et al., 2016) et du modèle pour plusieurs valeurs de contrainte à rupture des interfaces.

Dans la suite, cette contrainte critique sera fixée à 7.9 GPa, une valeur raisonnable correspondant à la moyenne entre les deux extrêmes relevées dans la littérature. Pour cette valeur, la Figure III.16 montre qu'aucune interface n'est endommagée dans la microstructure pour une déformation maximale de 0.0047. En revanche, contrairement à la Figure III.14, une partie d'un grain de WC est partiellement endommagé (en bas à gauche). Cependant la contrainte atteinte par la simulation reste faible comparé à l'expérience.

a) Champ d'endommagement des phases WC et Co

b) Champ d'endommagement des interfaces WC/WC et WC/Co

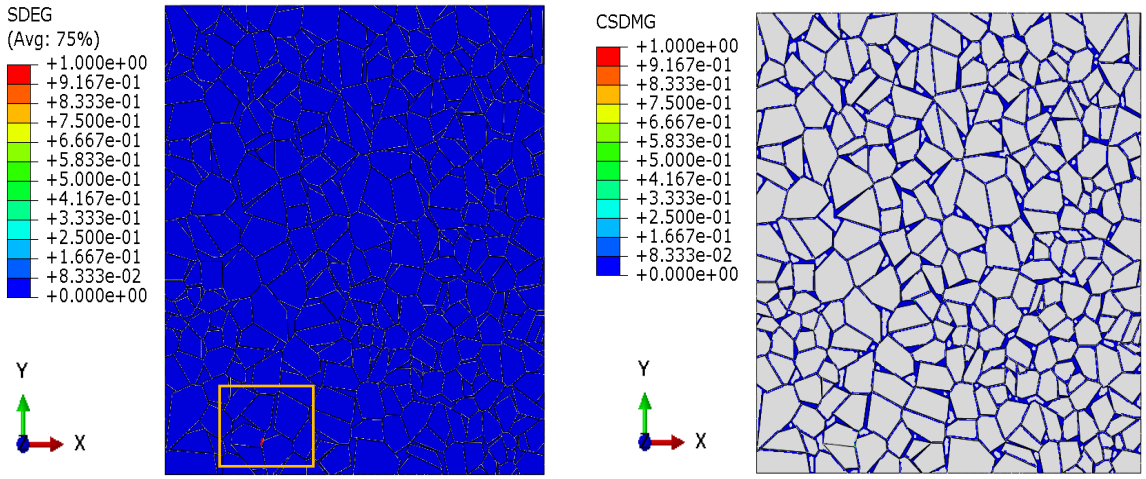


Figure III.16 Champs d'endommagement des phases WC et Co (a) et des interfaces (b) pour une déformation de 0.0047 lors d'une compression uniaxiale en utilisant $t_n^c = 7.9\ GPa$.

Une autre cause de l'arrêt du calcul est l'évolution brutal de l'endommagement induit par les faibles énergies de fissuration des interfaces et de la phase WC. Afin d'évaluer leurs influences sur le calcul, ces énergies de fissuration, considérées comme égales et noté G, sont

augmentées progressivement jusqu'à ce que la courbe contrainte-déformation soit totalement décrite par la simulation. Comme illustré en Figure III.17, la reproduction de la courbe est obtenue pour G=10 mJ/mm² pour des déformations allant jusqu'à 0.02. L'augmentation de ces énergies permet de ralentir l'évolution de l'endommagement. D'ailleurs, la courbe pour G=10 mJ/mm² est légèrement inférieure à celle où l'endommagement n'est pas considéré avec un écart de 16 % pour une déformation de 0.02 et se superpose à la courbe expérimentale.

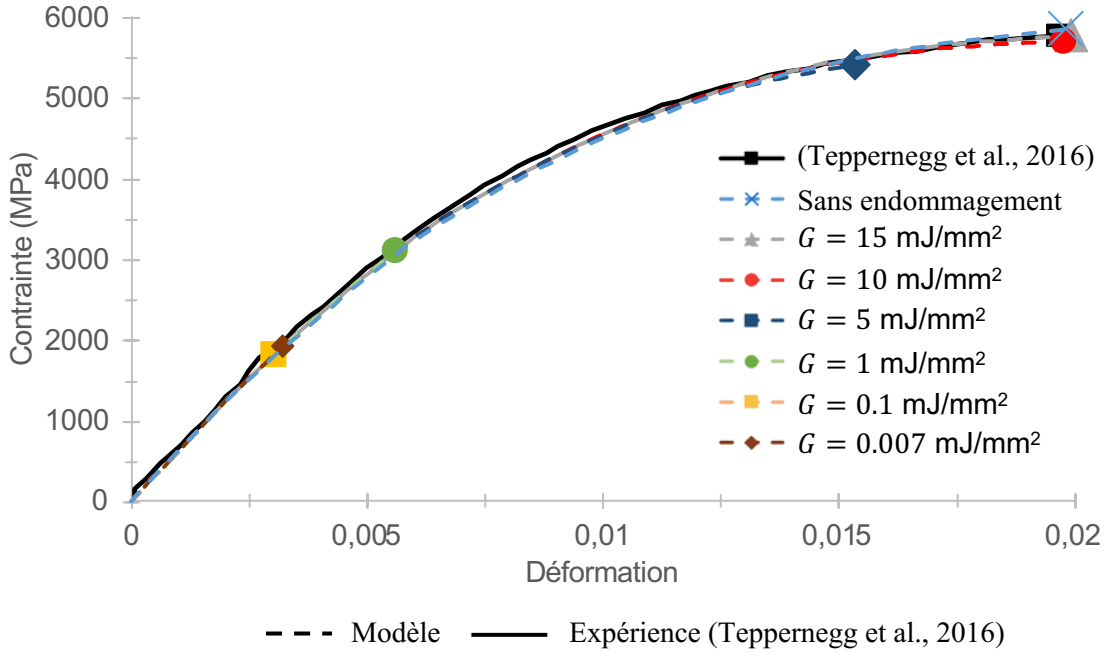


Figure III.17. Comparaisons des courbes contrainte-déformation en compression uniaxiale du WC-6wt%Co issues de la littérature (Teppernegg et al., 2016) et du modèle pour plusieurs valeurs d'énergie de fissuration des grains de WC ainsi que des interfaces.

En réalité, l'unité de la valeur 10 identifié pour l'énergie de fissuration de la phase WC est floue. Dans Abaqus, lorsque l'utilisateur renseigne les valeurs des paramètres, des conditions initiales et aux limites, celles-ci doivent s'exprimer dans un système d'unité choisi de manière à garantir une cohérence vis-à-vis des lois physiques. Si l'on souhaite travailler avec des contraintes exprimées en MPa, les dimensions de la géométrie peuvent être exprimée en mm, comme c'est le cas ici, où en µm en ajustant les autres unités comme le montre le Tableau III.10. En analysant l'unité de chaque paramètre résumé dans le Tableau III.11, seules trois d'entre elles apparaissent : MPa, s, °C. Concernant les conditions aux limites, le déplacement imposé pour simuler la compression de la microstructure augmente progressivement vers une valeur suffisante pour décrire complétement la courbe contrainte (MPa) - déformation. Autrement-dit, peu importe la valeur du déplacement tant que la courbe contrainte-déformation de (Teppernegg et al., 2016) est reproduite en totalité. Il en est de même pour les calculs où une vitesse est imposée à la place du déplacement. Cette vitesse est ajustée pour atteindre la vitesse de déformation souhaitée laquelle s'exprime en s^{-1}. De plus les calculs sont menés en statique, excluant la définition de la masse volumique. Ainsi, toutes les valeurs entrées dans la simulation ne sont pas modifiées dans le cas où les dimensions de la géométrie sont exprimées

en mm ou µm. Cependant, cela devient faux lorsque les énergies de fissuration G (en mJ/mm^2 ou pJ/µm^2) ou la séparation plastique finale (en mm ou µm) sont spécifiées. Ainsi, si les dimensions de la microstructure sont exprimées en mm ou µm, la valeur de 10 de l'énergie de fissuration du WC obtenue par ces multiples tentatives peut correspondre, respectivement à 10 mJ/mm^2 (soit 10 000 J/m^2) ou 10 pJ/µm^2 (soit 10 J/m^2), ce qui est soit mille fois supérieure à la valeur de 7 J/m^2 mesurée par (Emmanuel et al., 2021), soit du même ordre de grandeur. Concernant la séparation plastique finale de 0.001 µm pour la phase Co, celle-ci ne provient pas d'une mesure mais d'une valeur utilisée par les auteurs dans (Dębski & Sadowski, 2014) sans réelle justification. C'est pourquoi, à cause de cette incertitude sur la valeur de l'énergie de fissuration, la suite de cette thèse se concentrera davantage sur l'initiation de l'endommagement plutôt qu'à son évolution. Dans la suite, lorsqu'il sera fait mention de phases endommagées, il s'agit des phases ayant dépassé le critère d'initiation de l'endommagement. La valeur de D ne sera pas étudiée. Il est en de même pour les interfaces.

Tableau III.10. Choix d'une liste (colonne) d'unités à utiliser dans Abaqus.

Longueur	m	mm	µm
Force	N	N	µN
Masse	kg	T	kg
Temps	s	s	s
Contrainte	Pa	MPa	MPa
Energie	J	mJ	pJ
Température	°C	°C	°C

Tableau III.11. Inventaire des unités utilisées dans les modèles thermomécaniques des deux phases et ceux des modèles d'endommagement pour les phases et les interfaces.

Thermoélastoplasticité de la phase WC		Thermoélastoviscoplasticité de la phase Co	
E	MPa	E	MPa
ν	–	ν	–
R_{WC}	MPa	A	MPa
Q_{WC}	MPa	B	MPa
b_{WC}	–	n	–
ψ_{WC}	–	C	–
φ_{WC}	–	$\dot{\varepsilon}_0$	s^{-1}
α_1	–	m	–
α_2	–	T_f, T_0	°C
α_{WC}	$°C^{-1}$	α_{Co}	$°C^{-1}$
Endommagement WC		Endommagement Co	
$\bar{\varepsilon}_{pl}^c$	–	$\bar{\varepsilon}_{pl}^c$	–
G_f	$mJ.mm^{-2}$ (si mm) ou $pJ.\mu m^{-2}$ (si µm)	$\bar{u}_{pl}^f$	mm ou µm
Interface WC/WC		Interface WC/Co	
t_s^c, t_t^c, t_p^c	MPa	t_s^c, t_t^c, t_p^c	MPa
G_f	$mJ.mm^{-2}$ (si mm) ou $pJ.\mu m^{-2}$ (si µm)	G_f	$mJ.mm^{-2}$ (si mm) ou $pJ.\mu m^{-2}$ (si µm)

Dans la suite, les nouveaux paramètres de rupture des interfaces WC/WC et WC/Co et l'énergie de fissuration de la phase WC et des interfaces présentés dans le Tableau III.12 sont adoptés dans les simulations du chapitre suivant (chapitre simulation). Ces paramètres ne dépendent pas de la température.

Tableau III.12. Synthèse des paramètres à rupture utilisés pour la phase WC et les interfaces WC/WC et WC/Co.

	Contrainte à rupture (GPa)	Energie de fissuration (mJ/mm² si mm ou pJ/µm² si µm)
Phase WC	6	10
Interfaces WC/WC et WC/Co	7.9	10

Afin de valider ce modèle, des simulations de compression uniaxiale sur un composite WC-10wt%Co ont été réalisées et comparées aux données expérimentales de Teppernegg et al. (Teppernegg et al., 2016) pour les températures de 20, 200, 400 et 600 °C. Ces comparaisons sont illustrées sur la Figure III.18.

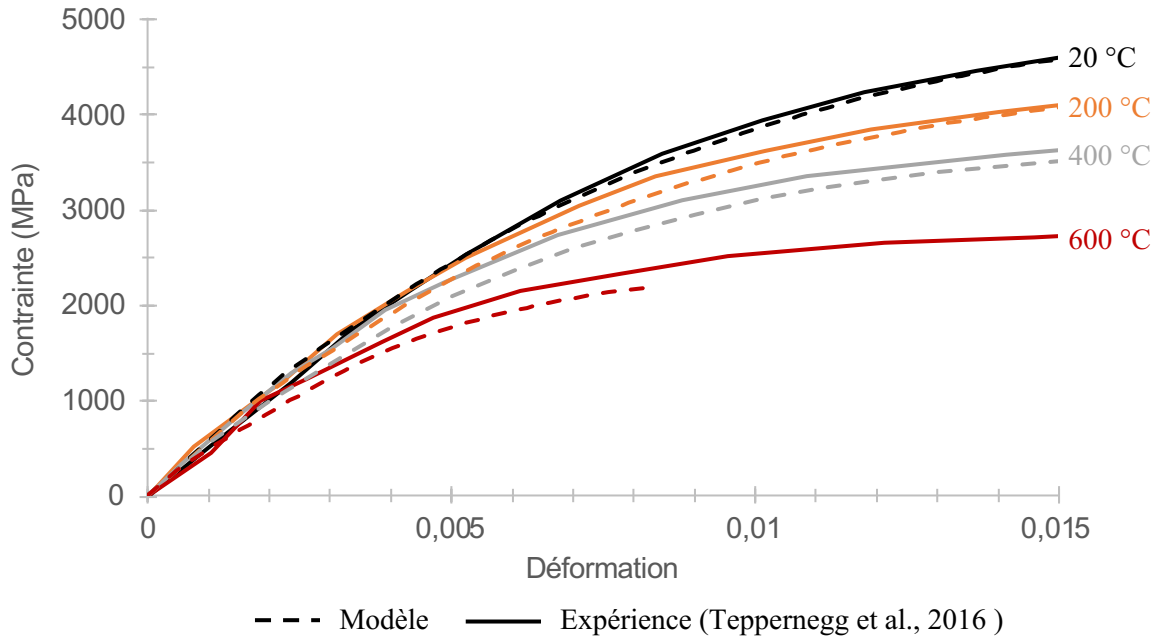


Figure III.18. Comparaison des courbes contrainte-déformation en compression uniaxiale du WC-10wt%Co à différentes températures issues de la littérature (Teppernegg et al., 2016) avec celles calculées par le modèle.

Les courbes simulées sont toutes inférieures à leurs homologues expérimentales. Pour une déformation de 0.015, des écarts de 1.4, 1.88, 2.53 % sont constatés pour des températures de 20, 200 et 400 °C, respectivement. Cet écart augmente avec la température. Notons que le calcul pour une température de 600 °C s'est interrompu à une déformation de 0.0084. Bien que la déformation plastique critique de la phase WC ne varie pas en fonction de la température, il est possible de retrouver la contrainte critique du matériau à travers la relation (III.4) laquelle

dépend de la température. Les autres paramètres liés à l'endommagement restent indépendants de la température.

La Figure III.19 montre que dans 90 % de la phase WC, l'endommagement s'est initié contre 5 % pour la phase cobalt. Ce dernier s'endommage notamment dans des régions en pointe.

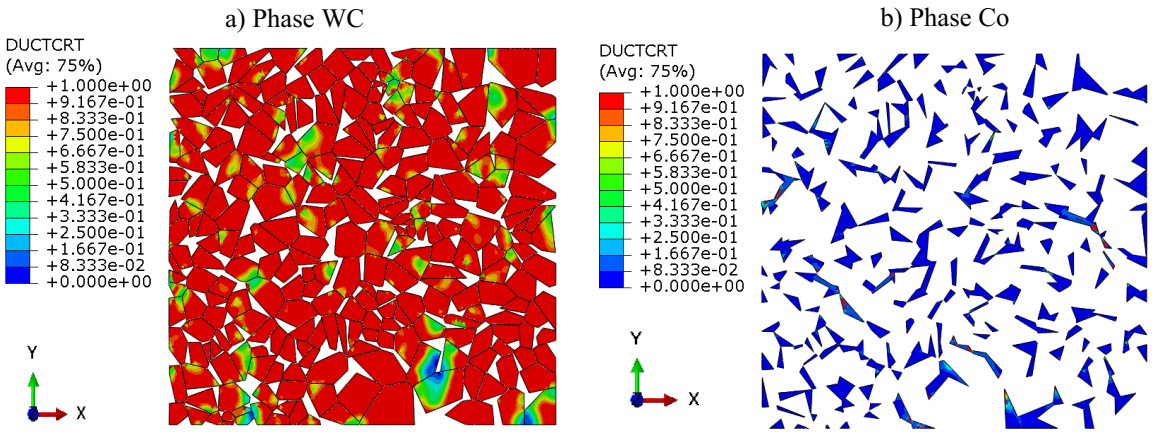


Figure III.19. Champs d'endommagement des phases WC (a) et Co (b) pour une déformation de 0.015 lors d'une compression uniaxiale d'un WC-10wt%Co à 20 °C.

L'Annexe 4 présente une synthèse des modèles et les données matériaux utilisés pour les simulations du dernier chapitre (chapitre IV).

6. Conclusion

Dans ce chapitre, un modèle numérique par éléments-finis a été développé à l'échelle de la microstructure pour simuler le comportement thermomécanique du composite WC-Co en intégrant quatre mécanismes d'endommagement. Dans un premier temps, la microstructure a été générée par un algorithme basé sur un pavage de Voronoï où chaque cellule contient une phase WC et une phase Co dans des proportions identiques à ceux du composite. Le comportement thermo-élasto-plastique de la phase WC a été reproduit en utilisant un modèle de Drucker-Prager. Ce modèle permet de considérer la dissymétrie des comportements en traction et compression constatée expérimentalement pour le WC-Co. Le modèle de Johnson-Cook a été utilisé pour simuler le comportement de la phase Co en tenant compte la sensibilité à la vitesse de déformation du matériau et l'effet de la température. Ces comportements ont été intégrés dans des VER de 275 grains constituant les différentes microstructures testées. L'endommagement des phases WC et Co est reproduit par un modèle d'endommagement continu alors que celui des interfaces WC/WC et WC/Co est réalisé au moyen d'interfaces cohésives. La simulation d'un essai de compression uniaxiale d'un composite WC-6wt%Co à température ambiante a révélé une limitation du modèle à reproduire la totalité de la courbe de contrainte-déformation. L'augmentation des contraintes critiques dans les interfaces WC/WC et WC/Co puis des énergies de fissuration par unité de surface ont permis de simuler l'essai

sans interruption du calcul. Le modèle a été validé à différentes températures pour la compression uniaxiale d'un composite WC-10wt%Co. Un bon accord avec les données expérimentales de Teppernegg et al. (Teppernegg et al., 2016) a été trouvé, excepté pour la compression à 600 °C où le calcul s'est arrêté. Toutefois l'unité des énergies de fissuration par unité de surface pour les phases et les interfaces sont incertaines mettant en doute l'évolution de leur endommagement. C'est pourquoi la suite de cette thèse se limite à l'étude de l'initiation plutôt qu'à l'évolution de l'endommagement dans les phases et les interfaces.

Chapitre IV : Simulation et analyse de l'endommagement de la microstructure du carbure de tungstène WC-Co

Table des matières du chapitre IV

1. Introduction 137

2. Simulation de l'essai de rayure sur le WC-Co à l'échelle macroscopique 137

2.1. Géométrie 137

2.2. Modélisation du comportement thermomécanique de l'échantillon WC-Co 138

2.3. Contact et conditions aux limites 139

2.4. Maillage 139

2.5. Résultats 139

3. Simulations de l'essai de rayure sur le WC-Co à l'échelle microstructurale 142

3.1. Géométrie 142

3.2. Conditions aux limites 143

3.3. Contact 144

3.4. Maillage 144

3.5. Calcul 145

4. Résultats et discussions 145

4.1. Étude de l'endommagement pour le cas de référence 146

4.1.1. Endommagement de la phase cobalt (Co) *146*

4.1.2. Endommagement de la phase carbure de tungstène (WC) *148*

4.1.3. Endommagement des interfaces WC/WC et WC/Co *152*

4.1.3.1. Effets de la taille des éléments et celle des grains *155*

4.1.3.2. Influences de l'orientation et du type d'interface sur l'endommagement *156*

4.2. Étude paramétrique 160

4.2.1. Étude de l'influence de la pression de contact sur l'endommagement du WC-Co *161*

4.2.2. Étude de l'influence de la teneur en cobalt sur l'endommagement du WC-Co *165*

4.2.3. Étude de l'influence de la température sur l'endommagement du WC-Co *169*

4.3. Discussions 172

5. Conclusion 173

1. Introduction

Ce dernier chapitre est consacré à la simulation et l'analyse de l'endommagement microstructural du WC-Co lors des essais de rayure. Les simulations sont réalisées à l'aide du modèle présenté dans le chapitre précédent. L'objectif est d'apporter une meilleure compréhension des observations macroscopiques de l'endommagement faites dans le chapitre II. Les résultats du modèle constitueront une première étape pour le développement à terme d'une loi d'usure par abrasion pour les carbures cémentés. En effet, l'usure observée à l'échelle macroscopique sur des outils en WC-Co est le résultat d'une succession de mécanismes d'endommagement se manifestant à l'échelle microscopique.

Dans la première partie de ce chapitre, des simulations des essais de rayure à l'échelle macroscopique sont présentées afin de définir les conditions aux limites à imposer dans les simulations à l'échelle de la microstructure. La seconde partie est consacrée à l'établissement du modèle numérique à l'échelle microstructural où le contact local entre l'indenteur et la microstructure du WC-Co est représenté. Les effets de la pression de contact, la température et la teneur en cobalt sur les différents mécanismes d'endommagement de la microstructure sont étudiés. Les résultats issus des simulations d'essais de rayure sont comparés aux essais expérimentaux du chapitre II et aux résultats de la littérature pour évaluer la validité et la pertinence du modèle, ainsi que ses limitations.

2. Simulation de l'essai de rayure sur le WC-Co à l'échelle macroscopique

Pour simuler les conditions d'un essai de rayure à l'échelle microscopique, il est nécessaire d'identifier la pression de contact subie par la microstructure de la part de l'indenteur. C'est pourquoi l'essai de rayure est d'abord simulé à une échelle supérieure où le contact entre l'indenteur et l'échantillon rayé est entièrement modélisé. Cette simulation permettra d'évaluer la pression de contact et l'état des contraintes au sein du matériau proche de la zone de contact et déterminer les conditions aux limites adéquates à appliquer dans les simulations à l'échelle de la microstructure.

2.1. Géométrie

Les géométries de l'échantillon et l'indenteur considérés dans les essais de rayure macroscopique sont présentées dans la Figure IV.1. Elles se composent de l'extrémité de l'indenteur et d'une partie de la rayure d'un échantillon en WC-Co. L'indenteur est reproduit à partir de ses dimensions mesurées au microscope optique (voir Figure II.7 du chapitre II). La rayure est construite en extrudant un profil moyen 2D contenu dans un plan transverse à l'axe de la rayure. Ce profil moyen est calculé en réalisant la moyenne des 815 profils extraits de la topographie 3D de la rayure puis lissés. Toutes ces profils ont été mesurés le long de la rayure dans le chapitre II. Le lissage a été réalisé par la méthode de la moyenne mobile, qui consiste à

remplacer chaque point de la courbe par la moyenne des valeurs voisines dans une fenêtre glissante. Cette approche simple et robuste permet de réduire le bruit tout en conservant la tendance générale des données. Elle permet d'éviter les singularités géométriques du profil susceptibles de générer des zones de concentration de pression de contact pouvant conduire à des problèmes de convergence dans les simulations numériques. La Figure IV.2 illustre la reproduction numérique de la rayure dans un échantillon de WC-7wt%Co après 200 passages de l'indenteur soumis à un effort normal de 20 N et une vitesse de glissement de 5 mm/s. Cet essai est considéré comme l'un des cas les plus défavorables selon les expériences menées dans le chapitre II. D'autres géométries de cette rayure ont été créés pour ce même essai après 1, 20, 60, 100 et 150 passages de l'indenteur.

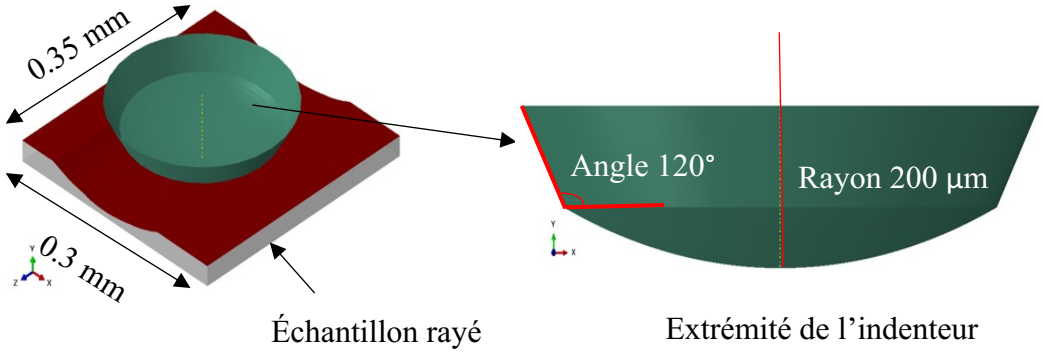
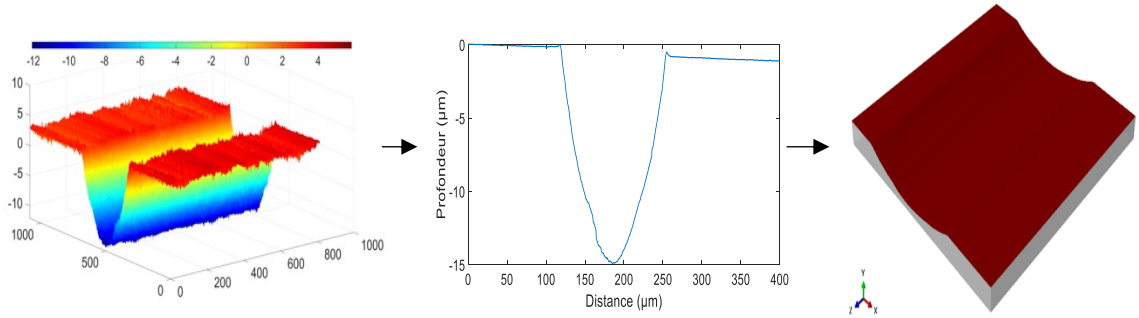


Figure IV.1. Géométries de l'échantillon et l'indenteur dans les simulations pour estimer le chargement subit par le matériau lors d'un essai de rayure.



a) Topographie 3D de la rayure b) Profil moyen 2D de la rayure c) Reproduction numérique de l'échantillon rayé

Figure IV.2. a) Reproduction numérique d'un échantillon en WC-Co rayé à partir de la topographie 3D de celui-ci. b) Profil moyen 2D obtenu à partir des 815 profils transverses extraits de la topographie 3D. c) Profil extrudé pour reproduire la rayure.

2.2. Modélisation du comportement thermomécanique de l'échantillon WC-Co

Le comportement thermomécanique de l'échantillon rayé est celui d'un composite WC-Co homogénéisé pour une teneur en cobalt donnée. Rappelons que le composite en WC-Co présente un comportement asymétrique en traction et compression (Doi, 1974). Pour cette raison, un modèle thermo-élasto-plastique intégrant le critère de Drucker-Prager, identique à celui de la phase WC, a été utilisé pour reproduire le comportement homogénéisé du composite.

Les paramètres du modèle ont été identifiés à partir des courbes contraintes-déformations issues des simulations de compression uniaxiale des microstructures du WC-Co présentées dans le chapitre III pour des teneurs en cobalt de 7, 10, 12 et 15 wt% et des températures de 20, 100, 200 et 400 °C. La démarche d'identification des paramètres est détaillée dans l'Annexe 5. Les paramètres du modèle sont résumés dans le Tableau IV.1. Le coefficient de Poisson utilisé dans les simulations a été identifié par Doi (Doi, 1974).

Tableau IV.1. Propriétés utilisées pour modéliser le comportement thermomécanique de l'échantillon WC-Co avec le modèle de Drucker-Prager.

Température (°C)	Teneur en Co (wt%)	Module d'Young (MPa)	Coefficient de Poisson	φ_{WC-Co} (°)	R_{WC-Co} (MPa)
20	7	608 226	0.22	45	2426
	10	571 049			1949.2
	12	542 744			1713.3
	15	511 300			1391.9
100	7	599 909			2304
200		581 019			1999.9
400		548 836			1815.2

2.3. Contact et conditions aux limites

Un déplacement vertical est imposé à un point de référence contrôlant le déplacement des nœuds de l'indenteur jusqu'à atteindre la force de 20 N. Le contact entre l'indenteur et l'échantillon rayé est de type '*surface-to-surface*' avec un coefficient de frottement égale à 0.4. La face inférieure de l'échantillon est encastrée. Notons enfin qu'un déplacement horizontal de l'indenteur n'est pas imposé puisque celui-ci sera simulé dans le modèle du contact à l'échelle de la microstructure.

2.4. Maillage

Le maillage de l'échantillon rayé de la Figure IV.1 comporte 322 200 éléments hexaédriques de type C3D8R à 8 nœuds et à intégration réduite. Le maillage de l'indenteur comporte 2 768 éléments de type S4R à 4 nœuds. Le maillage de l'échantillon est raffiné dans le voisinage proche du contact avec une taille de maille de 0.35 µm.

2.5. Résultats

La Figure IV.3 montre l'estimation de la pression de contact sur un échantillon à 7 wt% Co lors d'un essai de rayure sous un chargement de 20 N, une vitesse de glissement de 5 mm/s et après 1, 20, 60, 100, 150 et 200 passages de l'indenteur.

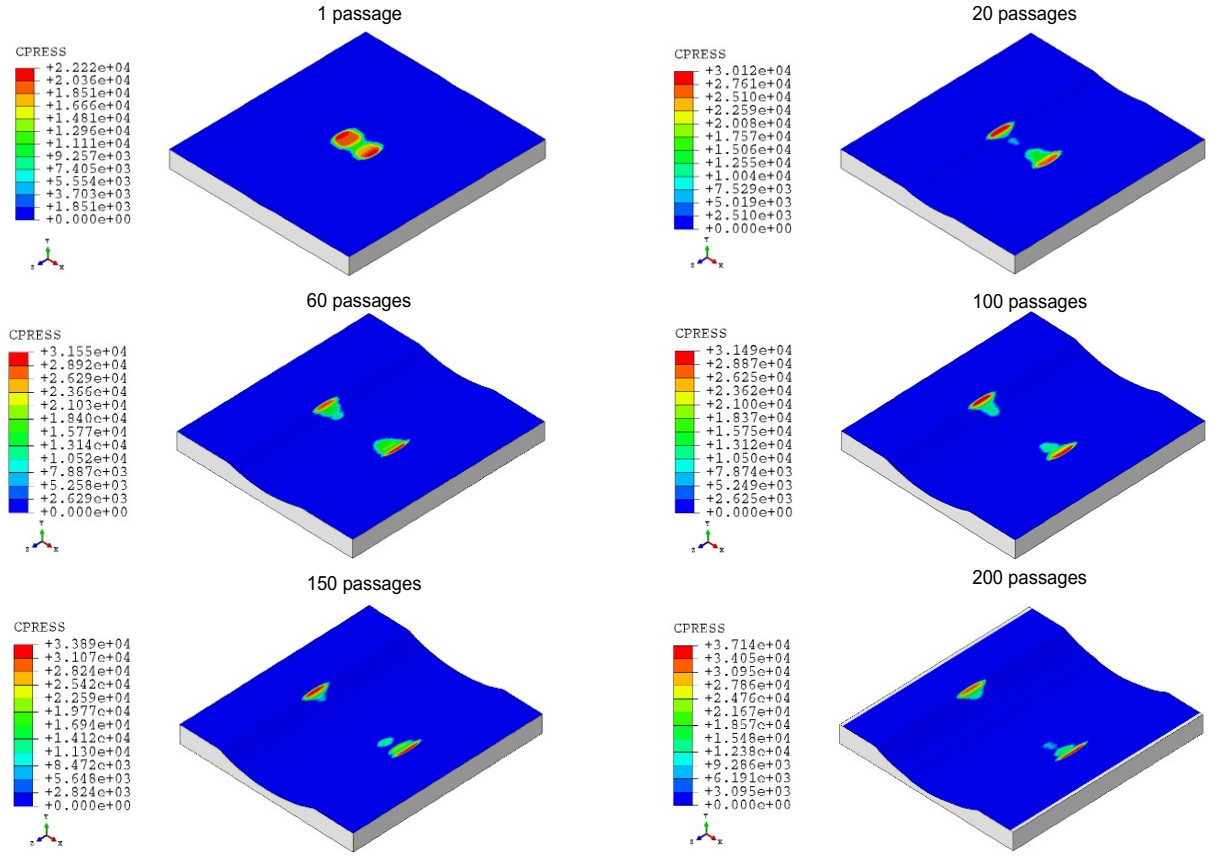


Figure IV.3. Estimation de la pression de contact lors des essais rayure sur un échantillon WC-7wt%Co, sous une charge de 20 N et à une vitesse de glissement de 5 mm/s. Les pressions ont été relevées après 1, 20, 60, 100, 150 et 200 passages.

Les résultats des simulations montrent clairement que la pression de contact se concentre essentiellement sur les bords de la rayure, ce qui explique l'élargissement de celle-ci quand le nombre de passages augmente. En revanche, le centre de la pointe de l'indenteur n'est pas en contact avec le composite excepté pour le premier passage où la rayure est peu profonde (voir la première image de la Figure IV.3). De plus, des débris peuvent se trouver dans le contact et coller (sous l'effet de la pression) sur la pointe de l'indenteur modifiant ainsi la surface de contact. En raison de la complexité de ce phénomène, celui-ci n'a pas été pris en compte dans les simulations. La Figure IV.4 montre que la pression de contact moyenne reste globalement stable en fonction du nombre de passages avec une valeur d'environ 15 GPa ($\pm$2 GPa). Une augmentation est notée après 100 passages pour atteindre une pression maximale de 37.5 GPa après 200 passages.

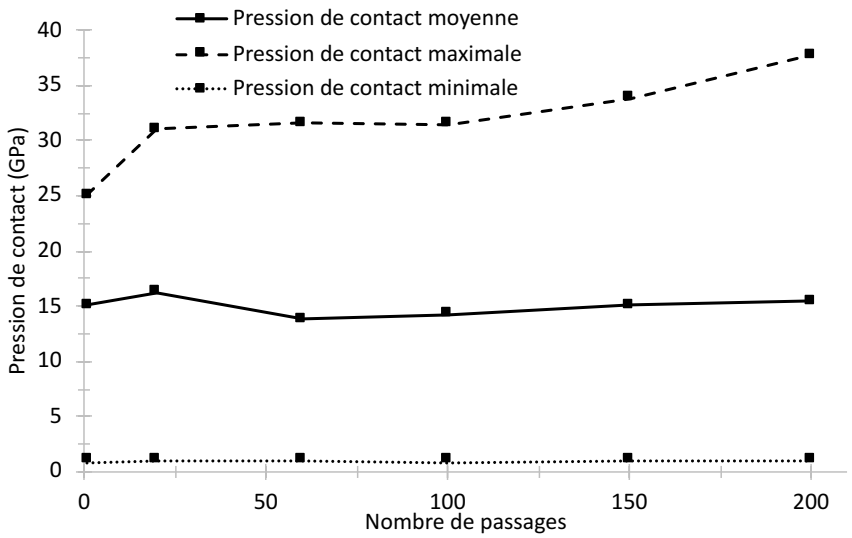


Figure IV.4. Évolution de la pression de contact maximale, moyenne et minimale sur l'échantillon rayé en fonction du nombre de passages.

Les valeurs de la pression de contact dans les essais de rayure obtenues par la simulation sont de l'ordre de la dizaine de GPa. A titre d'exemple, les pressions de contact rencontrées par exemple lors de l'usinage sur la face coupe des outils de coupe sont généralement de l'ordre de 1 à 3 GPa (Agode Kofi Edoh, 2022). Il est cependant intéressant de comprendre pourquoi le matériau peut supporter une telle pression de contact dans ces simulations. La valeur maximale que peut atteindre la contrainte lors d'une compression uniaxiale du composite est inférieure à 7 GPa. Cette valeur, correspondant à la contrainte maximale du WC, est très faible comparée aux pressions de contact de la simulation de l'essai de rayure. En effet, la contrainte équivalente σ_{eq}, défini dans le modèle de Drucker-Prager, dépend non seulement de J_2 mais également de p. En chaque nœud du contact entre l'indenteur et l'échantillon rayé, le couple $(p; J_2)$ est calculé puis tracé dans un diagramme $p - J_2$ après 200 passages (voir Figure IV.5). Dans ce diagramme, l'ensemble de ces points sont positionnés sous la droite noire représentant l'ensemble des couples $(p; J_2)$ où $\sigma_{eq} = 7$ GPa. La Figure IV.5 montre que certains couples peuvent atteindre une pression hydrostatique et une contrainte de von Mises de 22.5 et 25 GPa, respectivement, tout en étant inférieur à $\sigma_{eq} = 7$ GPa. Ces valeurs sont du même ordre de grandeur que la pression de contact. Les pressions hydrostatiques élevées indiquent que le matériau subit localement une compression confinée. Il ne peut se déformer librement dans les directions tangentes à la surface de contact à cause de la matière qui l'entoure.

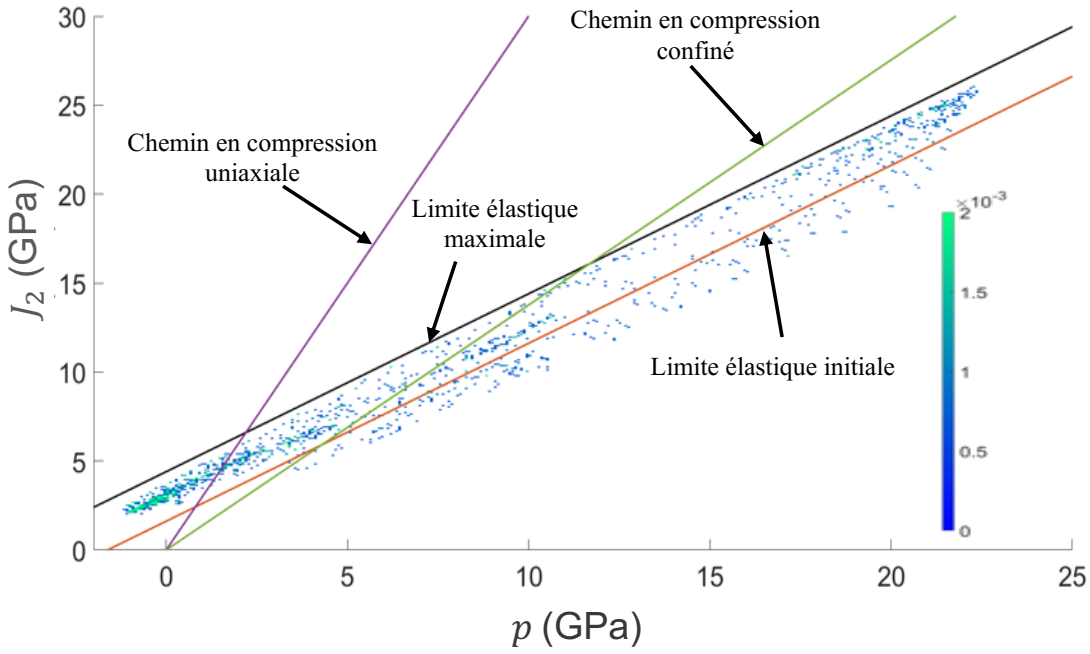


Figure IV.5. Diagramme $p - J_2$ calculé en chaque nœud du contact entre l'indenteur et l'échantillon rayé. Chaque « point » de la figure correspond à un carré de dimension 50×50 MPa contenant un groupe d'état de contraintes. La couleur de la barre indique la probabilité de trouver ce groupe d'état de contraintes.

Cette étude a montré que la pressions de contact moyenne est de l'ordre de 15 GPa quelle que soit la profondeur de la rayure pour une force appliquée de 20 N. De plus, en analysant les états de contraintes à proximité du contact, les résultats de ces simulations ont révélé que le matériau subit une pression hydrostatique intense proche d'une compression confinée. Ces informations permettront de déterminer les conditions aux limites et de chargement dans les simulations à l'échelle de la microstructure qui seront abordées dans la section suivante.

3. Simulations de l'essai de rayure sur le WC-Co à l'échelle microstructurale

Les simulations de l'essai de rayure à l'échelle microstructurale permettent d'évaluer la contribution des différents mécanismes d'endommagement lors des essais de rayure dans les phases WC et Co et dans les interfaces WC/WC et WC/Co à la surface de contact avec l'indenteur ainsi qu'à l'intérieur du composite WC-Co. Ces mécanismes peuvent être influencés par la pression de contact appliquée, la température du matériau et la teneur en cobalt. Dans cette section, la mise en place de ces simulations est détaillée en exposant d'abord la géométrie des différents éléments constituant le contact et les conditions aux limites.

3.1. Géométrie

La géométrie du modèle simulant l'endommagement de la microstructure du WC-Co lors des essais de rayure est illustré sur la Figure IV.6. Cette géométrie est construite non seulement pour évaluer l'endommagement à la surface de contact avec l'indenteur mais

également à l'intérieur du composite WC-Co. Ce modèle 3D est constitué de trois parties : (i) la microstructure WC-Co de taille 1x1 µm construite dans le chapitre III, (ii) un enrobage et (iii) une surface rigide.

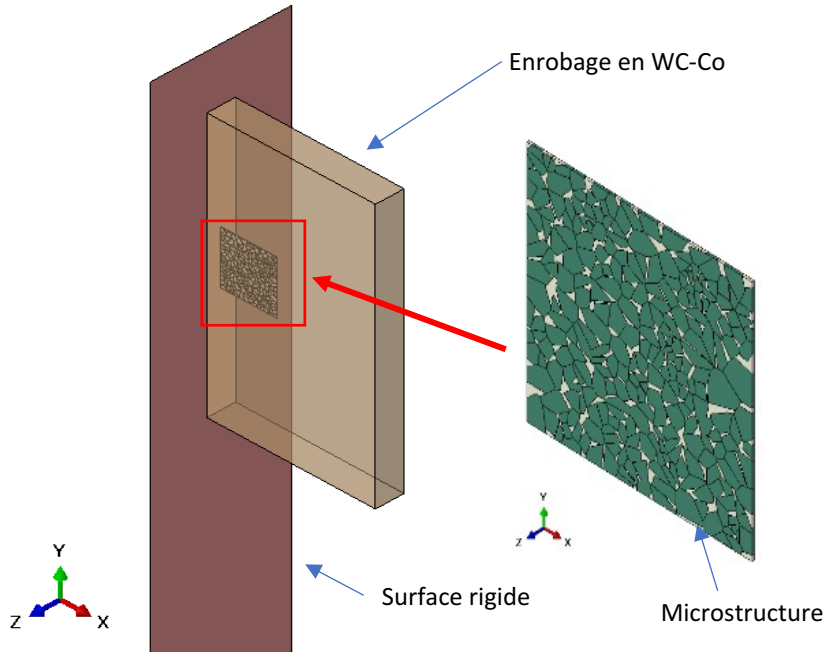


Figure IV.6. Géométrie des différentes parties en contact dans la simulation d'un essai de rayure à l'échelle de la microstructure. L'assemblage microstructure-enrobage modélise une portion locale du matériau en WC-Co. La surface rigide représente la pointe de l'indenteur.

L'enrobage, dont le comportement thermomécanique est celui d'un composite WC-Co homogénéisé, entoure complétement la microstructure exceptée sur son bord gauche représentant la surface de contact avec la surface rigide. Son rôle permet d'éviter l'application directe des conditions aux limites sur la microstructure limitant ainsi les effets de bord. L'assemblage constitué de la microstructure et de l'enrobage modélise une portion locale de l'échantillon en WC-Co soumis à l'essai de rayure. Les dimensions de l'enrobage correspondent à 5 fois la longueur, 3 fois la largeur et 50 fois l'épaisseur de celles de la microstructure suivant les directions $\vec{x}$, $\vec{y}$ et $\vec{z}$ respectivement.

La surface rigide en contact avec l'assemblage enrobage-microstucture représente une partie de l'indenteur. Cette surface plane est une approximation géométrique tolérable comparée à une taille de la microstructure d'environ 1 µm.

3.2. Conditions aux limites

Les résultats des simulations de l'essai de rayure à l'échelle macroscopique de la Section 2 ont révélé que le matériau subit un état de contrainte proche d'une compression confinée avec une pression hydrostatique intense. Dans les simulations de l'essai de rayure à l'échelle microscopique, un déplacement nul est imposé sur toutes les faces extérieures de l'enrobage dans la direction normale à ces faces exceptées pour la face en contact avec l'indenteur afin de simuler une compression confinée. Une étude présentée en Annexe 6 montre que l'état de

contraintes est bien similaire à celui issu des simulations à l'échelle macroscopique avec l'application de ces conditions aux limites. Les chargements imposés sur la surface rigide modélisant l'indenteur sont appliquées à un point de référence solidaire de la surface. L'application de ces chargements se réalise en deux étapes :

1ère étape : la première étape consiste à appliquer un déplacement selon l'axe $\vec{x}$ (voir Figure IV.6) sur la surface rigide afin de comprimer l'ensemble microstructure-enrobage et ainsi atteindre la pression de contact souhaitée. Cette dernière correspond à celle issue de la simulation macroscopique de l'essai de rayure. Initialement, la surface rigide est séparée de l'assemblage microstructure-enrobage d'une distance équivalente à 0.01 fois la longueur de la microstructure afin de faciliter la détection numérique du contact. Afin d'éviter l'effet tonneau, le frottement entre la surface et l'ensemble microstructure-enrobage est négligé durant cette première étape.

2ème étape : la seconde étape consiste à imposer une vitesse de glissement verticale, suivant l'axe $\vec{y}$ (voir Figure IV.6), à la surface rigide tout en maintenant la pression de contact appliquée précédemment. Cette étape simule le glissement de l'indenteur le long des grains. La vitesse de glissement correspond à celle utilisée lors des essais de rayure. Contrairement à la première étape, le frottement entre la surface rigide et l'assemblage microstructure-enrobage est considéré en imposant un coefficient de frottement de 0.4, correspondant à celui mesuré lors des essais expérimentaux du chapitre II.

3.3. Contact

Les nœuds de l'enrobage et de la microstructure en contact sont liés entre eux afin de garantir une continuité des déplacements entre ces deux parties grâce à un contact '*TIE*'. L'interaction de l'ensemble microstructure-enrobage avec la surface rigide est réalisée en définissant un contact de type '*surface-to-surface*', basé sur la méthode de pénalité. La surface rigide est considérée comme maître tandis que l'ensemble microstructure-enrobage est esclave. Le coefficient de frottement de 0.4 est imposé dans ce contact. En revanche, la génération de chaleur par frottement est négligée.

3.4. Maillage

Le maillage de l'enrobage est composé de 386 197 éléments tétraédriques de type C3D4 comportant 4 nœuds et 2 points d'intégration, voir Figure IV.7 (a). La taille des éléments est de 0.2 fois la longueur de la microstructure. Toutefois, le maillage est affiné de manière progressive aux abords de la microstructure de sorte que la dimension des éléments soit adaptée à la microstructure. Le maillage de la surface de l'enrobage en contact avec la surface rigide est également raffiné avec une taille d'élément de 0.05 fois la longueur de la microstructure. Le maillage de la surface rigide, présenté dans la Figure IV.7 (b), est composé de 27 500 éléments

quadratiques de type S4R à 4 nœuds de type coque. La taille uniforme des éléments est de 0.1 fois la longueur de la microstructure.

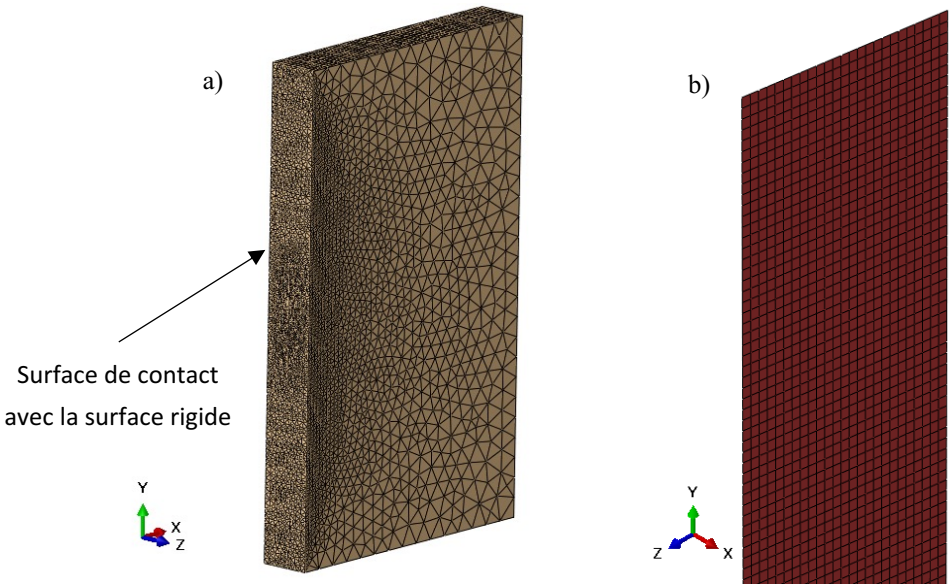


Figure IV.7. Maillages de l'enrobage (a) et de la surface rigide (b) utilisés lors des simulations de frottement.

3.5. Calcul

L'ensemble des simulations ont été réalisées sur le logiciel de calcul par éléments-finis Abaqus/Standard en condition quasi-statique. Les calculs sont lancés sur 15 CPU en parallèle et le temps moyen d'une simulation est de 2 heures. Chaque simulation a été répétée sur trois microstructures différentes afin d'observer l'étendue des résultats. Ainsi, les barres d'erreurs présentes dans les courbes présentées dans les sections suivantes traduisent la dispersion des résultats.

Il est à noter que durant la seconde étape de la simulation, le logiciel augmente le coefficient de frottement linéairement par rapport au nombre d'itération pour atteindre à la fin de l'étape la valeur imposée de 0.4. Quelle que soit la durée de cette seconde étape, le résultat final est identique indiquant que le calcul converge vers une solution stationnaire pour un nombre d'itérations suffisant.

4. Résultats et discussions

Cette section se décompose en trois parties. La première est consacrée à une analyse de l'endommagement des phases Co, WC et des interfaces WC/WC et WC/Co dans une microstructure où une pression de contact de 15 GPa est appliquée à un composite WC-7wt%Co à une vitesse de glissement de 5 mm/s sous une température de 20 °C. Dans cette configuration, nommée 'cas de référence', la valeur de 15 GPa correspond à la pression de contact moyenne obtenue lors des simulations des essais de rayure macroscopiques de la Section 2 lorsqu'une force de 20 N a été appliquée. Les analyses et les tendances identifiées dans cette configuration

pourront être généralisées à l'ensemble des simulations, à l'exception de celles pour lesquelles des cas particuliers seront explicitement signalés.

La seconde partie est dédiée à l'étude de l'influence de la pression de contact, de la teneur en cobalt et de la température sur l'endommagement des phases et des interfaces WC/WC et WC/Co. Bien que les essais de rayure du chapitre II soient réalisées à température ambiante, cette étude prédictive est menée pour différentes températures afin d'analyser ces effets sur les mécanismes d'endommagement. Il est également rappelé que les chaleurs générées par le frottement et par la déformation plastique sont négligées. Il est toutefois à noter que l'effet de la vitesse de glissement de l'indenteur n'a pas été prise en compte dans cette étude paramétrique. En effet, les simulations réalisées à différentes vitesses de glissement ont abouti au même résultat final bien que seul le comportement de la phase cobalt soit sensible aux vitesses de déformation plastique. Cette insensibilité à la vitesse de glissement du modèle est cohérente avec les observations des essais menés dans le chapitre II pour des vitesses de glissement inférieures à 10 mm/s. Toutefois, pour une fréquence de 5 Hz conduisant à une vitesse moyenne de 100 mm/s, la rayure est plus marquée. Ce phénomène n'est donc pas reproduit par nos simulations. La dernière partie de cette section discutera les limitations du modèle.

4.1. Étude de l'endommagement pour le cas de référence

Cette analyse permet de discuter les champs d'endommagements de la phase cobalt, la phase carbure et ceux des interfaces WC/WC et WC/Co du cas de référence correspondant à la simulation appliquée sur un composite WC-7wt%Co sous une pression de contact de 15 GPa et une température de 20 °C.

4.1.1. Endommagement de la phase cobalt (Co)

Lors de la première étape de la simulation, l'ensemble enrobage-microstructure est comprimé par la surface rigide comme montré sur la Figure IV.6. Au cours de cette étape, aucun endommagement n'a été initié dans la phase cobalt. La microstructure subit une compression confinée où la pression hydrostatique intense repousse l'initiation de l'endommagement de cette phase. En effet, l'initiation de l'endommagement est contrôlée par la déformation plastique équivalente critique $\bar{\varepsilon}_{pl}^{c}$ qui elle-même dépend de la triaxialité des contraintes $\eta = -p/J_2$ (courbe rouge dans la Figure IV.8). Lorsque la pression hydrostatique p croît, la triaxialité η décroît, augmentant par conséquent la déformation plastique équivalente critique $\bar{\varepsilon}_{pl}^{c}$. Dans la Figure IV.8, chaque couple $(\eta; \bar{\varepsilon}_{pl})$, calculé en chaque point d'intégration dans la phase cobalt, est représenté par des points à dominante bleue. Ces points localisés vers les triaxialités négatives sont inférieurs à $\bar{\varepsilon}_{pl}^{c}$, justifiant l'absence d'endommagement dans la première étape du chargement.

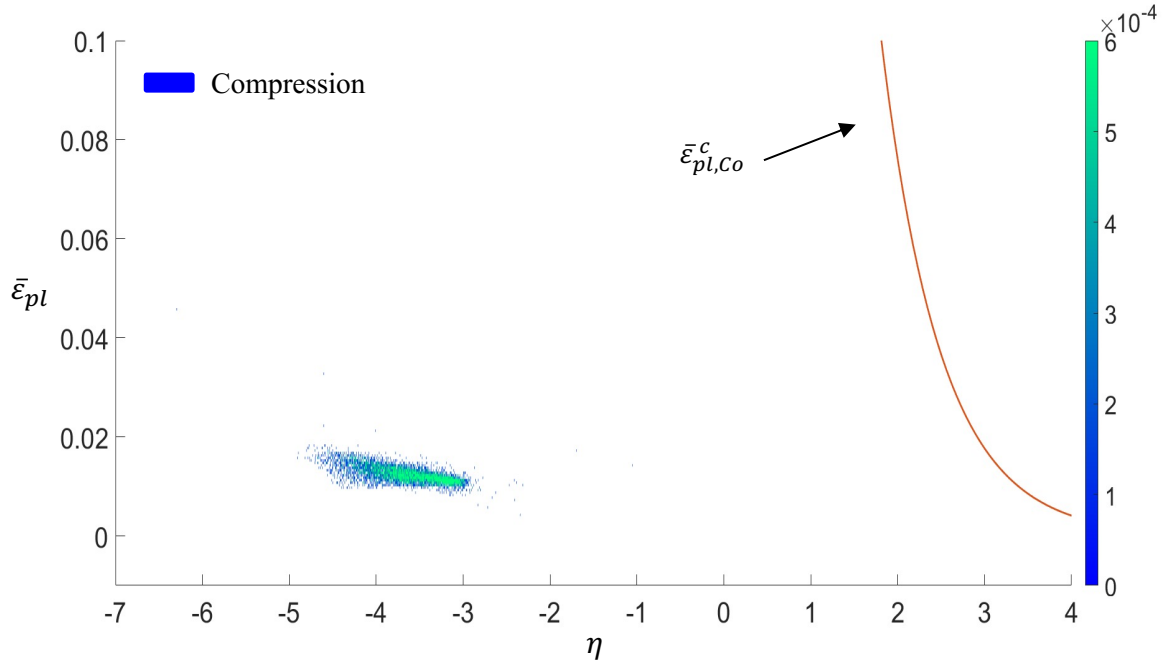


Figure IV.8. Diagramme $\eta - \bar{\varepsilon}_{pl}$ calculé en chaque point d'intégration de la phase Co lors de la première étape de compression de la simulation. Chaque « point » de la figure correspond à un carré de dimension 50×50 MPa contenant un groupe d'état de contraintes. La couleur de la barre indique la probabilité de trouver ce groupe d'état de contraintes. La courbe en rouge correspond à la déformation plastique critique, dépendante de la triaxialité η, à partir de laquelle l'endommagement du cobalt est initié.

Lors de la seconde étape du chargement (compression + glissement), la surface rigide glisse en frottant sur le bord gauche de l'enrobage-microstructure. A la fin de cette étape, la Figure IV.9 montre que les couples $(\eta; \bar{\varepsilon}_{pl})$, symbolisés par les points à dominante rouge, se distinguent à peine de leurs homologues calculés à la fin de la première étape. Ainsi, la sollicitation en cisaillement induit par le frottement à la surface de contact de la microstructure n'a que très peu d'effet sur la triaxialité de la phase Co. Pour l'ensemble des couples $(\eta; \bar{\varepsilon}_{pl})$, la déformation plastique équivalente est toujours inférieure à son seuil critique indiquant que l'endommagement de la phase cobalt n'est pas encore initié. Ce constat est applicable pour l'ensemble des simulations réalisées dans cette analyse.

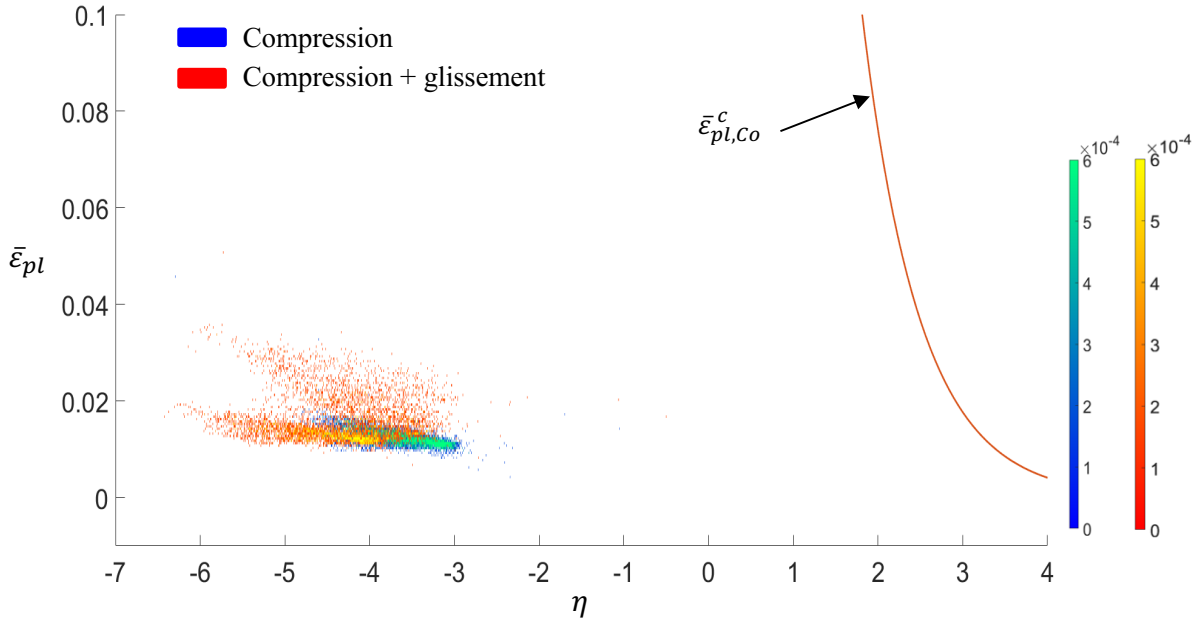


Figure IV.9. Diagramme $\eta - \bar{\varepsilon}_{pl}$ calculé en chaque point d'intégration de la phase Co lors de la seconde étape de la simulation (points à dominante rouge), et comparé à ceux calculés lors de la première étape (points à dominante bleu). Chaque « point » de la figure correspond à un carré de dimension 50×50 MPa contenant un groupe d'état de contraintes. La couleur de la barre indique la probabilité de trouver ce groupe d'état de contraintes. La courbe en rouge correspond à la déformation plastique critique, dépendante de la triaxialité η, à partir de laquelle l'endommagement du cobalt est initié.

Toutefois, plusieurs auteurs (M. G. Gee, 2001; M. G. Gee & Nimishakavi, 2011; Rajendhran et al., 2021) ont observé, à la surface de contact, une extrusion de la phase cobalt, comprimée entre les grains de carbure, suivie de son étalement sous l'action de l'indenteur. Ce mécanisme n'est pas reproduit dans les simulations, en raison de la présence d'une surface rigide recouvrant entièrement la microstructure. Si cette surface de contact n'était que partiellement recouverte, la phase cobalt pourrait s'extruder localement par déformation plastique à l'avant de l'indenteur. Cependant, un tel phénomène induirait une distorsion excessive des éléments finis, susceptible de provoquer l'arrêt prématuré du calcul.

4.1.2. *Endommagement de la phase carbure de tungstène (WC)*

De même que la phase cobalt, l'endommagement de la phase WC n'a pas été initié durant la première étape du chargement. En effet, la Figure IV.10 (a) montre les états de contraintes représentés par les couples $(p; J_2)$ dans la phase WC calculés aux points d'intégration pour une pression de contact de 15 GPa, une température de 20 °C et une nuance de WC-7wt%Co. Ces états de contrainte, symbolisés par des points à dominante bleue dans un diagramme $p - J_2$, sont tous localisés sous le critère d'initiation d'endommagement vers les pressions hydrostatiques positives. Au cours de la seconde étape de la simulation, l'indenteur frotte sur la surface de la microstructure modifiant les états de contraintes représentés cette fois par des points à dominante rouges dans la Figure IV.10 (b). Comparé à la première étape, une partie des points ont franchi le seuil d'initiation de l'endommagement. L'élévation de ces points

correspond à une augmentation de la contrainte équivalente de von Mises J_2 causé par le cisaillement généré par le frottement.

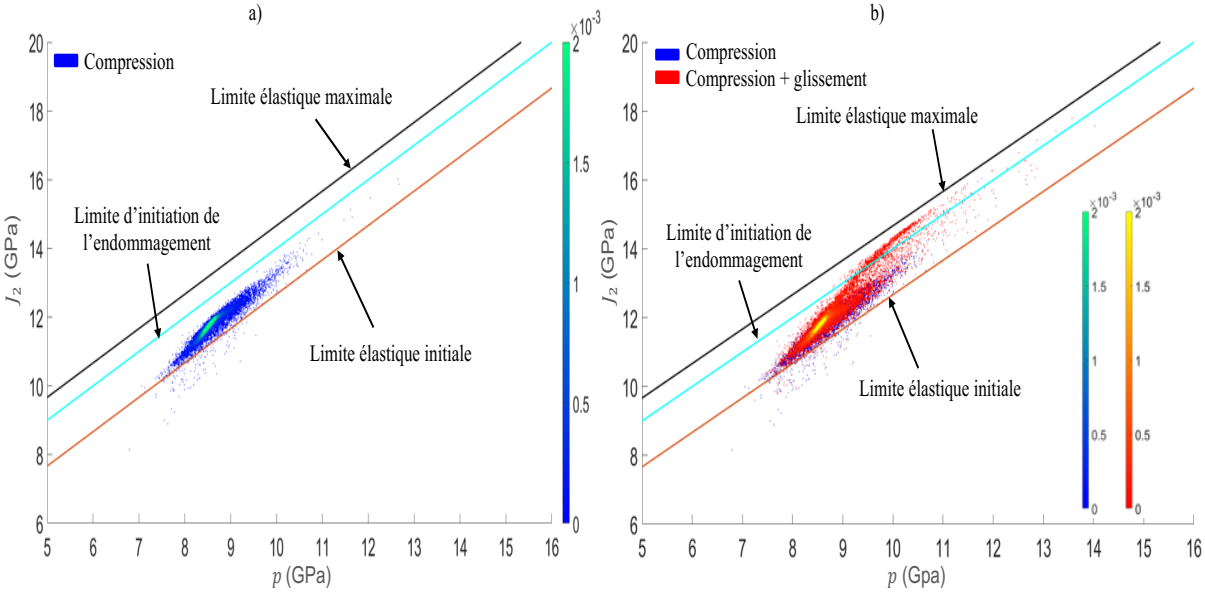


Figure IV.10. États de contraintes de la phase carbure caractérisés par des points dans le diagramme $p - J_2$, lors de la première étape de compression (a) et lors de la seconde étape de glissement (b). Chaque « point » de la figure correspond à un carré de dimension 50×50 MPa contenant un groupe d'état de contraintes. La couleur de la barre indique la probabilité de trouver ce groupe d'état de contraintes.

Afin de localiser la phase WC endommagée, la Figure IV.11 présente le critère d'initiation de l'endommagement φ_D dans la microstructure. La phase carbure dont l'endommagement est initié ($\varphi_D = 1$) se concentre essentiellement dans une bande le long de la surface de contact où le cisaillement est le plus intense comme le montre le champ de déplacement dans la direction du glissement, voir Figure IV.12. Le champ d'endommagement ne sera pas étudié dans ce chapitre car il dépasse à peine la valeur de 0.01. L'évolution de cet endommagement est contrôlée par l'énergie de fissuration dont sa valeur élevée dans les simulations reste encore discutable comme le mentionne la Section 3 du chapitre III. Ainsi, l'expression « phase WC endommagée » fera dans la suite référence à la phase WC ayant franchi le critère d'initiation.

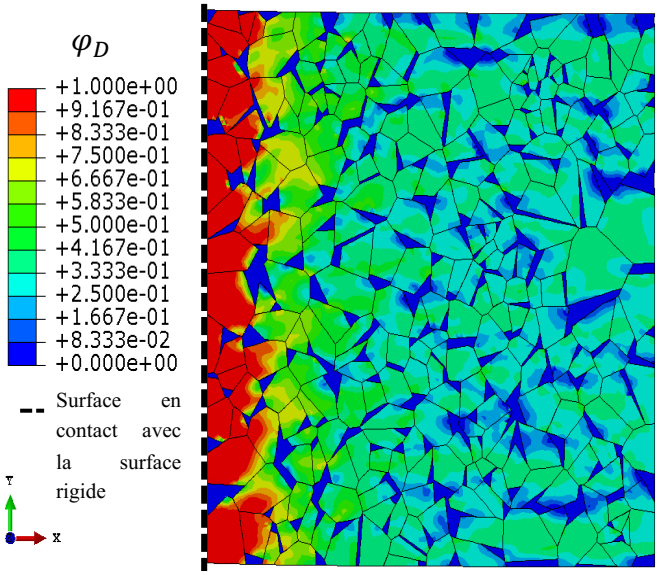


Figure IV.11. Champs φ_D montrant l'initiation de l'endommagement de la phase WC pour une microstructure à 7wt% Co lors des simulations dans le cas de référence (pression de contact de 15 GPa à 20 °C).

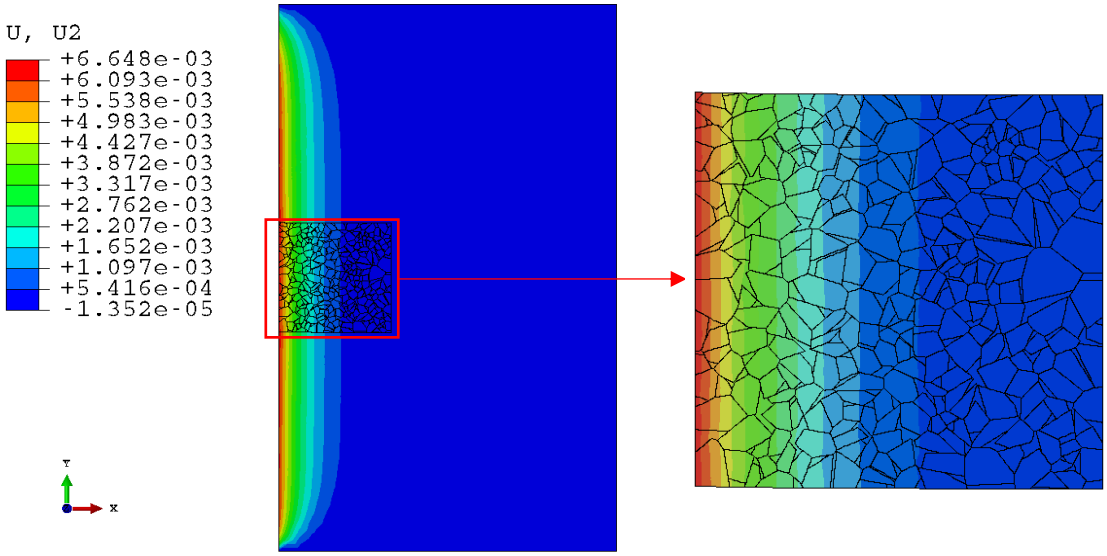


Figure IV.12. Champ de déplacements de l'enrobage et de la microstructure dans la direction du glissement.

Bien que le nombre de grains et la taille des éléments pour les microstructures ont été choisis dans la chapitre III pour représenter le comportement thermomécanique global du composite WC-Co, le champ φ_D peut dépendre de ces deux paramètres dans les présentes simulations. Pour évaluer leurs influences sur l'étendue de la zone endommagée dans les microstructures, le rapport D_{WC} correspondant au taux (ou pourcentage) de phase carbure endommagé est calculé par la relation suivante :

$$D_{WC} = \frac{V_{WC}^{d}}{V_{WC}} \qquad \text{(IV. 1)}$$

où V_{WC}^{d}et V_{WC}^{d} sont respectivement les volumes endommagé et totale de carbure dans la microstructure.

La Figure IV.13 montre l'évolution de D_{WC} en fonction de la taille des éléments. La valeur de D_{WC} converge à partir d'une taille d'élément de 0.03 µm soit 4 332 éléments, sachant que la taille utilisée dans le chapitre III est de 0.01 µm. La zone endommagée est donc indépendante du maillage. Notons cependant que l'endommagement de cette phase reste très faible et l'adoucissement qu'il implique sur le comportement du WC est perfectible. Cet adoucissement s'il était plus prononcé impliquerait une décroissance de la contrainte dans les courbes contraintes-déformations et engendrerait un phénomène de localisation de l'endommagement. Dans ce dernier cas, la zone endommagée dépendrait alors de la taille des éléments (Aifantis, 1984; Pijaudier-Cabot & Bažant, 1987).

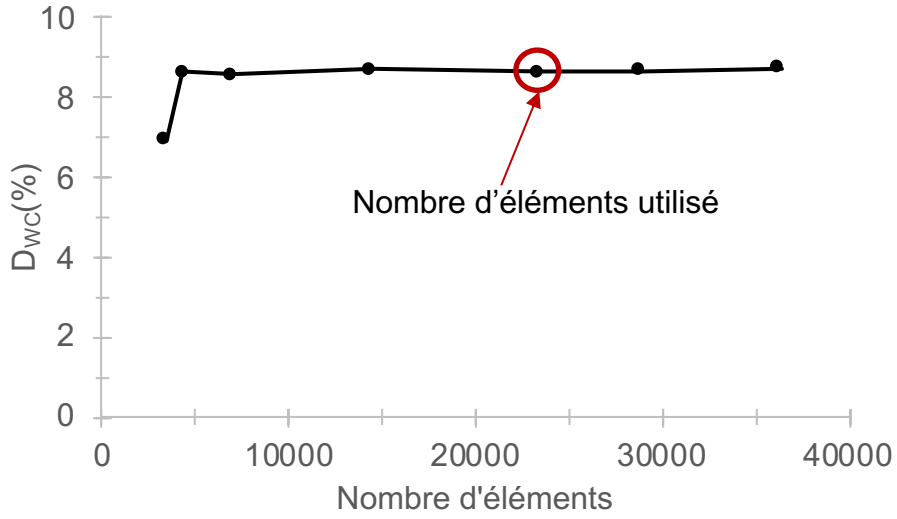


Figure IV.13. Évolution du taux de phase carbure endommagée en fonction du nombre d'éléments utilisé dans le maillage de la microstructure.

Lorsque la microstructure comporte un plus grand nombre de grains, ce qui correspond à une diminution de leurs tailles, les simulations indiquent que le rapport D_{WC} reste indépendant de cette variation comme le montre la Figure IV.14. En effet, dans la Section 2 du chapitre III, le comportement global de la microstructure converge à partir de 250 grains. Ainsi, pour les microstructures de 275, 300, 400, et 700 grains de la Figure IV.14, le comportement global est équivalent. De plus, rappelons que ce comportement global est utilisé pour modéliser celui de l'enrobage. Par conséquent, les assemblages enrobage-microstructure construits à partir de ces différentes microstructures présentent un comportement global similaire. Par exemple, le champ de déplacement dans la direction du glissement est identique dans des microstructures de 275 et 700 grains. Comme l'illustre la Figure IV.12, ce déplacement est plus intense à proximité du contact, en raison du frottement, ce qui explique la formation d'une zone endommagée de WC dans les microstructures dont l'étendue est identique quel que soit le nombre de grains supérieur à 250 grains. Il est donc impossible de relier l'épaisseur de la zone endommagée à la taille des grains de la microstructure dans la mesure où ces deux grandeurs sont indépendantes.

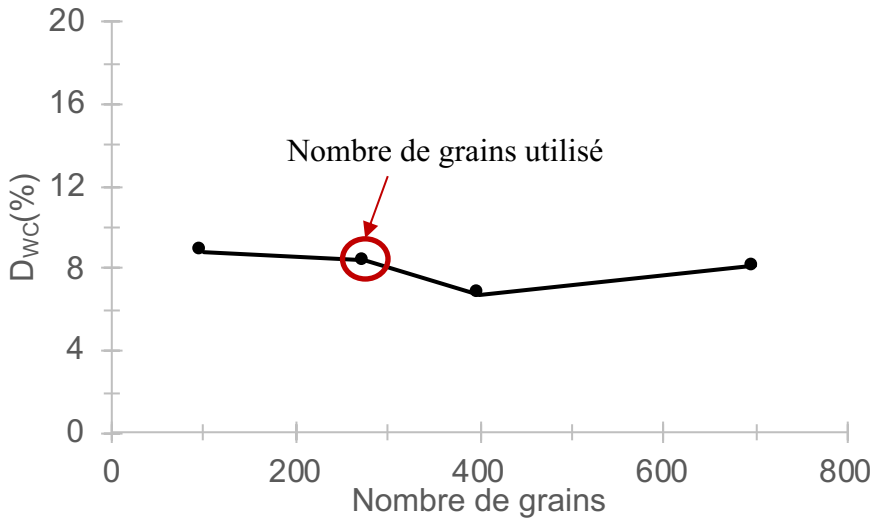


Figure IV.14. Évolution du taux de phase carbure endommagée avec le nombre la de grains de la microstructure.

Ainsi les microstructures du chapitre III comportant 275 grains et dont la taille des éléments est de 0.01 µm s'avère un bon choix pour simuler l'endommagement du WC.

4.1.3. Endommagement des interfaces WC/WC et WC/Co

Contrairement à la phase WC, l'endommagement des interfaces WC/WC et WC/Co est initié lors de la première étape de la simulation dans toute la microstructure. Les Figure IV.15 (a) et (b) montrent une cartographie des interfaces au sein de la microstructure respectivement à la fin des étapes 1 (compression) et 2 (compression et glissement). Les interfaces où l'endommagement est totalement initié sont représentés en rouge et celles qui le sont partiellement en bleu. Quant aux interfaces saines, elles sont représentées en traits pointillés noirs. De manière similaire à la phase WC, l'évolution de l'endommagement des interfaces est contrôlée par l'énergie de fissuration dont la valeur élevée dans les simulations reste encore discutée. Ainsi, l'expression « interfaces endommagées » fera référence aux interfaces ayant franchi le critère d'initiation de l'endommagement.

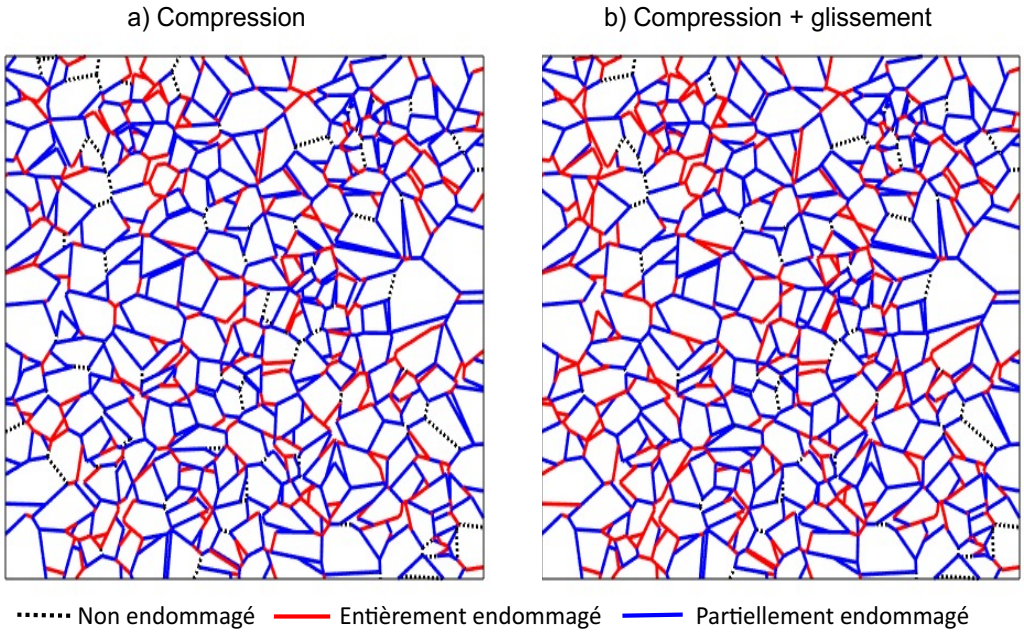


Figure IV.15. Cartographie des interfaces saines et endommagées. Sont représentées en rouge, les interfaces totalement endommagées et en bleu celles qui le sont partiellement. Les interfaces saines sont représentées en traits pointillés noirs. a) lors de la première étape de compression. b) lors de la seconde étape de glissement.

A la fin de la première étape, la répartition des interfaces endommagées dans la microstructure semble homogène. Afin de confirmer cette analyse, la microstructure a été divisée en quatre zones égales séparées entre elles par une ligne en traits pointillés rouges (voir Figure IV.16). Les zones sont numérotées de 1 à 4 en partant de la surface de contact vers l'intérieur de la microstructure. Une interface appartient à la zone *i* dès lors que son centre se trouve dans cette zone. La Figure IV.16 illustre la répartition de l'ensemble des interfaces dans chaque zone. Cette répartition est globalement homogène entre les zones, avec une part moyenne d'environ 25 % et une variation estimée à ±5 %.

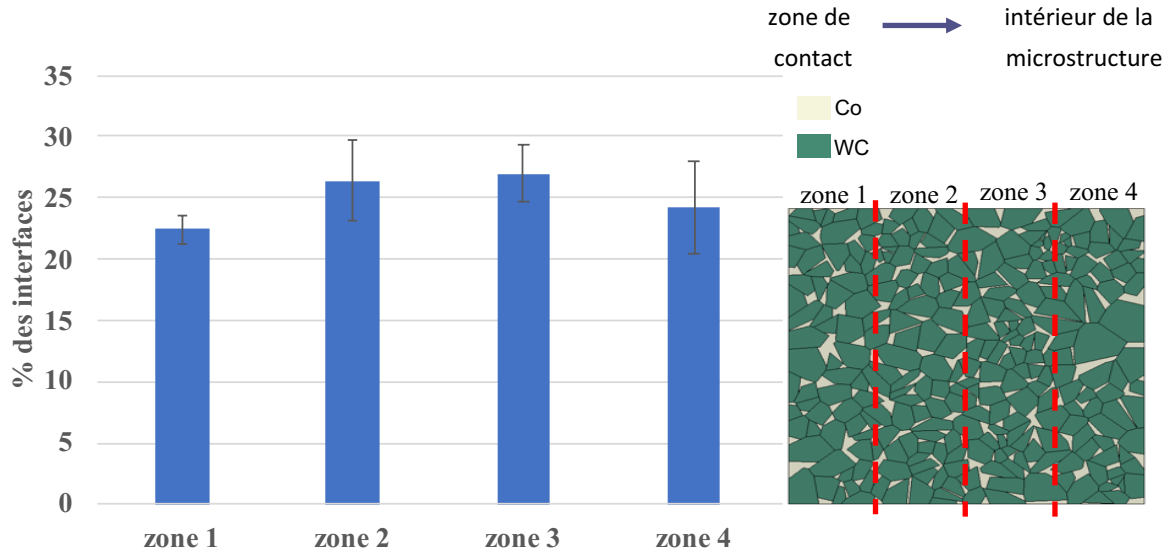


Figure IV.16. Répartition moyenne de l'aire de l'ensemble des interfaces dans les microstructures générées pour les simulations.

Pour chacune des zones, le taux (ou pourcentage) d'interfaces endommagées D_{int}^{i} dans la zone i est calculé par la formule suivante :

$$D_{int}^{i} = \frac{S_{D,int}^{i}}{S_{tot,int}^{i}} \qquad \text{(IV. 2)}$$

$S_{D,int}^{i}$ et $S_{tot,int}^{i}$ désignent respectivement la somme des aires endommagées et l'aire totale des interfaces localisées dans la zone i.

À l'issue de la première étape, le taux d'interface endommagées D_{int}^{i} est d'environ 27 % dans chaque zone, avec une variation de ±2.5 %. Cela indique un endommagement quasi-uniforme des interfaces dans la microstructure, cohérent avec un état de contrainte induit par la compression de la surface rigide globalement homogène dans l'ensemble enrobage–microstructure. A la fin de la seconde étape où le glissement de la surface rigide s'active, les interfaces nouvellement endommagées sont majoritairement localisées à proximité de la surface de contact, voir Figure IV.15 (b). Ce constat est confirmé par la Figure IV.17 qui présente le taux d'interfaces endommagées dans chacune des zones lors des deux étapes de la simulation. Le taux dans la zone 1, adjacent à la surface de contact, augmente de 25 à 45 % entre la première et la seconde étape de la simulation, tandis que celui de la zone 4 reste stable. Cette différence s'explique par le cisaillement intense dans la zone 1 induit par le frottement dans la surface de contact.

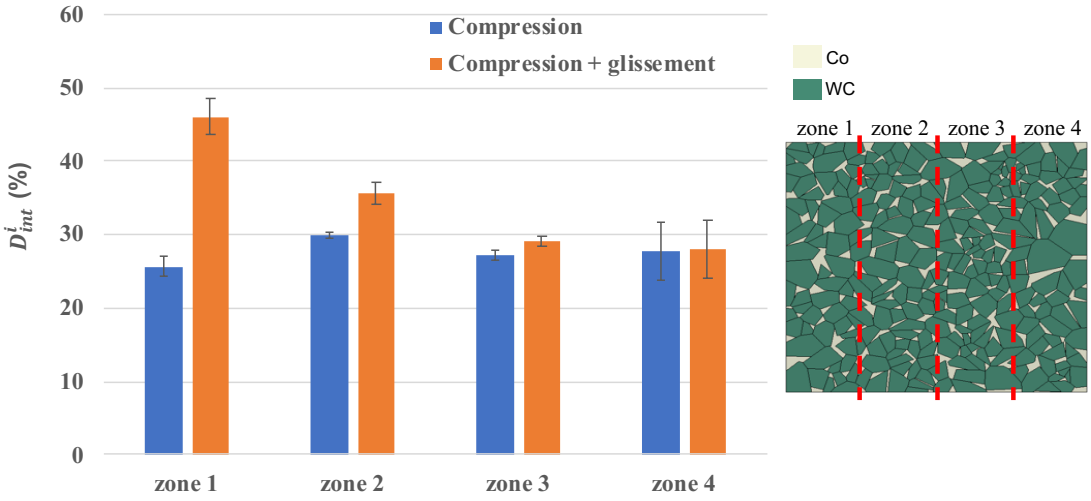


Figure IV.17. Évaluation du taux d'interfaces endommagées pour chaque zone i des microstructures.

Des résultats semblables avaient également été rapportés dans la thèse d'Agode (Agode Kofi Edoh, 2022). Toutefois, les valeurs du critère d'initiation de l'endommagement des interfaces dans ces travaux restaient inférieures à 0.2, sous le seuil requis de 1 pour que l'endommagement se manifeste. Cette différence entre les simulations d'Agode (Agode Kofi Edoh, 2022) et celles présentées ici, ne s'expliquent pas seulement par la pression de contact qu'il applique (qui est 5 fois plus faible), mais également par l'emploi d'une loi cohésive

incluant une partie élastique. Rappelons que cette loi cohésive a tendance à diminuer la rigidité de la microstructure, voir Section 5.2 du chapitre III.

4.1.3.1. Effets de la taille des éléments et celle des grains

L'endommagement des interfaces est dépendant de la taille des éléments et du nombre de grains. Afin d'évaluer cette dépendance, le taux (ou pourcentage) d'interfaces endommagées D_{int} de la microstructure est introduit. Ce taux est défini par :

$$D_{int} = \frac{S_{D,int}}{S_{tot,int}} \tag{IV. 3}$$

où $S_{D,int}$ et $S_{tot,int}$ correspondent respectivement à la somme des aires endommagées et l'aire totale des interfaces dans toute la microstructure. La Figure IV.18 montre que le taux D_{int} en fonction du nombre d'élément croît de 12 à 42 % lorsque la taille de l'élément est divisée par 4. Cette croissance diminue après une taille d'élément de 0.009 µm. Pour la taille d'éléments choisie de 0.01 µm, le taux D_{int} est de 32 %.

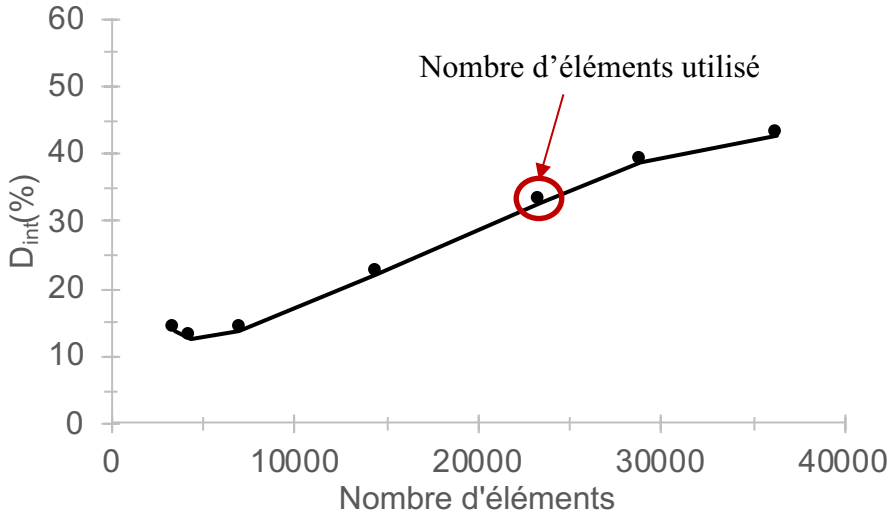


Figure IV.18. Évolution du taux d'interfaces endommagées en fonctions du nombre d'éléments utilisé pour le maillage de la microstructure.

Un comportement similaire est observé lorsque le nombre de grains augmente, impliquant une diminution de la taille des interfaces. La Figure IV.19 illustre une hausse du taux D_{int} de 22 à 47 % lorsque le nombre de grains est multiplié par 7, pour une taille moyenne d'élément de 0.01 µm.

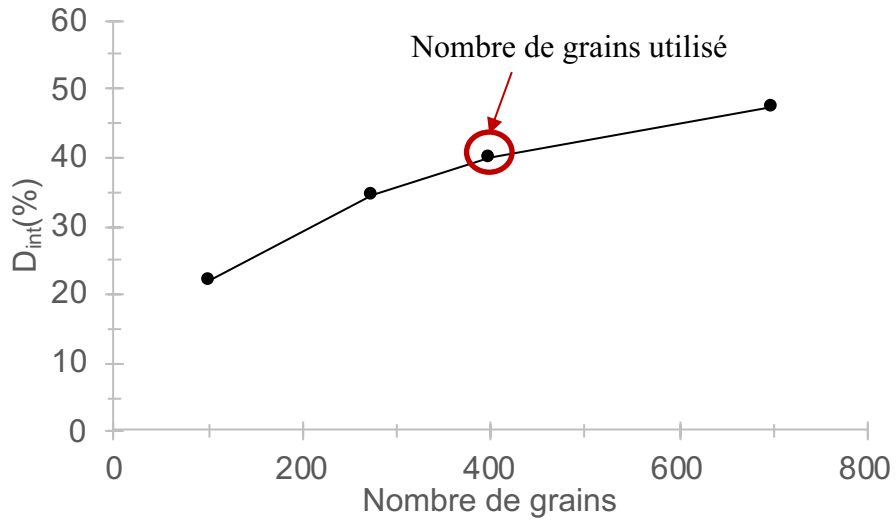


Figure IV.19. Évolution du taux d'interfaces endommagées en fonction du nombre de grains utilisé pour générer les microstructures.

Il est donc recommandé de choisir une microstructure contenant un nombre de grains suffisamment grand pour être représentative (VER) du comportement global du composite. Cependant, il faut veiller à ne pas en inclure un nombre excessif de grain afin de préserver une discrétisation adéquate des interfaces. La taille moyenne des éléments de 0.01 µm choisie dans ce travail s'avère un bon compromis et permet d'éviter surtout des temps de calcul trop long. Toutefois, l'augmentation du nombre d'interfaces endommagées lors de la seconde étape et à proximité de la zone de contact sont des tendances observées aussi pour les autres maillages.

Bien que ces résultats pour les interfaces restent qualitatifs, il est intéressant d'analyser l'influence d'autres facteurs comme l'orientation des interfaces et leurs types (WC/WC ou WC/Co).

4.1.3.2. Influences de l'orientation et du type d'interface sur l'endommagement

Dans toutes les microstructures générées, les interfaces sont orientées de manière aléatoire, sans direction dominante comme le montre la Figure IV.15. Afin de confirmer cela, l'ensemble des orientations mesurées pour chaque interface ont été discrétisées en intervalles angulaires de 10°. L'orientation d'une interface est déterminée par son inclinaison par rapport à l'axe horizontal comme illustré sur la Figure IV.20 présentant la distribution des orientations. Celle-ci apparaît relativement uniforme sur l'ensemble du domaine angulaire. Cette observation indique l'absence de direction préférentielle dominante, ce qui suggère que l'éventuel effet de l'orientation des interfaces sur les mécanismes étudiés ne résulte pas d'une anisotropie géométrique initiale de la microstructure.

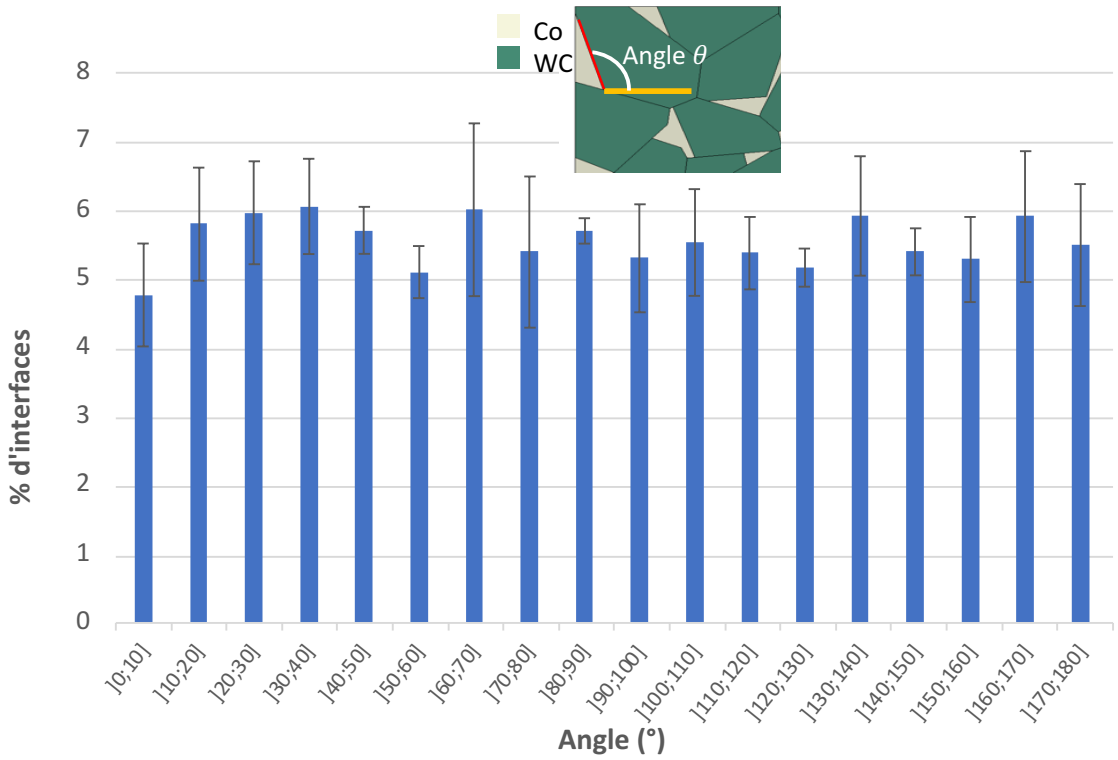


Figure IV.20. Répartition de l'orientation des interfaces dans les microstructures générées.

Le pourcentage d'interfaces entièrement endommagées dans la microstructure, réparties selon des intervalles d'orientation de 10° est illustré sur la Figure IV.21. Bien que l'endommagement soit présent pour toutes les orientations, les interfaces orientées entre 30 et 40° ainsi qu'entre 130 et 140°, présentent les taux les plus élevés atteignant 55 %. En revanche, les interfaces comprises entre 90 et 100° ainsi qu'entre 170 et 180°, sont les moins affectées, avec seulement 25 % d'endommagement. Lors de la seconde étape de la simulation, le taux d'interfaces endommagées augmente pour toutes les orientations conservant l'allure de cette distribution.

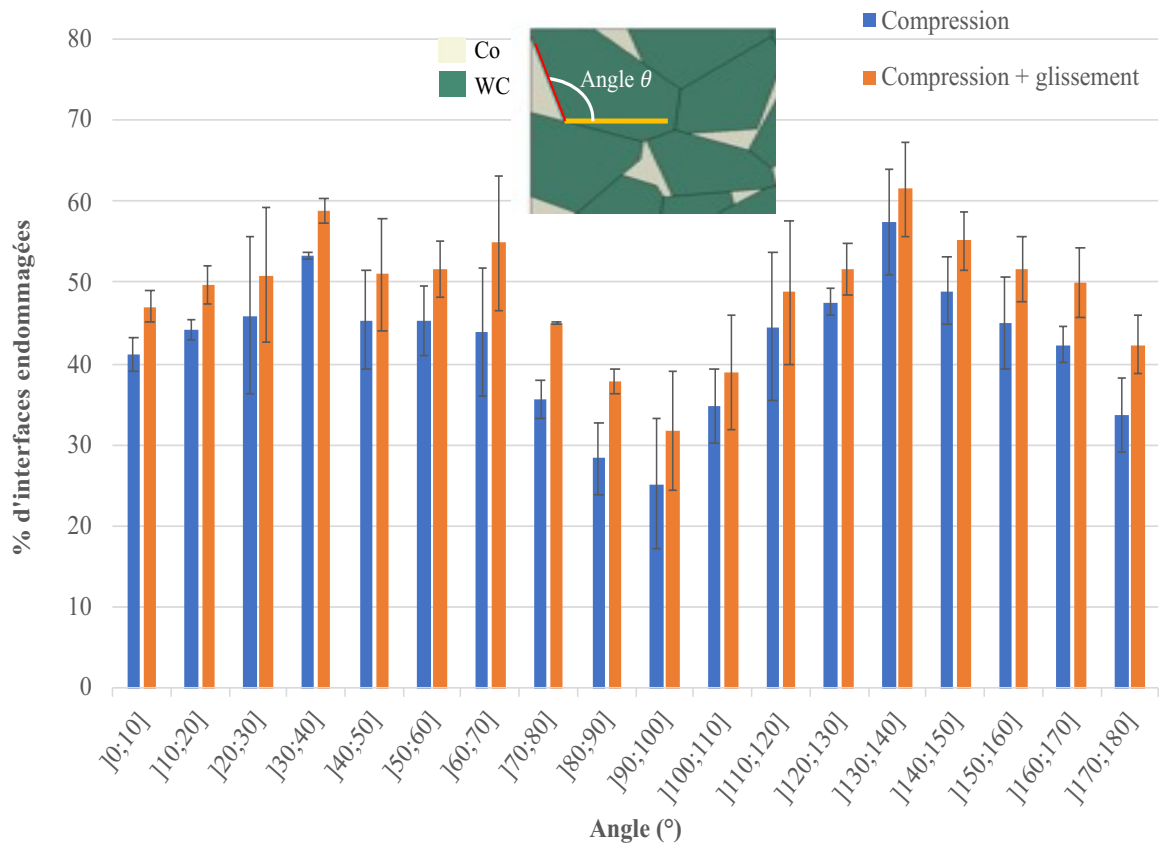


Figure IV.21. Pourcentage d'interfaces endommagées en fonction de son angle d'orientation, répartie selon des intervalles d'angle de 10°.

Dans toutes les microstructures simulées, les interfaces WC/Co occupent une place prépondérante, représentant en moyenne plus de 60 % de l'ensemble des interfaces comme le montre la Figure IV.22 (a) où le pourcentage d'interfaces WC/WC est comparé à ceux de type WC/Co dans la microstructure. Toutefois, l'analyse du taux d'interfaces endommagées par type d'interface révèle que les interfaces WC/Co sont majoritairement affectées, et ce malgré des propriétés identiques à celles des interfaces WC/WC dans le modèle. La Figure IV.22 (b) représente la part des interfaces de type WC/WC et WC/Co dans le taux d'interfaces endommagées D_{int}. Cette figure montre que 85 % de l'endommagement des interfaces concernent ceux de type WC/Co, contre seulement 15 % pour les interfaces de type WC/WC.

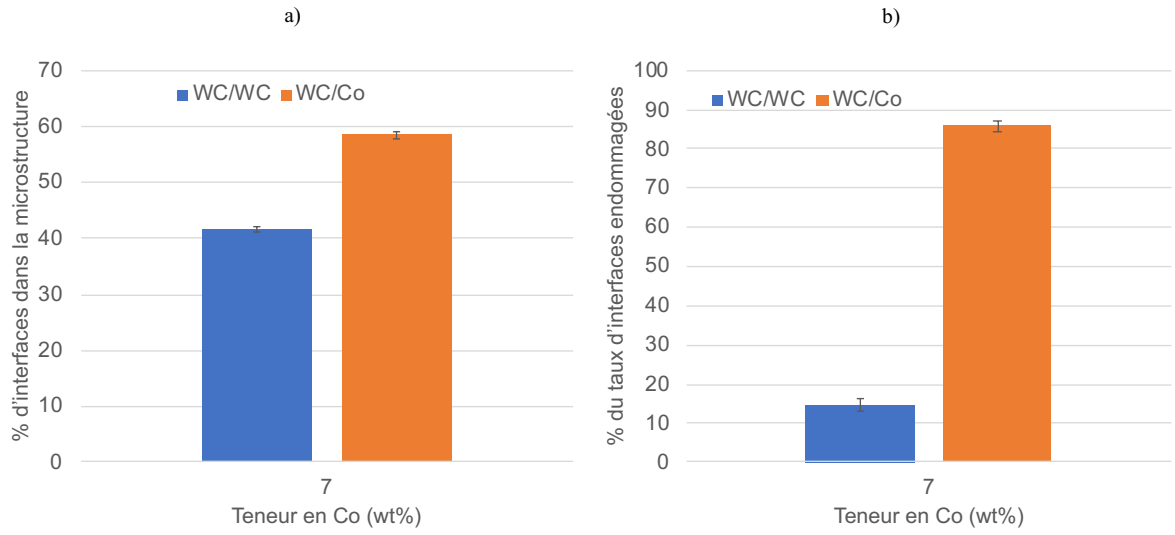


Figure IV.22. a) Répartition dans la microstructure des interfaces WC/WC et WC/Co. b) Pourcentage d'interfaces de type WC/WC et WC/Co dans le taux d'interfaces endommagées.

L'endommagement des interfaces se manifeste principalement sous un chargement en cisaillement, tandis que les phénomènes de traction restent marginaux, comme l'illustre la Figure IV.23. Cette prédominance du cisaillement s'explique à la fois par le comportement contrasté des deux phases, et par la géométrie particulière de la phase Co, souvent confinée entre les grains de WC favorisant l'écoulement plastique. En effet, la phase Co présente une déformation plastique équivalente nettement plus élevée que celle observée dans la phase WC, en raison de sa forte ductilité. Ce différentiel de déformation entre les deux phases engendre des contraintes de cisaillement au niveau des interfaces.

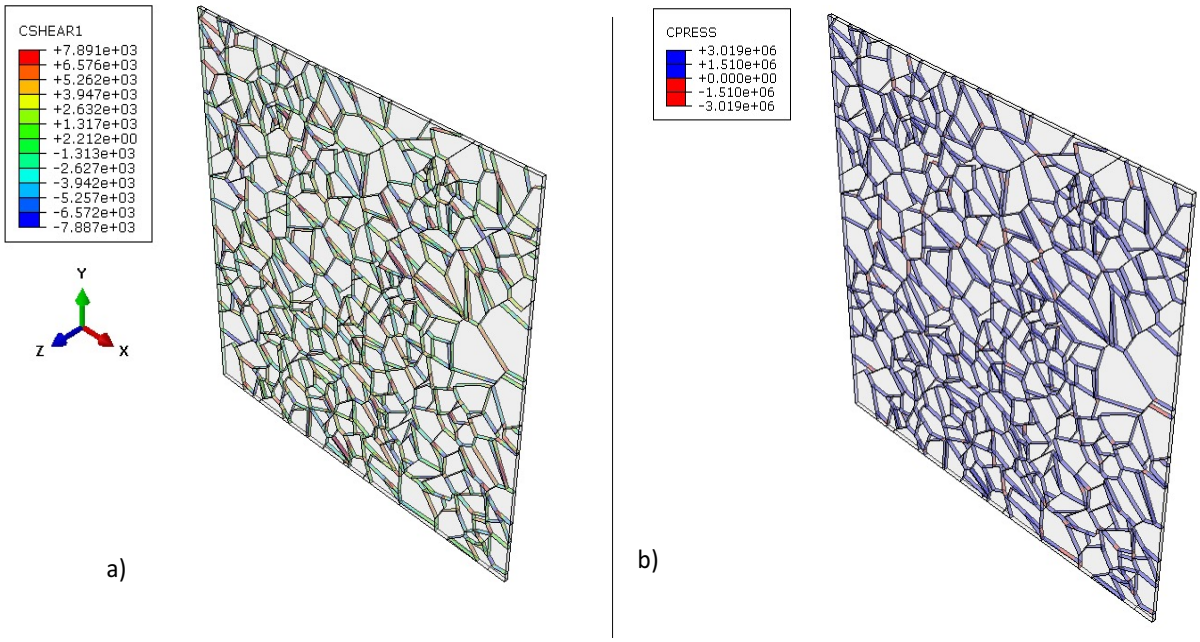


Figure IV.23. a) champ des contraintes de cisaillement τ_{xy} dans les interfaces. b) champ de pression de contact aux interfaces. Les régions bleues et rouges indiquent que les interfaces sont sujettes à des contraintes de compression et de traction dont les valeurs sont ici positives et négatives, respectivement.

4.2. Étude paramétrique

Le but de cette étude paramétrique est d'analyser l'effet de la pression de contact, de la teneur en cobalt et de la température sur l'endommagement des phases WC et Co, ainsi que celui des interfaces WC/WC et WC/Co. Le Tableau IV.2 présente le plan des simulations menées dans cette section où chaque facteur varie indépendamment de l'autre à partir du cas de référence où la pression de contact de 15 GPa est appliquée sur un composite WC-7wt%Co sous une température de 20 °C.

Tableau IV.2. Plan des simulations présentant les valeurs choisies pour les pressions de contact et les températures à appliquer ainsi que de la teneur en cobalt pour chaque cas.

<table>
<tr><th>Pression de contact
(GPa)</th><th>Nuance du WC-Co
(wt%)</th><th>Température
(°C)</th></tr>
<tr><td>15</td><td rowspan="3">7</td><td rowspan="4">20</td></tr>
<tr><td>20</td></tr>
<tr><td>25</td></tr>
<tr><td rowspan="4">15</td><td>10</td></tr>
<tr><td>12</td></tr>
<tr><td>15</td></tr>
<tr><td rowspan="4">7</td><td>20</td></tr>
<tr><td>100</td></tr>
<tr><td>200</td></tr>
<tr><td>400</td></tr>
</table>

Les pressions indiquées dans le Tableau IV.2, comprises entre 15 et 25 GPa, sont du même ordre de grandeur que les valeurs obtenues dans les simulations de l'essai de rayure à l'échelle macroscopique de la Section 2. Les nuances du WC-Co mentionnées dans le Tableau IV.2 sont celles utilisées dans les expériences du chapitre II. Les températures proposées sont inférieures à 400 °C, domaine où le modèle de comportement du cobalt reste valide. Bien que les essais de rayure du chapitre II aient été réalisés à température ambiante, une étude prédictive a été menée pour différentes températures afin d'analyser les effets sur les mécanismes d'endommagement. Il est également rappelé que la chaleur générée par le frottement et la déformation plastique est négligée.

Pour chaque étude paramétrique, une analyse de l'endommagement de la phase WC puis ceux des interfaces WC/WC et WC/Co est présentée. Ensuite, une comparaison qualitative des résultats numériques avec ceux obtenus lors des essais du chapitre II est proposée afin d'évaluer la cohérence du modèle avec les observations expérimentales. Cette comparaison est menée en supposant que l'usure observée lors des essais expérimentaux est la conséquence des mécanismes d'endommagement à l'échelle microstructurale.

4.2.1. Étude de l'influence de la pression de contact sur l'endommagement du WC-Co

Pour évaluer l'impact de la pression de contact sur l'endommagement de la microstructure, plusieurs simulations ont été réalisées en appliquant des pressions de contact de 15, 20 et 25 GPa à une température de 20 °C pour la nuance WC-7wt%Co.

i) Phase WC

Les champs d'endommagement des grains de WC sont illustrés sur la Figure IV.24 pour les trois pressions de contact à la fin de la simulation.

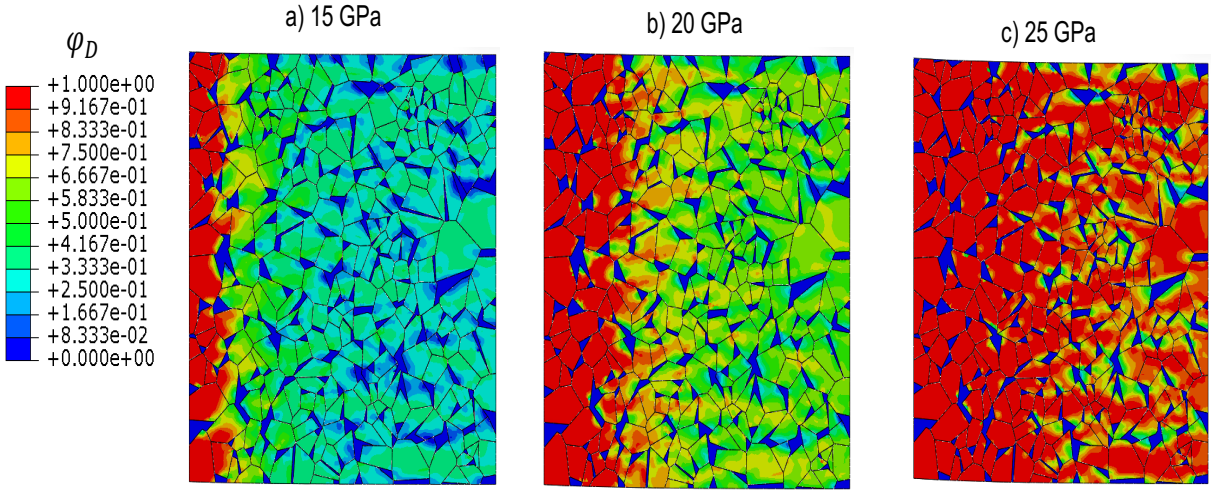


Figure IV.24. Champ d'endommagement de la phase WC pour des pressions de contact : a)15 GPa*, b)20* GPa *et c)25* GPa*.*

La Figure IV.25 présente l'évolution du taux de phase carbure endommagée D_{WC} calculé par la relation (IV.1) en fonction des pressions de contact comprises entre 15 et 25 GPa. Ce taux croît de manière brutale de 8 à 50 % lorsque la pression de contact augmente de 15 à 25 GPa.

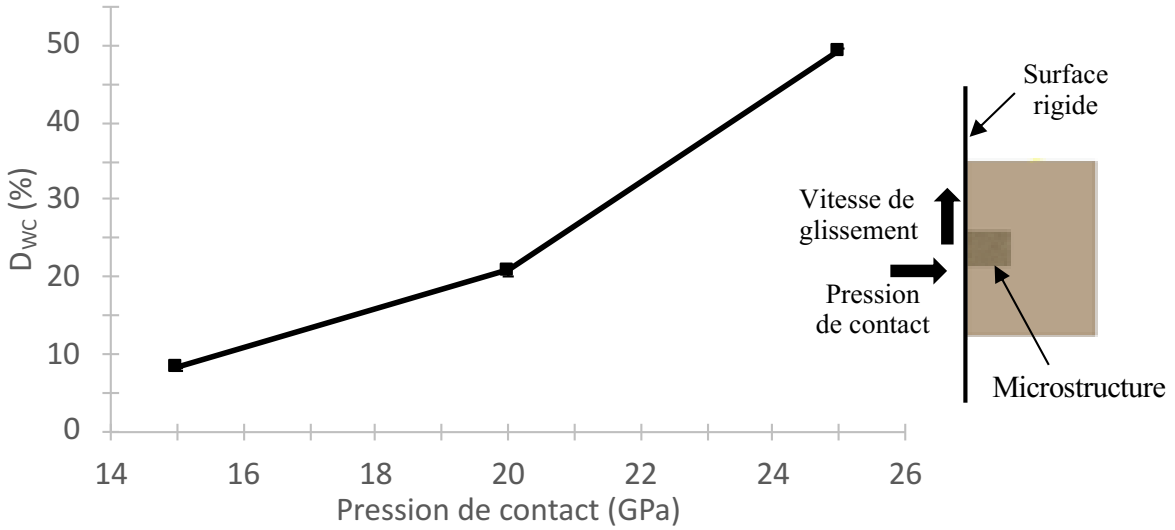


Figure IV.25. Évolution du taux de phase carbure endommagée en fonction de la pression de contact à 20 °C pour la nuance WC-7wt%Co.

Les grains endommagés dans la microstructure sont localisés dans le voisinage immédiat de la zone de contact avec la surface rigide, comme le montre les champs d'endommagement des grains de WC illustrés dans la Figure IV.24. Toutefois, pour une pression de contact de 25 GPa, bien que l'endommagement soit total dans les grains situés à proximité du contact, les autres grains de la microstructure sont partiellement endommagés. Afin de quantifier plus précisément cet endommagement, la microstructure est divisée en quatre zones de la même manière que dans la Section 4.1.3. Pour chacune de ces zones, le rapport d'endommagement D_{WC}^{i} est calculé selon la formule suivante :

$$D_{WC}^{i} = \frac{V_{D,WC}^{i}}{V_{tot,WC}^{i}} \qquad \text{(IV. 4)}$$

$V_{D,WC}^{i}$ et $V_{tot,WC}^{i}$ désignent respectivement la somme des volumes endommagés et le volume totale associés aux points d'intégrations localisés dans la zone i. Dans la zone 1 (voir Figure IV.26), proche du contact, le taux D_{WC}^{1} est de 96 % alors que celui de la zone 4, plus loin du contact, atteint 12 %.

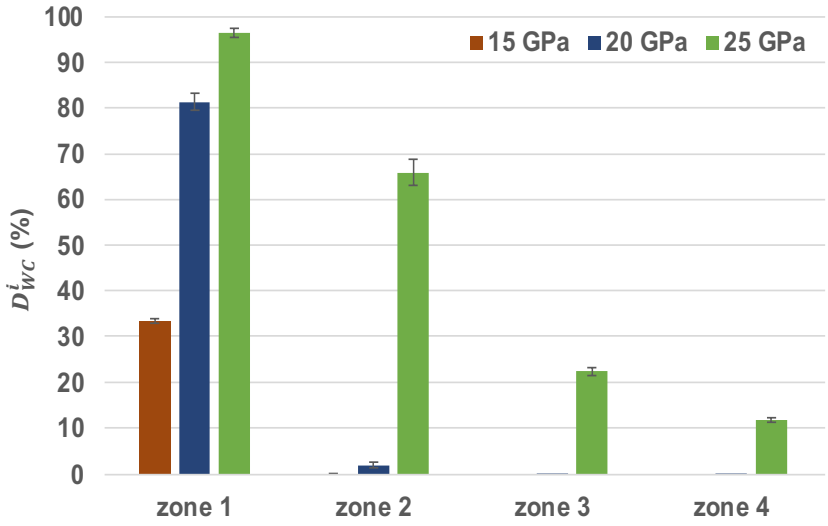


Figure IV.26. Taux de phase carbure endommagée dans chaque zone de la microstructure pour différentes pressions de contact à 20 °C. La nuance du carbure testée est WC-7wt%Co.

La raison de cet endommagement dans la zone 4 lors de la simulation à une pression de contact de 25 GPa est expliqué lors de la première étape de la simulation où la phase carbure s'endommage contrairement aux autres simulations de ce chapitre. En effet, comme le montre la Figure IV.27, l'endommagement est partiel dans toute la phase WC à la fin de la première étape. Sa répartition semble former des lignes parallèles au sens du chargement analogue à des chaînes de force qui sont également observées dans la compression des matériaux granulaires. Ces chaînes de force sont des chemins préférentiels par lesquels les forces de contact se transmettent entre les grains.

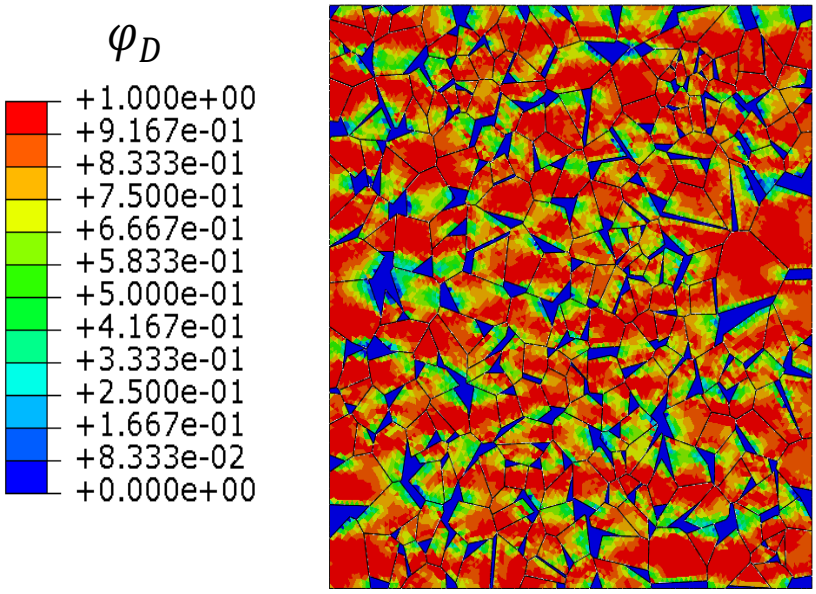


Figure IV.27. Champ d'endommagement de la phase WC lors de la première étape de la simulation avec une pression de 25 GPa à 20 °C pour la nuance WC-7wt%Co.

ii) Interfaces

Le taux d'interfaces endommagées augmente de manière linéaire avec la pression de contact. Pour des pressions de 15, 20 et 25 GPa, les taux d'interfaces endommagées globaux atteignent respectivement 34, 52 et 67 % à la fin des simulations (voir Figure IV.28).

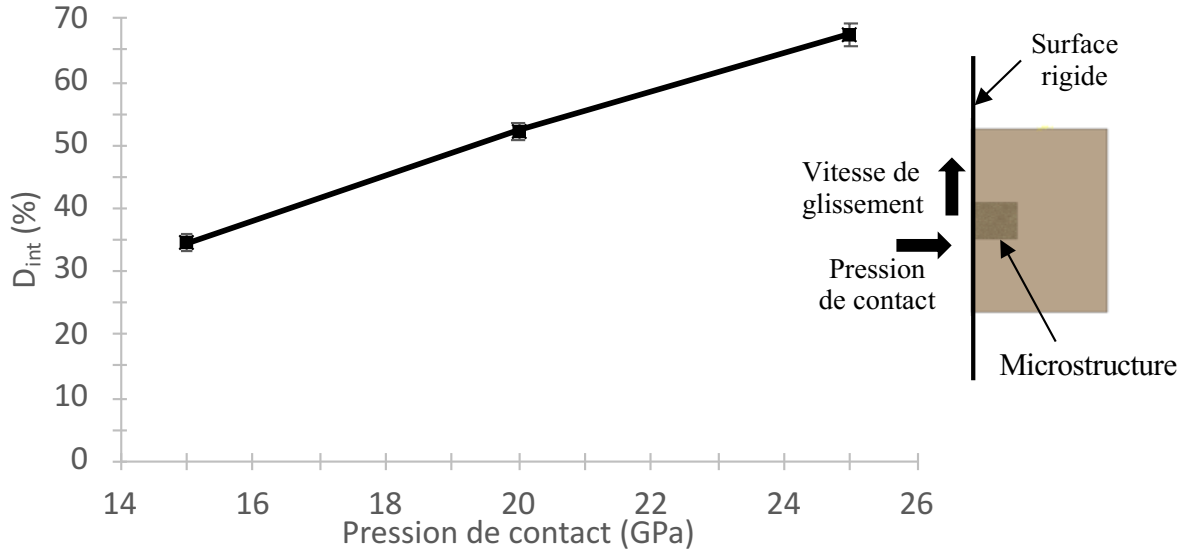


Figure IV.28. Évolution du taux d'interfaces endommagées en fonction de la pression de contact à 20 °C pour la nuance WC-7wt%Co.

La Figure IV.29 illustre la répartition de l'endommagement des interfaces dans les quatre zones de la microstructure. Une diminution progressive du taux d'interfaces endommagées à mesure que l'on s'éloigne de la surface de contact est observée. La zone 1, située au plus près du contact, est la plus affectée avec des taux d'interfaces endommagées de 45, 66 et 81 % pour des pressions de 15, 20 et 25 GPa respectivement. En revanche, dans la zone 4 ces taux chutent à 28, 42 et 56 % pour les mêmes niveaux de pression.

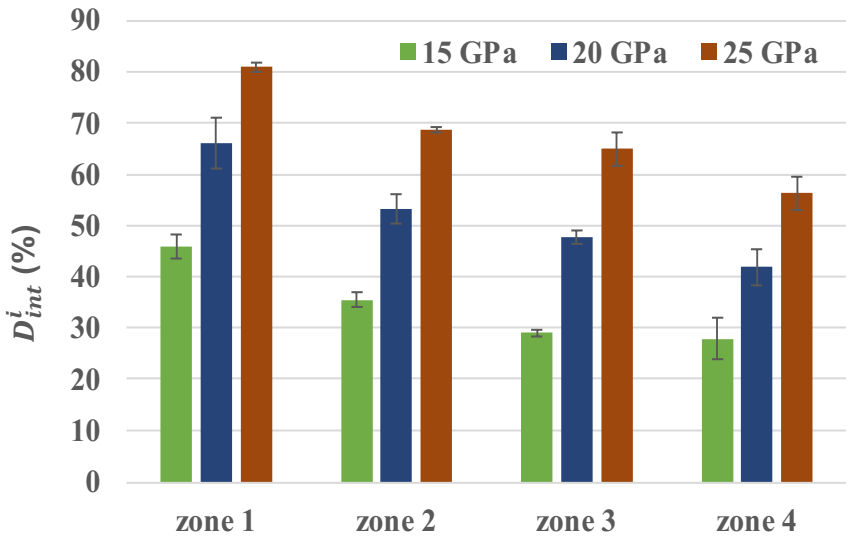


Figure IV.29. Taux d'interfaces endommagées dans chaque zone de la microstructure pour différentes pressions de contact à 20 °C et pour la nuance WC-7wt%Co. La zone 1 est la plus proche du contact, la zone 4 est la plus éloignée.

La pression de contact appliquée lors de la première étape de la simulation ne permet pas d'initier l'endommagement dans la phase WC, sauf pour une pression de 25 GPa. En revanche, l'endommagement des interfaces est systématiquement activé, quelle que soit la pression. Dès que la surface rigide glisse, l'endommagement dans la phase WC se manifeste pour toutes les pressions testées, entre 15 et 25 GPa. Il convient toutefois de noter que la pression de 25 GPa, bien qu'efficace pour déclencher l'endommagement dans toute la microstructure, reste très élevée et demeure fortement localisée au niveau du contact entre l'indenteur et le composite.

iii) Comparaison avec l'expérience

Les simulations mettent en évidence une augmentation de l'endommagement microstructural avec l'accroissement de la pression de contact. Une tendance similaire a été observée lors des essais expérimentaux du chapitre II. Une augmentation de l'effort appliqué lors des essais de rayure a conduit à une usure plus prononcée, caractérisée notamment par des rayures plus profondes comme illustré sur la Figure IV.30. Cette cohérence entre simulations et expériences souligne la capacité du modèle à reproduire l'influence de la pression de contact sur les mécanismes d'endommagement.

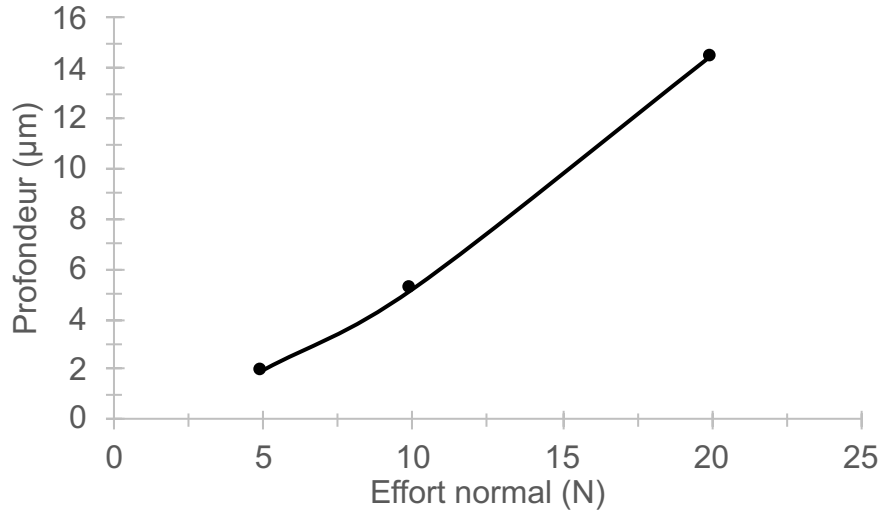


Figure IV.30. Évolution de la profondeur des rayures lors des essais de rayure du chapitre II conduits sur un échantillon à 7wt% Co, à une vitesse de glissement de 5 mm/s et après 200 passages.

4.2.2. Étude de l'influence de la teneur en cobalt sur l'endommagement du WC-Co

Afin d'analyser l'impact de la teneur en cobalt (Co) sur le comportement mécanique du WC-Co, des simulations de rayure à l'échelle de la microstructure ont été réalisées sur des nuances de carbure WC-Co contenant respectivement 7, 10, 12 et 15 wt% de Co (voir Tableau IV.2). Ces teneurs correspondent aux échantillons utilisés lors des essais expérimentaux décrits au chapitre II.

Cependant, l'augmentation de la teneur en cobalt diminue la rigidité globale de la microstructure comme discuté dans la Section 2.5 du chapitre I et montré par Agode (Agode Kofi Edoh, 2022), affectant notamment celle de l'enrobage (voir Tableau IV.1). En effet, le module d'Young de l'enrobage diminue de 16 % lorsque la teneur passe de 7 à 15 wt%. Cette réduction de rigidité implique, lors de la phase de compression, un déplacement plus important sur la surface rigide à appliquer pour atteindre la pression de contact de 15 GPa. Le Tableau IV.3 présente les valeurs de déplacements imposées sur cette surface pour chaque teneur en cobalt étudiée.

Tableau IV.3. Déplacement imposé à la surface rigide pour atteindre une pression de contact de 15 GPa pour chaque nuance simulée.

Teneur en cobalt (wt%)	Déplacement imposé à la surface rigide (µm)
7	0.074
10	0.0787
12	0.0824
15	0.087

i) Phase WC

La Figure IV.31 illustre l'évolution de l'endommagement de la phase WC en fonction de la teneur en cobalt en fin de simulation. Cet endommagement présente une augmentation presque linéaire avec la concentration en cobalt. Plus précisément, lorsque la teneur en cobalt passe de 7 à 15 wt%, l'endommagement croît de 112 %.

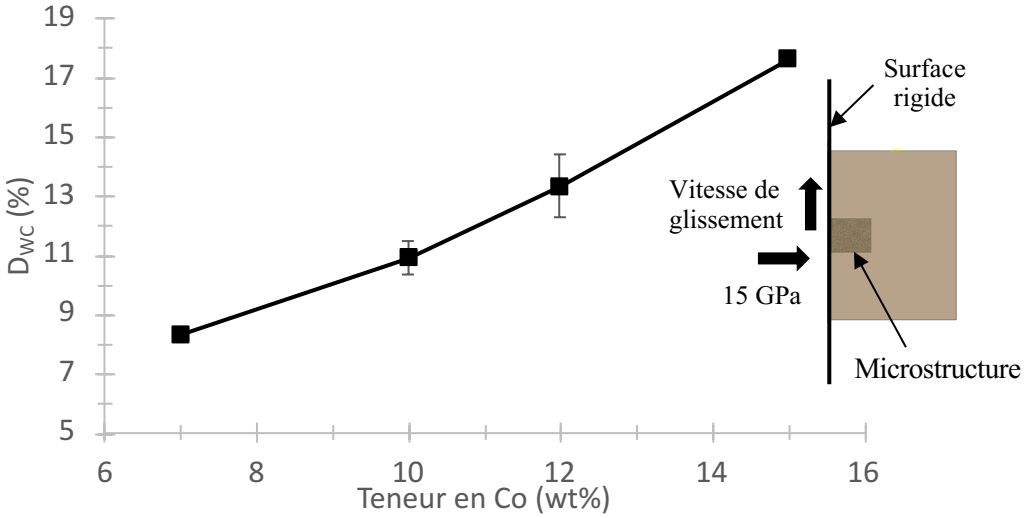


Figure IV.31. Évolution du taux de phase carbure endommagée en fonction de la teneur en cobalt lors de l'application d'une pression de 15 GPa à 20 °C.

Les champs d'endommagement des grains de WC, présentés sur la Figure IV.32 pour différentes teneurs en cobalt, révèlent une localisation systématique de l'endommagement dans une bande adjacente à la surface de contact. Ce comportement est cohérent avec les résultats des simulations précédentes. La largeur de cette bande augmente avec la teneur en cobalt. L'élargissement de la zone endommagée dans la phase WC apparaît sous forme de lignes continues, semblables à des chaînes de forces. Les grains situés dans ces chaînes sont soumis à des contraintes plus importantes, ce qui accentue leur endommagement. Cela s'explique par la réduction du volume du squelette formé par les grains de WC lorsque la teneur en cobalt augmente.

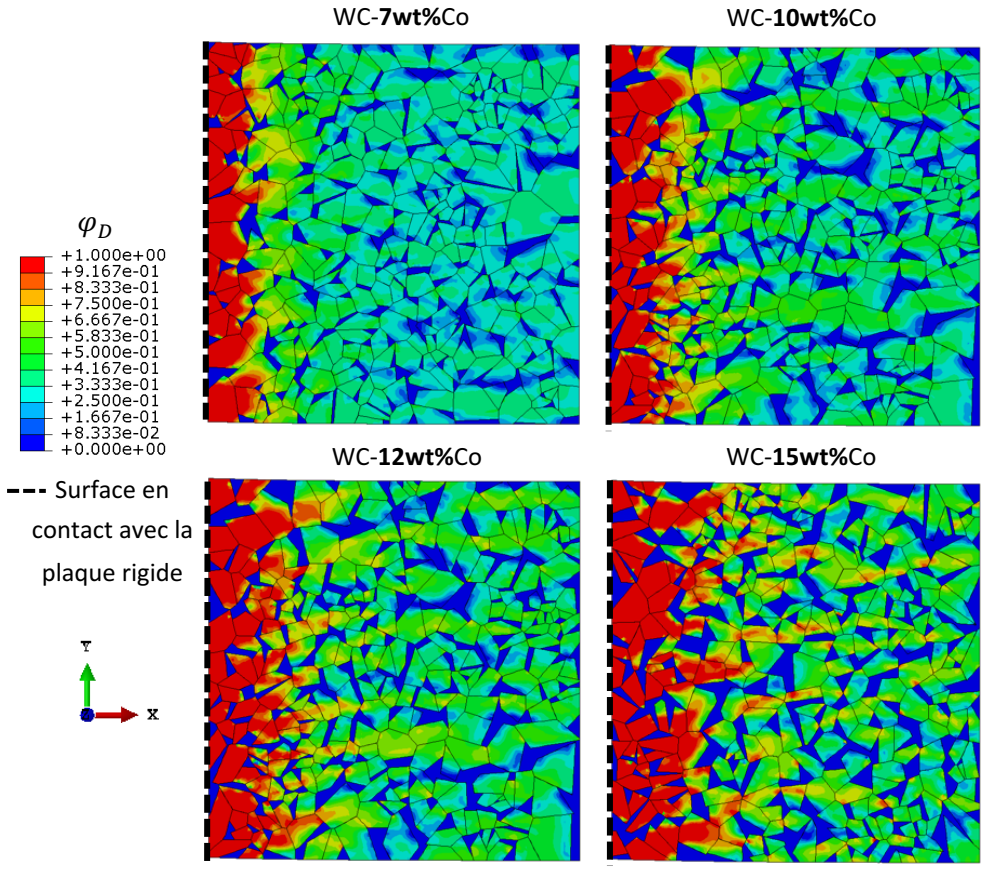


Figure IV.32. Champs d'endommagement de la phase WC pour différents teneurs en cobalt simulés sous une pression de contact de 15 GPa à 20 °C.

ii) Interfaces

La Figure IV.33 illustre l'évolution du taux d'interfaces endommagées en fonction de la teneur en cobalt. À l'instar de la Figure IV.31, une augmentation de l'endommagement des interfaces avec la hausse de la concentration en cobalt est observée.

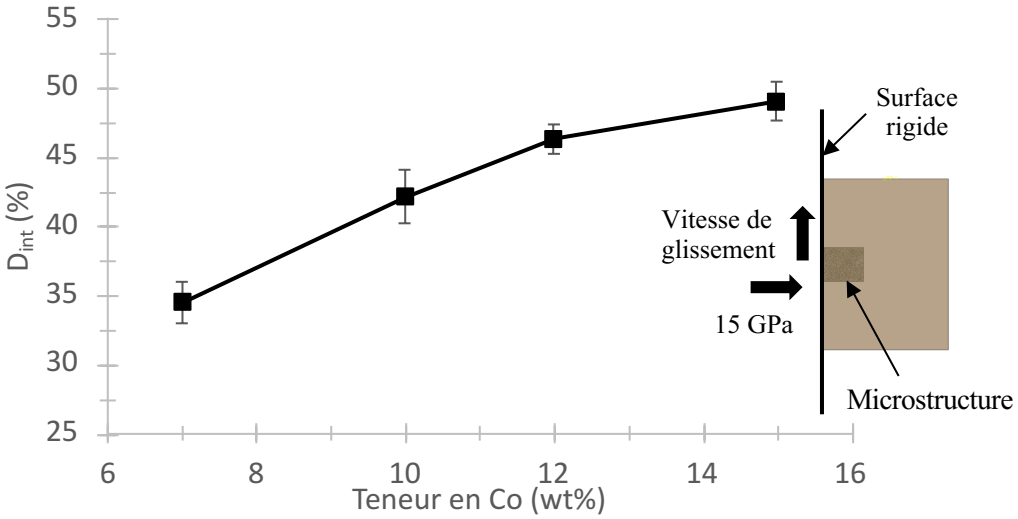


Figure IV.33. Évolution du taux d'interfaces endommagées en fonction de la teneur en cobalt sous une pression de contact de 15 GPa à 20 °C.

Pour des teneurs en cobalt de 7 et 15 wt%, les niveaux d'endommagement atteignent respectivement 34.5 et 49 %. Selon l'analyse présentée dans la Section 4.3.1.2, cet endommagement concerne principalement les interfaces WC/Co qui constituent environ 60 % des interfaces présentes dans la microstructure. Lorsque la teneur en cobalt évolue de 7 à 15 wt%, la proportion d'interfaces WC/Co dans la microstructure progresse de 58 à 69 % comme le montre la Figure IV.34 où la répartition de chaque type d'interface dans les microstructures testées est calculée. L'accroissement de l'endommagement global des interfaces avec la croissance de la teneur en cobalt ne s'explique pas uniquement par la forte présence des interfaces WC/Co, mais également par une intensification de l'endommagement au sein des interfaces WC/WC. En effet, selon la Figure IV.35, entre ces deux teneurs, l'endommagement augmente d'environ 110 % au niveau des interfaces WC/WC, contre seulement 18 % pour les interfaces WC/Co. Cette différence s'explique par l'amincissement du squelette de WC, qui affaiblit cette phase, comme le confirme l'accroissement de son endommagement dans la Figure IV.31.

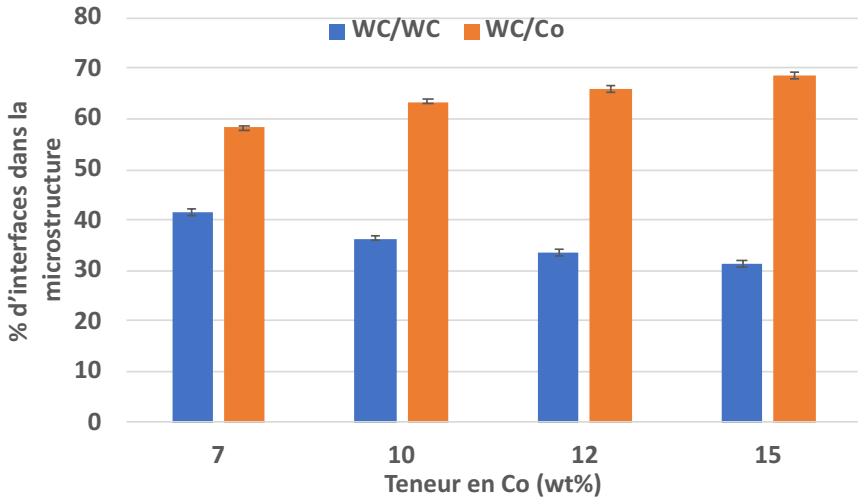


Figure IV.34. Répartition des interfaces WC/WC et WC/Co dans les différentes microstructures testées.

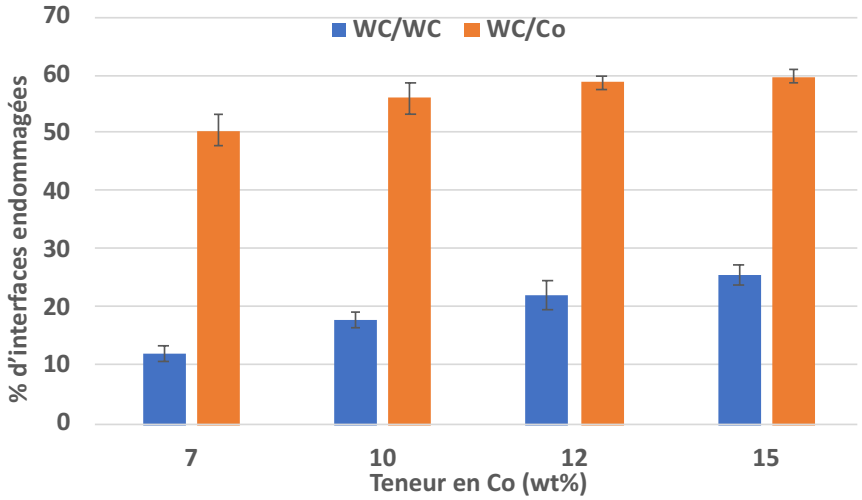


Figure IV.35. Taux d'interfaces WC/WC et WC/Co endommagées.

iii) Comparaison avec les essais expérimentaux

Les simulations numériques ont mis en évidence une corrélation entre l'augmentation de la teneur en cobalt et l'intensification de l'endommagement microstructural. Les résultats expérimentaux du chapitre II confirment cette tendance, en montrant une usure marquée pour les échantillons à forte concentration en cobalt et à grande taille de grains de WC (0.6 µm). Il convient toutefois de noter que le modèle utilisé ne prend pas en compte l'effet de la taille des grains sur l'endommagement de la microstructure, et donc sur le processus d'usure. En outre, pour une taille de grain constante, l'influence de la teneur en cobalt reste parfois difficile à interpréter, notamment dans le cas des carbures WC-12wt%Co et WC-15wt%Co. En revanche, pour les carbures WC-7wt%Co et WC-10wt%Co, les essais de rayure réalisés à une vitesse de glissement de 5 mm/s sur 200 passages, comme illustré par la Figure IV.36, montrent une augmentation de la profondeur des rayures en fonction de la teneur en cobalt. Cette observation est en accord avec certaines études de la littérature (Luyckx A, 2004; Luyckx et al., 2007), qui indiquent qu'une teneur plus élevée en cobalt tend à accentuer l'usure des carbures pour des tailles de grains similaires. Le modèle parvient ainsi à reproduire cette tendance générale, confirmant la cohérence entre les observations expérimentales et la prédiction numérique.

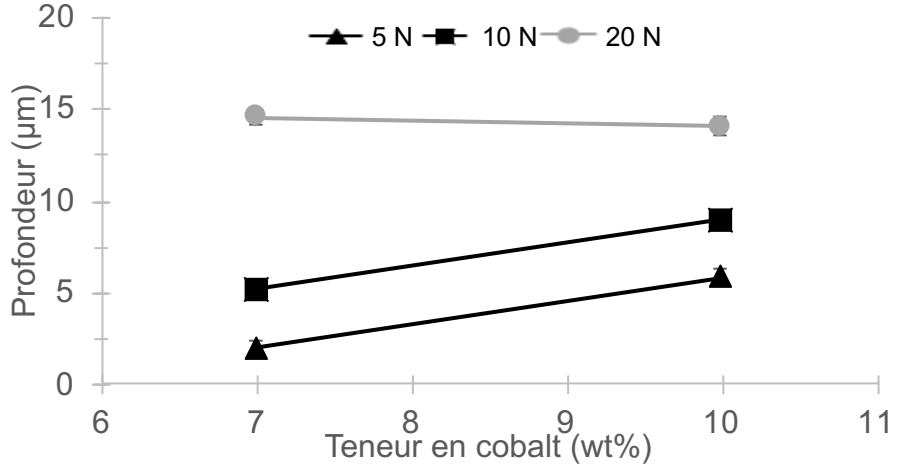


Figure IV.36. Évolution de la profondeur des rayures avec la teneur en cobalt déduit des essais de rayure du chapitre II à une vitesse de glissement de 5 mm/s et après 200 passages.

4.2.3. Étude de l'influence de la température sur l'endommagement du WC-Co

Des simulations ont été effectuées pour les températures de 20, 100, 200 et 400 °C, afin d'analyser l'impact de ce paramètre sur l'endommagement de la microstructure. Les conditions associées à ces simulations sont récapitulées dans le Tableau IV.2.

Le champ de température est appliqué de manière uniforme sur l'ensemble de la géométrie, en négligeant les variations locales induites par le frottement ou la déformation plastique. Ces simulations ont été réalisées sur des microstructures contenant 7 wt% de cobalt (Co), soumises à une pression de contact constante de 15 GPa.

On rappelle que l'effet de la température est intégré dans le modèle via les lois de comportement thermomécaniques des phases WC et Co. Pour chaque matériau, une augmentation de la température entraîne une diminution du module d'Young, de la limite élastique et du taux d'écrouissage. Concernant l'enrobage, les propriétés mécaniques du composite WC-Co à différentes températures ont été déterminées à partir des simulations de la compression uniaxiale de différentes microstructures (voir Section 2.4).

Avec la montée en température, la rigidité de l'ensemble microstructure-enrobage diminue. Par conséquent, pour maintenir une pression de contact de 15 GPa à haute température, le déplacement à appliquer sur la surface rigide doit être plus important. Les différents déplacements sont résumés dans le Tableau IV.4.

Tableau IV.4. Déplacements imposés à la surface rigide pour atteindre une pression de contact de 15 GPa pour chaque température testée.

Température (°C)	Déplacement imposé à la surface rigide (µm)
20	0.074
100	0.075
200	0.0776
400	0.0816

i) Phase WC

La Figure IV.37 présente l'évolution de l'endommagement de la phase WC en fonction de la température. Une augmentation quadratique de l'endommagement des grains de WC est observée lorsque la température croît. A température ambiante, le taux de grains de WC endommagés est de 8.1 % alors qu'il est de 23 % à 400 °C. Rappelons que l'endommagement de la phase WC est initié lorsque la déformation plastique équivalente cumulée a atteint une valeur critique, laquelle est indépendante de la température. Cependant, la limite élastique et l'écrouissage des grains de WC diminuent avec l'élévation de la température. Ainsi la déformation plastique des grains se produit plus tôt et plus rapidement expliquant l'augmentation de l'endommagement de la phase WC avec la température.

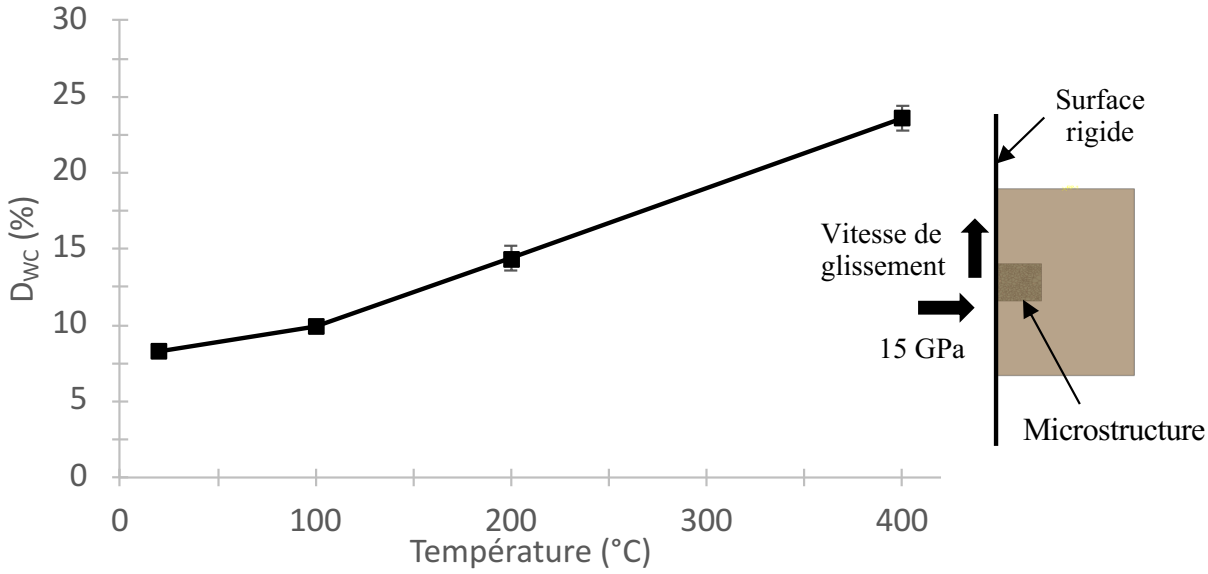


Figure IV.37. Évolution du taux de phase carbure endommagée en fonction de la température pour une pression de contact de 15 GPa sur une nuance WC-7wt%Co.

ii) Interfaces

La Figure IV.38 illustre l'évolution du taux d'interfaces endommagées en fonction de la température. Ce taux augmente linéairement avec la température, mais de manière moins marquée que dans le cas de la phase WC. Par exemple, à température ambiante, il atteint 34 %, contre 39 % à 400 °C. Il convient de noter que, dans le modèle proposé, les propriétés du contact sont indépendantes de la température, expliquant la faible sensibilité du taux d'interfaces endommagées à celle-ci. Cette faible dépendance résulte donc principalement du comportement des matériaux situés de part et d'autre de l'interface.

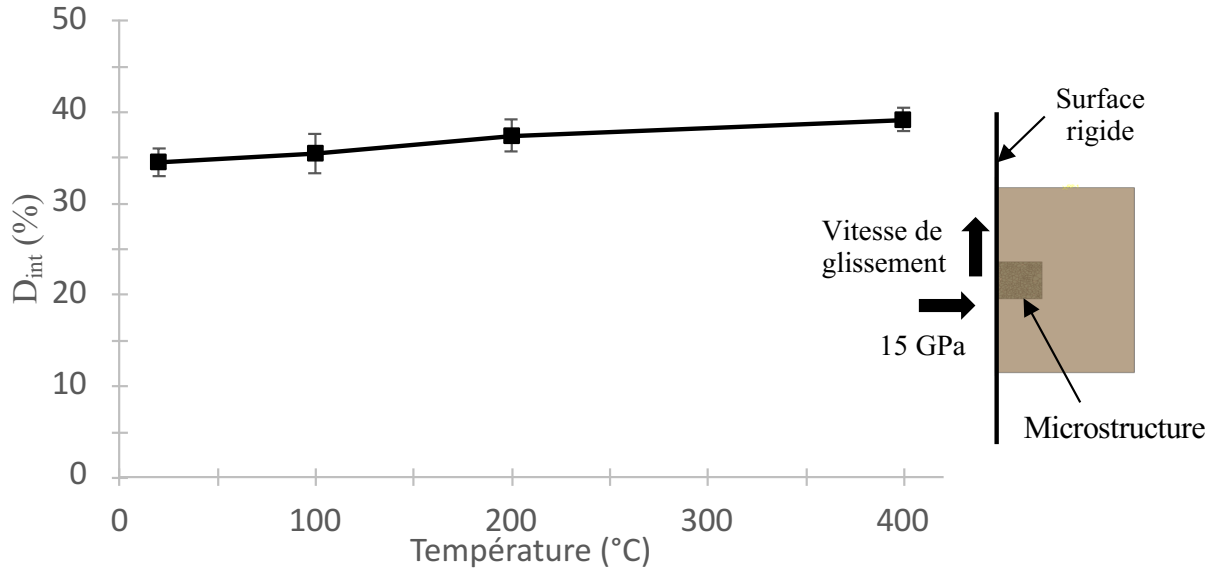


Figure IV.38. Évolution du taux d'interfaces endommagées en fonction de la température pour une pression de contact de 15 GPa sur une nuance WC-7wt%Co.

iii) *Comparaison avec des essais expérimentaux de la littérature*

Les simulations prédisent une intensification de l'endommagement microstructural avec l'élévation de la température. Bien que les essais expérimentaux réalisés dans le cadre de cette thèse aient été conduits à température ambiante, De Norre (De Norre, 2021) a mené des essais de rayure sur un WC-6wt%Co dans une plage de température de 20 à 400 °C avec des efforts allant de 1 à 20 N et des nombres de passages de 1 à 50 à une vitesse de glissement de 0.2 et 2 mm/s. Les résultats expérimentaux ont mis en évidence une faible augmentation du volume de matière enlevé avec la température, voir Figure IV.39. La tendance observée numériquement est donc en accord avec ces observations expérimentales, renforçant la pertinence du modèle développé.

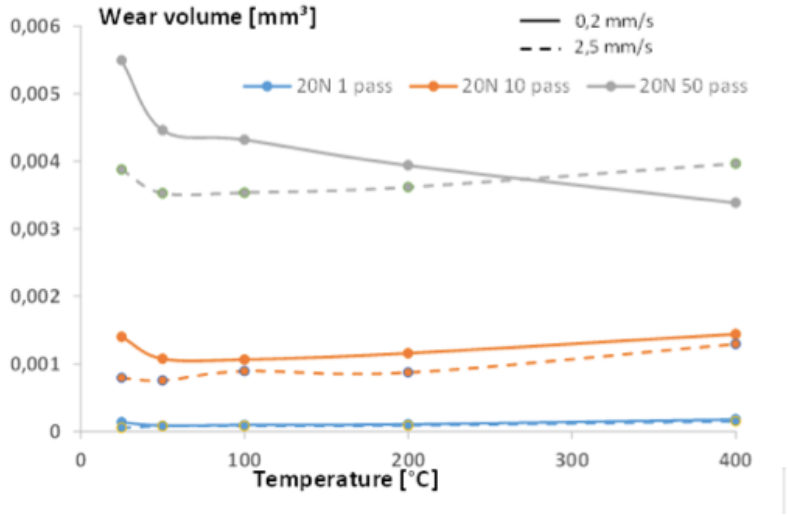


Figure IV.39. Évolution du volume enlevé en fonction de la température selon (De Norre, 2021) lors d'essais de rayures à un effort de 20 N, pour plusieurs nombres de passage (1, 10 et 50) et plusieurs vitesses de glissement (0.2 et 2.5 mm/s).

4.3. Discussions

Le modèle proposé dans ce travail de thèse est capable de reproduire qualitativement plusieurs tendances majeures de l'endommagement des carbures de tungstène WC-Co rapportées dans la littérature. En particulier, il restitue de manière fiable et cohérente l'influence de la pression de contact, la teneur en cobalt et la température sur l'endommagement du WC-Co. Il permet également de mettre en évidence des mécanismes d'endommagement observés expérimentalement, tels que ceux affectant la phase WC ainsi que les interfaces WC/WC et WC/Co lors de l'abrasion du composite. Ces résultats montrent la capacité du modèle à reproduire certains phénomènes essentiels gouvernant l'usure des matériaux. Toutefois, il convient de souligner que cette approche reste de nature qualitative : elle permet d'identifier des tendances mais ne peut, en l'état, fournir des prédictions quantitatives fiables, par exemple les profondeurs de rayures, le volume enlevé ou usé, ... Par ailleurs, certaines limitations demeurent pour cette approche, notamment la difficulté à reproduire l'endommagement de la phase cobalt et son extrusion fréquemment rapportée dans la littérature lors des essais de rayure,

ainsi que l'absence de prise en compte de l'effet de la vitesse de glissement. Ces écarts mettent en évidence la nécessité de futurs développements complémentaire visant à enrichir la description du comportement du liant cobalt et à intégrer la dimension dynamique des sollicitations.

5. Conclusion

Ce chapitre a proposé une analyse numérique de l'endommagement du WC-Co lors de l'abrasion. Pour cela, une simulation à l'échelle de la microstructure d'un essai de rayure a été mené dans des conditions proches de celles des essais du chapitre II. La simulation proposée prend en compte la surface rigide représentant la pointe de l'indenteur, la microstructure du matériau testé et l'enrobage ayant les propriétés thermomécaniques d'un composite WC-Co homogénéisé. La surface rigide applique dans un premier temps une pression de contact sur l'assemblage microstructure-enrobage pour ensuite glisser le long de ce dernier et simuler localement le glissement de l'indenteur sur l'échantillon. Préalablement, une simulation à une échelle supérieure (macroscopique) a été conduite pour estimer la pression de contact et les conditions aux limites à appliquer pour se placer dans des conditions de chargement analogue à celles d'un essai de rayure.

Lors des simulations, aucun endommagement n'a été initié dans la phase cobalt, ce qui suggère que le modèle, dans son état actuel, ne parvient pas à reproduire le rôle du liant dans les mécanismes de dégradation. L'endommagement de la phase WC apparaît localisé dans une bande proche de la zone de contact avec la surface rigide, ce qui reflète l'intensité des contraintes imposées par le glissement de l'indenteur. Cette couche affectée ne dépend ni du maillage, ni du nombre de grains, ni donc de leurs tailles. À l'inverse, l'endommagement des interfaces WC/WC et WC/Co est réparti de manière plus homogène au sein de la microstructure et se révèle sensible au raffinement du maillage. L'analyse des orientations met en évidence que les interfaces orientées entre 30–40° et 130–140° par rapport à l'horizontale sont particulièrement vulnérables, traduisant une dépendance claire à l'orientation. Enfin, les interfaces de type WC/Co apparaissent comme les plus susceptibles de se dégrader.

Une étude paramétrique a permis ensuite d'identifier les effets de la pression de contact, la teneur en cobalt et la température sur l'endommagement microstructurale. Ce dernier croît progressivement avec ces trois paramètres. Néanmoins, la phase WC présente une sensibilité plus importante à ces paramètres comparée à celles des interfaces.

Les comparaisons qualitatives entre le modèle, les essais expérimentaux du chapitre II, ainsi que les résultats issus de la littérature ont permis d'évaluer les capacités et les limitations de l'approche proposée. Le modèle reproduit de manière cohérente et fiables les tendances

expérimentales relatives à l'évolution de l'endommagement avec la pression de contact, la teneur en cobalt et la température. Il parvient également à restituer certains mécanismes décrits dans la littérature, en particulier l'endommagement de la phase WC ainsi que celui des interfaces WC/WC et WC/Co. En revanche, l'endommagement de la phase cobalt, et notamment son extrusion fréquemment observée dans la littérature, ne sont pas reproduits tout comme l'influence de la vitesse de glissement.

Les principaux résultats de cette analyse numérique sont résumés dans le Tableau IV.5.

Tableau IV.5. Synthèse des principaux résultats de l'analyse numérique.

Axe étudié	**Principaux résultats**	
Endommagement durant la simulation de référence	Phase Co	▪ Endommagement non initié
	Phase WC	▪ Endommagement localisé dans une bande proche du contact avec la surface rigide
	Interfaces	▪ Endommagement plus uniforme que celui de la phase WC mais plus important proche du contact avec l'indenteur ▪ Interfaces les plus favorables à l'endommagement : • types WC/Co • orientées entre 30-40° et 140-150°
Étude paramétrique	▪ Augmentation de l'endommagement avec la : • pression de contact • teneur en cobalt • température	

Conclusion générale et perspectives

Conclusion générale

Cette thèse a apporté une contribution significative à la compréhension de l'endommagement microstructural du carbure de tungstène WC-Co lors de l'abrasion. Des analyses expérimentale et numérique ont été menées conjointement afin de comprendre, à l'échelle de la microstructure, l'effet de la teneur en cobalt sur l'usure du WC-Co.

Le premier chapitre bibliographique a rappelé que le carbure de tungstène WC-Co est un matériau de référence pour les applications industrielles qui impliquent des sollicitations sévères, en raison de sa grande dureté et ténacité assurées par la synergie entre la phase WC et la matrice de cobalt. Ses propriétés dépendent étroitement de la microstructure, notamment la teneur en cobalt et la taille des grains. Toutefois, malgré sa robustesse, le WC-Co est souvent soumis à l'usure par abrasion qui est le mécanisme d'usure commun de la majorité des applications industrielles. L'analyse de la littérature a montré que l'endommagement à l'échelle microstructurale résulte principalement de la fissuration transgranulaire et intergranulaire des grains de WC, de la plasticité du cobalt et de la fragmentation des grains. Les essais de rayure, spécifiquement conçus pour étudier l'abrasion, ont révélé des phénomènes récurrents : extrusion plastique du cobalt, fissuration et fragmentation des grains de WC, ainsi que la formation des couches tribologiques constituées de débris de grains de WC. Néanmoins, les études existantes présentent des limitations importantes à cause des paramètres étudiés qui demeurent restreints (faible nombre de passages, vitesses inférieures à 10 mm/s), et l'absence d'une analyse conjointe de l'effet de la teneur en cobalt, et celui de la vitesse et de l'effort appliqué. Ces limitations ne permettent pas de reproduire les mécanismes d'endommagement réellement rencontrés par ces matériaux dans les applications industrielles. Ce constat souligne la nécessité de développer à la fois des essais expérimentaux adaptées aux conditions industrielles et une modélisation numérique prenant en compte les paramètres de la microstructure.

Les essais de rayure conduits dans ce travail sur plusieurs échantillons de WC-Co contenant 7, 10, 12 et 15 wt% Co ont permis de simuler le mécanisme d'usure par abrasion. Les essais ont été réalisés en configuration tribologique où l'échantillon est animé d'un mouvement linéaire ('essais de rayure linéaire') et alternatif ('essais de rayure alternatif'). Dans les deux cas, différentes vitesses de glissement (5 et 10 mm/s) et de fréquences (0.17 et 5 Hz), efforts normaux (5 à 20 N) et plusieurs passages (1 à 200 passages) ont été testés afin d'identifier les facteurs contrôlant l'usure. Les essais ont permis de préciser l'influence des sollicitations mécaniques et de la composition microstructurale sur la résistance à l'usure par abrasion. Les résultats montrent que l'évolution de l'usure est dominée par la charge appliquée, tandis que la vitesse de glissement exerce un effet limité sauf à très haute fréquence. Le rôle de la teneur en cobalt apparaît secondaire, mais une usure plus marquée est systématiquement

observée pour les échantillons les plus riches en cobalt et à plus grosse granulométrie. Le comportement tribologique est caractérisé d'une part par un coefficient de frottement stable autour de 0.4, faiblement sensible aux conditions mécaniques, et d'autre part par la formation progressive d'une tribo-couche limitant l'usure. L'ensemble de ces observations constitue une base expérimentale essentielle pour l'élaboration et la validation qualitative du modèle numérique proposé dans cette thèse.

Le modèle numérique a été construit à l'échelle de la microstructure afin de simuler le comportement thermomécanique du WC-Co en intégrant simultanément l'endommagement des phases WC et Co ainsi que celui des interfaces WC/WC et WC/Co. La microstructure a été générée à partir d'un pavage de Voronoï et représentée par des volumes élémentaires représentatifs comprenant 275 grains. Le comportement de la phase WC a été modélisé par une loi thermo-élasto-plastique de type Drucker-Prager permettant de reproduire la dissymétrie traction/compression, tandis que la phase Co a été décrite par le modèle de Johnson-Cook intégrant la dépendance à la vitesse de déformation et à la température. Les simulations de compression uniaxiale ont montré une bonne capacité à reproduire les résultats expérimentaux pour différentes teneurs en cobalt et différentes températures, malgré certaines limitations à très haute température (600 °C) et une incertitude sur les énergies de fissuration par unité de surface. Ces difficultés ont conduit à restreindre l'analyse à la phase d'initiation de l'endommagement des grains et des interfaces, plutôt qu'à la phase de propagation de celui-ci.

Une simulation numérique des essais de rayure à l'échelle microstructurale a ensuite été proposée afin d'analyser les mécanismes d'endommagement du WC-Co dans des conditions proches de celles étudiées expérimentalement. La simulation considère explicitement la microstructure, les interfaces WC/WC et WC/Co ainsi qu'un enrobage homogénéisé et une surface rigide. Les conditions de contact, notamment la pression, ont été calibrées à partir de simulations macroscopiques pour reproduire le contact réel. Les résultats montrent un endommagement localisé de la phase WC dans une bande proche de la zone de contact, tandis que les interfaces subissent une dégradation plus homogène fortement dépendante de leur orientation. Les interfaces WC/Co sont les plus sensibles à l'endommagement. En revanche, aucune dégradation n'a été observée pour la phase cobalt, traduisant une limitation du modèle dans sa capacité à reproduire le rôle du liant, notamment son extrusion souvent décrite expérimentalement. L'étude paramétrique a confirmée l'augmentation de l'endommagement avec la pression de contact, la teneur en cobalt et la température. La phase WC apparait plus sensible à ces paramètres que les interfaces. Les comparaisons avec les résultats expérimentaux et ceux issus de la littérature ont montré une bonne cohérence du modèle et de ses résultats par rapport aux tendances observées pour l'endommagement du carbure de tungstène WC-Co.

Perspectives

Au-delà des avancées réalisées dans cette étude, plusieurs perspectives de recherche pourront être envisagées afin d'approfondir la compréhension des phénomènes physiques mis en jeu et optimiser le comportement à l'usure du WC-Co.

- **Sur le plan expérimental**

Les essais de rayure menés sur différents grades de WC-Co ont permis de mettre en évidence l'influence des sollicitations mécaniques ainsi que la teneur en cobalt sur le comportement à l'usure du composite WC-Co lors de l'abrasion. Cette étude peut être complétée par :

- une analyse plus fine à l'échelle microscopique afin de mieux caractériser les mécanismes d'endommagement associés. En particulier, la réalisation de micrographies dans la section des rayures offrirait la possibilité d'observer l'endommagement en profondeur et de quantifier l'épaisseur affectée par l'usure. Pour pousser plus loin cette analyse, des tomographies par rayons X pourraient être conduites afin de visualiser et quantifier cet endommagement à proximité du contact comme dans l'étude menée par Yang et al. (Yang et al., 2020). Ces auteurs ont analysé l'endommagement produit lors du meulage d'un composite WC-13wt%Co par tomographie 3D FIB/FESEM. Ils ont révélé un réseau complexe de microfissures traversant le liant et le carbure ou suivant les interfaces WC/Co sur une profondeur atteignant 1.5 μm. La distribution de ces microfissures est hautement anisotrope (voir Figure 1). La plupart des microfissures sont parallèles à la surface de contact alors que peu d'entre elles y sont perpendiculaires.

- une campagne d'essais à hautes températures afin de mieux reproduire les conditions réelles rencontrées par le WC-Co dans les procédés industriels, notamment en usinage, et ainsi apporter une compréhension plus complète de son comportement tribologique.

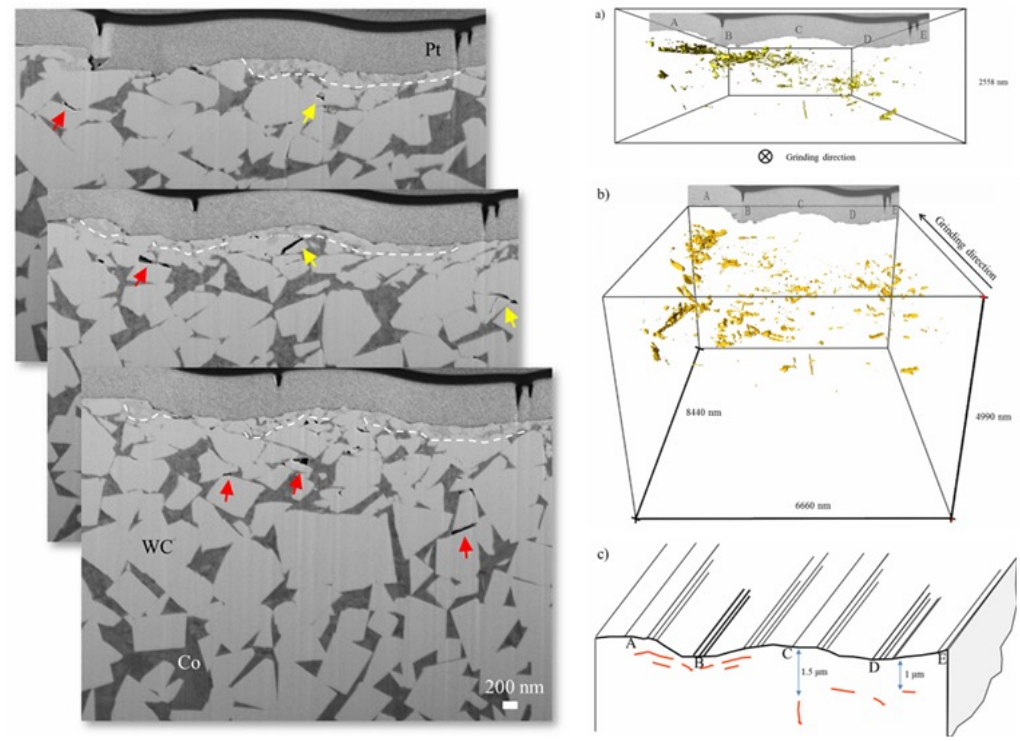


Figure 1. À gauche, exemples représentatifs de coupes transverses FIB 2D parallèles montrant l'endommagement sous la surface mise de contact. Les fissures suivant les interfaces WC/Co ou les trajectoires transgranulaires sont indiquées par des flèches rouges et jaunes respectivement. La couche superficielle délimitée par des lignes blanches en pointillés. À droite a) et b) représentent différentes vues de la reconstruction 3D du réseau de microfissures sur un petit volume. Un schéma recense les types de fissures (en rouge) observées sous la surface de contact présentée en c) (Yang et al., 2020).

- **Sur le plan de la modélisation**

La simulation de l'essai de rayure mise en place dans ce travail permet une analyse complète de l'endommagement microstructural du WC-Co lors de l'abrasion. Une incertitude persiste toutefois sur les énergies de fissuration par unité de surface, limitant ainsi l'étude à la phase d'initiation de l'endommagement. Cette modélisation peut être améliorée et complétée par :

- une amélioration du comportement de la phase WC afin de prendre en compte l'effet de la vitesse de déformation dans cette phase en plus de la phase Co déjà sensible à ce paramètre. En effet, la prise en compte de ce phénomène seulement dans la phase Co est insuffisante pour reproduire correctement les courbes de compression à très hautes vitesses de déformations, telles que celles observées dans la Section 4.2 du chapitre III.

- une reproduction de l'endommagement total des phases et des interfaces qui sont dans le cadre de ce travail de thèse que partiellement endommagées. Pour cela, les simulations peuvent être conduites en conditions dynamiques sous Abaqus/Explicit. Cette stratégie permettrait d'enlever l'incertitude sur les énergies de fissuration par la prise en compte de la masse volumique dans les simulations tout en considérant les effets dynamiques, notamment

celui de la vitesse de glissement. Cela permettrait en plus de simuler la suppression des éléments une fois qu'ils sont totalement endommagés. Le modèle pourrait ainsi donner alors une estimation quantitative de l'usure (calcul du volume enlevé par endommagement),

- la prise en compte de l'effet de la température sur l'endommagement. Une approche consisterait à faire dépendre les contraintes à rupture critique de la température.

Références bibliographiques

Agode, K. E., Wolff, C., Guven, M., & Nouari, M. (2024). Modelling of the damage initiation at WC/WC and WC/Co boundaries in WC-Co tool material at the microstructure scale: Application to the tool/chip contact. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, *119*. https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2023.106508

Agode, K. E., Wolff, C., Nouari, M., & Moufki, A. (2021). Microstructure scale modelling of the WC and Co phases plastic behaviour in the WC-Co composite with different cobalt contents and for different temperatures. Comparison of the Drucker-Prager and Mises models. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, *99*. https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2021.105588

Agode Kofi Edoh. (2022). *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*.

Aifantis, E. C. (1984). *On the microstructural origin of certain inelastic models*.

Akhtar, W., Sun, J., Sun, P., Chen, W., & Saleem, Z. (2014). Tool wear mechanisms in the machining of nickel-based super-alloys: A review. *Frontiers of Mechanical Engineering*, *9*(2), 106–119. https://doi.org/10.1007/s11465-014-0301-2

Akono, A.-T., Reis, P. M., & Ulm, F. J. (2011). Scratching as a fracture process: From butter to steel. *Physical Review Letters*, *106*(20), 204302.

Altintas, Yusuf. (2012). *Manufacturing automation : metal cutting mechanics, machine tool vibrations, and CNC design*. Cambridge University Press.

Alzouma, O. M. (2021). *Durabilité tribologique de matériaux pour insert de dents de tunnelier*.

Anand, M., Burmistroviene, G., Tudela, I., Verbickas, R., Lowman, G., & Zhang, Y. (2017). Tribological evaluation of soft metallic multilayer coatings for wear applications based on a multiple pass scratch test method. *Wear*, *388–389*, 39–46. https://doi.org/10.1016/j.wear.2017.01.119

Andren, H.-O. (2001). Microstructures of cemented carbides. In *Materials and Design* (Vol. 22).

Archard, J. (1953). Contact and rubbing of flat surfaces. *Journal of Applied Physics*, *24*(8), 981–988.

Arsecularatne, J. A., Mathew, P., & Oxley, P. L. B. (2006). Prediction of wear and tool life in hard turning. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, *46*(5), 567–577.

ASTM G133-22. (2015). *Standard Test Method for Linearly Reciprocating Ball-on-Flat Sliding Wear*.

ASTM G171-03. (2017). *Standard Test Method for Scratch Hardness of Materials Using a Diamond Stylus*.

Barletta, M., Tagliaferri, V., Gisario, A., & Venettacci, S. (2013). Progressive and constant load scratch testing of single- and multi-layered composite coatings. *Tribology International*, *64*, 39–52. https://doi.org/10.1016/j.triboint.2013.03.002

Bažant, Z. P., & Prat, P. C. (1988). Microplane model for brittle-plastic material: I. Theory. *Journal of Engineering Mechanics*, *114*(10), 1672–1688.

Betteridge, W. (1980). THE PROPERTIES OF METALLIC COBALT. In *Progress in Materials Science* (Vol. 24).

Bhushan, K. (2022). Quantification of flank and crater wear in turning of AA7075/SiC composite. *Materials Today: Proceedings*. https://doi.org/10.1080/2374068X.2022.2119713

Bonny, K., De Baets, P., Quintelier, J., Vleugels, J., Jiang, D., Van der Biest, O., Lauwers, B., & Liu, W. (2010). Surface finishing: Impact on tribological characteristics of WC–Co hardmetals. *Tribology International*, *43*(1–2), 40–54.

Cai, X., Xu, Y., Zhao, N., Zhong, L., Zhao, Z., & Wang, J. (2016). Investigation of the adhesion strength and deformation behaviour of in situ fabricated NbC coatings by scratch testing. *Surface and Coatings Technology*, *299*, 135–142. https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2016.05.004

Chen, G., Ozden, U. A., Bezold, A., & Broeckmann, C. (2013). A statistics based numerical investigation on the prediction of elasto-plastic behavior of WC-Co hard metal. *Computational Materials Science*, *80*, 96–103. https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2013.04.004

Chermant, J. L., & Osterstock, F. (1976). Fracture toughness and fracture of WC-Co composites. In *JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE* (Vol. 11).

Csanádi, T., Bľanda, M., Duszová, A., Chinh, N. Q., Szommer, P., & Dusza, J. (2014). Deformation characteristics of WC micropillars. *Journal of the European Ceramic Society*, *34*(15), 4099–4103. https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2014.05.045

Csanádi, T., Vojtko, M., & Dusza, J. (2020). Deformation and fracture of WC grains and grain boundaries in a WC-Co hardmetal during microcantilever bending tests. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, *87*. https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2019.105163

Dawihl, W., & Hinnüber, J. (1943). Über den Aufbau der Hartmetallegierungen. *Kolloid-Zeitschrift*, *104*(2–3), 233–236. https://doi.org/10.1007/BF01519451

De Norre, S. (2021). *cutting inserts High temperature scratch abrasion test for different*.

Dębski, H., & Sadowski, T. (2014). Modelling of microcracks initiation and evolution along interfaces of the WC/Co composite by the finite element method. *Computational Materials Science*, *83*, 403–411. https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2013.11.045

Delgado, Y. P., Bonny, K., De Baets, P., Neis, P. D., Fereira, V. R., Malek, O., Vleugels, J., & Lauwers, B. (2011). *Sustainable Construction and Design 2011 DRY SLIDING FRICTION AND WEAR RESPONSE OF WC-CO HARDMETAL PAIRS IN LINEARLY RECIPROCATING AND ROTATING CONTACT*.

Do Nascimento Rosa, S., Diniz, A. E., Neves, D., Salles, B. B., & Guerreiro, S. S. (2014). Analysis of the life of cemented carbide drills with modified surfaces. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, *71*(9–12), 2125–2136. https://doi.org/10.1007/s00170-013-5598-1

Doi, H. (1974). *Elastic and Plastic Properties of WC-Co Composite Alloys*. Scientific Publications Division, Freund Publishing House.

Doi, H., Fujiwara, Y., Miyake, K., & Oosawa, Y. (1969). *A Systematic Investigation of Elastic Moduli of WC-Co Alloys*.

Elizalde, M. R., Ocaña, I., Alkorta, J., & Sánchez-Moreno, J. M. (2018). Mechanical strength assessment of single WC-WC interfaces present in WC-Co hardmetals through micro-beam bending experiments. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, *72*, 39–44. https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2017.12.009

Emani, S. V., Ramos Dos Santos, A. F. C., Shaw, L. L., & Chen, Z. (2016). Investigation of microstructure and mechanical properties at low and high temperatures of WC-6 wt% Co. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, *58*, 172–181. https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2016.04.009

Emmanuel, M., Gavalda-Diaz, O., Sernicola, G., M'saoubi, R., Persson, T., Norgren, S., Marquardt, K., Britton, T. Ben, & Giuliani, F. (2021). Fracture Energy Measurement of Prismatic Plane and Σ2 Boundary in Cemented Carbide. *JOM*, *73*(6), 1589–1596. https://doi.org/10.1007/s11837-021-04638-6

Exner, H. E. (1979). Physical and chemical nature of cemented carbides. *International Metals Reviews*, *24*(1), 149–173.

Faksa, L., Daves, W., Klünsner, T., Maier, K., Antretter, T., Czettl, C., & Ecker, W. (2019). 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. *Surface and Coatings Technology*, *380*. https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2019.125026

Faycal Halila. (2015). *Modélisation analytique et caractérisation expérimentale de l'usure par abrasion des outils de coupe*.

Fernandes, C. M., & Senos, A. M. R. (2011). Cemented carbide phase diagrams: A review. In *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials* (Vol. 29, Issue 4, pp. 405–418). https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2011.02.004

Francart, C. (2023). *Mechanical characterization and modeling of the stress flow of a cemented tungsten carbide over wide ranges of temperatures and strain rates*.

García, J., Collado Ciprés, V., Blomqvist, A., & Kaplan, B. (2019). Cemented carbide microstructures: a review. In *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials* (Vol. 80, pp. 40–68). Elsevier Ltd. https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2018.12.004

Gee, M. G. (2001a). Low load multiple scratch tests of ceramics and hard metals. In *Wear* (Vol. 250).

Gee, M. G., Gant, A., & Roebuck, B. (2007a). Wear mechanisms in abrasion and erosion of WC/Co and related hardmetals. *Wear*, *263*(1-6 SPEC. ISS.), 137–148. https://doi.org/10.1016/j.wear.2006.12.046

Gee, M. G., Mingard, K., & Nunn, J. W. (2023). EBSD evaluation of damage in micro-tribology experiments on WC/Co hardmetals. *Wear*, *524–525*(October 2022), 204784. https://doi.org/10.1016/j.wear.2023.204784

Gee, M. G., & Nimishakavi, L. (2011). Model single point abrasion experiments on WC/Co hardmetals. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, *29*(1), 1–9. https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2010.04.009

Gee, M., Mingard, K., Nunn, J., Roebuck, B., & Gant, A. (2017). In situ scratch testing and abrasion simulation of WC/Co. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, *62*, 192–201. https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2016.06.004

Gekonde, H. O., & Subramanian, S. V. (2002). Tribology of tool-chip interface and tool wear mechanisms. In *Surface and Coatings Technology* (Vol. 149).

German, R. M. (1996). *Sintering theory and practice*.

German, R., Suri, P., & Park, S. J. (2009). Review: Liquid phase sintering. *Journal of Materials Science*, *44*(1), 1–39. https://doi.org/10.1007/s10853-008-3008-0

Gonzalez, H., Urbikain, G., de Lacalle, L. N., & others. (2015). Tool wear mechanisms involved in crater formation on uncoated carbide tool when machining Ti6Al4V alloy. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, *81*, 913–924. https://doi.org/10.1007/s00170-015-7668-z

He, M., Zheng, X., Tian, H., Mao, H., & Du, Y. (2022). Residual thermal stress, fracture toughness, and hardness in WC-Co cemented carbide: Finite element simulation and experimental verification. *Journal of Materials Research and Technology*, *21*, 2445–2454. https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.10.065

Heavens, O. S. (1950). Some factors influencing the adhesion of films produced by vacuum evaporation. *Journal de Physique et Le Radium*, *11*(7), 355–360.

Hedenqvist, P., Olsson, M., & Söderberg, S. (1989). Influence of TiN coating on wear of high speed steel tools as studied by new laboratory wear test. *Surface Engineering*, *5*(2), 141–150.

Hinnüber, J., & Rüdiger, O. (1963). The role of cobalt in hard metals industry. *Cobalt*, *19*, 57.

Hönle, S., & Schmauder, S. (1998). Micromechanical simulation of crack growth in WC/Co using embedded unit cells. *Computational Materials Science*, *13*(1–3), 56–60. https://doi.org/10.1016/s0927-0256(98)00045-7

Hutchings, I. M. (1992). *Tribology: Friction and wear of engineering materials*. Edward Arnold.

Hutchings, I., & Shipway, P. (2017). *Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials*. Butterworth-Heinemann.

Jaensson, B. O., & Sundström, B. O. (1972). Determination of Young's modulus and poisson's ratio for WCCo alloys by the finite element method. *Materials Science and Engineering*, *9*(C), 217–222. https://doi.org/10.1016/0025-5416(72)90036-5

Jayaraj, J., & Olsson, M. (2021). Effect of tribo-layer on the corrosion behavior of WC-Co and WC-Ni cemented carbides in synthetic mine water. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, *100*(June), 105621. https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2021.105621

Jia, K., & Fischer, T. E. (1997). *Sliding wear of conventional and nanostructured cemented carbides*.

Jiang, K., Bezold, A., & Broeckmann, C. (2019). Numerical modeling of the progressive damage in the microstructure of WC-Co hardmetals under fatigue loading. *Procedia Structural Integrity*, *23*(2019), 451–456. https://doi.org/10.1016/j.prostr.2020.01.128

Jianxin, D., Hui, Z., Ze, W., Yunsong, L., & Jun, Z. (2012). Friction and wear behaviors of WC/Co cemented carbide tool materials with different WC grain sizes at temperatures up to 600 °c. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, *31*, 196–204. https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2011.11.003

Jiménez-Piqué, E., Turon-Vinas, M., Chen, H., Trifonov, T., Fair, J., Tarrés, E., & Llanes, L. (2017). Focused ion beam tomography of WC-Co cemented carbides. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, *67*, 9–17. https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2017.04.007

Jones, H., Tong, V., Ramachandramoorthy, R., Mingard, K., Michler, J., & Gee, M. (2022). Micropillar compression of single crystal tungsten carbide, Part 1: Temperature and orientation dependence of deformation behaviour. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, *102*. https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2021.105729

Kagnaya. (2009). *Contribution à l'identification des mécanismes d'usureen usinage d'un WC-6%Co par une approchetribologique et thermique*.

Kagnaya, T., Boher, C., Lambert, L., Lazard, M., & Cutard, T. (2009). Wear mechanisms of WC–Co cutting tools from high-speed tribological tests. *Wear*, *267*(5–8), 890–897.

Kagnaya, T., Boher, C., Lambert, L., Lazard, M., & Cutard, T. (2014). Microstructural analysis of wear micromechanisms of WC-6Co cutting tools during high speed dry machining. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, *42*, 151–162. https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2013.08.017

Kapoor, R., Paul, B., Raveendra, S., Samajdar, I., & Chakravartty, J. K. (2009). Aspects of dynamic recrystallization in cobalt at high temperatures. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, *40*(4), 818–827. https://doi.org/10.1007/s11661-009-9782-8

Kümmel, J., Poser, K., Zanger, F., Michna, J., & Schulze, V. (2013). Surface layer states of worn uncoated and TiN-coated WC/Co-cemented carbide cutting tools after dry plain turning of carbon steel. *Advances in Tribology*, *2013*. https://doi.org/10.1155/2013/519686

Lay, S., Allibert, C. H., Christensen, M., & Wahnström, G. (2008). Morphology of WC grains in WC-Co alloys. *Materials Science and Engineering A*, *486*(1–2), 253–261. https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.09.019

Lee, I. C., & Sakuma, T. (1997). *High-Temperature Tensile Ductility in WC-Co Cemented Carbides* (Vol. 28).

Lemaitre, J., Chaboche, J.-L., Benallal, A., & Desmorat, R. (2020). *Mécanique des matériaux solides-3e éd.* Dunod.

Liang, X., Liu, Z., & Wang, B. (2020). Physic-chemical analysis for high-temperature tribology of WC-6Co against Ti–6Al–4V by pin-on-disc method. *Tribology International*, *146*. https://doi.org/10.1016/j.triboint.2020.106242

Lindvall, R., Lenrick, F., M'Saoubi, R., Ståhl, J. E., & Bushlya, V. (2021). Performance and wear mechanisms of uncoated cemented carbide cutting tools in Ti6Al4V machining. *Wear*, *477*. https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.203824

Liu, Y., Cheng, J., Yin, B., Zhu, S., Qiao, Z., & Yang, J. (2017). Study of the tribological behaviors and wear mechanisms of WC-Co and WC-Fe3Al hard materials under dry sliding condition. *Tribology International*, *109*, 19–25.

Luyckx A, S. & L. (2004). The relationship between the abrasion resistance and the hardness of WC-Co alloys. *Journal of the Southern African Institute of Mining and Metallurgy*, *104*(10), 579–582.

Luyckx, S., Sacks, N., & Love, A. (2007). Increasing the abrasion resistance without decreasing the toughness of WC–Co of a wide range of compositions and grain sizes. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, *25*(1), 57–61.

L.Vincent, & G.Zambelli. (1968). Matériaux et contacts: une approche tribologique. *Matériaux et Contacts: Une Approche Tribologique*.

M. E. Fine, & W. C. Ellis. (1948). Thermal expansion properties of iron-cobalt alloys,. *Rans. Am. Inst. Min. Met. Eng., Vol. 175, p. 742*.

Machado, P. V. S., Caner, F. C., Llanes, L., & Pique, E. J. (2023). A computational framework for micromechanical modelling of WC-Co composites. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, *111*(December), 106053. https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2022.106053

Mari, D., Miguel, L., & Nebel, C. (2014). *Comprehensive hard materials*. Newnes.

Mari Daniele. (1991). *EPFL_TH938*.

McHugh, P. E., & Connolly, P. J. (2003). Micromechanical modelling of ductile crack growth in the binder phase of WC-Co. *Computational Materials Science*, *27*(4), 423–436. https://doi.org/10.1016/S0927-0256(03)00045-4

Mingard, K. P., Jones, H. G., Gee, M. G., Roebuck, B., & Nunn, J. W. (2013). In situ observation of crack growth in a WC-Co hardmetal and characterisation of crack growth morphologies by EBSD. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, *36*, 136–142. https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2012.08.006

Mingard, K. P., Roebuck, B., Jones, H. G., Stewart, M., Cox, D., & Gee, M. G. (2018). Visualisation and measurement of hardmetal microstructures in 3D. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, *71*, 285–291. https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2017.11.023

Mingard, K. P., Roebuck, B., Marshall, J., & Sweetman, G. (2011). Some aspects of the structure of cobalt and nickel binder phases in hardmetals. *Acta Materialia*, *59*(6), 2277–2290. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.12.004

Mishra, S. K., Ghosh, S., & Aravindan, S. (2020). Temporal and spatial crater wear prediction of WC/Co tools during dry turning of Ti6Al4V alloy. *Wear*, *448–449*(May 2019), 203229. https://doi.org/10.1016/j.wear.2020.203229

Missiaen, J. M. (2008). Solid-state spreading and sintering of multiphase materials. *Materials Science and Engineering A*, *475*(1–2), 2–11. https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.01.160

Mohs, F. (1825). *Treatise on Mineralogy: Or, The Natural History of the Mineral Kingdom* (Vol. 1). A. Constable and Company.

Mrrolfurg, ". (1981). *ROOM-TEMPERATURE DEFORMATION MECHANISMS AND THE DEFECT STRUCTURE OF TUNGSTEN CARBIDE* (Vol. 29).

Naughton-Duszová, A., Csanádi, T., Sedlák, R., Hvizdoš, P., & Dusza, J. (2019). Small-scale mechanical testing of cemented carbides from the micro- to the nano-level: A review. In *Metals* (Vol. 9, Issue 5). MDPI AG. https://doi.org/10.3390/met9050502

N.Cuadrado, D.Casellas, L.Llanes, I.Gonzalez, & J.Caro. (2011). *Effect of Crystan Anisotropy on the Mechanical Properties of WC Embedded in WC-Co Cemented Carbides*.

Ndlovu, S., Durst, K., Hoeppel, H. W., & Goeken, M. (2008). *Study on the local damage mechanisms in WC-Co hard metals during scratch testing*.

Niu, Q., Zheng, X., Chen, M., & Ming, W. (2014). Study on the tribological properties of titanium alloys sliding against WC-Co during the dry friction. *Industrial Lubrication and Tribology*, *66*(2), 202–208.

Olander, P., & Heinrichs, J. (2021). On wear of WC–Co cutting inserts in turning of Ti6Al4V–a study of wear surfaces. *Tribology - Materials, Surfaces and Interfaces*, *15*(3), 181–192. https://doi.org/10.1080/17515831.2020.1830251

Olsson, M., Lenrick, F., M'Saoubi, R., Larsson, H., Markström, A., Petrusha, I., Ståhl, J. E., & Bushlya, V. (2020). Study of wear mechanisms of cemented carbide tools during machining of single-phase niobium. *Wear*, *450–451*(November 2019). https://doi.org/10.1016/j.wear.2020.203244

Ortiz-Membrado, L., Cuadrado, N., Casellas, D., Roa, J. J., Llanes, L., & Jiménez-Piqué, E. (2021). Measuring the fracture toughness of single WC grains of cemented carbides by means of microcantilever bending and micropillar splitting. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, *98*(March). https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2021.105529

Özden, U. A., Bezold, A., & Broeckmann, C. (2014). Numerical Simulation of Fatigue Crack Propagation in WC/Co based on a Continuum Damage Mechanics Approach. *Procedia Materials Science*, *3*(Cdm), 1518–1523. https://doi.org/10.1016/j.mspro.2014.06.245

Özden, U. A., Jiang, K., Bezold, A., & Broeckmann, C. (2016). Evaluation of Fatigue Crack Growth Performance in different Hardmetal Grades based on Finite Element Simulation. *Procedia Structural Integrity*, *2*, 648–655. https://doi.org/10.1016/j.prostr.2016.06.084

Özden, U. A., Mingard, K. P., Zivcec, M., Bezold, A., & Broeckmann, C. (2015). Mesoscopical finite element simulation of fatigue crack propagation in WC/Co-hardmetal. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, *49*(1), 261–267. https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2014.07.022

Park, S., Kapoor, S. G., & DeVor, R. E. (2006). Microstructure-level model for the prediction of tool failure in WC-Co cutting tool materials. *Journal of Manufacturing Science and Engineering, Transactions of the ASME*, *128*(3), 739–748. https://doi.org/10.1115/1.2194233

Pastor, H. (1996). *1996 : Centenaire de la découverte du carbure de tungstène par Henri Moissan ; historique du développement de ce matériau*.

Pereira, P., Vilhena, L. M., Sacramento, J., Senos, A. M. R., Malheiros, L. F., & Ramalho, A. (2022). Tribological behaviour of different formulations of WC composites. *Wear*, *506–507*. https://doi.org/10.1016/j.wear.2022.204415

Pignie, C., Gee, M. G., Nunn, J. W., Jones, H., & Gant, A. J. (2013). Simulation of abrasion to WC/Co hardmetals using a micro-tribology test system. *Wear*, *302*(1–2), 1050–1057. https://doi.org/10.1016/j.wear.2012.11.057

Pijaudier-Cabot, G., & Bažant, Z. P. (1987). Nonlocal damage theory. *Journal of Engineering Mechanics*, *113*(10), 1512–1533.

Pittari, J. J., Swab, J. J., Wright, J., & Atwater, K. (2022). Mechanical evaluation of WC-Co materials with varying microstructures. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, *104*(January), 105809. https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2022.105809

P.K.Wright, E. M. T. and. (2000). No Title. *Metal Cutting*.

Poech, M. H., Fischmeister, H. F., Kaute, D., & Spiegler, R. (1993). FE-modelling of the deformation behaviour of WC-Co alloys. In *Computational Materials Science* (Vol. 1).

Postek, E., & Sadowski, T. (2018). Distributed microcracking process of WC/Co cermet under dynamic impulse compressive loading. *Composite Structures*, *194*, 494–508. https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2018.04.014

Rahman Rashid, R. A., Palanisamy, S., Sun, S., & Dargusch, M. S. (2016). Tool wear mechanisms involved in crater formation on uncoated carbide tool when machining Ti6Al4V alloy. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, *83*(9), 1457–1465.

Rajendhran, N., De Baets, P., Huang, S., Vleugels, J., & Sukumaran, J. (2021). Single-point scratch testing for understanding particle engagement in abrasion of multiphase materials. *Wear*, *476*. https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.203689

Rawat, S., & Attia, H. (2009). Wear mechanisms and tool life management of WC-Co drills during dry high speed drilling of woven carbon fibre composites. *Wear*, *267*(5–8), 1022–1030. https://doi.org/10.1016/j.wear.2009.01.031

Reeber, R. R., & Wang, K. (1999). Thermophysical properties of α-tungsten carbide. *Journal of the American Ceramic Society*, *82*(1), 129–135.

Roulon, Z. (2019). *Effect of binder on sintering and microstructure of cemented carbides*.

Sadik, I. (2014). *An introduction to cutting tools: materials and applications*.

Sadowski, T., & Nowicki, T. (2008). Numerical investigation of local mechanical properties of WC/Co composite. *Computational Materials Science*, *43*(1), 235–241. https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2007.07.030

Sakuma, T., & Hondo, H. (1992). Plastic flow in WC-13wt. 0 /oCo at high temperatures. In *Materials Science and Engineering* (Vol. 56).

Sandoval, D. A., Rinaldi, A., Tarragó, J. M., Roa, J. J., Fair, J., & Llanes, L. (2018). Scale effect in mechanical characterization of WC-Co composites. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, *72*, 157–162. https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2017.12.029

Schubert, W. D., Fugger, M., Wittmann, B., & Useldinger, R. (2015). Aspects of sintering of cemented carbides with Fe-based binders. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, *49*(1), 110–123. https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2014.07.028

Sedghi, R., Bordin, A., Bruschi, S., & others. (2020). On wear of WC–Co cutting inserts in turning of Ti6Al4V – a study of wear surfaces. *Materials and Manufacturing Processes*. https://doi.org/10.1080/17515831.2020.1830251

Sigl, L. S., & Exner, H. E. (1986). *Experimental Study of the Mechanics of Fracture in WC-Co Alloys*.

Siglt, L. S., & Fischmeister, H. F. (1988). ON THE FRACTURE TOUGHNESS OF CEMENTED CARBIDES. In *Acto mctall* (Vol. 36, Issue 4).

Spieglert, R., & Fischmeister, H. F. (1992). PREDICTION OF CRACK PATHS IN WC-Co ALLOYS. In *Acta metall, mater* (Vol. 40, Issue 7).

Sundström, B. O. (1973). Elastic-plastic behaviour of WCCo analysed by continuum mechanics. *Materials Science and Engineering*, *12*(5–6), 265–276. https://doi.org/10.1016/0025-5416(73)90037-2

Tarragó, J. M., Coureaux, D., Torres, Y., Casellas, D., Al-Dawery, I., Schneider, L., & Llanes, L. (2016). Microstructural effects on the R-curve behavior of WC-Co cemented carbides. *Materials and Design*, *97*, 492–501. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.02.115

Teppernegg, T., Klünsner, T., Kremsner, C., Tritremmel, C., Czettl, C., Puchegger, S., Marsoner, S., Pippan, R., & Ebner, R. (2016). High temperature mechanical properties of WC-Co hard metals. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, *56*, 139–144. https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2016.01.002

Tkalich, D., Cailletaud, G., Yastrebov, V. A., & Kane, A. (2017). A micromechanical constitutive modeling of WC hardmetals using finite-element and uniform field models. *Mechanics of Materials*, *105*, 166–187. https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2016.11.007

Tkalich, D., Yastrebov, V. A., Cailletaud, G., & Kane, A. (2017). Multiscale modeling of cemented tungsten carbide in hard rock drilling. *International Journal of Solids and Structures*, *128*, 282–295. https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2017.08.034

Tran, S. (2018). *Microstructure investigations of WC-Co cemented carbide containing η-phase and Cr*.

Trent, E. M. (1988). METAL CUTTING AND THE TRIBOLOGY OF SEIZURE: II MOVEMENT OF WORK MATERIAL OVER THE TOOL IN METAL CUTTING. In *Wear* (Vol. 128).

Trueba, M., Aramburu, A., Rodríguez, N., Iparraguirre, I., Elizalde, M. R., Ocaña, I., Sánchez, J. M., & Martínez-Esnaola, J. M. (2014). “in-situ” mechanical characterisation of WC-Co hardmetals using microbeam testing. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, *43*, 236–240. https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2013.12.005

T.Takahashi, & E.J.Freise. (2006). *Determination of the slip systems in single crystals of tungsten monocarbide*.

Tylczak, J. H. (1992). Abrasive wear. *Lubrication, and Wear Technology*, 184–190.

Upadhyaya, G. S. (1998). *Cemented tungsten carbides: production, properties and testing*. William Andrew.

Vilhena, L., Domingues, B., Fernandes, C., Senos, A., & Ramalho, A. (2022). Mechanical and Tribological Characterization of WC-Co and WC-AISI 304 Composites by a Newly Developed Equipment. *Materials*, *15*(3). https://doi.org/10.3390/ma15031187

Vornberger, A., Pötschke, J., Gestrich, T., Herrmann, M., & Michaelis, A. (2019). Influence of microstructure on hardness and thermal conductivity of hardmetals. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, *88*, 105170. https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2019.105170

Weber, Ulrich, Mohanta, Ashok and Schmauder, & Siegfried. (2007). Numerical determination of parameterised failure curves for ductile structural materials. *International Journal of Materials Research*.

Weidow, J., & Andrén, H. O. (2010). Binder phase grain size in WC-Co-based cemented carbides. *Scripta Materialia*, *63*(12), 1165–1168. https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2010.08.025

Willbrand, J., & Wieland, U. (1972). Size of coherent domains in the binder metal of cobalt-bonded tungsten carbide. *International Journal of Powder Metallurgy*, *8*(2), 89–93.

Wu, J. Y., & Huang, Y. (2020). Comprehensive implementations of phase-field damage models in Abaqus. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, *106*. https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2019.102440

Yang, J., Roa, J. J., Odén, M., Johansson-Jõesaar, M. P., & Llanes, L. (2020). 3D FIB/FESEM tomography of grinding-induced damage in WC-Co cemented carbides. *Procedia CIRP*, *87*(March), 385–390. https://doi.org/10.1016/j.procir.2020.02.070

Zhang, W., Tian, J., Liu, H., Yuan, J., Lei, N., Wang, Y., Sun, X., Wu, X., & Xu, J. (2025). Friction characteristics and grinding model of cemented carbide for drilling bit affected by WC grain size and rotational speed. *Geoenergy Science and Engineering*, *249*. https://doi.org/10.1016/j.geoen.2025.213770

Zum Gahr, K.-H. (1987). *Microstructure and wear of materials*. Elsevier.

Zuñega, J. C. P., Gee, M. G., Wood, R. J. K., & Walker, J. (2012). Scratch testing of WC/Co hardmetals. *Tribology International*, *54*, 77–86. https://doi.org/10.1016/j.triboint.2012.02.027

Annexes

Annexe 1 : Comparaison entre les essais de rayure linéaires à une vitesse de glissement de 5 mm/s et les essais de rayure alternatifs à une fréquence de 0.17 Hz.

Cette annexe présente une comparaison des résultats obtenus lors des essais de rayure linéaire et alternatif, réalisés respectivement à une vitesse de glissement de 5 mm/s et à une fréquence de 0.17 Hz. Cette fréquence correspond à une vitesse de glissement moyenne de 3.4 mm/s et maximale de 5.34 mm/s au centre de la rayure, des valeurs proches de celles observées dans les essais linéaires.

Les évolutions du volume de matière enlevé, ou de l'usure par unité de longueur, pour chaque nuance, sont illustrées dans la Figure A.1 en fonction de l'effort appliqué et du nombre de passages pour les deux types d'essais. Les méthodes de calcul de l'usure par unité de rayure pour les essais linéaires et alternatifs sont détaillées dans les Sections 3.4.2 et 3.5.2 du chapitre II.

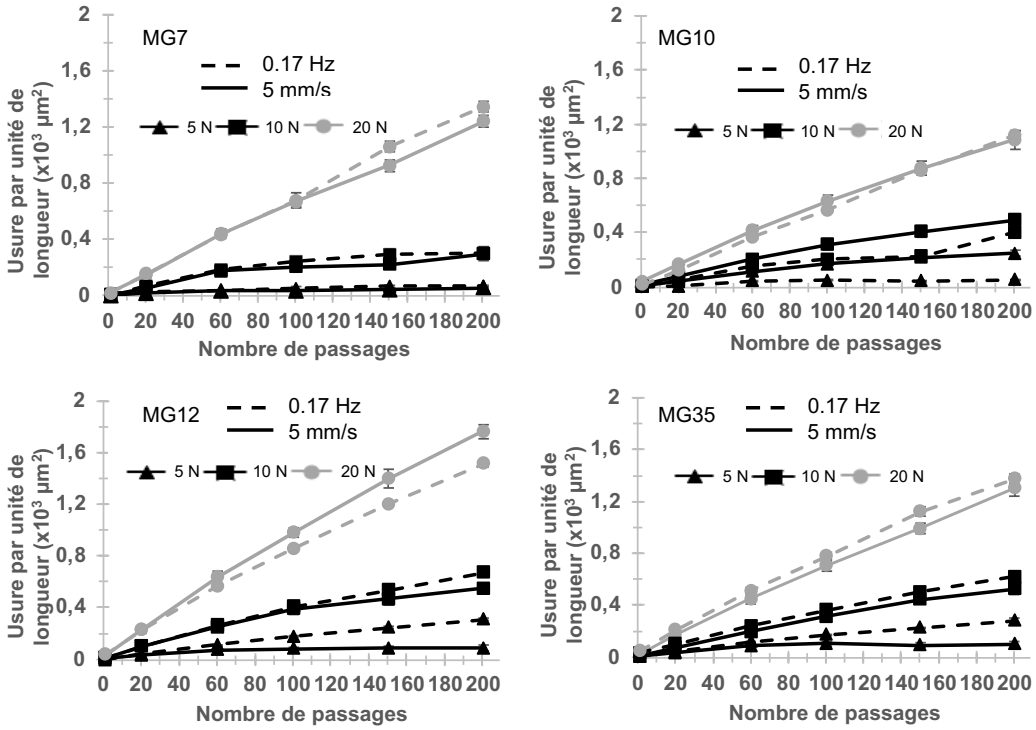


Figure A.1. Évolution de l'usure par unité de longueur en fonction du nombre de passages pour chaque effort testé lors des essais de rayure linéaires à une vitesse de glissement de 5 mm/s et des essais de rayure alternatifs à une fréquence de 0.17 Hz.

Globalement, les résultats montrent une concordance entre les usures par unité de longueur issues des deux protocoles, sauf à 5 N pour les nuances contenant plus de 7 wt%. Dans ce cas, des écarts significatifs sont observés : -80, +245 et +180 % pour les nuances MG10, MG12 et MG35 respectivement, après 200 passages. Bien que ces écarts soient notables, l'usure reste faible dans ces conditions.

Ainsi, pour des charges supérieures à 5 N, on peut considérer que les deux types d'essai produisent des résultats comparables dans l'ensemble.

Annexe 2 : Identification des paramètres du modèle de Johnson-Cook pour la reproduction du comportement thermo-visco-plastique de la phase cobalt.

Cette annexe présente la détermination des paramètres du modèle de Johnson-Cook pour le cobalt. Elles sont déterminées à partir de courbes contrainte-déformation plastique $(\sigma - \varepsilon_{pl})$ issues d'essais de compression uniaxiales monotones de Park et al. (Park et al., 2006) et Kapoor et al. (Kapoor et al., 2009) pour différentes températures et vitesses de déformation. Pour cette sollicitation, la contrainte équivalente de von Mises $J_2 = \sigma$ et la déformation plastique équivalente $\bar{\varepsilon}_{pl} = \varepsilon_{pl}$. La déformation plastique s'obtient par la relation $\varepsilon_{pl} = \varepsilon - \frac{\sigma}{E}$ où ε est la déformation totale et E le module d'Young. En utilisant le modèle de Johnson-Cook, la courbe contrainte-déformation plastique s'écrit :

$$\sigma = \left[A + B.\left(\varepsilon_{pl}\right)^{n}\right].\left[1 + C\ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}_{pl}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)\right].\left[1 - \left(\frac{T - T_0}{T_{fusion} - T_0}\right)^{m}\right] \quad \text{(A. 1)}$$

- **Constantes B et n :**

Les constantes B et n ont été déterminées à partir d'une courbe contrainte-déformation plastique de compression d'un échantillon en Co issue des travaux de (Park et al., 2006) pour une vitesse de déformation que l'on assimile à la vitesse de déformation plastique de référence $\dot{\varepsilon}_{pl} = \dot{\varepsilon}_0 = 0.000528\ s^{-1}$ et une température de référence $T = T_0 = 20\ °C$, voir Figure A.2.

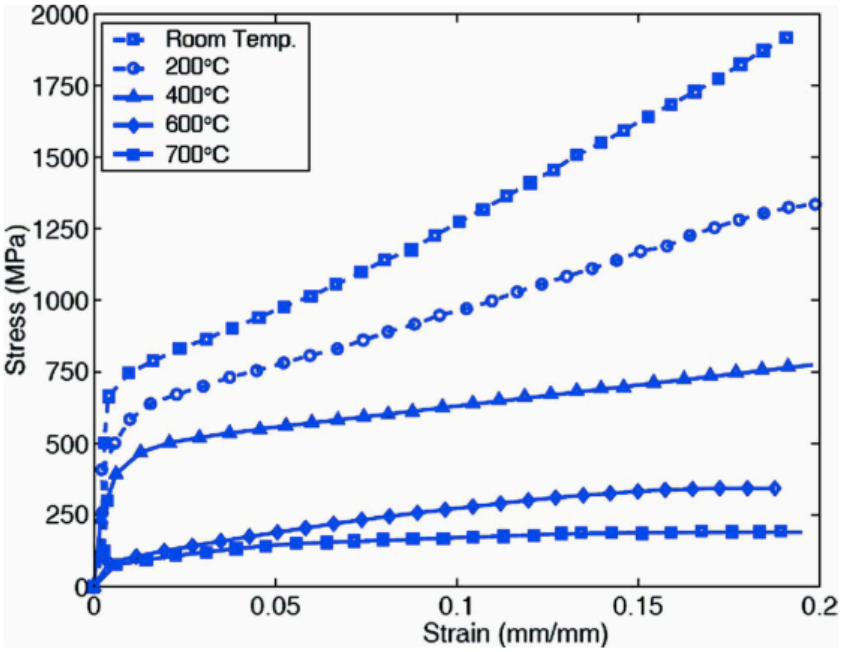


Figure A.2. Courbes de compression d'un cobalt pure à différentes températures (Park et al., 2006).

Dans ces conditions, l'expression (A.1) est égale à :

$$\sigma = \left[A + B.\left(\varepsilon_{pl}\right)^{n}\right] \qquad (A.2)$$

On rappelle que la constante A=675 MPa correspond à la limite élastique du cobalt dans les conditions de référence. L'application du logarithme népérien sur la relation (A.2), permet d'obtenir la relation affine suivante :

$$\ln(\sigma - A) = n\ln(\varepsilon_{pl}) + \ln(B) \qquad (A.3)$$

En traçant dans un diagramme $\ln(\sigma - A)$ en fonction $\ln(\varepsilon_{pl})$, voir Figure A.3, les données expérimentales de la Figure A.2, les constantes n et B sont identifiées en réalisant une régression linéaire sur ces points. Les paramètres n et $\ln(B)$ représentant la pente et l'ordonnée à l'origine de la droite de régression lesquels sont égales à 0.893 et 8.5354 respectivement, d'où B=509.7 MPa.

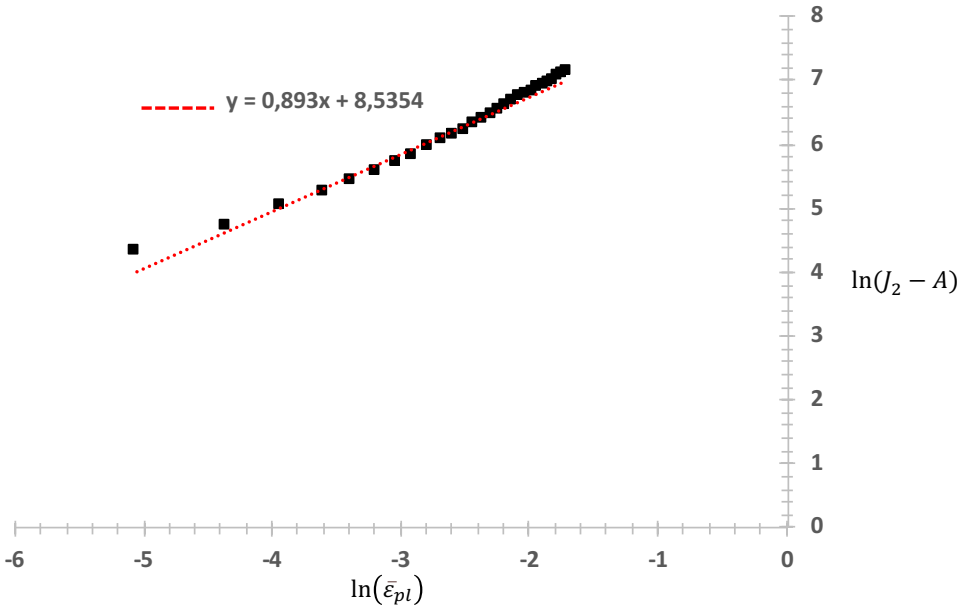


Figure A.3. Évolution de $\ln(J_2 - A)$ en fonction de $\ln(\bar{\varepsilon}_{pl})$ pour la détermination des constantes B et n.

- **Constante m :**

La détermination de m, qui représente le coefficient d'adoucissement thermique, est réalisée à partir des courbes de compression pour des températures variant de 20 à 900 °C selon Park et al. (Park et al., 2006) à la vitesse de déformation de référence, (voir Figure A. 1). Dans ces conditions et en appliquant le logarithme népérien à la relation A.1, celle-ci devient :

$$\ln\left(1 - \frac{\sigma}{\left[A + B.\left(\bar{\varepsilon}_{pl}\right)^{n}\right]}\right) = m\ln\left(\frac{T - T_0}{T_{fusion} - T_0}\right) \qquad (A.4)$$

Sachant que la température de fusion est de $T_{fusion} = 1450$ °C, que les paramètres A, B et n sont désormais connus, il est possible de tracer dans un diagramme $\ln\left(1 - \frac{\sigma}{\left[A+B.(\bar{\varepsilon}_{pl})^{n}\right]}\right)$ en fonction de $\ln\left(\frac{T-T_0}{T_{fusion}-T_0}\right)$ les données expérimentales de la Figure A.2. D'après la relation (A.4), les données expérimentales devront être ajustées par une droite passant par l'origine. Pour améliorer la précision du modèle, il est également possible d'ajuster ces données par une droite affine dont l'équation est :

$$\ln\left(1 - \frac{\sigma}{\left[A + B.\left(\bar{\varepsilon}_{pl}\right)^{n}\right]}\right) = \mathrm{D} + m \ln\left(\frac{T - T_0}{T_{fusion} - T_0}\right) \qquad (\mathrm{A}.5)$$

où *D* est la constante correspondant à l'ordonnée à l'origine de la droite de régression et *m* la pente de celle-ci. Pour conserver la forme mathématique du modèle de Johnson-Cook, il sera nécessaire de remplacer T_{fusion} dans l'équation (A.1) par $T_{fusion}{}^{*}$ où :

$$T_{fusion}{}^{*} = \exp\,(D)^{-\frac{1}{m}}\left(T_{fusion} - T_0\right) + T_0 \qquad (\mathrm{A}.6)$$

Toutefois, le modèle de Johnson-Cook sera limité à une température inférieure à $T_{fusion}{}^{*}$.

Les données expérimentales de la Figure A.2 sont tracées dans un diagramme $\ln\left(1 - \frac{\sigma}{\left[A+B.(\bar{\varepsilon}_{pl})^{n}\right]}\right)$ en fonction de $\ln\left(\frac{T-T_0}{T_{fusion}-T_0}\right)$ pour les déformations plastiques de 0.055, 0.07, 0.09 et 0.15 et pour différentes températures, voir Figure A.4.

En ajustant ces données par une droite affine de pente m, les valeurs identifiées sont m=0.5835 et D=0.594 impliquant $T_{fusion}{}^{*} = 783$ °C. Le modèle sera alors valide pour des températures inférieures à 783 °C.

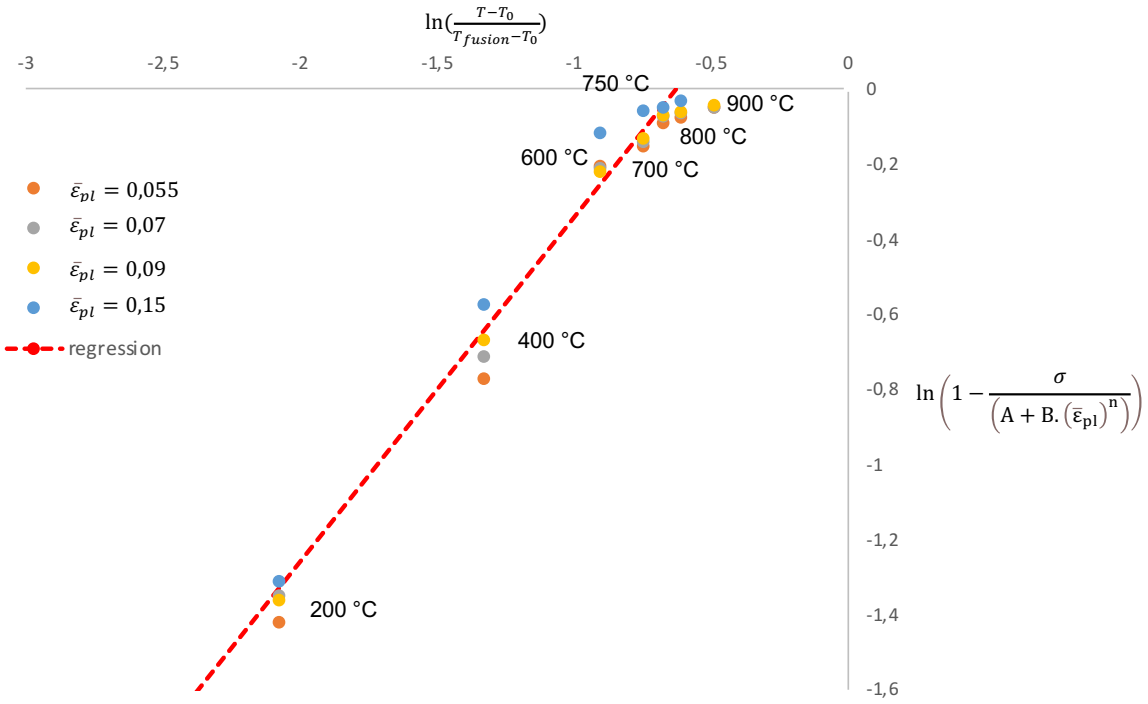


Figure A.4.Points expérimentaux issues des courbes de compression du Co pour la détermination de la constante m.

- **Constante C :**

La détermination de C, le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation, est réalisée à partir de courbes contrainte-déformation plastique de compression du Co pour des vitesses de déformation 0.001, 0.01, 0.1 et 1 s^{-1}, pour une température de 700 °C provenant des travaux de (Kapoor et al., 2009), voir Figure A.5. En réécrivant la relation 6, dans ces conditions et en remplaçant T_{fusion} par $T_{fusion}*$, celle-ci devient :

$$\frac{\sigma}{\left[A+B(\varepsilon_{pl})^{n}\right]\left[1-\left(\frac{T-T_0}{T_{fusion}{}^{*}-T_0}\right)^{m}\right]} = 1 + C\ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}_{pl}}{\dot{\varepsilon}_0}\right) \qquad (A.7)$$

où $T = 700$ °C. On rappelle que les paramètres A, B, n, m et $T_{fusion}*$ ont été déterminés précédemment.

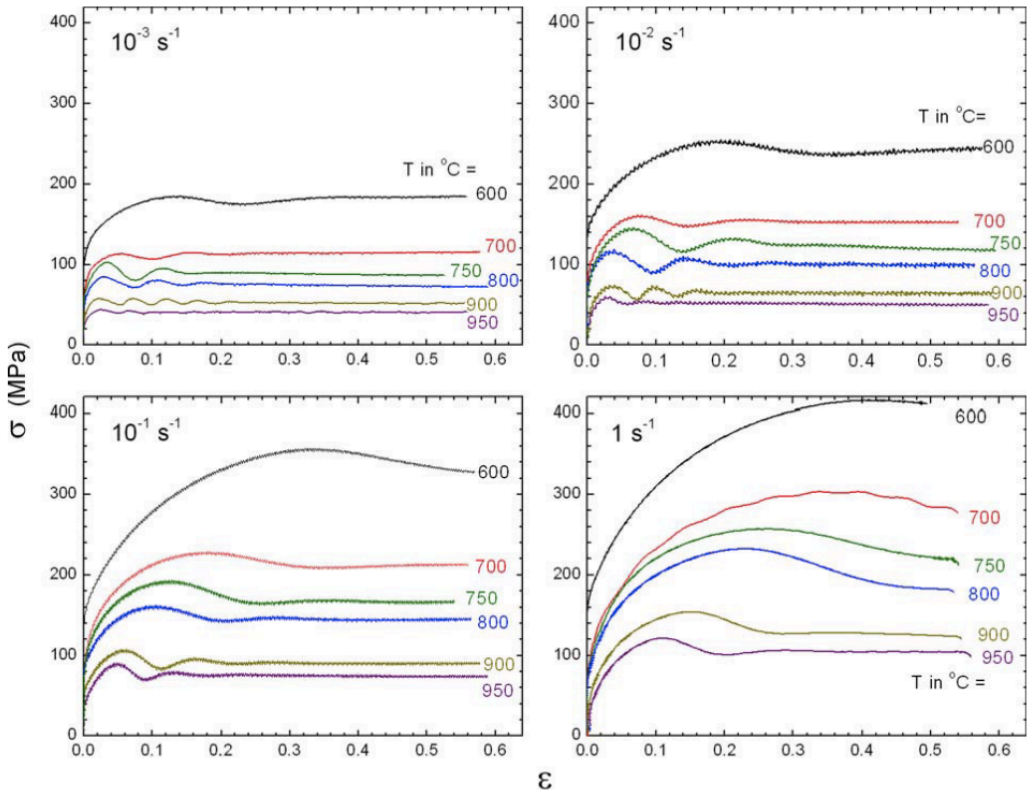


Figure A.5. Courbe de compression du cobalt pure pour différentes vitesses de déformation (Kapoor et al., 2009).

Les données expérimentales de Figure A.5 sont tracées dans un diagramme $\frac{\sigma}{\left[A+B(\varepsilon_{pl})^n\right]\left[1-\left(\frac{T-T_0}{T_{fusion^*}-T_0}\right)^m\right]}$ en fonction de $\ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}_{pl}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)$ pour des déformations plastiques de 0.055, 0.07, 0.09 et 0.15 (voir Figure A.6). Les points de la Figure A.6 sont approximés par une droite qui selon la relation (A.7) est de pente C et d'ordonnée à l'origine égale à 1. La Figure A.6 montre, pour une vitesse de déformation plastique donnée, une dispersion verticale des points correspondant à différentes valeurs de déformations plastiques rencontrées lors de la compression. Si cette dispersion est faible et que les points s'approchent de la droite, comme c'est le cas pour la vitesse de déformation de $1\,s^{-1}$, alors le modèle estime correctement l'ensemble de la courbe de contrainte-déformation plastique.

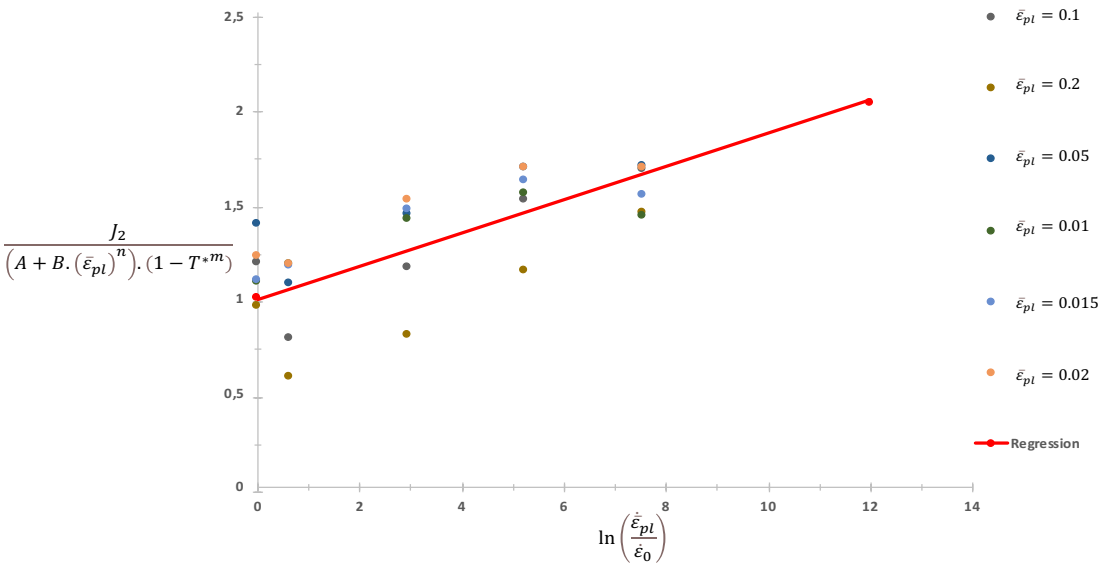


Figure A.6. Points expérimentaux issues des courbes de compression du Co pour la détermination de la constante C.

Le Tableau A.1 synthétise les valeurs identifiées des paramètres de la loi de Johnson-Cook.

Tableau A.1. Paramètres du modèle de Johnson-Cook utilisé pour simuler le comportement de la phase Co.

Modèle de Johnson-Cook pour la simulation du comportement thermo-viscoplastique de la phase Co		
A	Limite élastique dans les conditions de références	675 MPa
B	Paramètres d'écrouissage	509.7 MPa
n		0.89
C	Coefficient de renforcement de la vitesse	0.0871
$\dot{\varepsilon}_0$	Vitesse de déformation de références	0.00052 s^{-1}
m	Coefficient d'adoucissement thermique	0.94
$T_{fusion}{}^*$	Température de fusion modifiée	783 °C
T_0	Température de référence	20 °C

- **Validation des paramètres :**

Afin de valider les paramètres identifiés précédemment, les courbes de compression uniaxiale du Co obtenues pour différentes températures et vitesses de déformation par (Park et al., 2006) et (Kapoor et al., 2009) sont comparées à celles issues du modèle de Johnson-Cook dans les Figure A.7 et Figure A.8, respectivement. Le comportement mécanique du Co à hautes températures est correctement reproduit par le modèle comme observé sur la Figure A.7.

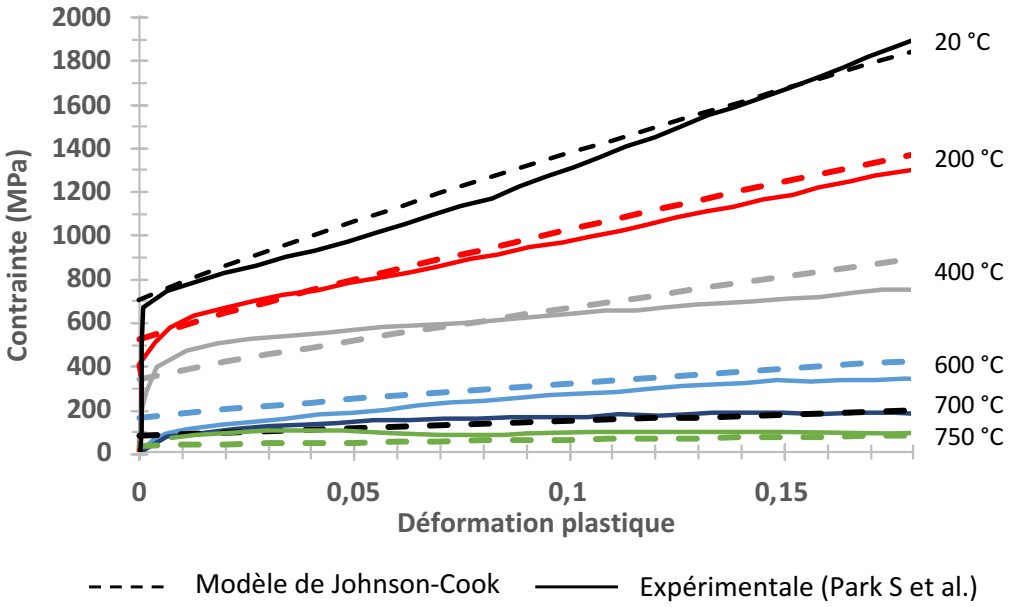


Figure A.7. Comparaison des courbes contrainte-déformation plastique en compression du Co pour différentes températures issues de (Park et al., 2006) avec celles prédites par le modèle de Johnson-Cook.

Concernant la Figure A.8, la loi est en bon accord avec les données expérimentales pour l'ensemble des vitesses de déformation simulées lorsque la déformation plastique est inférieure à 0.05, avec une erreur maximale de 16 % pour une vitesse de déformation de $\dot{\varepsilon} = 0.01\ s^{-1}$. Au-delà de la déformation plastique de 0.05, la surestimation du modèle s'accentue lorsque la déformation plastique croît. Notons que pour une vitesse de déformation de $\dot{\varepsilon} = 1\ s^{-1}$ le modèle est en accord avec la courbe expérimentale pour une déformation plastique inférieure à 0.15, avec une erreur maximale de 12 %.

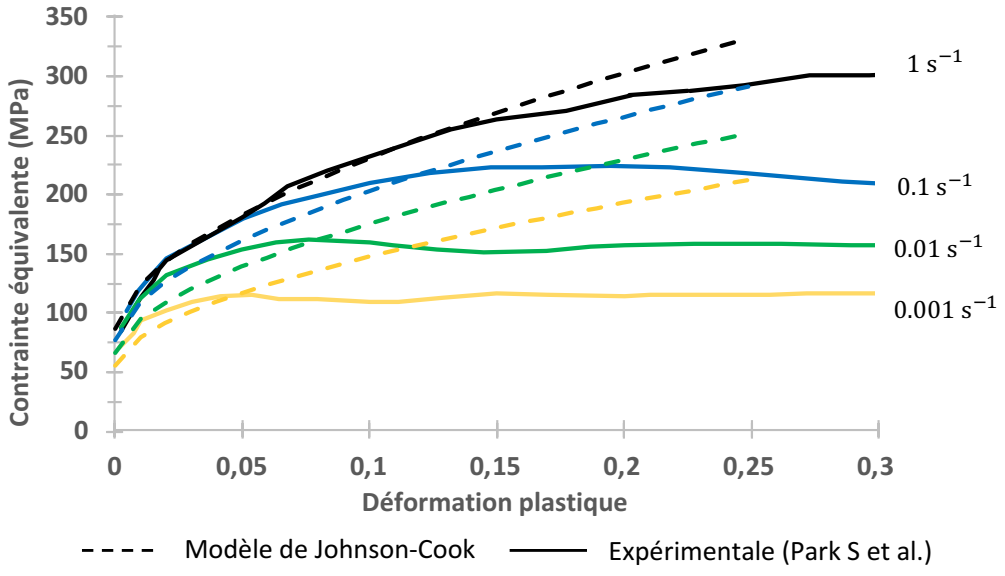


Figure A.8. Comparaison des courbes contrainte-déformation plastique en compression du Co pour différentes vitesses de déformation issues de (Kapoor et al., 2009) avec celles prédites par le modèle de Johnson-Cook.

Annexe 3 : Étude de convergence de maillage de la microstructure.

L'étude du maillage permet d'évaluer la dépendance des résultats de la simulation en fonction de taille des éléments. Différentes tailles d'élément comprises entre 0.05 et 0.008 fois la longueur du VER ont été testées conduisant à un nombre d'éléments variant entre 3406 et 36350 éléments, respectivement, voir Tableau A.2. Ces éléments sont des pentaèdres, c'est-à-dire des triangles extrudés, de type C3D6 comportant 6 nœuds et 2 points d'intégrations. Notons qu'un seul élément est imposé dans l'épaisseur de la microstructure.

Tableau A.2. Taille des éléments utilisés pour l'étude du maillage.

Taille des éléments	0.1	0.05	0.025	0.01	0.009	0.008
Nombre d'éléments : NE	3032	4403	11493	23844	29084	36277

Dans le cadre de cette étude, une compression uniaxiale sur une microstructure de 275 grains d'un WC-6wt%Co a été réalisée en reprenant les mêmes conditions des simulations réalisées dans la Section 4.1 du chapitre III. Les comportements thermo-élasto-plastique et thermo-élasto-visco-plastique du Co appliqués aux phases WC et Co, respectivement, sont considérés. L'endommagement n'est pas intégré dans ces simulations.

L'effet de la taille de maille est évalué sur les courbes contrainte-déformation (voir Figure A.9). En se plaçant à une déformation de 0.02, la contrainte moyenne du VER décroît progressivement lorsque la taille de maille diminue de 0.1 à 0.01 µm. Pour des tailles d'élément inférieures ou égales à 0.01 µm, les courbes contrainte-déformation se superposent est la convergence du maillage est atteinte. Afin de limiter le temps de calcul, le maillage dont la taille est de 0.01 µm sera utilisé dans la suite des simulations.

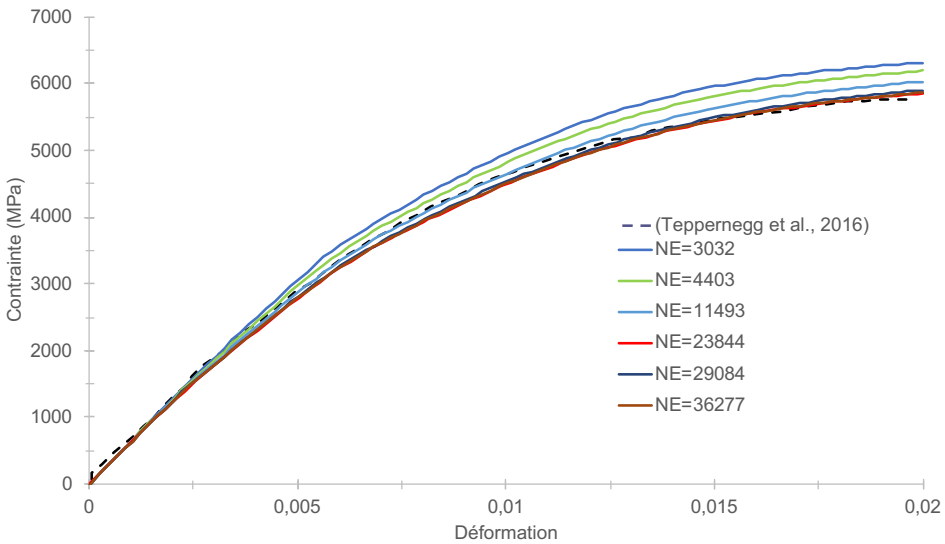


Figure A.9. Courbes contrainte-déformation calculée d'un WC-6wt%Co pour différents maillages en comparaisons avec celle expérimentale de (Teppernegg et al., 2016).

Annexe 4 : Synthèse des modèles et des données matériaux utilisés pour les simulations du chapitre IV.

Cette annexe présente un tableau synthétique résumant l'ensemble des modèles, et ses paramètres associés, utilisés pour reproduire le comportement des phases WC et Co ainsi que leur endommagement et ceux des interfaces WC/WC et WC/Co.

Tableau A.3. Synthèse des propriétés matériaux utilisés dans les simulations du chapitre IV.

	Loi de comportement			**Loi d'endommagement**	
Phase WC	Module d'Young	E_{WC}	Voir Tableau III.1	**Modèle d'endommagement ductile**	
	Coefficient de Poisson	ν_{WC}	0.194	Contrainte critique de rupture σ_{WC}^{c}	6 GPa
	Expansion thermique	α_{WC}	Voir Tableau III.2	Déformation plastique critique $\bar{\varepsilon}_{pl,WC}^{c}$	0.0022
	Modèle de Drucker-Prager			Energie de fissuration G_{WC}	10 mJ/mm^2 (si mm) ou 10 pJ/µm^2 (si µm)
	Limite élastique en compression uniaxiale	R_{WC}	4000 MPa		
	Angle de frottement	ψ_{WC}	45°		
	Angle de dilatation	φ_{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 Tableau III.4		
	Paramètre contrôlant la dépendance en température de l'écrouissage isotrope	α_2	Voir Tableau III.4		
Phase Co	Module d'Young	E_{Co}	Voir Tableau III.5	**Modèle d'endommagement ductile**	
	Coefficent de Poisson	ν_{Co}	0.22		
	Expansion thermique	α_{Co}	Voir Tableau III.6		
	Modèle de Johnson-Cook				
	Limite élastique dans les conditions de références	A	675 MPa	Déformation plastique critique $\bar{\varepsilon}_{pl,Co}^{c}$	$\bar{\varepsilon}_{pl,Co}^{c} = \alpha.\exp(-\beta\eta)$
	Paramètres d'écrouissage	B	509.7 MPa		$\alpha = 1.41$
		n	0.89		$\beta = 1.46$
	Coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation	C	0.0871		
	Vitesse de déformation de références	$\dot{\varepsilon}_0$	0.0052 s^{-1}		
	Coefficient d'adoucissement thermique	m	0.94	Déplacement plastique critique $u_{c,Co}$	0.001 µm
	Température de fusion modifiée	$T_{fusion}{}^{*}$	783 °C		
	Température de référence	T_0	20 °C		
Interfaces WC/WC et WC/Co	-			**Loi cohésive**	
				Contrainte critique de rupture $t_n^c = t_n^s = t_n^t$	7.9 GPa
				Energie de fissuration G_{int}	10 mJ/mm^2 (si mm) ou 10 pJ/µm^2 (si µm)

Annexe 5 : Identification du comportement thermomécanique de l'enrobage WC-Co.

Le comportement de l'enrobage est celui du composite globale WC-Co homogénéisé. Pour reproduire correctement ce comportement, un modèle thermo-élasto-plastique incluant le critère de Drucker-Prager a été choisi. Afin d'identifier les paramètres de ce modèle, des compressions uniaxiales de microstructures WC-Co pour différentes températures et teneurs en cobalt ont été simulées en utilisant le modèle développé dans ce travail. Ceci permet d'obtenir les courbes de compression du composite pour les températures et teneurs en cobalt simulées, à partir desquelles les paramètres du modèle du comportement de l'enrobage peuvent être identifiés. Ces compressions sont réalisées dans les mêmes conditions que les simulations réalisées dans la Section 4.1 du chapitre III. L'endommagement dans la microstructure n'est pas considéré. Les courbes de compressions calculées sont présentées dans les Figure A.10 et Figure A.11.

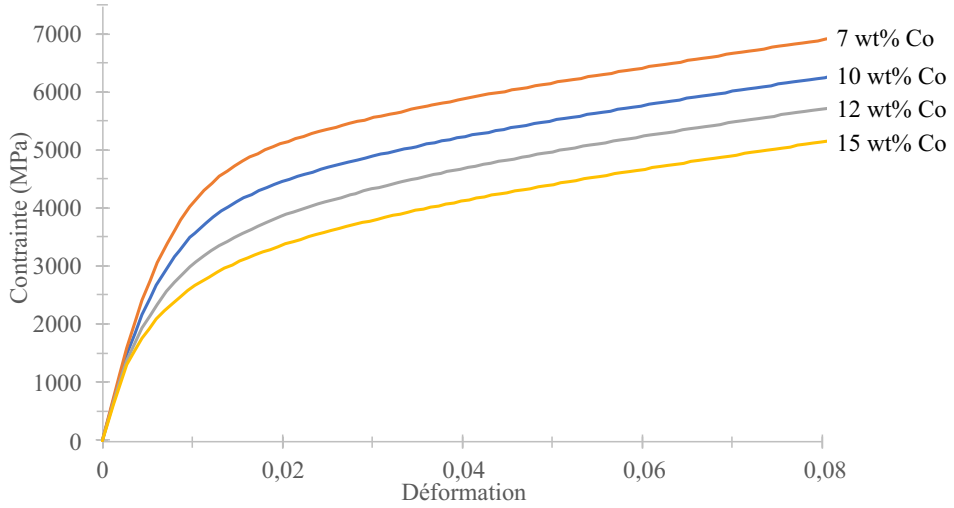


Figure A.10. Courbes de compression du WC-Co calculées pour différents teneurs en cobalt à température ambiante.

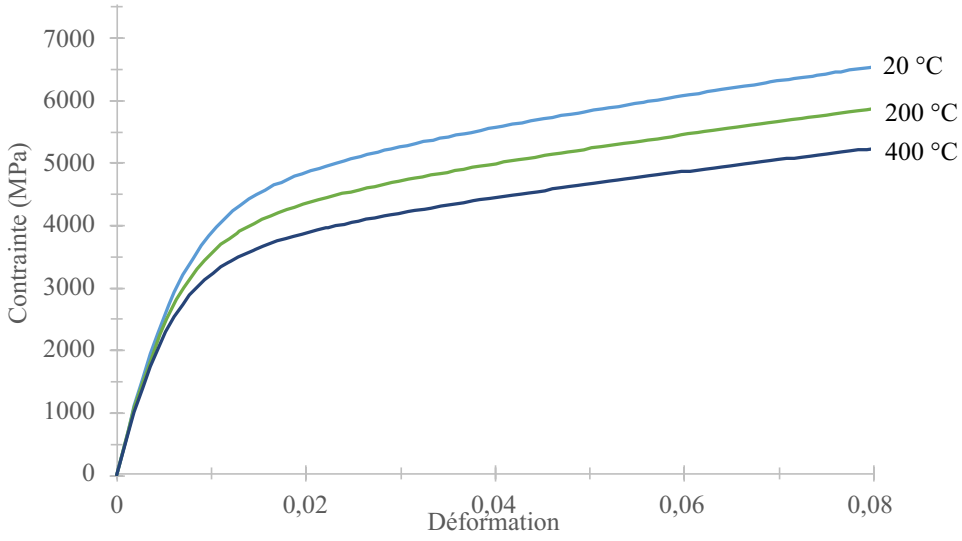


Figure A.11. Courbes de compression du WC-7wt%Co calculées pour différentes températures.

Le module d'Young de l'enrobage, la limite élastique R_{WC-Co} ainsi que l'écrouissage isotrope sont déduits de ces courbes de compression. Le coefficient de Poisson est toutefois pris de la littérature. L'ensemble des paramètres identifiés est résumé dans le Tableau A.4. Les courbes d'écrouissage utilisées sont présentées dans la Figure A.12.

Tableau A.4. Propriétés matériau utilisées pour modéliser le comportement thermomécanique de l'échantillon WC-Co rayé et de l'enrobage WC-Co avec le modèle de Drucker-Prager.

Température (°C)	Teneur en Co (wt%)	Module d'Young (MPa)	Coefficient de Poisson	φ_{WC-Co} (°)	R_{WC-Co} (MPa)
	7	608 226			2426
20	10	571 049			1949.2
	12	542 744	0.22	45	1713.3
	15	511 300			1391.9
100	7	599 909			2304
200	7	581 019			1999.9
400	7	548 836			1815.2

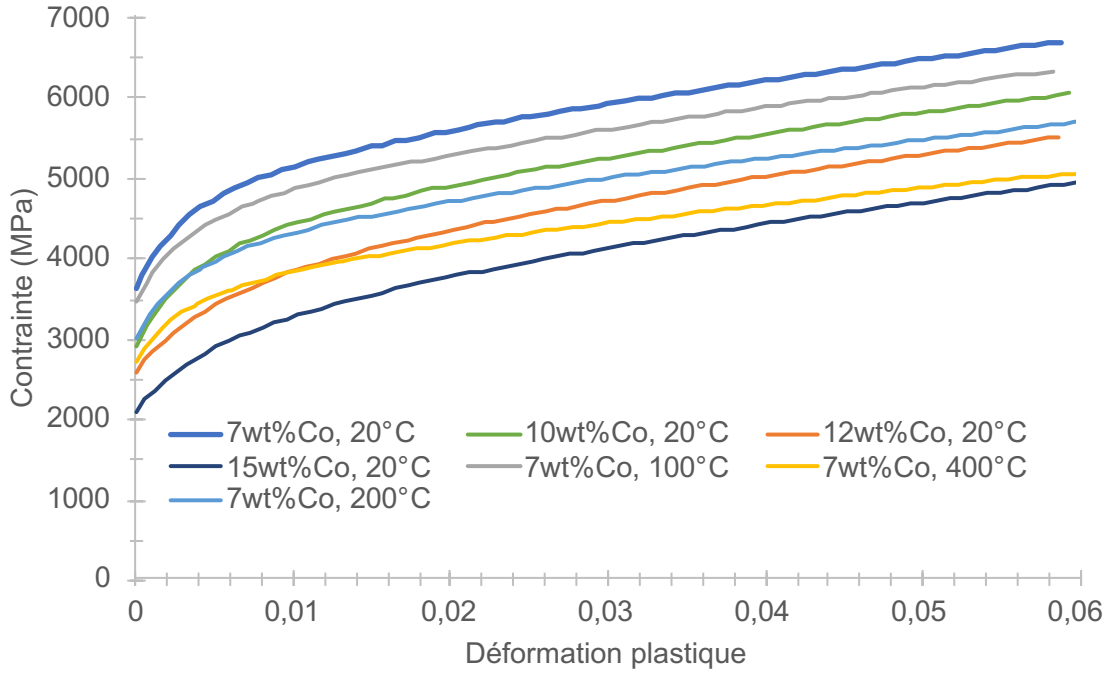


Figure A.12. Courbes contrainte-déformation plastique utilisé dans les simulations pour décrire l'écrouissage de l'échantillon WC-Co rayé et de l'enrobage WC-Co.

Annexe 6 : Preuve que l'état de contrainte de l'enrobage est bien similaire à celui issue des simulations de l'essai de rayure à l'échelle macroscopique.

Cette annexe présente l'état de contrainte de l'enrobage lors des simulations des essais de rayure à l'échelle microstructurale du chapitre IV. Elle a pour objectif de montrer que cet état de contrainte est bien similaire à celui estimé de l'échantillon rayé identifié grâce aux simulations d'essai de rayure à l'échelle macroscopique de la Section 2 du chapitre IV. Pour estimer ces états de contrainte, en chaque nœud de l'enrobage, le couple $(p; J_2)$ est calculé à partir d'une simulation dans le cas de référence puis tracé dans un diagramme $p - J_2$. De manière similaire, en chaque nœud du contact entre l'indenteur et l'échantillon rayé, le couple $(p; J_2)$ est calculé à partir d'une simulation macroscopique à un nombre de passages de 200 puis tracé dans le même diagramme $p - J_2$. Ce diagramme comparant l'état de contrainte de l'enrobage et celui de l'échantillon rayé est présenté dans la Figure A.13. Les points correspondant aux nœuds de l'enrobage sont ceux à dominante rouge. D'une part, ces points sont quasiment alignés avec la courbe verte décrivant le chemin d'une compression confinée, montrant que l'enrobage subit une telle compression. D'autre part, elles sont incluses dans le large spectre des couples $(p; J_2)$ des nœuds de l'échantillon rayé (points à dominante bleue) montrant que l'état de contrainte imposé à l'enrobage est bien également présent dans l'échantillon rayé. Cette comparaison démontre que les conditions aux limites imposées lors des simulations de l'essai de rayure à l'échelle microstructurale permettent de correctement reproduire un état de contrainte tel que celui subit par l'échantillon lors des essais de rayures du chapitre II.

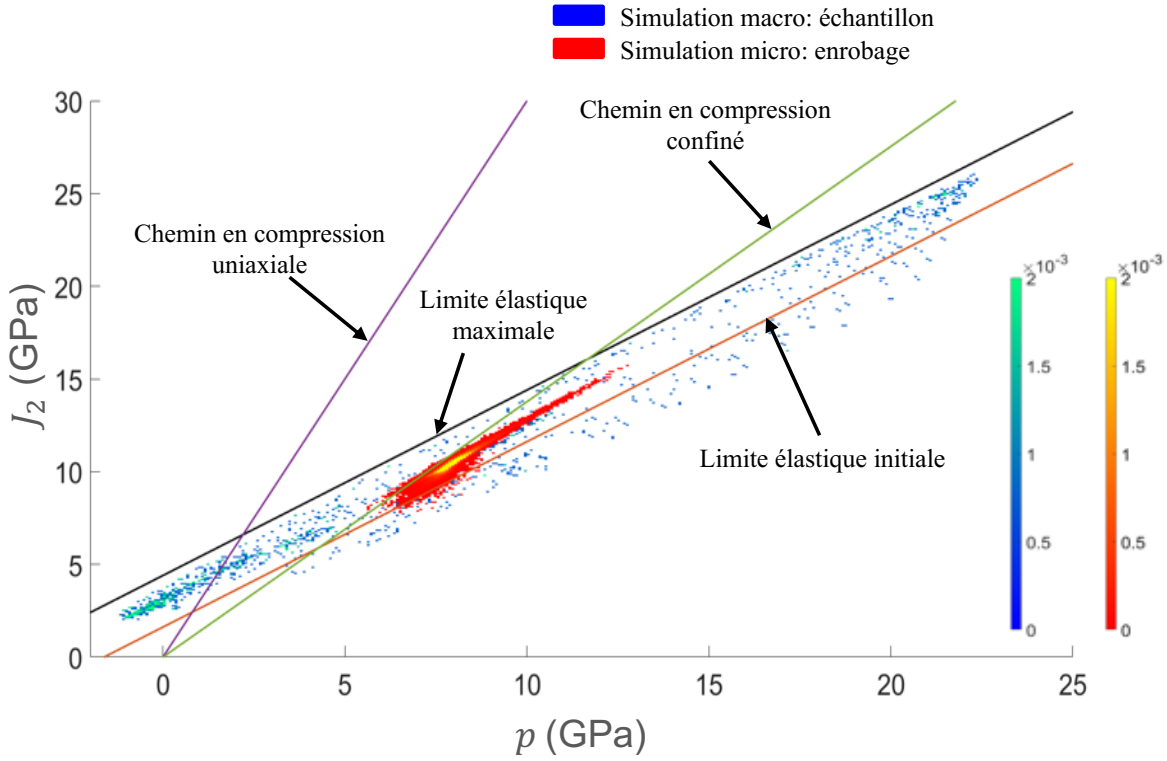


Figure A.13. Diagramme $p - J_2$ calculé en chaque nœud de l'enrobage et du contact entre l'indenteur et l'échantillon rayé. Chaque « point » de la figure correspond à un carré de dimension 50x50MPa contenant un groupe d'état de contrainte. La couleur de la barre indique la probabilité de trouver ce groupe d'état de contrainte.

Liste des Figures

Figure I.1. Évolution de la quantité de carbure de tungstène utilisée entre 1930 et 2008 selon (Fernandes & Senos, 2011). 16
Figure I.2. Illustration des différentes étapes de l'élaboration du WC-Co par le procédé de frittage (R. German et al., 2009). 17
Figure I.3. Cycle de température lors d'une opération de frittage (Andren, 2001). 18
Figure I.4. Microstructure typique d'un composite WC-Co (García et al., 2019). 18
Figure I.5. Microstructures du WC-Co avec différentes tailles de grains de WC (García et al., 2019). 19
Figure I.6. Reconstruction 3D de la microstructure pour trois nuances différentes du WC-Co. Les zones claires correspondent à la phase WC tandis que les zones sombres correspondent à la phase Co (Jiménez-Piqué et al., 2017). 19
Figure I.7. Schéma d'un grain de WC enrobé dans une matrice de Cobalt. Trois faces peuvent être observées : deux prismatiques et une basale (Lay et al., 2008). 20
Figure I.8. Effet de l'orientation cristallographique sur le module d'Young (barre pleine) et la dureté (barre hachurée) d'un grain de WC, (N.Cuadrado et al., 2011). 20
Figure I.9. Squelettes en 3D formés par la phase WC dans un composite WC-Co pour différentes nuances de tailles de grain : moyenne, ultrafine et nanométrique (Jiménez-Piqué et al., 2017). 21
Figure I.10. Reconstruction 3D des grains de WC dans un WC-11wt%Co à gros grain. Les couleurs correspondent à l'orientation du grain le long de l'axe z (Mingard et al., 2018). 21
Figure I.11. Mise en évidence du squelette formé par la phase Co dans un WC-Co à taille de grain moyen. La phase Co forme un squelette continue (Jiménez-Piqué et al., 2017). 22
Figure I.12. Reconstruction 3D de la phase cobalt avec ses différentes orientations (Mingard et al., 2018). 22
Figure I.13. Courbe contrainte-déformation du composite à base de carbure de tungstène avec différents liants : Co, Fe et Ni (Mari Daniele, 1991). 23
Figure I.14. Courbes contrainte-déformation du WC-Co en fonction de la taille des grains et de la teneur en cobalt : a) en traction et b) en compression (Doi, 1974a). 24
Figure I.15. Évolution du module d'Young du WC-Co en fonction de la teneur en cobalt selon (Doi et al., 1969a). 24
Figure I.16. Ténacité du WC-Co en comparaison avec celui d'autres matériaux (à gauche) et évolution de la ténacité en fonction de la teneur en cobalt (à droite) (García et al., 2019). 25
Figure I.17. Observations des quatre types de fissuration observés dans la microstructure du WC-Co (Mingard et al., 2013). 26
Figure I.18. Illustration schématique de la zone multi-ligamentaire sur le front de la fissure dans une microstructure de WC-Co (Siglt & Fischmeister, 1988). 26

Figure I.19. Rupture de la micropoutre (à gauche) et simulation numérique de cette même poutre (à droite) (Trueba et al., 2014). 28
Figure I.20. Microéchantillon usiné pour les essais de micropiliers (Csanádi et al., 2014)..... 28
Figure I.21. Synthèse des contraintes à rupture des grains de WC, des interfaces WC/WC et WC/Co identifiées par plusieurs auteurs selon (Csanádi et al., 2020). 29
Figure I.22. Carte illustrant les différents domaines d'application du WC-Co en fonction de ses paramètres microstructuraux. Les lignes indiquent les valeurs d'iso-dureté (García et al., 2019)..... 31
Figure I.23. Usure macroscopique des outils de coupe lors d'une opération de tournage. Un cratère caractérisé par une perte de matière apparait sur la face de coupe de l'outil après un certain temps d'usinage (Gekonde & Subramanian, 2002)..... 32
Figure I.24. Illustration de la dégradation du WC-Co par diffusion avec l'apparition de nouveaux composés chimiques en surface (Lindvall et al., 2021). 33
Figure I.25. Micrographies MEB d'un outil de coupe en WC-Co permettant d'observer quelques mécanismes d'endommagement microstructuraux tels que les fissurations transgranulaire et intergranulaire des grains WC (Kagnaya, 2009). 33
Figure I.26. Dispositif utilisé par Hedenqvist pour réaliser un tribo-système ouvert (Hedenqvist et al., 1989). 35
Figure I.27. Illustration des configurations classiques d'essais tribologiques. a) Pion sur disque. b) Pion sur cylindre. c) Pion sur plaque à déplacement réciproque. (L.Vincent & G.Zambelli, 1968) 36
Figure I.28. Mise en évidence des phénomènes d'adhésion sur la surface du disque (Liang et al., 2020). 37
Figure I.29. Illustration des deux configurations tribologiques testées : A) linéaire alternatif et B) rotative (Delgado et al., 2011). 38
Figure I.30. Évolution de la profondeur de l'usure en fonction de la distance de frottement lors des essais rotatifs (a et b) pour différents efforts, (c et d) pour différentes fréquences lors des essais alternatifs (Bonny et al., 2010). 39
Figure I.31. Micrographie de la piste d'usure mettant en évidence les mécanismes d'endommagement microstructural. Les points brillants correspondent aux débris d'usure (Bonny et al., 2010). 39
Figure I.32. Illustration de l'abrasion à deux corps (Alzouma, 2021). 40
Figure I.33. Illustration de l'abrasion à trois corps (Alzouma, 2021)..... 41
Figure I.34. Illustration du test de la norme ASTM G174 pour simuler l'abrasion (Alzouma, 2021)..... 41
Figure I.35. Illustration du test de Traber (Alzouma, 2021). 42
Figure I.36. Illustration du test ASTM B611 utilisant des pates abrasives (Alzouma, 2021).. 42
Figure I.37. Principe de l'essai ASTM G85 (Alzouma, 2021). 42
Figure I.38. Profil d'une rayure selon (Jayaraj & Olsson, 2021). 43

Figure I.39. Micrographie de la rayure après 1 passage de l'indenteur sur l'échantillon en WC-6wt%Co (a) et WC-11wt%Co (b), mettant en évidence la microfissuration et la déformation plastique des grains de WC lors de l'abrasion (M. G. Gee & Nimishakavi, 2011). 45
Figure I.40. Évolution de la largeur des rayures en fonction du nombre de passage sur l'échantillon en WC-6wt%Co (M. G. Gee & Nimishakavi, 2011). 45
Figure I.41. Mise en évidence du phénomène de fissuration et de la déformation plastique des grains de WC (Zuñega et al., 2012). 46
Figure I.42. Évolution du coefficient de frottement en fonction du nombre de passages pour les deux matériaux testés. Une forte augmentation est observée durant les premiers passages suivis d'une stabilisation (Zuñega et al., 2012). 46
Figure I.43. Profil transverse des rayures effectuées sur les deux matériaux testés (Zuñega et al., 2012). 47
Figure I.44. Évolution du coefficient de frottement (à gauche) et de la profondeur des rayures (à droite) en fonction du nombre de passages (Rajendhran et al., 2021). 48
Figure I.45. Micrographies des rayures pour un effort de 10N après 10 passages (a), 50 passages (b) et 100 passages (c) (Rajendhran et al., 2021). 49
Figure I.46. Images EDS d'une rayure après un passage de l'indenteur. Une couche d'oxydes est observée, agissant comme lubrifiant solide qui stabilise le coefficient de friction (Rajendhran et al., 2021). 49
Figure I.47. Image MEB de la section transverse de la rayure du WC-Co révélant la formation de la couche tribologique dont l'épaisseur est délimitée par le trait jaune (Jayaraj & Olsson, 2021). 50
Figure I.48. Comparaison des courbes de compression expérimentale et simulées (Poech et al., 1993). 54
Figure I.49. Microstructure générée dans les travaux de Sadowski et Novicki et comparaison du module d'Young identifié grâce au modèle et ceux de la littérature (Sadowski & Nowicki, 2008). 55
Figure I.50. Microstructures 3D pour plusieurs teneurs en cobalt générées numériquement grâce à un algorithme mathématique. Les zones rouges correspondent à la phase Co tandis que les zones grises correspondent à la phase WC (Tkalich, Yastrebov, et al., 2017). 56
Figure I.51. Deux configurations de microstructures reproduites numériquement dans les travaux de (Faksa et al., 2019) : b) 'WC-matrix' : les grains de WC sont connectés entre eux c) 'Co-matrix': les grains de WC sont séparés par une couche de Co. 57
Figure I.52. Comparaison des courbes de compression pour différentes températures d'un WC-6wt%Co entre ceux identifiées par la simulation et ceux de l'expérience (Agode et al., 2021). 57
Figure I.53. Champ de déformations plastiques équivalentes (PEEQ) pour les deux modèles : XFEM (a) et Rice&Tracey (b) (Dębski & Sadowski, 2014). 59

Figure I.54. Comparaison du chemin de la fissure simulé avec celui obtenu expérimentalement (Özden et al., 2014). 59
Figure I.55. Microstructure 3D générée ainsi que la reproduction de microcylindres à partir des microstructures (Machado et al., 2023). 60
Figure I.56. Champs de déformation et de contrainte simulés lors de la compression des microcylindres et comparaison avec ceux de l'expérience (Machado et al., 2023). 60
Figure I.57. Géométrie utilisée par (Agode et al., 2024) pour reproduire le frottement du copeau sur un outil de coupe à l'échelle de la microstructure. 61
Figure II.1. Illustration schématique d'un essai de rayure. L'indenteur glisse le long de l'échantillon sous un effort normal constant ou croissant. W = effort normal, Ft =effort tangentiel. 68
Figure II.2. Illustration de l'évolution de la vitesse de glissement au cours d'un essai de rayure linéaire (a) et alternatif (b). 68
Figure II.3. Schéma cinématique montrant la transformation d'un mouvement de rotation en un mouvement de translation dont la vitesse est sinusoïdale. 69
Figure II.4. Banc d'usure UMT tribolab, Bruker®. 70
Figure II.5. Illustrations et spécifications techniques des modules linéaire et alternatif utilisés dans les essais expérimentaux. 71
Figure II.6.a) Forme et dimension des échantillons utilisés dans les essais. b) Topographie de la surface dont la rugosité arithmétique mesurée est de 0.39 µm. L'échantillon présenté correspond au matériau MG10. 72
Figure II.7. Micrographies illustrant la microstructure des échantillons testés. 72
Figure II.8. Indenteur Rockwell utilisé pour les essais de rayure et ses caractéristiques géométriques. 73
Figure II.9. Évolution du rayon de la pointe de l'indenteur entre le début de l'essai et à la fin d'une série complète d'essais (36 rayures) sur la nuance MG10. 73
Figure II.10. Interféromètre NPFLEX du fabricant Bruker®, utilisé pour la caractérisation des rayures. 75
Figure II.11. Exemple d'une topographie 3D et illustration des grandeurs géométriques qui sont mesurées à partir de chaque profil transverse de la rayure pour caractériser l'usure. 76
Figure II.12. Usure par unité de longueur après 200 passages à 5 Hz déterminé sur sept positions différentes le long de la rayure pour observer l'uniformité de la rayure. 78
Figure II.13. Évolution du coefficient de frottement en fonction du nombre de passages pour chaque nuance de carbure et pour différentes conditions de contact (efforts et vitesses de glissement) à l'issue des essais de rayure linéaires. 80
Figure II.14. Évolution du coefficient de frottement en fonction du nombre de passages pour chaque nuance de carbure et pour différentes conditions de contact (efforts et fréquences) à l'issue des essais de rayure alternatifs. 80

Figure II.15. Évolutions du coefficient de frottement après 200 passages en fonctions de la nuance et l'effort appliqué pour chaque vitesse de glissement et fréquence testées. 82
Figure II.16. Topographies des rayures à l'issue des essais linéaires menés à une vitesse de glissement de 5 mm/s, effort de 20 N et après 200 passages de l'indenteur pour chacune des nuances testées. 83
Figure II.17. Topographies des rayures à l'issue des essais alternatifs menés à une fréquence de 5 Hz, effort de 20 N et après 200 cycles pour chacune des nuances testées. 83
Figure II.18. Évolution de la profondeur des rayures de chaque nuance testée en fonction du nombre de passages pour chaque effort et vitesse de glissement testés à l'issue des essais de rayure linéaires. 84
Figure II.19. Évolution de la profondeur des rayures de chaque nuance testée en fonction du nombre de passages pour chaque effort et fréquence testés à l'issue des essais de rayure alternatifs. 85
Figure II.20. Évolution de la profondeur des rayures en fonction de l'effort normal après 200 passages pour chaque nuance et différentes vitesses de glissement et fréquences. 86
Figure II.21. Évolution de la largeur des rayures de chaque nuance testée en fonction du nombre de passages pour chaque effort et vitesse de glissement testés à l'issue des essais de rayure linéaires. 87
Figure II.22. Évolution de la largeur des rayures de chaque nuance testée en fonction du nombre de passages pour chaque effort et fréquence testés à l'issue des essais de rayure alternatifs. 87
Figure II.23. Évolution de la largeur des rayures en fonction de l'effort normal à 200 passages pour chaque nuance de carbure, vitesse de glissement et fréquence testées. 88
Figure II.24. Évolution de l’usure par unité de longueur des rayures pour chaque nuance testée en fonction du nombre de passages pour chaque effort et vitesse de glissement testés à l'issue des essais de rayure linéaires. 89
Figure II.25. Évolution de l’usure par unité de longueur des rayures pour chaque nuance testée en fonction du nombre de passages pour chaque effort et fréquence testés à l'issue des essais de rayure alternatifs. 89
Figure II.26. Évolution de la pression de contact moyenne en fonction du nombre de passages lors des essais de rayure selon (M. Gee et al., 2017). 90
Figure II.27. Évolution de l'usure en dépouille d'un outil WC-Co en fonction du temps d'usinage (Altintas, 2012). 91
Figure II.28. Évolution du volume enlevé par unité de longueur des rayures en fonction de l'effort normal à 200 passages pour chaque nuance et différentes vitesses de glissement et fréquences testées. 92
Figure II.29. Évolution du volume usé en fonction de l'effort appliqué selon (Rajendhran et al., 2021). 92

Figure II.30. Évolution de l'usure par unité de longueur des rayures en fonction de la teneur en cobalt après 200 passages pour chaque vitesse de glissement et fréquence testées sous un effort de 5 N (a), 10 N (b) et 20 N (c). 93
Figure II.31. Micrographies MEB d'une rayure de la nuance MG7 obtenue avec une vitesse de 5 mm/s, un effort de 20 N et après 200 passages. 96
Figure II.32. Micrographies MEB d'une rayure de la nuance MG10 obtenue avec une vitesse de 5 mm/s, un effort de 20 N et après 200 passages. 96
Figure II.33. Micrographies MEB d'une rayure de la nuance MG12 obtenue avec une vitesse de 5 mm/s, un effort de 20 N et après 200 passages. 97
Figure II.34. Micrographies MEB d'une rayure de la nuance MG35 obtenue avec une vitesse de 5 mm/s, un effort de 20 N et après 200 passages. 97
Figure III.1. Génération de la microstructure du WC-Co. i) Construction d'un pavage constitué de cellule de Voronoï. ii) Subdivision des cellules pour les deux phases WC et Co. iii) Extrusion du pavage suivant la troisième direction. 104
Figure III.2. Conditions aux limites imposées à la microstructure pour simuler une compression uniaxiale. 112
Figure III.3. Évolution du rapport $ExEy$ et de l'écart- type SD$ExEy$ en fonction du nombre de grains de WC utilisés dans les microstructures générées. Ex et Ey sont les modules d'Young des microstructures dans les directions x et y respectivement. 113
Figure III.4. Évolution du rapport $EiE300$ et l'écart- type SD $EiE300$ en fonction du nombre de grains de WC utilisés dans les microstructures générées. Ei et $E300$ sont les modules d'Young des microstructures contenant i et 300 grains respectivement. 113
Figure III.5. Évolution du rapport P/U et de l'écart-type SD(P/U) en fonction du nombre de grains de WC utilisés dans les microstructures générées. P et U sont respectivement l'énergie plastique dissipée et le travail externe pour une déformation totale de 2% lors d'une compression uniaxiale. 114
Figure III.6. Évolution du critère de Hill en fonction du nombre de grains de WC dans la microstructure. 115
Figure III.7. Comparaison modèle-expérience des courbes contrainte-déformation en compression uniaxiale du WC-10wt%Co à différentes températures. Les courbes expérimentales sont issues des travaux de (Teppernegg et al., 2016). 116
Figure III.8. Comparaison modèle-expérience des courbes contrainte-déformation en compression uniaxiale du WC-10wt%Co à différentes vitesses de déformation. Les courbes expérimentales sont issues de (Francart, 2023). 117
Figure III.9. Courbe contrainte-déformation d'un matériau ductile jusqu'à la rupture. 119
Figure III.10. Évolution de la déformation plastique équivalente critique de la phase Co en fonction de la triaxialité. 122
Figure III.11. Loi traction-séparation bilinéaire et linéaire. 123

Figure III.12. Synthèse des contraintes à rupture des interfaces WC/WC et WC/Co identifiées dans la littérature par différents auteurs. 125
Figure III.13. Comparaison des courbes contrainte-déformation en compression uniaxiale du WC-6wt%Co issues de la littérature (Teppernegg et al., 2016) et du modèle intégrant les mécanismes d'endommagement. 126
Figure III.14. Champs d'endommagement des phases WC et Co (a) et des interfaces (b) pour une déformation de 0.0024 lors d'une compression uniaxiale. SDEG correspond à la variable d'endommagement D du modèle d'endommagement ductile et CSDMG à celui des interfaces cohésives. 127
Figure III.15. Comparaisons des courbes contrainte-déformation en compression uniaxiale du WC-6wt%Co issues de la littérature (Teppernegg et al., 2016) et du modèle pour plusieurs valeurs de contrainte à rupture des interfaces. 128
Figure III.16 Champs d'endommagement des phases WC et Co (a) et des interfaces (b) pour une déformation de 0.0047 lors d'une compression uniaxiale en utilisant $tnc = 7.9\ GPa.$ .. 128
Figure III.17. Comparaisons des courbes contrainte-déformation en compression uniaxiale du WC-6wt%Co issues de la littérature (Teppernegg et al., 2016) et du modèle pour plusieurs valeurs d'énergie de fissuration des grains de WC ainsi que des interfaces. 129
Figure III.18. Comparaison des courbes contrainte-déformation en compression uniaxiale du WC-10wt%Co à différentes températures issues de la littérature (Teppernegg et al., 2016) avec celles calculées par le modèle. 131
Figure III.19. Champs d'endommagement des phases WC (a) et Co (b) pour une déformation de 0.015 lors d'une compression uniaxiale d'un WC-10wt%Co à 20 °C. 132
Figure IV.1. Géométries de l'échantillon et l'indenteur dans les simulations pour estimer le chargement subit par le matériau lors d'un essai de rayure. 138
Figure IV.2. a) Reproduction numérique d'un échantillon en WC-Co rayé à partir de la topographie 3D de celui-ci. b) Profil moyen 2D obtenu à partir des 815 profils transverses extraits de la topographie 3D. c) Profil extrudé pour reproduire la rayure. 138
Figure IV.3. Estimation de la pression de contact lors des essais rayure sur un échantillon WC-7wt%Co, sous une charge de 20 N et à une vitesse de glissement de 5 mm/s. Les pressions ont été relevées après 1, 20, 60, 100, 150 et 200 passages. 140
Figure IV.4. Évolution de la pression de contact maximale, moyenne et minimale sur l'échantillon rayé en fonction du nombre de passages. 141
Figure IV.5. Diagramme $p - J2$ calculé en chaque nœud du contact entre l'indenteur et l'échantillon rayé. Chaque « point » de la figure correspond à un carré de dimension 50×50 MPa contenant un groupe d'état de contraintes. La couleur de la barre indique la probabilité de trouver ce groupe d'état de contraintes. 142
Figure IV.6. Géométrie des différentes parties en contact dans la simulation d'un essai de rayure à l'échelle de la microstructure. L'assemblage microstructure-enrobage modélise une

portion locale du matériau en WC-Co. La surface rigide représente la pointe de l'indenteur. 143
Figure IV.7. Maillages de l'enrobage (a) et de la surface rigide (b) utilisés lors des simulations de frottement. 145
Figure IV.8. Diagramme $\eta - \varepsilon pl$ calculé en chaque point d'intégration de la phase Co lors de la première étape de compression de la simulation. Chaque « point » de la figure correspond à un carré de dimension 50×50 MPa contenant un groupe d'état de contraintes. La couleur de la barre indique la probabilité de trouver ce groupe d'état de contraintes. La courbe en rouge correspond à la déformation plastique critique, dépendante de la triaxialité η, à partir de laquelle l'endommagement du cobalt est initié. 147
Figure IV.9. Diagramme $\eta - \varepsilon pl$ calculé en chaque point d'intégration de la phase Co lors de la seconde étape de la simulation (points à dominante rouge), et comparé à ceux calculés lors de la première étape (points à dominante bleu). Chaque « point » de la figure correspond à un carré de dimension 50×50 MPa contenant un groupe d'état de contraintes. La couleur de la barre indique la probabilité de trouver ce groupe d'état de contraintes. La courbe en rouge correspond à la déformation plastique critique, dépendante de la triaxialité η, à partir de laquelle l'endommagement du cobalt est initié. 148
Figure IV.10. États de contraintes de la phase carbure caractérisés par des points dans le diagramme $p - J2$, lors de la première étape de compression (a) et lors de la seconde étape de glissement (b). Chaque « point » de la figure correspond à un carré de dimension 50×50 MPa contenant un groupe d'état de contraintes. La couleur de la barre indique la probabilité de trouver ce groupe d'état de contraintes. 149
Figure IV.11. Champs φD montrant l'initiation de l'endommagement de la phase WC pour une microstructure à 7wt% Co lors des simulations dans le cas de référence (pression de contact de 15 GPa à 20 °C). 150
Figure IV.12. Champ de déplacements de l'enrobage et de la microstructure dans la direction du glissement. 150
Figure IV.13. Évolution du taux de phase carbure endommagée en fonction du nombre d'éléments utilisé dans le maillage de la microstructure. 151
Figure IV.14. Évolution du taux de phase carbure endommagée avec le nombre la de grains de la microstructure. 152
Figure IV.15. Cartographie des interfaces saines et endommagées. Sont représentées en rouge, les interfaces totalement endommagées et en bleu celles qui le sont partiellement. Les interfaces saines sont représentées en traits pointillés noirs. a) lors de la première étape de compression. b) lors de la seconde étape de glissement. 153
Figure IV.16. Répartition moyenne de l'aire de l'ensemble des interfaces dans les microstructures générées pour les simulations. 153
Figure IV.17. Évaluation du taux d'interfaces endommagées pour chaque zone i des microstructures. 154

Figure IV.18. Évolution du taux d'interfaces endommagées en fonctions du nombre d'éléments utilisé pour le maillage de la microstructure. 155
Figure IV.19. Évolution du taux d'interfaces endommagées en fonction du nombre de grains utilisé pour générer les microstructures. 156
Figure IV.20. Répartition de l'orientation des interfaces dans les microstructures générées. 157
Figure IV.21. Pourcentage d'interfaces endommagées en fonction de son angle d'orientation, répartie selon des intervalles d'angle de 10°. 158
Figure IV.22. a) Répartition dans la microstructure des interfaces WC/WC et WC/Co. b) Pourcentage d'interfaces de type WC/WC et WC/Co dans le taux d'interfaces endommagées. 159
Figure IV.23. a) champ des contraintes de cisaillement τxy dans les interfaces. b) champ de pression de contact aux interfaces. Les régions bleues et rouges indiquent que les interfaces sont sujettes à des contraintes de compression et de traction dont les valeurs sont ici positives et négatives, respectivement. 159
Figure IV.24. Champ d'endommagement de la phase WC pour des pressions de contact : a)15 GPa, b)20 GPa et c)25 GPa. 161
Figure IV.25. Évolution du taux de phase carbure endommagée en fonction de la pression de contact à 20 °C pour la nuance WC-7wt%Co. 161
Figure IV.26. Taux de phase carbure endommagée dans chaque zone de la microstructure pour différentes pressions de contact à 20 °C. La nuance du carbure testée est WC-7wt%Co. 162
Figure IV.27. Champ d'endommagement de la phase WC lors de la première étape de la simulation avec une pression de 25 GPa à 20 °C pour la nuance WC-7wt%Co..... 163
Figure IV.28. Évolution du taux d'interfaces endommagées en fonction de la pression de contact à 20 °C pour la nuance WC-7wt%Co. 163
Figure IV.29. Taux d'interfaces endommagées dans chaque zone de la microstructure pour différentes pressions de contact à 20 °C et pour la nuance WC-7wt%Co. La zone 1 est la plus proche du contact, la zone 4 est la plus éloignée. 164
Figure IV.30. Évolution de la profondeur des rayures lors des essais de rayure du chapitre II conduits sur un échantillon à 7wt% Co, à une vitesse de glissement de 5 mm/s et après 200 passages. 165
Figure IV.31. Évolution du taux de phase carbure endommagée en fonction de la teneur en cobalt lors de l'application d'une pression de 15 GPa à 20 °C. 166
Figure IV.32. Champs d'endommagement de la phase WC pour différents teneurs en cobalt simulés sous une pression de contact de 15 GPa à 20 °C. 167
Figure IV.33. Évolution du taux d'interfaces endommagées en fonction de la teneur en cobalt sous une pression de contact de 15 GPa à 20 °C. 167
Figure IV.34. Répartition des interfaces WC/WC et WC/Co dans les différentes microstructures testées. 168

Figure IV.35. Taux d'interfaces WC/WC et WC/Co endommagées. 168
Figure IV.36. Évolution de la profondeur des rayures avec la teneur en cobalt déduit des essais de rayure du chapitre II à une vitesse de glissement de 5 mm/s et après 200 passages. 169
Figure IV.37. Évolution du taux de phase carbure endommagée en fonction de la température pour une pression de contact de 15 GPa sur une nuance WC-7wt%Co. 171
Figure IV.38. Évolution du taux d'interfaces endommagées en fonction de la température pour une pression de contact de 15 GPa sur une nuance WC-7wt%Co. 171
Figure IV.39. Évolution du volume enlevé en fonction de la température selon (De Norre, 2021) lors d'essais de rayures à un effort de 20 N, pour plusieurs nombres de passage (1, 10 et 50) et plusieurs vitesses de glissement (0.2 et 2.5 mm/s). 172
Figure 1. À gauche, exemples représentatifs de coupes transverses FIB 2D parallèles montrant l'endommagement sous la surface mise de contact. Les fissures suivant les interfaces WC/Co ou les trajectoires transgranulaires sont indiquées par des flèches rouges et jaunes respectivement. La couche superficielle délimitée par des lignes blanches en pointillés. À droite a) et b) représentent différentes vues de la reconstruction 3D du réseau de microfissures sur un petit volume. Un schéma recense les types de fissures (en rouge) observées sous la surface de contact présentée en c) (Yang et al., 2020). 179
Figure A.1. Évolution de l'usure par unité de longueur en fonction du nombre de passages pour chaque effort testé lors des essais de rayure linéaires à une vitesse de glissement de 5 mm/s et des essais de rayure alternatifs à une fréquence de 0.17 Hz. 193
Figure A.2. Courbes de compression d'un cobalt pure à différentes températures (Park et al., 2006). 194
Figure A.3. Évolution de $lnJ2 - A$ en fonction de $ln\varepsilon pl$ pour la détermination des constantes B et n. 195
Figure A.4.Points expérimentaux issues des courbes de compression du Co pour la détermination de la constante m. 197
Figure A.5. Courbe de compression du cobalt pure pour différentes vitesses de déformation (Kapoor et al., 2009). 198
Figure A.6. Points expérimentaux issues des courbes de compression du Co pour la détermination de la constante C. 199
Figure A.7. Comparaison des courbes contrainte-déformation plastique en compression du Co pour différentes températures issues de (Park et al., 2006) avec celles prédites par le modèle de Johnson-Cook. 200
Figure A.8. Comparaison des courbes contrainte-déformation plastique en compression du Co pour différentes vitesses de déformation issues de (Kapoor et al., 2009) avec celles prédites par le modèle de Johnson-Cook. 200
Figure A.9. Courbes contrainte-déformation calculée d'un WC-6wt%Co pour différents maillages en comparaisons avec celle expérimentale de (Teppernegg et al., 2016). 201

Figure A.10. Courbes de compression du WC-Co calculées pour différents teneurs en cobalt à température ambiante. 204
Figure A.11. Courbes de compression du WC-7wt%Co calculées pour différentes températures. 204
Figure A.12. Courbes contrainte-déformation plastique utilisé dans les simulations pour décrire l'écrouissage de l'échantillon WC-Co rayé et de l'enrobage WC-Co. 205
Figure A.13. Diagramme $p - J2$ calculé en chaque nœud de l'enrobage et du contact entre l'indenteur et l'échantillon rayé. Chaque « point » de la figure correspond à un carré de dimension 50x50MPa contenant un groupe d'état de contrainte. La couleur de la barre indique la probabilité de trouver ce groupe d'état de contrainte. 207

Liste des Tableaux

Tableau I.1. Synthèse récapitulative des principales études ayant réalisées des essais de rayure sur du WC-Co. 52
Tableau I.2. Synthèse des travaux menés dans la littérature pour modéliser le comportement de la microstructure du WC-Co en prenant en compte l'endommagement. 62
Tableau II.1. Dénomination commerciale et compositions microstructurales des échantillons testés. 72
Tableau II.2. Conditions des essais de rayure linéaires. 74
Tableau II.3. Conditions de chargement utilisées pour les essais de rayure alternatifs. 77
Tableau II.4. Synthèse du chargement ayant lieu en usinage et lors d'un essai de rayure. 79
Tableau II.5. Synthèse des principaux résultats de l'analyse expérimentale. 100
Tableau III.1. Module d'Young de la phase WC pour différentes températures (Doi et al., 1969a; Poech et al., 1993b). 106
Tableau III.2. Coefficient d'expansion thermique de la phase WC pour différentes températures (Reeber & Wang, 1999). 106
Tableau III.3.Paramètres du modèle de Drucker-Prager utilisés pour simuler le comportement plastique de la phase WC selon (Agode et al., 2021). 108
Tableau III.4.Valeurs des fonctions $\alpha 1(T)$ et $\alpha 2(T)$ contrôlant la température dans le modèle de Drucker-Prager utilisés pour simuler le comportement plastique des grains de WC à hautes températures selon (Agode et al., 2021). 108
Tableau III.5. Modules d'Young de la phase Co pour différentes températures (M. E. Fine & W. C. Ellis, 1948; Betteridge, 1980). 109
Tableau III.6. Coefficients d'expansion thermique de la phase Co pour différentes températures (Betteridge, 1980). 109
Tableau III.7. Paramètres du modèle de Johnson-Cook utilisés pour simuler le comportement de la phase Co. 110
Tableau III.8. Synthèse des valeurs utilisées pour définir le modèle d'endommagement ductile utilisé pour simuler l'endommagement de la phase WC. 122
Tableau III.9. Comparaisons des modules d'Young d'un WC-6wt%Co déduits du modèle en utilisant une loi cohésive bilinéaire et linaire avec celui de la littérature. 124
Tableau III.10. Choix d'une liste (colonne) d'unités à utiliser dans Abaqus. 130
Tableau III.11. Inventaire des unités utilisées dans les modèles thermomécaniques des deux phases et ceux des modèles d'endommagement pour les phases et les interfaces. 130
Tableau III.12. Synthèse des paramètres à rupture utilisés pour la phase WC et les interfaces WC/WC et WC/Co. 131
Tableau IV.1. Propriétés utilisées pour modéliser le comportement thermomécanique de l'échantillon WC-Co avec le modèle de Drucker-Prager. 139

Tableau IV.2. Plan des simulations présentant les valeurs choisies pour les pressions de contact et les températures à appliquer ainsi que de la teneur en cobalt pour chaque cas. 160
Tableau IV.3. Déplacement imposé à la surface rigide pour atteindre une pression de contact de 15 GPa pour chaque nuance simulée. 165
Tableau IV.4. Déplacements imposés à la surface rigide pour atteindre une pression de contact de 15 GPa pour chaque température testée. 170
Tableau IV.5. Synthèse des principaux résultats de l'analyse numérique. 174
Tableau A.1. Paramètres du modèle de Johnson-Cook utilisé pour simuler le comportement de la phase Co. 199
Tableau A.2. Taille des éléments utilisés pour l'étude du maillage. 201
Tableau A.3. Synthèse des propriétés matériaux utilisés dans les simulations du chapitre IV. 203
Tableau A.4. Propriétés matériau utilisées pour modéliser le comportement thermomécanique de l'échantillon WC-Co rayé et de l’enrobage WC-Co avec le modèle de Drucker-Prager. . 205

Analyse expérimentale et modélisation de l'endommagement par abrasion du carbure de tungstène (WC-Co) à l'échelle de la microstructure

RESUME

Le carbure de tungstène avec liant cobalt (WC-Co) est un matériau possédant des caractéristiques mécaniques exceptionnelles alliant dureté, ténacité et résistance à l'usure. Ces caractéristiques rendent ce matériau adapté à des applications industrielles où les sollicitations mécaniques et thermiques sont extrêmes (usinage, forage, …). Le WC-Co se trouve alors souvent confronté à une usure excessive par abrasion. À l'échelle de la microstructure, plusieurs mécanismes d'endommagement s'activent et contribuent de manière significative à l'usure globale du WC-Co (fissurations transgranulaire et intergranulaire de la phase WC, extrusion du Co, décohésion des grains, …). Dans ce travail, l'endommagement du WC-Co par abrasion a été analysé expérimentalement et numériquement. Des essais de rayure ont été menés sur des échantillons en WC-Co contenant différentes teneurs en cobalt pour simuler expérimentalement l'usure par abrasion du carbure de tungstène. Les effets du chargement mécanique, le frottement, la vitesse de glissement, ainsi que de la teneur en cobalt sur l'endommagement du WC-Co ont été étudiés. Des analyses microscopiques des pistes d'usure ont ensuite été réalisées afin d'identifier les mécanismes microstructuraux d'endommagement lors de l'abrasion. En complément, un modèle numérique du comportement thermomécanique de la microstructure du WC-Co a été développé afin d'analyser finement les mécanismes d'endommagement. Pour cela, un essai de rayure a été simulé à l'échelle de la microstructure. La géométrie de cette dernière a été reproduite par un algorithme basé sur la génération de cellules de Voronoï. Les comportements thermomécaniques des phases WC et Co ont été modélisés par des lois thermoélastoplastiques et les critères de plasticité de Drucker-Prager et Johnson-Cook. De plus, l'endommagement de la microstructure a été simulé à l'aide d'un modèle d'endommagement ductile pour chaque phase. En complément, l'endommagement des interfaces WC/WC et WC/Co a été pris en compte en utilisant une loi cohésive. L'effet de la pression de contact, la température ainsi que la teneur en cobalt sur l'endommagement microstructural a été particulièrement analysé. Enfin, des comparaisons avec les résultats expérimentaux ont été effectuées pour évaluer la cohérence du modèle avec les observations expérimentales.

Experimental analysis and modelling the damage during abrasion of tungsten carbide (WC-Co) at the microstructure scale

ABSTRACT

Tungsten carbide with cobalt binder (WC-Co) is a material with exceptional mechanical properties combining hardness, toughness, and wear resistance. These characteristics make this material suitable for industrial applications where mechanical and thermal stresses are extreme (machining, drilling, etc.). WC-Co carbide is therefore often subject to excessive abrasive wear. At the microstructure level, several damage mechanisms are activated and contribute significantly to the overall wear of WC-Co (transgranular and intergranular cracking of WC, extrusion of Co, grain decohesion, etc.). In this work, damage of WC-Co caused by abrasion was analyzed experimentally and numerically. Scratch tests were conducted on WC-Co samples containing different cobalt contents to experimentally simulate the abrasive wear process of tungsten carbides. The effects of mechanical loading, friction, sliding speed, and cobalt content on WC-Co damage were studied. Microscopic analyses of the wear tracks were then performed to identify the microstructural mechanisms of damage during abrasion. In addition, a numerical model of the thermomechanical behavior of the WC-Co microstructure was developed to analyze the damage mechanisms in detail. To this end, a scratch test was numerically simulated at the microstructure level. The geometry of the microstructure was reproduced using an algorithm based on the generation of Voronoi cells. The thermomechanical behavior of the WC and Co phases was modeled using thermoelastoplastic laws and the Drucker-Prager and Johnson-Cook plasticity criteria. In addition, the microstructure damage was simulated using a ductile damage model for each phase. In addition, damage to the WC/WC and WC/Co interfaces was taken into account using a cohesive law. The effect of contact pressure, temperature, and cobalt content on microstructural damage was analyzed in particular. Finally, comparisons with experimental results were made to evaluate the consistency of the model with experimental observation.