



HAL
open science

Contribution à l'application de céramiques d' Al_2O_3 et de 3Y-ZrO_2 à structures submicroniques à l'usinage de matériaux dérivés du bois

Timothee Grunder

► **To cite this version:**

Timothee Grunder. Contribution à l'application de céramiques d' Al_2O_3 et de 3Y-ZrO_2 à structures submicroniques à l'usinage de matériaux dérivés du bois. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Université de Strasbourg, 2015. Français. NNT : 2015STRAD035 . tel-03270757

HAL Id: tel-03270757

<https://theses.hal.science/tel-03270757v1>

Submitted on 25 Jun 2021

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

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

**ÉCOLE DOCTORALE MATHÉMATIQUES, SCIENCES DE
L'INFORMATION ET DE L'INGÉNIEUR – MSII ED269**
LGECO – LABORATOIRE DE GENIE DE LA CONCEPTION EA 3938

THÈSE

présentée par :

Timothée GRUNDER

Soutenue le : **28 septembre 2015**

pour obtenir le grade de : **Docteur de l'université de Strasbourg**

Spécialité : Mécanique

**Contribution à l'application de céramiques
d' Al_2O_3 et de 3Y-ZrO_2 à structures
submicroniques à l'usinage de matériaux dérivés
du bois**

THÈSE dirigée par :

M. MILLE Pierre
Mme BACH Murielle

Professeur des Universités, INSA de Strasbourg
Maître de Conférences associé, INSA de
Strasbourg

RAPPORTEURS :

M. NOUARI
M. MEAUSOONE

Professeur des Universités, LEMTA
Professeur des Universités, LERMAB

EXAMINATEURS :

M. CAILLAUD
M. ANTOU

Professeur des Universités, ICUBE
Maître de Conférences, SPCTS

A mon Père et Tawan,

Remerciements

Ce travail est le fruit d'une collaboration entre le Laboratoire de Génie de la Conception de l'INSA de Strasbourg, et l'entreprise Diamonde, située à Marlenheim.

Je tiens tout d'abord à remercier Monsieur le Professeur Pierre Mille, qui m'a accordé sa confiance dans ce travail, et qui m'a prodigué de nombreux conseils, entre autre sur la méthode scientifique.

Merci également à Murielle Bach, mon encadrante, qui m'a encouragé à faire cette thèse, ainsi que pour le temps passé à me former sur l'utilisation du microscope électronique à balayage.

Un grand merci à Olivier Roma, gérant de Diamonde, qui a accepté de m'embaucher au sein de son entreprise et qui m'a fait confiance tout au long de ce travail.

Je voudrais remercier Anne Piquerez, responsable R&D de Diamonde, pour m'avoir soutenu et encouragé dans ma mission, et qui m'a partagé son expérience dans l'usinage du bois.

Je souhaite remercier Joël Krier pour m'avoir transmis de nombreux conseils en diffraction de rayons X, ainsi que sur la démarche de réflexion pendant mes travaux. Egalement un grand merci pour m'avoir encouragé et remotivé lorsque mon moral était au plus bas.

Je tiens aussi à témoigner ma reconnaissance à Guillaume Schuhler pour son précieux travail en simulation numérique, et aussi pour nos nombreux échanges très enrichissants.

Merci à Roxane Vaché, technicienne R&D, pour son aide et ses conseils en conception d'outils, ainsi que pour une partie des images en trois dimensions qui ont servi à la présentation de ce document.

Mes remerciements vont à Daniel Dautimann et Julien Leclef, pour leur aide à la fabrication des outils prototypes, et leurs précieux conseils en affûtage et en brasage.

Merci à Flavien Contarato, pour avoir contribué à la mise en place d'essais, ainsi que pour avoir accepté de prendre la suite de ces travaux avec sérieux, notamment concernant la conception des futurs outils.

Tous mes remerciements à Claude Geist et Karine Metzinger, de l'INSA de Strasbourg, pour leur aide dans la mise en place de manipulations, et aussi pour leur soutien lors de la rédaction de ce manuscrit.

Je voudrais remercier Andreas Krell et Jens Klimke de l'institut IKTS Fraunhofer, qui m'ont introduit à la science des céramiques techniques, et qui m'ont beaucoup apporté dans ce domaine.

Un grand merci à Anne Piquerez et Jens Klimke pour avoir accepté de faire partie du jury en tant que membres invités.

Symboles et unités

α	angle de dépouille	(degrés)
β	angle de bec	(degrés)
γ	angle de coupe	(degrés)
λ	angle de biaise	(degrés)
F_f	effort axial	(N)
F_{fN}	effort normal	(N)
F_c	effort de coupe	(N)
V_c	vitesse de coupe	(m.s ⁻¹)
V_f	vitesse d'avance	(m.min ⁻¹)
Z	nombre de dent	
N	vitesse de rotation broche	(tr.min ⁻¹)
e_m	épaisseur moyenne de copeau	(mm)
l_f	longueur d'usinage	(m.l)
l_c	longueur de coupe	(m)
VBa	largeur d'arête	(μ m)
VBd	largeur d'usure sur la face de dépouille	(μ m)
SV	récession d'arête	(μ m)
Ra	rugosité arithmétique	(μ m)
Rpk	profondeur réduite des pics	(μ m)
Rvk	profondeur réduite des vallées	(μ m)
K_{Ic}	facteur d'intensité de contrainte critique en mode I	(MPa \sqrt{m})
E	module d'Young	(GPa)
d	densité relative	(%)
ρ	masse volumique	(kg.m ⁻³)
α	coefficient de dilatation linéaire isobare	(K ⁻¹)
θ	angle de diffraction des rayons X	(degrés)
Rwp	facteur R de pondération de profil	(%)

C_p	chaleur spécifique à pression constante	(J/kg.K)
λ	conductivité thermique	(W/m.K)
D	diffusivité thermique	(m ² .s ⁻¹)
ε	émissivité	

Glossaire

MDF :	<i>Medium Density Fiberboard</i> , Panneau de fibres
PB :	<i>Particle Board</i> , Panneau de particules
ZTA :	<i>Zirconia Toughened Alumina</i> , Alumine renforcée avec de la zircone
ATZ :	<i>Alumina Toughened Zirconia</i> , Zircone renforcée avec de l'alumine
PCD :	<i>Polycrystalline Diamond</i> , Diamant polycristallin
CG :	Coulage-Gélification
CIP :	<i>Cold Isostatic Pressing</i> , Pressage Isostatique à Froid
HIP :	<i>Hot Isostatic Pressing</i> , Pressage Isostatique à Chaud
ESEM :	<i>Environmental Scanning Electron Microscopy</i> , Microscopie électronique à balayage environnemental
BSE :	<i>Back-Scattered Electrons</i> , Electrons Rétrodiffusés (mode d'image ESEM)
EDX :	<i>Energy Dispersive X-ray spectrometry</i> , analyse dispersive en énergie
DRX :	Diffraction de Rayons X
BHT :	Brasage Haute Température
BBT :	Brasage Basse Température

Timothée GRUNDER
**« Contribution à l'application de
céramiques d'Al₂O₃ et de 3Y-ZrO₂
à structures submicroniques à
l'usinage de matériaux dérivés du
bois »**

Résumé

Les céramiques à base d'Al₂O₃ et de 3Y-ZrO₂ à structures submicroniques présentent, au vu de leurs propriétés physiques et mécaniques, un fort potentiel pour l'usinage de composites en bois. Neuf nuances ont été développées par coulage-gélification (CG) et par pressage isostatique à froid (CIP). Elles ont ensuite été testées en usinage dans des conditions industrielles de coupe. L'objectif de la thèse a été la compréhension, à partir de ces résultats, des mécanismes d'usure, afin d'identifier les propriétés physiques et mécaniques nécessaires pour l'usage d'un matériau nouveau pour cette application. Des outils prototypes de fraisage et de tournage ont été conçus. L'état d'endommagement et les contraintes résiduelles dans la céramique, dus aux étapes de fabrication des prototypes, ont été déterminés. Les résultats des expérimentations de coupe montrent que différents mécanismes opèrent sur l'usure des céramiques. Pour les nuances d'alumine, l'usure de l'arête se fait par arrachement cyclique de grains, tandis que les nuances à base de zirconie se déforment plastiquement. Il apparaît que les propriétés physiques, telles que la taille de grain et la densité, sont prédominantes sur les propriétés mécaniques. L'utilisation de céramiques à structure submicronique avec des densités supérieures à 99 % améliore les performances en usinage. C'est la nuance Al₂O₃-10 % ZrO₂ produite par CG qui a montré la meilleure résistance à l'usure en usinage. L'apport d'oxyde de zirconium non stabilisé entraîne une meilleure stabilité entre les grains de l'arête de coupe.

Mots-clés: céramiques, outils de coupe, comportement mécanique, structure submicronique

Abstract

High mechanical properties of sub- μm grain Al₂O₃ and 3Y-ZrO₂ present high potential for the cutting of wood-based materials. Nine grades were produced by gelcasting (GC) and cold isostatic pressing (CIP). They were tested in real industrial conditions. From those results, this thesis' aim was to highlight the wear mechanisms in cutting, and then deduce major physical and mechanical properties that are task of material development. Consequently, prototypes for cutting trials have been developed. As a result, the manufacturing of prototype tools, X-Ray diffraction, analytical and numerical investigations were performed to quantify residual stress that occurred in ceramic. Observation of the results of experimentations in machining showed different wear modes. For alumina's grade, single grain pull-out was the main wear mechanism of the cutting edge, while microplastic deformation occurred in zirconia's composition. Physical properties of ceramic structure, like grain size and density, are more important than mechanical properties. To improve cutting lifetime, density must be higher than 99%, with a structure with sub- μm grain size. It appeared that there was a predominant role of micromechanical stability while cutting abrasive materials. Fracture toughness or thermal shock resistance seem to have marginal influence when ceramic were produce by low-defect process like GC. Regarding all ceramic grades the Al₂O₃-10ZrO₂ made by GC showed the highest wear resistance in machining. Unstabilized zirconia brought micromechanical stability between grains of the cutting edge while working.

Keywords: sub- μm ceramics, cutting tools, mechanical behavior

TABLE DES MATIERES

INTRODUCTION GENERALE	1
CHAPITRE I : Les matériaux à base de bois et les outils de coupe	
1. Matériaux composites à base de bois	5
1.1 Structure et mode d'obtention	6
1.2 Nouveaux matériaux dérivés du bois	9
2. Usinage par enlèvement de copeaux	10
2.1 Principaux modes d'usinage	10
2.2 Les outils de coupe	14
2.2.1 La mise en forme	14
2.2.2 Affûtage des arêtes de coupe	15
2.2.2.1 Rectification mécanique	15
2.2.2.2 Affûtage par électroérosion	15
2.2.3 La géométrie	17
2.3 Lois générales de l'usinage	19
2.3.1 Les grandeurs associées à la coupe	19
2.3.2 Approche énergétique	25
2.4 Procédés de contrôle et de surveillance	26
3. Matériaux de coupe pour l'usinage du bois	27
3.1 Matériaux conventionnels	27
3.1.1 Aciers rapides	28
3.1.2 Carbures de tungstène	30
3.1.3 Diamant polycristallin	32
3.2 Nouveaux matériaux : les céramiques techniques	33
3.2.1 Procédés de fabrication	34
3.2.2 Nitrure de silicium	36
3.2.3 Alumine et zircone yttrée	42
3.2.4 Synthèse intermédiaire	48
3.2.4.1 Propriétés physiques	50

3.2.4.2	Propriétés mécaniques	51
3.2.4.3	Propriétés thermomécaniques	55
3.2.4.4	Comportement au frottement	57
4.	Conclusion et objectifs de la thèse	60
	Bibliographie	61
CHAPITRE II : Matériels et méthodes expérimentales		
1.	Modes d'obtention et caractéristiques des céramiques	70
1.1	Procédés de fabrication	70
1.2	Structures micrographiques des céramiques frittées	74
1.3	Propriétés physiques et mécaniques	79
2.	Propriétés physiques des matériaux à base de bois	81
2.1	Panneaux de particules	81
2.2	Panneaux de fibres	81
3.	Conception et fabrication des outils prototypes	83
3.1	Assemblage de la céramique sur l'outil	86
3.1.1	Etape 1 : Brasage haute température	87
3.1.2	Etape 2 : Découpe des inserts et rectification	87
3.1.3	Etape 3 : Brasage en basse température	88
3.1.4	Etape 4 : Affûtage par rectification	89
3.2	Méthode de caractérisation de l'outil	90
3.2.1	Caractérisation chimique de la liaison par ESEM et EDX	90
3.2.2	Mesure des états de surface après rectification	90
3.2.3	Calcul des contraintes résiduelles au sein de l'assemblage	91
	a. Essais de dilatométrie	92
	b. Méthode des éléments finis	94
	c. Analyse des contraintes résiduelles par diffraction de rayons X	95
4.	Essais d'usinage	98
4.1	Conditions de fraisage	98
4.2	Conditions de tournage	99
4.3	Analyse des modes d'endommagement et du comportement thermique	99
4.3.1	Méthode de caractérisation de l'usure de l'arête	99

4.3.2	Mesure de la température par pyrométrie infrarouge	101
4.3.3	Simulations numériques des contraintes	102
5.	Synoptique des essais	103
5.1	Fabrication des outils prototypes et caractérisation de l'arête	103
5.2	Analyse du comportement mécanique et thermique en usinage	104
	Bibliographie	105

CHAPITRE III : Caractérisation de l'assemblage et des arêtes de coupe

1.	Brasage haute température	110
1.1	Caractérisation de la brasure Al_2O_3 sur WC-Co	110
1.2	Caractérisation de la brasure 3Y-ZrO ₂ sur C45	113
1.3	Calcul des contraintes résiduelles	116
2.	Rectification et découpe des inserts	123
2.1	Mesures des contraintes résiduelles	123
2.2	Etat de surface des faces de coupe	130
3.	Brasage basse température	133
4.	Affûtage mécanique	134
4.1	Etat de surface des dépouilles	134
4.2	Géométrie des arêtes de coupe	138
5.	Synthèse	141
6.	Conclusion	145
	Bibliographie	146

CHAPITRE IV : Essais d'usinage et comportement mécanique

1. Essais d'usinage par enlèvement de copeaux

1.1 Essais de fraisage	152
1.1.1 Distance d'usinage	152
1.1.2 Récession des arêtes	155
1.2 Essais de tournage	159
1.2.1 Evolution de la température	159
1.2.2 Usure de la face de dépouille	162

2. Mécanismes d'usure et comparaison des performances

2.1 Identification des mécanismes d'usure	164
2.2 Influence des défauts sur l'usure	170
2.3 Influence des contraintes résiduelles sur l'usure	173
2.4 Corrélation entre propriétés physiques et performances	177

3. Synthèse

4. Conclusion

Bibliographie

Conclusion générale et perspectives

Liste des figures

Figure I-1: Importance des secteurs d'activités dans l'industrie du bois, CEI Bois, 2012	5
Figure I-2: Composition d'un panneau de particules surfacé mélaminé.....	6
Figure I-3: (a) Micrographie électronique d'une coupe d'un composite Cu-SiC à base de Sapelli et (b) distribution du transfert de chaleur dans une direction donnée du panneau, Pappacena et al. 2010.....	9
Figure I-4: Opération de fraisage périphérique d'un panneau de particules	10
Figure I-5: Sciage d'un élément de parquet en MDF.....	11
Figure I-6: Illustration de deux déchiqueteurs compacts utilisés pour enlever les surplus de matière et de décor	12
Figure I-7: Usinage de la languette d'un panneau MDF pour la fabrication de parquet.....	12
Figure I-8: Procédé de découpe du MDF au laser, essais à différents points de focalisation pour optimiser l'état de surface du revêtement du panneau, Eltawahni et al. 2011	13
Figure I-9: Evolution de l'état de surface en fonction de l'avance par un procédé de	13
Figure I-10: Description de la constitution d'un outil de coupe pour le bois.....	14
Figure I-11 : Schéma de principe du meulage par abrasion	15
Figure I-12: Micrographies électroniques (BSE, contraste de phase) d'arêtes de coupe d'outils en PCD pour le bois	16
Figure I-13: Angles d'outils pour l'usinage du bois.....	17
Figure I-14: Evolution des efforts de coupe en fonction des angles de dépouille, Juan 2007.....	18
Figure I-15: Angle de biseau d'une fraise à dresser	18
Figure I-16: Evolution des efforts en usinage en fonction de l'angle d'attaque, Juan 2007.....	19
Figure I-17: Principales opérations d'usinage du bois, Juan 2007.....	20
Figure I-18: Usure des outils en WC et en PCD en fonction de la vitesse de coupe, Simonin 2010	21
Figure I-19: Copeaux d'usinage d'un panneau de particules	22
Figure I-20: Evolution des efforts de coupe en fonction de l'épaisseur moyenne du copeau, Juan 2007.....	23
Figure I-21: Origine théorique de l'effort de coupe, Juan 2007	24
Figure I-22: Efforts de coupe en fraisage, Juan 2007.....	24
Figure I-23: Evolution de l'énergie de fracture (G) et de l'effort de coupe (F), Beer 2005	25
Figure I-24: Comparaison de la résistance à l'usure de différents matériaux de coupe du bois, Juan 2007	27
Figure I-25: Evolution du potentiel de corrosion E_{corr} en fonction de la durée d'immersion (à gauche) et une micrographie de l'état d'un acier après 10 jours de test, Gauvent et al.2006	28
Figure I-26: Simulation théorique de l'usure de l'arête en fraisage de panneaux particules, Porankiewicz 2006 .	29
Figure I-27: Evolution du potentiel de corrosion E_{corr} en fonction de la durée d'immersion (à gauche) et une micrographie de l'état d'un WC-Co après 24 heures de test, Gauvent et al.2006	30
Figure I-28: Revêtement CVD sur une plaquette de coupe en WC-Co, Karner et al. 1996.....	31
Figure I-29: Comparaison de l'usure de l'arête de coupe en fraisage de MDF, Bai et al. 2002.....	32
Figure I-30: Usures du PCD, a) fissures, b) et c) décollement de tranches sur la dépouille de l'outil, d) décollement de la face de coupe, Philbin et al. 2005.....	33
Figure I-31: Comparaison relative des duretés et résistance à l'abrasion de matériaux de coupe, Juan 2007	33
Figure I-32: Microstructure observée par imagerie électronique d'un Si_3N_4 réalisé par CIP, à gauche, et par CG à droite, Nanoceram 2004	36

Figure I-33: MEB d'une inclusion de SiC (à gauche), et zoom sur le défaut (à droite), Strehler 2010	37
Figure I-34: Micrographie des arêtes de coupe avant (en haut) et après usinage, Eblagon 2007.....	38
Figure I-35: Usure d'une arête en nitrure de silicium (à droite) et en carbure de tungstène (à gauche) après usinage de panneaux de fibres, Nanoceram 2004.....	39
Figure I-36: Etat de surface après rectification d'une arête en Si ₃ N ₄ usinée en ébauche avec $V_f = 200$ mm/min et $V_c = 25$ m/s (haut), et en finition avec $V_f = 10$ mm/min et $V_c = 50$ m/s, Nanoceram 2004	40
Figure I-37: Comparaison des longueurs d'usinage pour différentes céramiques, Gogolewski et al.2009	44
Figure I-38: Micrographies électroniques des arêtes de coupes des céramiques à base d'alumine (nuance L et G) après usinage, Gogolewski 2009	45
Figure I-39: Graphique de mesure du déplacement de l'arête de coupe due à l'usure, Sommer 2013	46
Figure I-40: Illustration de l'arête de coupe en ACY, avec un microchanfrein, Sommer et al. 2015	46
Figure I-41: Comportement à l'usure d'un outil en Al ₂ O ₃ après 5 m d'usinage, Sommer et al.2015	47
Figure I-42 : Hauteur maximale de fissure en fonction de la nature de la céramique et de la taille des gains abrasifs de la meule de rectification, Zha, 2003	48
Figure I-43: Résistance à la rupture pour différentes céramiques, Sommer et al.2010	51
Figure I-44: Illustrations schématiques du processus de renforcement par transformation, Evans 1990.....	52
Figure I-45: Effet de la taille de grain des Al ₂ O ₃ sur la dureté Vickers, Krell 1996	54
Figure I-46: Evolution de la dureté en fonction de la densité pour des 3Y-ZrO ₂ , Pradhan 2012	54
Figure I-47: Evolution de la résistance en fonction de la température pour différentes alumines, Denape 1996 .	56
Figure I-48: Evolution de la dureté en fonction de la température pour différents Al ₂ O ₃ , Krell et Bakun 1985...	56
Figure I-49: Coefficient de frottement de l'alumine dans différents environnements, Krell 1996	57
Figure I-50 : Influence de la taille de grain sur le taux d'usure en frottement pion-disque Al ₂ O ₃ /Al ₂ O ₃ , Krell 1996	58
Figure I-51: Coefficients de frottement sur PB, Beer 2007.....	59
Figure I-52: Coefficients de frottement sur MDF, Beer 2007.....	59
Figure II-1: Procédés de fabrication des céramiques par Coulage-Gélification (CG) et Pressage Isostatique à Froid (CIP), Klimke 2014.....	70
Figure II-2: Masses volumiques ρ après frittage à l'air pendant 2h des alumines pures G1 et G2, et des mélanges alumine-zircone (ZTA) préparés par coulage-gélification et pressage isostatique à froid	72
Figure II-3: Masses volumiques ρ après frittage à l'air pendant 2h des zircons yttrés G3 et G4, et du mélange zircone-alumine (ATZ) préparés par coulage-gélification et pressage isostatique à froid	73
Figure II-4: Micrographies électroniques des structures des alumines G1 (a et b) et G2 (c et d)	74
Figure II-5: Micrographies électroniques de la structure submicronique de la zircone yttrée G3 fabriquée par CG	75
Figure II-6: Micrographies électroniques de la structure submicronique de la zircone yttrée G4 fabriquée par CIP (G4).....	76
Figure II-7: Micrographies électroniques en mode d'image par électrons rétrodiffusés de la structure du G5 fabriqué par CIP	76
Figure II-8: Micrographies électroniques en mode d'image par électrons rétrodiffusés des structures submicroniques du G6 (a, b) et du G7 (c, d), tous deux fabriqués par CIP.....	77

Figure II-9: Micrographies électroniques structures submicroniques des nuances G8 (a, b) et G9 (c, d).....	78
Figure II-10: Opération de chariotage d'un MDF avec un outil à charioter à plaquette céramique.....	82
Figure II-11: Etapes de fabrication d'outils prototypes pour l'usinage	84
Figure II-12: Mèche à défoncer pour l'usinage de panneaux de particules	84
Figure II-13: Mouillage d'une céramique à l'aide d'un métal actif de brasage	86
Figure II-14: Illustration de la fixation de la plaquette de coupe sur l'outil de fraisage par brasage.....	88
Figure II-15: Evolution de la température de surface de la plaquette pendant le chauffage par induction électromagnétique du brasage de la nuance G2	89
Figure II-16: Procédé de rectification pour la mise en forme de l'arête de coupe des outils de fraisage.....	90
Figure II-17: Mesure des contraintes résiduelles dans l'assemblage	91
Figure II-18: Modélisation des mélanges alumine-zircone, et localisation des points auxquels ont été calculés les contraintes thermiques lors du refroidissement post-brasage BHT : nœuds 43172 (milieu de plaque) et 42714 (liaison brasée)	94
Figure II-19: Mesure des contraintes résiduelles et de l'état de surface de la plaquette de coupe.....	95
Figure II-20: Diffraction des rayons X sur un cristal d'après la loi de Bragg.....	96
Figure II-21: Repère (R) lié à l'échantillon.....	96
Figure II-22: Etat de surface d'une tranche de panneau de particules usinée avec un outil de fraisage	98
Figure II-23: Paramètres d'usure utilisés pour caractériser la récession des arêtes de coupe des fraises.....	100
Figure II-24: Caractérisation de l'usure en dépouille VBd, Sheikh et al. 2009	100
Figure II-25: Illustration de la mesure de température pour les essais de tournage	101
Figure II-26: Modélisation de la simulation, et illustration de différents nœuds au niveau de l'arête, un effort vertical (\vec{y}) est appliqué au noeud 1248	102
Figure II-27: Présentation de la démarche de caractérisation des arêtes de coupe après la fabrication	103
Figure II-28: Présentation de la démarche d'analyse des modes d'endommagements et d'usure.....	104
Figure III-1: Micrographie optique de la brasure alumine-WC	110
Figure III-2 : Micrographie électronique (BSE) de l'interface alumine-carbure de tungstène.....	111
Figure III-3: Répartition des éléments chimiques dans l'interface alumine-carbure de tungstène	112
Figure III-4: Micrographies optique de la brasure zircone-acier après le brasage en haute température	113
Figure III-5: Micrographie électronique (BSE) de la brasure zircone yttrée-acier	114
Figure III-6: Répartition des éléments chimiques dans l'interface zircone-acier	115
Figure III-7: Modélisation des contraintes résiduelles à la jonction céramique-métal après l'assemblage par brasage et le refroidissement	116
Figure III-8: Evolution de l'allongement en fonction de la température des matériaux utilisés pour le brasage	117
Figure III-9: Evolution de la déformation ϵ au niveau de la liaison brasée céramique-substrat.....	117
Figure III-10: Evolution de la contrainte σ_{xx} dans la zircone au niveau de la liaison avec l'acier lors du refroidissement de l'assemblage	119
Figure III-11: Evolution des contraintes σ_{xx} en fonction des bornes de Voigt (jaune) et Reuss (bleu), dans l'alumine au niveau de la liaison avec le carbure de tungstène lors du refroidissement de l'assemblage.....	119
Figure III-12: Evolution de la contrainte dans les céramiques, au niveau de la liaison brasée	120
Figure III-13: Evolution de la contrainte sur la face extérieure des céramiques	120

Figure III-14: Contraintes résiduelles σ_{xx} dans une plaque de 100x100x6 mm ³ en alumine pure G1 (en haut), et d'une zircone yttrée (en bas), après un refroidissement de 2 h	121
Figure III-15: Modélisation des différentes nuances de céramiques sur Marc MENTAT, et simulation des contraintes résiduelles σ_{xx} au niveau de la liaison céramique-métal d'une alumine pure (G1), après un refroidissement de 2 h	122
Figure III-16: Comparaison des contraintes résiduelles σ_{xx} obtenues depuis le modèle analytique et par la méthode des éléments finis (FEM), pour l'alumine G1	123
Figure III-17: Zone de mesure des contraintes résiduelles après la découpe et la rectification des plaquettes de 10x5x2 mm ³	124
Figure III-18: Contraintes résiduelles surfaciques σ_{xx} dans les grains d'alumine (416) sur les faces de coupe, après rectification et découpe	125
Figure III-19: Contraintes résiduelles surfaciques σ_{xx} dans les grains de zircone (331) sur les faces de coupe, après rectification et découpe	125
Figure III-20: Mesures des microdéformations $\varepsilon_{\Phi\psi}$ des grains d'alumine (416) à la surface de la nuance G1 (a), et des gains de zircone (331) à la surface de la nuance G5 (b), pour $\psi [-45^\circ; 45^\circ]$ et $\Phi = 0^\circ$	126
Figure III-21: Contraintes surfaciques de cisaillement τ_{xy} des grains d'alumine (416) sur les faces de coupe des plaquettes après rectification et découpe	127
Figure III-22: Contraintes surfaciques de cisaillement τ_{xy} des grains de zircone (331) sur les faces de coupe des plaquettes après rectification et découpe	127
Figure III-23: Contraintes résiduelles moyennes à la surface de la nuances G5 à base de zircone, et des nuances G6, G7 et G8 à base d'alumine	129
Figure III-24: Etat de surface des faces de coupe des plaquettes après rectification	130
Figure III-25: Micrographies électroniques des faces de coupe après rectification de la nuance G1 (x 1500), G2 (x 1200), G6 (x 350) et G8 (x 1000)	131
Figure III-26: Micrographie électronique d'une fissure sur la face de coupe de la nuance G6 après rectification (x 1000)	131
Figure III-27: Topographies 3D des surfaces des plaquettes de coupe après rectification et découpe	132
Figure III-28: Essai de double brasage de la zircone	133
Figure III-29: Micrographies optiques de l'interface carbure de tungstène-acier à gauche, et acier-acier à droite	133
Figure III-30: Etat de surface des dépouilles avant rectification	134
Figure III-31 : Augmentation des paramètres de rugosités après rectification	135
Figure III-32: Etat de surface des dépouilles après rectification	135
Figure III-33: Topographie des surfaces des dépouilles des nuances G4 (a), G6 (b) après rectification	136
Figure III-34: Micrographies électroniques post-frittage HIP de la structure de l'alumine (G2, à gauche), et du ZTA (G6, à droite) tous deux fabriqués par CIP, et présentant des microfissures	137
Figure III-35: Micrographie électronique de l'arête du G7	138
Figure III-36: Micrographies électroniques des arêtes de coupe après rectification à $V_c = 20$ m/s et $V_f = 20$ mm/min, avec une taille moyenne de grain abrasif de 6 μ m (agrandissement, x 200)	139

Figure III-37: Micrographies électroniques des arêtes de coupe après rectification à $V_c = 20$ m/s et $V_f = 20$ mm/min, avec une taille moyenne de grain abrasif de $46 \mu\text{m}$ (agrandissement, x 200).....	139
Figure III-38: Micrographies électroniques des arêtes de coupe des outils de tournage après affûtage par rectification	140
Figure III-39: Evolution de la résistance au cisaillement lors du brasage de la liaison entre un joint de brasage Ag-Cu-Ti et de l'alumine, Torvund et al. 1997.....	142
Figure IV-1: Distance d'usinage (± 8 m.l) des outils en fonction de la composition des plaquettes de coupe ...	152
Figure IV-2: Illustration de l'opération de fraisage périphérique d'un panneau de particule, et localisation de la zone de coupe du revêtement en papier	153
Figure IV-3: Géométrie de la fraise d'usinage à plaquettes céramique Z2+2.....	153
Figure IV-4: Etat de surface de la tranche d'un panneau de particule usiné par une fraise à plaquettes céramique	154
Figure IV-5: Comparaison des valeurs de VBa pour chaque nuance de céramique.....	155
Figure IV-6: Récession des arêtes de coupes en fonction de la composition chimique	156
Figure IV-7: Evolution de l'arrondissement de l'arête de coupe en fonction de la distance d'usinage, Sommer et al. 2015	157
Figure IV-8: Micrographies électroniques des copeaux des panneaux de particules obtenus après l'usinage en fraisage périphérique.....	157
Figure IV-9: Evolution de la température des faces de coupe des céramiques lors du tournage de cylindre en MDF	159
Figure IV-10: Variation de température des faces de coupe lors de l'entrée dans les zones denses du cylindre en MDF.....	160
Figure IV-11: Comparaison des valeurs de VBd des faces de dépouilles après l'opération de chariotage d'un cylindre en MDF	162
Figure IV-12: Copeaux de MDF obtenue lors du chariotage avec des outils à plaquette céramique.....	163
Figure IV-13: Micrographies électroniques des arêtes des mèches après fraisage, les faces de dépouilles sont marquées par (*).....	164
Figure IV-14: Micrographie électronique de l'usure de l'arête $\text{Al}_2\text{O}_3 + 16\% \text{ 3Y-ZrO}_2$ (G7) après fraisage périphérique (x 2500).....	165
Figure IV-15: Micrographie électronique de l'usure de l'alumine (G1) fabriquée par coulage-gélification (x 3500)	165
Figure IV-16: Micrographies électroniques des faces de dépouilles des arêtes de coupe à base d'alumine après l'opération de chariotage.....	166
Figure IV-17: Micrographies électroniques des faces de dépouilles des arêtes de coupe à base de zircone après l'opération de chariotage.....	167
Figure IV-18: Modélisation d'une arête de coupe en céramique à phase dispersée $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ par la méthode des éléments finis	168
Figure IV-19: Distribution des contraintes d'usinage σ_{xx} (gauche) et σ_{yy} (droite) sur l'arête de coupe de la nuance G8.....	169

Figure IV-20: Micrographies électroniques des faces de dépouilles des arêtes de coupe des nuances G2 (a, x 200) et G6 (b, 200), et G1 (c, x 1200 et d, x 200) après usinage de panneaux de particules.....	171
Figure IV-21: Micrographies électronique d'une arête de coupe en Al_2O_3 -10 % ZrO_2 fabriquée par moulage par injection (MI), Sommer et al.2015 (x 1700)	171
Figure IV-22: Influence de l'homogénéité des corps crus sur l'évolution de la densité lors du frittage d'une alumine par CG et CIP, Krell et Klimke, 2009	172
Figure IV-23: Contraintes résiduelles moyennes σ_s sur la face de coupe des nuances de ZTA.....	174
Figure IV-24: Diffractogrammes des analyses en diffraction de rayons X par la méthode de Rietveld effectuées sur les ZTA après rectification mécanique, (source du rayonnement : $\text{Cu-K}\alpha_1=0,1541\text{ nm}$).....	175

Liste des tableaux

Tableau I-1: Composition physico-chimique d'un panneau de fibre.....	8
Tableau I-2: Composition chimique des nuances de Si_3N_4 , Strehler 2011.....	37
Tableau I-3: Propriétés mécaniques des céramiques à base de Si_3N_4 , Strehler 2011.....	37
Tableau I-4 : Composition et propriétés mécaniques nominales des céramiques à base d' Al_2O_3 , Gogolewski et al. 2006.....	42
Tableau I-5: Propriétés mécaniques des céramiques développées par Sommer et al.2013.....	43
Tableau I-6: Propriétés physiques de l'alumine et la zircone yttrée, Vade-Mecum des matériaux, 2010.....	50
Tableau I-7: Ténacité de différentes céramiques, Kübler 1999.....	52
Tableau I-8: Synthèse des mécanismes de renforcements des céramiques, Evans 1990.....	53
Tableau II-1: Synthèse des différentes compositions chimiques développées pour la fabrication d'outils d'usinage.....	71
Tableau II-2: Densités et tailles de grain des céramiques fabriquées par CG et CIP.....	79
Tableau II-3: Synthèse des propriétés mécaniques nominales des céramiques.....	80
Tableau II-4: Propriétés physiques et mécaniques des panneaux de particules (caractéristique du fournisseur Alsapan).....	81
Tableau II-5: Propriétés physiques et mécaniques des panneaux de fibres usinés en tournage (caractéristique du fournisseur Alsapan).....	82
Tableau II-6: Paramètres d'usinage de panneaux de particules en fraisage périphérique.....	98
Tableau II-7: Propriétés physiques et thermiques des neuf nuances de céramiques.....	102
Tableau III 1 : Taille des défauts critiques après brasage H.T. et découpe des plaquettes.....	144
Tableau IV 1: Synthèse des températures moyennes et maximales des plaquettes de coupe en fonction des zones de densité du cylindre en MDF.....	161
Tableau IV 2: Taux de transformation quadratique-monoclinique de la zircone, déterminé par la méthode de Rietveld en diffraction de rayons X après rectification de la face de coupe.....	174
Tableau IV 3: Classement des céramiques en fonction de leurs performances en fraisage.....	177

Introduction générale

Le développement de céramiques à structure submicronique a vu le jour à la suite des travaux sur les méthodes de fabrication d'alumine de (Ueyama et al., 1988) et de (Yeh and Sacks, 1988). Possédant une taille de grain moyenne de 250 nm avec des densités pouvant être supérieures à 99,5%, les propriétés mécaniques en résultant ont ouvert la voie au développement de ce matériau pour plusieurs applications, comme par exemple des outils de tournage d'aciers trempés, des prothèses articulaires ou encore comme composants de blindage.

Au regard de leurs propriétés mécaniques, les céramiques à base d'alumine et de zirconie présentent un fort potentiel pour l'usinage de matériaux à base de bois. Les travaux de (Zins, 1996) marquent le début des recherches sur la possibilité de développement d'outils avec différentes céramiques de la famille des oxydes, et des nitrures. Plus de dix ans après, un consortium européen d'entreprises, et l'institut *IKTS Fraunhofer*, nommé *Nanoceram*, voit le jour et se fixe pour objectif le développement d'un matériau à base de nitrure de silicium. Les travaux seront repris par (Eblagon et al., 2007), et (Strehler et al., 2010), qui continuent les recherches pour le compte de l'industriel *Oertli*, spécialisée dans l'outillage du bois. En parallèle, (Gogolewski et al., 2009) étudient les performances en usinage de céramiques à bases d'oxydes, avec des tailles de grains inférieures au micromètre, grâce à l'utilisation de procédés innovants de fabrication. L'entreprise *Diamond*, un autre fabricant d'outils de coupe, débute en 2010 un important programme de recherche sur ces mêmes céramiques.

Toutefois, les modes d'usure des céramiques à base d'oxydes pendant l'usinage de matériaux dérivés du bois n'ont pas encore été identifiés. L'objectif de ce travail est d'apporter une contribution à la compréhension des mécanismes d'endommagement de ces matériaux, afin de déterminer quelle composition chimique conviendrait le mieux pour cette application.

Pour mener à bien ce travail, une synthèse bibliographique qui présente le matériau, l'outil et le procédé apparaît nécessaire. La première partie concerne les matériaux dérivés du bois, leur structure ainsi que leurs propriétés physico-chimique. La seconde portera sur le procédé d'usinage, les outils de coupe et leur géométrie. La dernière se focalisera sur les matériaux conventionnels servant à la coupe de matériaux à base de bois, et notamment leur mode d'usure. Des résultats concernant les premiers essais d'usinage avec des céramiques, tels que les nitrures de silicium et les alumines seront présentés. Le chapitre I se terminera par une présentation des céramiques de l'étude, leurs propriétés physiques et mécaniques.

Pour cette étude, les méthodes de fabrication et de caractérisation des céramiques, les méthodes de fabrication de prototypes pour l'usinage, ainsi que les essais expérimentaux seront décrits dans le chapitre II. La production des céramiques par méthode sol-gel, ainsi que par pressage à froid y est décrite. Les matériaux ont été développés et caractérisés par l'institut *IKTS Fraunhofer*, sur la demande de l'entreprise *Diamonde*, commanditaire des travaux.

Pour effectuer des essais d'usinage, il a fallu dimensionner et réaliser des prototypes d'outils de coupe. Le chapitre III porte sur la caractérisation de l'assemblage, afin de déterminer l'influence de la fabrication sur l'endommagement de la céramique. Les compositions chimiques des brasures formant les liaisons céramique-substrat ont été déterminées à l'aide de méthodes d'analyse par microscopie électronique, et spectrométrie des rayons X à dispersion en énergie (EDX). L'utilisation d'un dilatomètre, de la méthode des éléments finis, et des mesures de diffractions des rayons X, ont permis l'évaluation des contraintes résiduelles des parties coupantes en céramique des prototypes d'usinage, contraintes induites par les différents procédés de fabrication.

Le chapitre IV présente les résultats en usinage par fraisage périphérique et tournage des outils de coupe en céramique. Des mesures du rayonnement émis pendant le procédé ont été faites par pyromètre à infrarouges, et ont permis d'effectuer une approche sur les transferts de chaleur opérants dans les plaquettes de coupe. L'utilisation d'un microscope électronique à balayage a permis d'analyser les arêtes de coupe après les opérations, et de déterminer les mécanismes d'usure de chaque céramique pendant l'usinage.

L'analyse de l'ensemble de ces résultats a pour objectif d'apporter une contribution sur la compréhension des mécanismes d'usure, et d'orienter le choix vers une composition de céramique, et son procédé de fabrication. Ce travail a été mené au sein du laboratoire *LGECO* de l'*INSA* de Strasbourg, en partenariat avec la société *Diamonde*.

CHAPITRE I : Les matériaux à base de bois et leur mise en forme

1. Matériaux composites à base de bois	5
1.1 Structure et mode d'obtention	6
1.2 Nouveaux matériaux dérivés du bois	9
2. Usinage par enlèvement de copeaux	10
2.1 Principaux modes d'usinage	10
2.2 Les outils de coupe	14
2.2.1 La mise en forme	14
2.2.2 Affûtage des arêtes de coupe	15
2.2.2.1 Rectification mécanique	15
2.2.2.2 Affûtage par électroérosion	15
2.2.3 La géométrie	17
2.3 Lois générales de l'usinage	19
2.3.1 Les grandeurs de coupe	19
2.3.2 Approche énergétique	25
2.4 Procédés de contrôle et de surveillance	26
3. Matériaux de coupe pour l'usinage du bois	27
3.1 Matériaux conventionnels	27
3.1.1 Aciers rapides	28
3.1.2 Carbures de tungstène	30
3.1.3 Diamant polycristallin	32
3.2 Nouveaux matériaux de coupe : les céramiques	33
3.2.1 Procédés de fabrication	34
3.2.2 Nitrure de silicium	36
3.2.3 Alumine et zircone yttrée	42
3.2.4 Synthèse intermédiaire	48
3.2.4.1 Propriétés physiques	50
3.2.4.2 Propriétés mécaniques	51
3.2.4.3 Propriétés thermomécaniques	55
3.2.4.4 Comportement au frottement	57
4. Conclusion et objectifs de la thèse	60
Bibliographie	61

I. Les matériaux à base de bois et les outils de coupe

Le bois massif ou recomposé, occupe une place majeure dans les matériaux industriels. On l'utilise principalement dans le secteur de l'habitat en tant que cloison, mur, revêtement de sol, panneaux acoustiques, car il est apprécié pour ses propriétés physiques et chimiques qui allient à la fois fonctionnalité et esthétique. Le secteur global de l'industrie du bois a généré 206 milliards d'euros et employé environ 1,6 million de personnes en 2012 (*CEI Bois*, 2012). On distingue deux secteurs, l'approvisionnement de matière première depuis des exploitations forestières et la production, qui englobent tous les procédés dit de première transformation, et les méthodes de fabrication des produits pour les besoins de différents marchés, appelées procédés de seconde transformation.

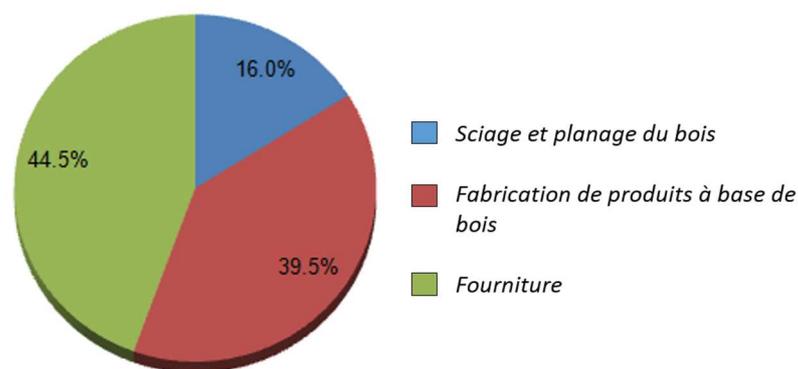


Figure I-1: Importance des secteurs d'activités dans l'industrie du bois, *CEI Bois*, 2012

Les trois grands secteurs d'activités sont représentés à Figure I-1. Les fournitures occupent une part importante du marché, elles concernent la mise en forme de matériaux dérivés du bois pour la fabrication de meubles ou de parquets pour l'aménagement intérieur. C'est dans la fabrication d'outils coupants pour l'usinage par enlèvement de copeaux de panneaux à base de bois que se situent nos travaux.

1. Matériaux composites à base de bois

1.1 Structure et mode d'obtention

Les panneaux dérivés du bois sont fabriqués, par exemple, à partir de fibres (MDF) ou de particules de bois (PB). Les fibres ont une taille de l'ordre du micromètre de largeur 30-40 μm et 300-400 μm de long, tandis que les particules peuvent atteindre jusqu'à 5 mm de long. Ces composants peuvent provenir, soit d'une exploitation forestière qui transforme directement le bois massif en copeaux de différentes tailles, selon le produit à fabriquer, soit de matières recyclées à base de bois. Pour l'assemblage de ces fibres ou particules, on utilise des liants thermodurcissables. On retrouve par exemple dans cette famille les résines urée-formaldéhyde, mélamine-formol et les phénol-formol. L'usage diffère selon l'emploi que l'on souhaite faire du panneau, et les caractéristiques que l'on veut obtenir. Dans notre cas, les panneaux utilisés sont agglomérés avec un liant à l'urée formol.

Selon le type de panneaux (PB, MDF), des revêtements décoratifs en papier ou en mélamine peuvent être utilisés, (Figure I-2). Ces revêtements sont utilisés à des fins esthétiques, et pour des critères mécaniques. Les lames et les plans de travail sont donc généralement revêtus de mélamine, pour la dureté, tandis que les panneaux servant à la fabrication des meubles d'intérieurs sont couverts d'un revêtement stratifié. Le papier ou la mélamine sont appliqués par collage sur une face des faces du panneau. Toutefois, comme le collage est effectué à chaud, lorsqu'ils se contractent (jusqu'à 1,6% pour le papier), cela engendre une contrainte de compression qui déforme le panneau. On effectue alors un second collage de papier sur la face opposée pour équilibrer les contraintes. Les masses volumiques de ces papiers peuvent être comprises entre 150 et 250 $\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$ après imprégnation de la colle et séchage. Ces papiers peuvent contenir de l'oxyde d'aluminium pour augmenter la dureté et la résistance à l'abrasion, par exemple pour des lames qui devront soutenir des armoires.

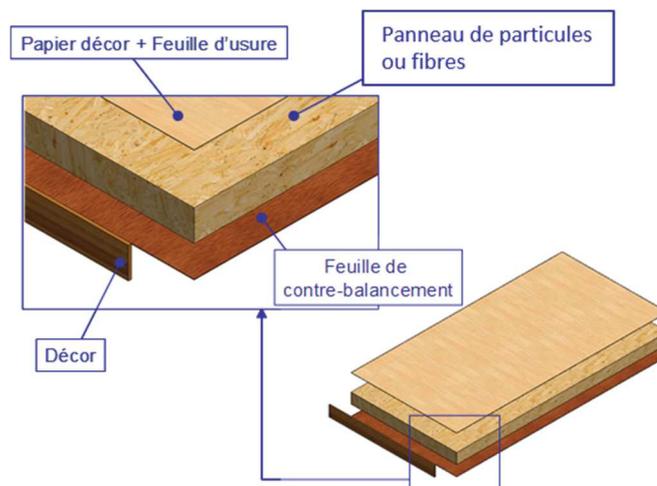


Figure I-2: Composition d'un panneau de particules surfacé mélaminé

– Fabrication

C'est à partir de fibres ou de particules de bois, auxquelles on ajoute des résines aminoplastes liantes et que l'on va presser à haute température, que sont réalisés les panneaux. Les fibres passent à l'étuvage, c'est-à-dire l'opération de ramollissement de la lignine avec de la vapeur d'eau, puis elles sont fragmentées en morceaux par défibrage ou raffinage. Ces dernières sont alors déposées sur un matelas, nommé feutrage, et pressées à froid pour la mise en forme du panneau, puis pressé à chaud. C'est à cette étape que l'on ajoute le liant, pour agglomérer l'ensemble par polymérisation. La pression est généralement comprise entre 2 et 3 MPa, la température de pressage de 150 à 205°C et la durée du cycle de pressage de 3 à 4 minutes. Toutefois, à cause des cadences de production élevées, il arrive que les liants au centre des panneaux ne soient pas complètement polymérisés à cause de la température et du temps de pressage trop faibles (Vidal Bastías, 2006). Une modélisation du pressage à chaud des panneaux a permis de comprendre les enjeux thermiques. A partir de différents modèles d'équations prenant en compte les variables physiques du bois, des pistes d'amélioration des cycles sont proposées. L'influence du taux d'humidité ainsi que la masse volumique du panneau sur la conduction thermique lors du pressage est mis en évidence. Pour pallier ce problème de conduction de chaleur dans les panneaux, un système de chauffage par induction à hautes fréquences a été développé (Pereira et al., 2004). Cette technique permet de réduire les temps de cycle de pressage des panneaux, ainsi que les temps de séchage. Les travaux montrent que le centre d'un panneau de 80 mm d'épaisseur peut atteindre 55°C en 200 secondes.

– Propriétés mécaniques et physico-chimiques

Les MDF ont une masse volumique moyenne de 870 kg/m³ et les PB de 700 kg/m³ environ. Les résistances à la flexion varient entre 8,5 MPa et 13 MPa pour les panneaux de particules alors que ceux à base de fibres ont une résistance de 50 MPa minimum. Les essais de flexion sont normalisés selon l'EN 310. La densité est déterminée par le protocole défini dans l'EN 323. D'autres propriétés sont mesurables, comme la résistance à la traction perpendiculaire, aux chocs ou à l'abrasion.

Les panneaux ont un comportement physico-chimique qui dépend de la nature du bois utilisé, du type de liant, et du revêtement décoratif. Les propriétés initiales de l'essence, ainsi que la partie de l'arbre utilisée comme matière première, vont fortement influencer les caractéristiques mécaniques finales du panneau (Li Shi, 2006). Par exemple, des mesures de module de rupture et de cohésion interne montrent que l'utilisation d'un bois d'épinette noir âgé entre 1 et 20 ans, possède une résistance supérieure par rapport à un bois âgé entre 21 et 40 ans. La surface spécifique des particules utilisées peut aussi affecter le module d'élasticité du panneau, notamment lorsqu'elles sont inférieures à 0,017 mm². Les caractéristiques physico-chimiques des panneaux se trouvent affectées par l'humidité, sa rugosité superficielle (Ozdemir et al., 2009), ses émissions de formol (Aydin et al., 2006) et ses dimensions. Pour cette raison, des traitements sont en cours de développement, et ont pour objectif d'augmenter sa stabilité

dimensionnelle, notamment sa résistance au gonflement (Garcia, 2005). Le Tableau I-1 donne la composition physico-chimique d'un panneau de fibres. L'utilisation de liants à base de formol est fortement restreinte dans les panneaux, par la norme NF EN 14041 qui contrôle le taux de volatilité. Le taux doit être inférieur à 3,5 mg/m².h. La conductivité thermique des MDF de 7 mm d'épaisseur est comprise entre 0,240 W/m.K et 0,328 W/m.K. Ces valeurs dépendent de l'épaisseur des panneaux, mais aussi du taux d'humidité.

Panneaux MDF - ALSAPAN	
Urée-méthanal	15%
Urée	1%
Bois	75%
Paraffine	0,8-2,0%
Eau	5%
Sulfate d'ammonium	0,2%
Silice	traces
Pentachlorophénol	< 5 mg/<Kg
Hexachlorocyclohexane	< 1 mg/<Kg
Dichlorodiphényltrichloroéthane	< 0,2 mg/<Kg

Tableau I-1: Composition physico-chimique d'un panneau de fibre

Des traitements chimiques sont souvent employés pour donner aux panneaux des caractéristiques physiques telles que l'hydrophobie ou la résistance au feu. Lors de leur fabrication, on peut y introduire des agents de synthèse afin d'apporter ou de modifier une ou plusieurs caractéristiques physiques ou chimiques, comme le retard au feu. La propriété de résistance au feu est améliorée par l'apport de bore en superficie (Ustaomer et al., 2008). Le bore est également utilisé sous forme de particules afin de créer une lubrification solide lors de l'usinage et ainsi de réduire les efforts de frottement, et donc l'usure par abrasion des outils en carbures de tungstène (Barnes et al., 2004). De récents travaux relatent l'amélioration des qualités physico-chimiques des panneaux par l'apport de paille de blé ou de nitrure de silicium (Bautista et al., 2009). L'introduction de nitrure de silicium permet d'améliorer les propriétés mécaniques comme la résistance à la compression (jusqu'à 250 MPa) et à la rupture (300 MPa).

1.2 Nouveaux matériaux à base de bois

Avec la volonté de réduire le coût ou de fonctionnaliser les panneaux à base de bois, les industries de seconde transformation accroissent annuellement la quantité de matière recyclée (*Diamond*). Dans cette optique, de nouveaux matériaux fonctionnels à base de bois sont en cours de développement. On y retrouve notamment un composite de carbures de cuivre-silicium dérivé du bois (Pappacena et al., 2010), un composite plastique à fibres de bois (Buehlmann et al., 2001) et un composite bois et polymère (Michaud, 2003).

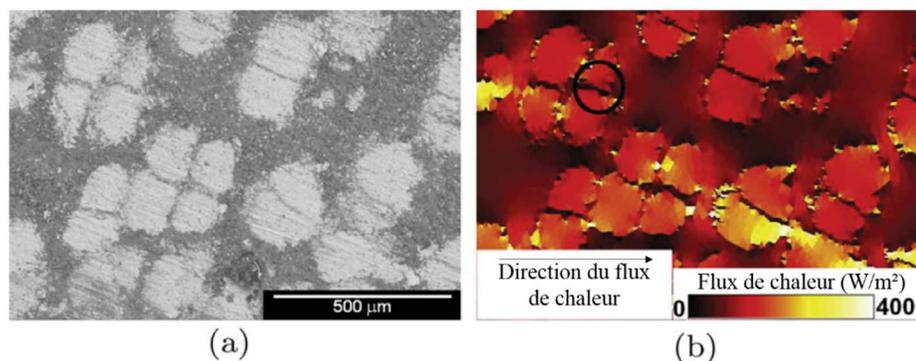


Figure I-3: (a) Micrographie électronique d'une coupe d'un composite Cu-SiC à base de Sapelli et (b) distribution du transfert de chaleur dans une direction donnée du panneau, Pappacena et al. 2010

Un composite de carbure de cuivre-silicium a été fabriqué par électrodéposition de cuivre dans les porosités d'un bois synthétique. Il s'agit d'une céramique SiC fabriquée à partir de précurseurs du bois. La Figure I-3 montre la distribution des flux thermiques à travers le matériau. Le rond noir (b) représente une zone qui fait barrage au transfert de chaleur. Les flux obtenus dans les panneaux sont de 202 W/m.K à 0°C et de 148 W/m.K à 900°C. La répartition des pores (a), permet d'obtenir une distribution différente de la chaleur, qui est fonction de l'orientation du panneau en bois. Face à l'augmentation des coûts de fabrication, une étude sur des panneaux composites bois-thermoplastiques a été réalisée (Michaud, 2003). Les résultats montrent que les matériaux ont des propriétés physiques et mécaniques qui ouvrent la voie au développement de panneaux moins chers. Les grains possèdent une aptitude à la déformation en traction de l'ordre de 15-20% supérieure à celle du MDF. Les contraintes de traction sont de 9-12 MPa à 23°C, avec une déformation possible de 0,8, alors que le comportement en contrainte-déformation du MDF est de 13 MPa, 0,75. Les valeurs des propriétés mécaniques du composite Cu-SiC et du MDF sont proches.

2. Usinage par enlèvement de copeaux

La transformation de produits à base de bois par usinage à l'aide d'outils tranchants tient une place charnière dans l'industrie de seconde transformation. La maîtrise du procédé d'enlèvement de copeaux, et le choix des matériaux pour les outils restent cependant complexe, car le comportement des matériaux dérivés du bois n'est que peu étudié. On dispose de peu d'informations sur les mécanismes d'usure, et il n'existe pas encore de base de données standardisée pour les vitesses de coupe et les avances. Toutefois, des travaux sont en cours pour l'adaptation du Couple Outil-Matière (COM) utilisé dans la coupe des métaux (Aguilera et al., 2003).

2.1 Principaux modes d'usinage

– Fraisage

L'opération de fraisage périphérique représente l'opération principale de nos travaux. Utilisée pour mettre au format les panneaux de fibres ou de particules, cette opération est effectuée avec des avances de l'ordre de $5 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ pour les outils en carbures ou en acier, et $15 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ pour le diamant (PCD). Ces outils peuvent comporter jusqu'à 8 plaquettes de coupe. La Figure I-4 montre un outil à double rangée de dents pour une opération de fraisage périphérique de panneaux de particules. La durée de vie des outils est variable, pour du PCD elle est généralement comprise entre 3000 et 4000 m.l. La tenue est influencée par la nature du matériau de coupe, la densité et la composition du panneau usiné, ainsi que par la nature du décor. Si ce dernier est à base de mélamine chargée en oxyde d'aluminium, les performances se réduisent à cause du caractère abrasif du revêtement. Les outils de fraisage sont utilisés pour de l'ébauche (mise à format) mais aussi pour la finition de bordures. Ces outils doivent découper le décor de manière à ce qu'il n'y ait pas d'éclats. Les vitesses de coupe varient de 1 à 5 m/s.

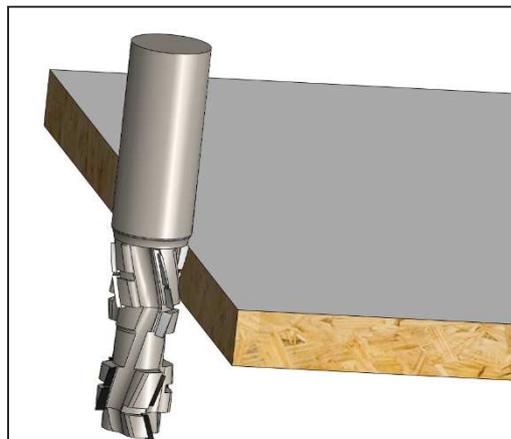


Figure I-4: Opération de fraisage périphérique d'un panneau de particules

– Sciage

Le sciage est une opération largement répandue dans l'industrie de première et de seconde transformation (environ 16% du marché global, CEI Bois, 2012). Dans l'industrie du meuble et du parquet, les outils de sciage sont utilisés pour découper les panneaux au format (Figure I-5), en début des chaînes de production. Ces plaques peuvent être de dimensions différentes selon le besoin, 2x3 m² ou 3x5 m², par exemple. Ce sont donc essentiellement des opérations d'ébauche en débitage qui concerne les scies. Néanmoins, à cause des cadences et du fait qu'elles découpent généralement plusieurs plaques empilées, ces outils sont soumis à des sollicitations sévères, en comparaison des autres opérations. Ces outils nécessitent des opérations de planage et de tensionnage pour précontraindre le corps de l'outil. Ces opérations nécessitant des savoir-faire rares, font des lames de scies des outils spécialisés. Les vitesses de coupe sont généralement comprises entre 40 m/s et 100 m/s.



Figure I-5: Sciage d'un élément de parquet en MDF

Dans le domaine de seconde transformation du bois les lames de scies peuvent avoir des diamètres avoisinant 1 m. Usuellement, les outils ont entre 300 mm et 600 mm de diamètre et comporte entre 72 et 200 inserts de coupe.

– Déchiquetage

Le déchiquetage est une opération qui combine deux outils, et a pour but de découper les surplus de matière qui dépassent des panneaux après mise à format (fraisage ou sciage). Les outils sont conçus pour prendre des passes qui peuvent aller jusqu'à 40 ou 50 mm. Ces outils ont généralement un diamètre extérieur de 350 mm avec environ 52 plaquettes de coupe. C'est le plus souvent du PCD qui est utilisé pour cette opération, car les cadences de production qui avoisinent les 150 m.min⁻¹, ne permettent pas l'emploi de carbures ou d'aciers dont les durées de vie sont trop faibles. La Figure I-6 montre deux outils qui se partagent la coupe du panneau dans l'épaisseur.

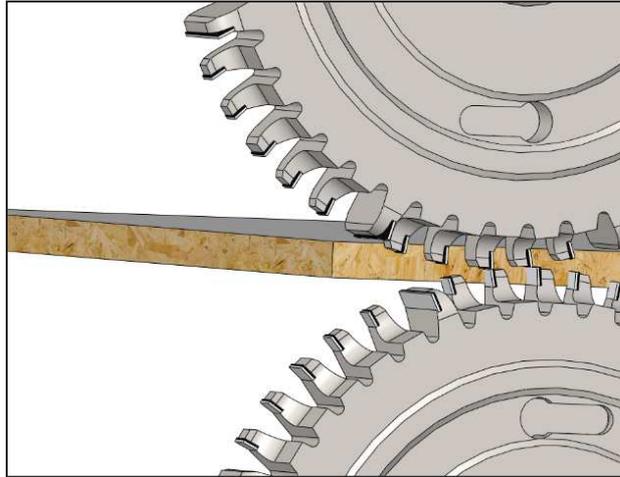


Figure I-6: Illustration de deux déchiqueteurs compacts utilisés pour enlever les surplus de matière et de décor

– Finition

Cette opération est mise en œuvre dans l'usinage de panneaux MDF pour la fabrication de parquet. La pose des lames se fait par l'insertion d'une languette dans une rainure. L'outil de finition a pour objectif de créer ces surfaces de mise en position, soit du côté de la languette, soit de celui de la rainure. L'outil doit aussi découper le décor sans faire d'éclat. Pour obtenir une durée de vie élevée, (afin d'éviter les arrêts de production pour le changement des outils), ces outils sont uniquement conçus avec des plaquettes en PCD. La Figure I-7 illustre une opération de finition du côté de la languette, sur une lame. Les avances des lignes de production avoisinent, selon le produit usiné, $200 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$. Le diamètre moyen des outils varie de 250 à 300 mm. Ils peuvent être conçus avec 72 dents d'usinage. Pour un changement rapide d'outil en production, les outils sont empilés par 5 ou 6 sur un porte-outil commun. Lorsqu'un outil est usé, on monte ou descend verticalement l'ensemble pour en faire travailler un autre. Les outils de finition prennent des passes d'environ 1 à 2 mm à $7000\text{-}8000 \text{ tr} \cdot \text{min}^{-1}$.

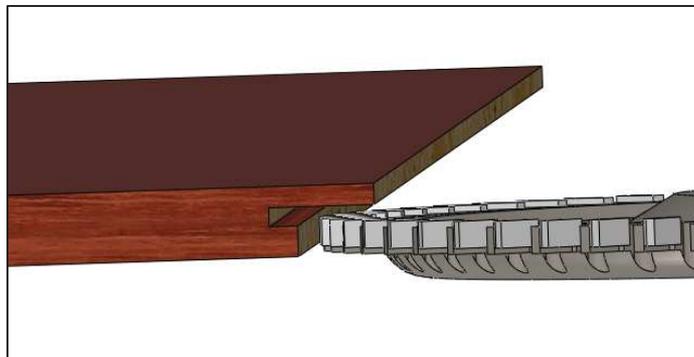


Figure I-7: Usinage de la languette d'un panneau MDF pour la fabrication de parquet

– Nouveaux procédés d’usinage

L’amélioration des conditions de coupe passe par l’étude de nouveaux systèmes et de nouveaux procédés d’élaboration. C’est ainsi que des essais de coupe assistés par ultrasons font leur apparition (Sinn et al., 2005). Néanmoins la rugosité de surface (R_a), qui varie de 5 à 6 μm , est similaire à celle obtenue par un usinage conventionnel. D’autres procédés, déjà employés pour le traitement des outils de coupe des métaux, sont également en cours de test et donnent des perspectives intéressantes, comme le traitement cryogénique assisté par réfrigération d’air froid (Gisip et al., 2009). De même, la coupe du bois par laser CO_2 fait son apparition, voir Figure I-8 (Eltawahni et al., 2011; Lum et al., 2000; Szymani and Dickinson, 1975), mais reste encore au stade de développement car les paramètres sont encore mal maîtrisés, et les vitesses d’usinage comprises entre 3-5 mm/min ne peuvent être développées à l’échelle industrielle. Une augmentation de l’avance, tout en préservant l’état de surface, aurait pour conséquence une augmentation du coût de production de l’ordre de 158 % pour l’usinage d’un MDF de 9 mm d’épaisseur. La Figure I-9 montre l’évolution de la rugosité (R_a) en fonction de différentes avances d’usinage.

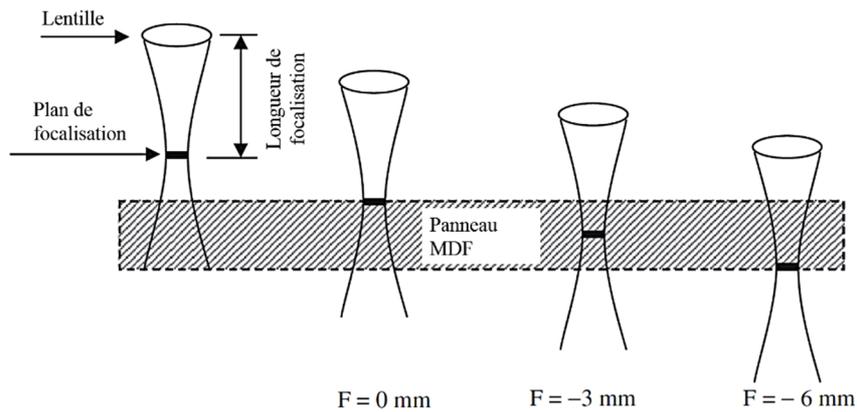


Figure I-8: Procédé de découpe du MDF au laser, essais à différents points de focalisation pour optimiser l’état de surface du revêtement du panneau, Eltawahni et al. 2011

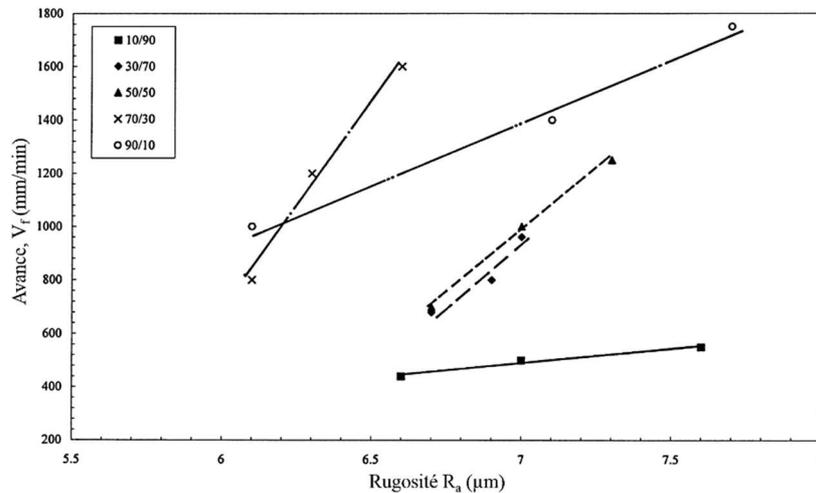


Figure I-9: Evolution de l’état de surface en fonction de l’avance, Lum et al. 2000

2.2 Les outils de coupe

2.2.1 La mise en forme

Les outils possèdent des parties tranchantes qui sont fixées sur le corps de l'outil (Figure I-10). Ces parties tranchantes sont généralement des plaquettes de coupe avec un matériau tel que du diamant polycristallin (PCD) ou du carbure de tungstène (WC). Le PCD et le WC sont fabriqués à partir de poudre, de taille de grains de 1 à 10 μm pour le diamant, et de 2 μm pour le WC. L'ensemble est fritté avec un liant métallique. Le choix d'un matériau se fait en fonction de la qualité de la coupe désirée et de la durée de vie espérée. Le coût de l'opération d'usinage et la cadence de production sont aussi des facteurs déterminant le choix d'un usineur. Les plaquettes sont brasées sur le corps de l'outil par un procédé de chauffage par induction électromagnétique à l'aide d'un alliage eutectique. Lorsque toutes les plaquettes sont fixées sur le corps, une opération d'affûtage par rectification met en forme l'arête de coupe.

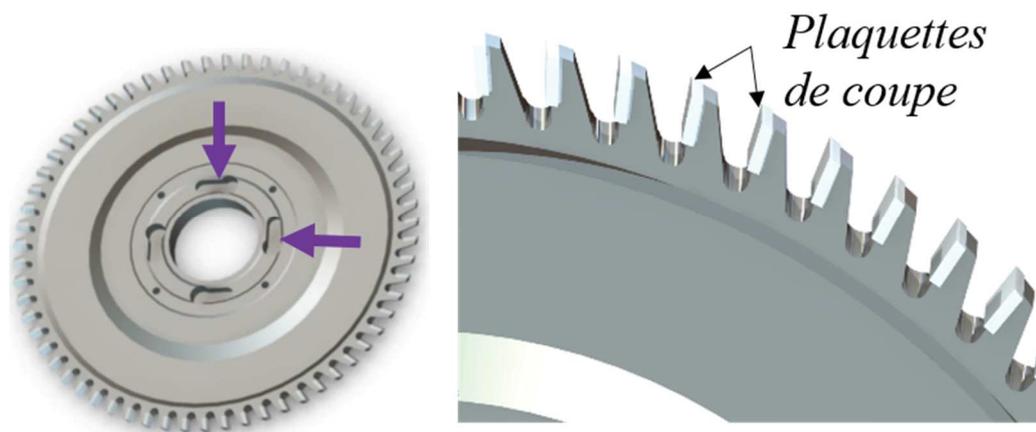


Figure I-10: Description de la constitution d'un outil de coupe pour le bois

Les outils en PCD sont affûtés par électroérosion et ceux en WC par rectification cylindrique. Après l'affûtage, un équilibrage de l'ensemble est nécessaire afin d'éviter les balourds. Les outils possèdent un alésage ainsi que des trous oblongs (Figure I-10) pour permettre la fixation sur un porte-outil. Le serrage se fait par pression hydraulique. L'usinage de panneaux PB ou MDF pour la fabrication de meubles ou de parquets industriels se fait en ligne sur une chaîne de production. En départ de chaîne, les panneaux bruts et sans décor sont d'abord revêtus de papier ou de mélamine, puis mis en forme avec des outils coupants. Pour la production de meubles, les panneaux sont principalement mis au format (sciage, défonçage). La production des parquets, nécessite un travail de formation des languettes et des rainures qui serviront à l'assemblage des lames chez le client final. La conception des outils évolue sans cesse à la demande du client pour la coupe de nouvelles formes et de nouveaux revêtements.

2.2.2 Affûtage des arêtes de coupe

2.2.2.1 Rectification mécanique

Dans les procédés de seconde transformation du bois, l'usinage par enlèvement de copeaux à l'aide d'outils coupants occupe une place majeure. Ces outils qui opèrent en séparant les fibres de la matière s'usent après plusieurs cycles de travail. Afin de redonner du tranchant à l'arête, un procédé d'affûtage mécanique par abrasion à l'aide de meule est utilisé. C'est un procédé d'usinage par enlèvement de copeaux qui utilisent des meules abrasives constituées de grains de céramique ou de diamant, pour l'affûtage des aciers et des carbures. La Figure I-11 présente le principe de fonctionnement du meulage par abrasion. La vitesse de coupe V_c représente la vitesse relative d'impact des particules abrasives par rapport au matériau usiné et a_e est la profondeur de passe. Ainsi à chaque révolution de la meule, une quantité n de grains ôte une quantité de matière par déformation plastique.

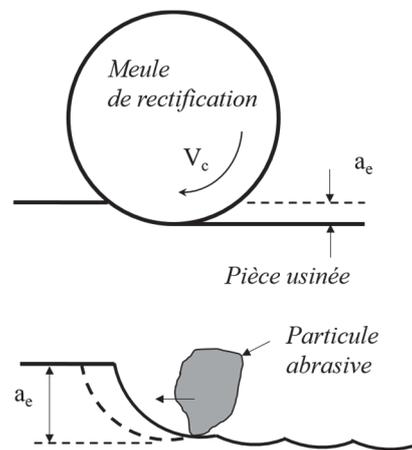


Figure I-11 : Schéma de principe du meulage par abrasion

2.2.2.2 Affûtage par électroérosion

L'affûtage de matériaux ultra-durs (céramiques, diamant) peut aussi se faire par usinage par électroérosion. C'est un usinage par enlèvement de matière sans contact. Le principe de fonctionnement repose sur la création d'une différence de potentiel, entre la pièce à usiner et un outil-électrode, qui, au-delà de la tension de claquage (fonction de la distance des électrodes et du pouvoir isolant du diélectrique), entraîne l'apparition de charges électriques. Il s'en suit une phase d'initiation de la décharge (phase d'ionisation). Sous l'action d'un champ électrique, un canal formé de plasma se crée entre les électrodes. A cause de courants de décharge apparaissant localement, la matière entre en fusion et se vaporise (Kremer, 2000). Pour créer ce potentiel et initier un départ de décharge électrique, la pièce à usiner doit être conductrice et l'espace entre la pièce et l'outil doit être diélectrique. Le débit matière

est fonction de la température de fusion et de vaporisation des éléments à usiner, ainsi que de leur diffusivité thermique. Ce procédé entraîne l'apparition de zones dites perturbées dues à des parties de matière fondue non arrachée qui se sont solidifiées. Les contraintes résiduelles peuvent affecter les propriétés de la surface, comme la microdureté ou la tenue en fatigue (Hosari, 1988; Nakamura et al., 1989).

Les micrographies électroniques (Figure I-12) montrent deux arêtes de coupe en PCD ayant été érodées. Les plaquettes 4 et 5 ont été affûtées avec des paramètres d'érosion différents. L'arête de la plaquette 5 est moins rugueuse, due à une opération supplémentaire de finition. Le cobalt est représenté en blanc et les grains de diamant sont visibles en gris foncés. Les clichés sont pris orthogonalement à la face de coupe. On note que dans la zone proche de l'arête (sur environ 15-20 μm), le cobalt est moins visible (en blanc) et la matière est entrée en fusion. Il s'agit de la zone perturbée. Les propriétés mécaniques y sont réduites et les grains de diamant deviennent plus sensibles à l'abrasion par manque de liant. A cause de cette zone, dans les outils PCD, l'arête de coupe s'effondre durant les premiers mètres d'usinage (*Diamond*).

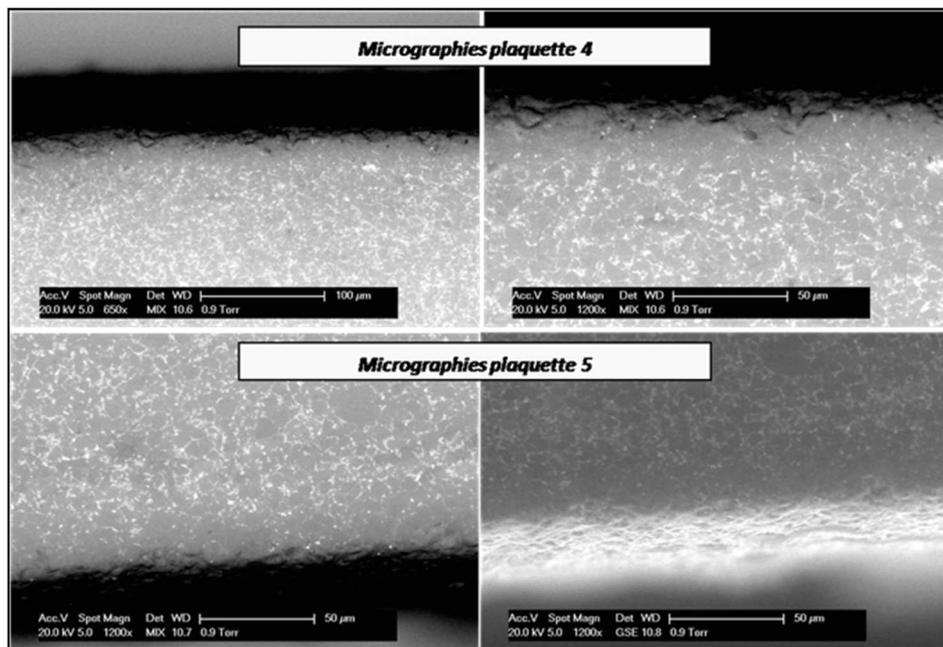


Figure I-12: Micrographies électroniques (BSE, contraste de phase) d'arêtes de coupe d'outils en PCD pour le bois

2.2.3 La géométrie

Les outils sont conçus en fonction de la qualité à obtenir et de la durée de vie. En fonction de cela, on détermine un nombre de dents, Z , un diamètre et des angles. La Figure I-13 montre les principaux angles α , β , γ et λ utilisés pour la conception des outils.

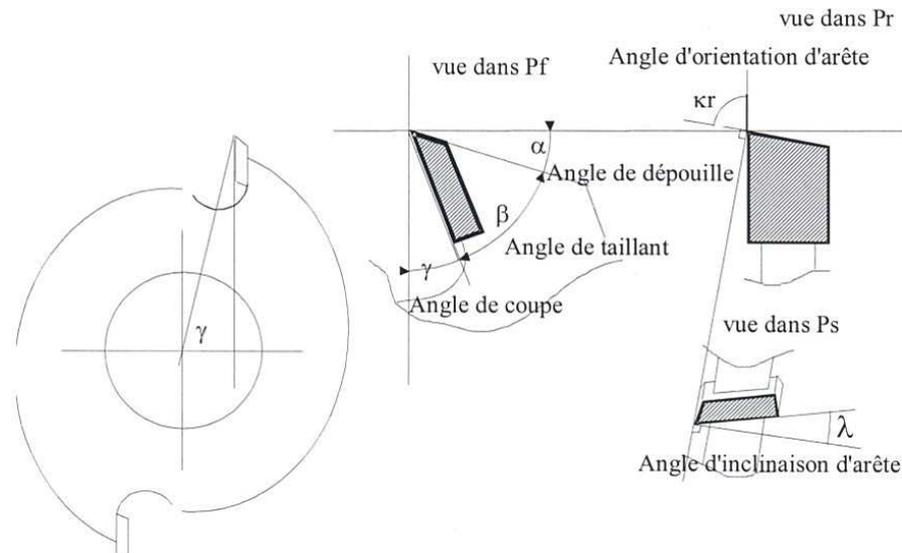


Figure I-13: Angles d'outils pour l'usinage du bois

α est appelé l'angle de dépouille, β l'angle de bec, γ l'angle de coupe et λ l'angle de biaise. La somme de ces trois angles est égale à 90° . Ils sont mesurés à partir des plans conventionnels Pf, Pr et Ps. Chaque angle a un rôle précis. Selon l'application, ils sont dimensionnés pour influencer la qualité de surface et les efforts de coupe. En conception d'outil pour les matériaux composites à base de bois, on dimensionne principalement le nombre de dents ainsi que l'angle de coupe et celui de biaise (*Diamond*). Pour l'usinage, les dépouilles sont fonction de la nature du matériau de coupe.

– Angle de dépouille α

L'angle de dépouille joue un rôle essentiel dans l'évacuation des copeaux pendant la coupe. Dans le cas d'outil en carbure il peut aller jusqu'à 20° alors qu'il n'est que de 12° en moyenne pour les outils en PCD. Afin d'éviter le talonnage de l'outil et l'écrasement des copeaux, il est nécessaire d'optimiser cette valeur. Plusieurs dépouilles successives sont possibles, notamment sur les outils en diamant. Une seconde dépouille (15°) peut être réalisée sur le corps de l'outil pour améliorer l'évacuation des copeaux. La Figure I-14 ci-dessous, montre que l'angle de dépouille a une influence sur l'effort de coupe (Juan, 2007).

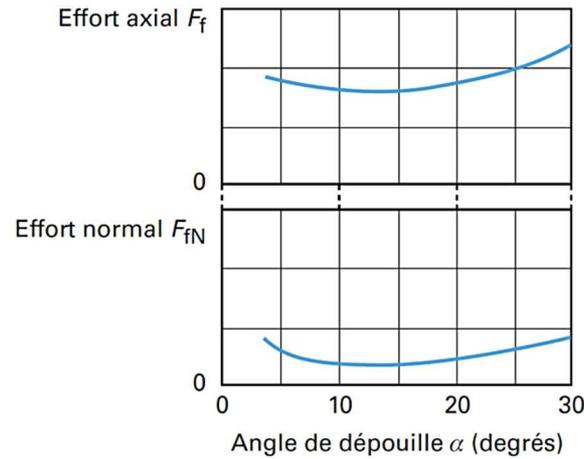


Figure I-14: Evolution des efforts de coupe en fonction des angles de dépouille, Juan 2007

– Angle de taillant β et de biseau λ

L'angle de taillant représente l'angle de bec de l'outil. Il détermine la résistance mécanique de l'arête de coupe, et sa rigidité. Cette valeur dépend principalement du matériau usiné et du type d'opération. L'angle de biseau λ a une influence sur les efforts de coupe, une valeur élevée réduit les efforts. En usinage de panneaux, il est nécessaire d'opérer des coupes dites rabattantes. Ces types d'opérations ont pour objectif de rabattre les fibres en bois et le décor (si papier), vers l'intérieur du panneau. Cela permet d'éviter des dépassements de matière en dehors du produit. La Figure I-15 montre un exemple de fraise à dresser qui possède deux angles d'inclinaison d'arête. Lors de la coupe, les dents 1 et 2 effectuent un enlèvement de matière, puis les dents 3 et 4 rabattent la matière au centre du panneau.

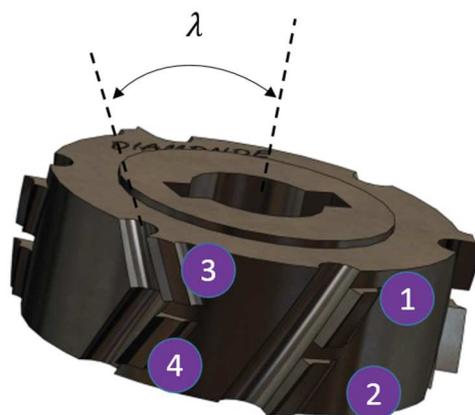


Figure I-15: Angle de biseau λ d'une fraise à dresser

– Angle de coupe γ

L'angle de coupe est aussi souvent appelé angle d'attaque. Pour les outils de finition en PCD il est de $3,5^\circ$ et pour une lame de scie de 5° . Plus la valeur de l'angle est élevée, et plus l'état de surface du panneau est bon. L'angle peut varier de 0° à 45° , et devenir négatif dans certains cas. Figure I-16 montre que lorsque la valeur de cet angle augmente, les efforts F_f et F_{fN} diminuent. Pour des valeurs élevées d'angle de coupe, l'arête pénètre mieux dans la matière, néanmoins, à cause de l'augmentation de la surface de frottement sur la face de coupe, l'usure devient plus importante.

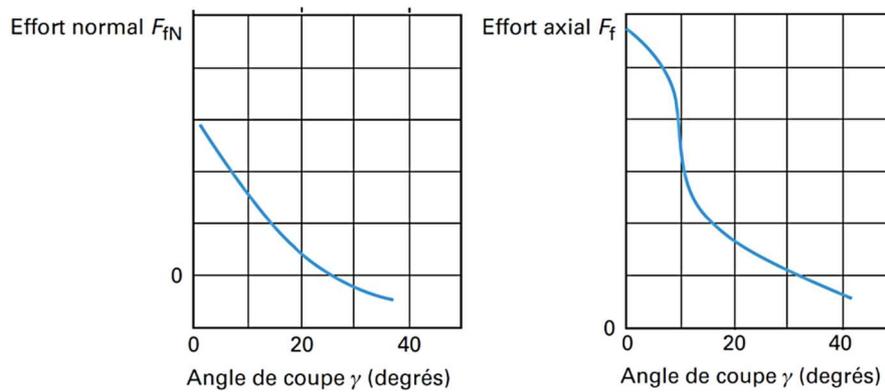
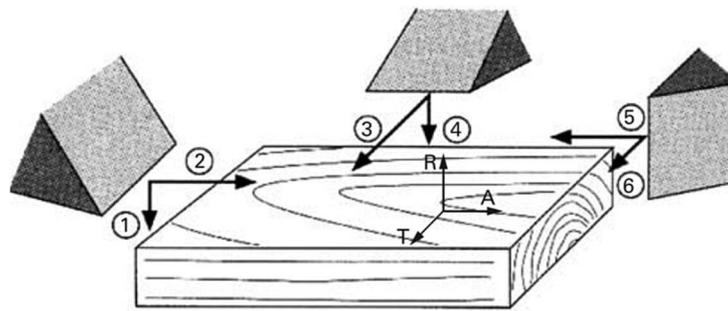


Figure I-16: Evolution des efforts en usinage en fonction de l'angle d'attaque, Juan 2007

2.3 Lois générales de l'usinage

2.3.1 Les grandeurs associées à la coupe

De manière générale, en usinage grande vitesse de matériaux à base de bois, les outils travaillent en opposition. Travailler en opposition signifie que la vitesse de coupe est opposée à l'avance relative de l'outil par rapport à la pièce. La Figure I-17 relate différents mouvements et trajectoires d'outils utilisés pour l'usinage du bois massif. Dans le domaine de la coupe des composites à base de bois, il peut y avoir des similitudes avec l'usinage du bois massif, bien que les efforts de coupe soient différents. Les efforts en coupe du bois massif sont pilotés par l'orientation des fibres.



A direction axiale ou longitudinale
R direction radiale
T direction tangentielle

	Orientation	Exemples d'opérations d'usinage (1)
①	90 – 90	sciage à ruban (délignage)
②	90 – 0	dégauchissage
③	0 – 90	tenonnage par dérouleur (faible passe)
④	0 – 90	sciage à ruban (tronçonnage)
⑤	90 – 0	toupillage avec faible passe
⑥	90 – 90	fraisage en bout

Figure I-17: Principales opérations d'usinage du bois, Juan 2007

– Vitesse de coupe

Dénotée V_c , elle représente la vitesse tangentielle de déplacement de l'arête de coupe par rapport à la pièce usinée. Elle est déterminée en fonction du matériau à usiner. A partir de la relation suivante, on peut calculer la rotation de la broche :

$$V_c = \frac{\pi \cdot D \cdot N}{1000} \quad (I-1)$$

où D est le diamètre de l'outil (mm), N la fréquence de rotation de la broche (tr/min). Dans l'équation (I-1) le rapport de 1000 permet l'écriture de V_c en ($m \cdot s^{-1}$). Lorsque la vitesse de coupe augmente, l'usure de l'outil suit la même tendance. Toutefois elle n'influence que peu les efforts de coupe (Simonin, 2010). L'évolution schématique de l'usure d'outil en fonction de la vitesse de coupe est représentée (Figure I-18).

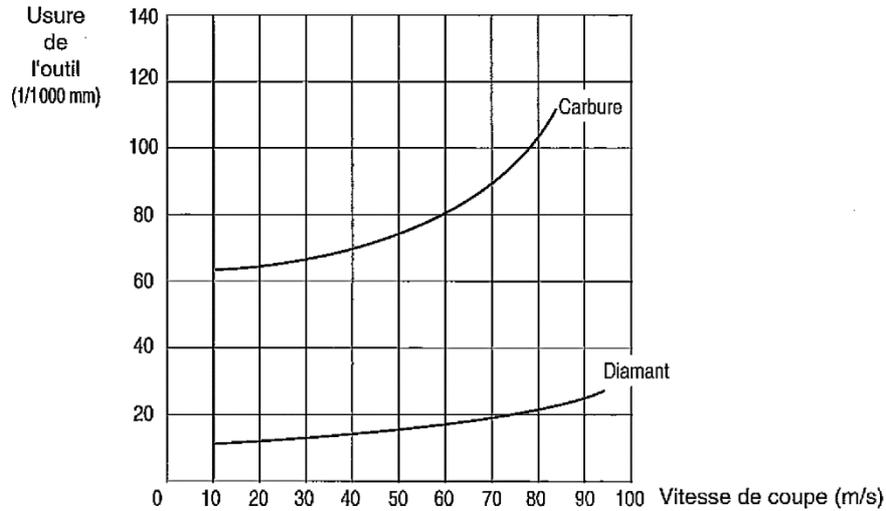


Figure I-18: Usure des outils en WC et en PCD en fonction de la vitesse de coupe, Simonin 2010

– Vitesse d’avance

La vitesse d’avance, notée V_f , encore parfois appelée avance, représente la vitesse relative de l’outil par rapport à la pièce. Exprimée en $(m.min^{-1})$, dans l’usinage industriel de matériaux dérivés du bois, elle représente l’avance des panneaux sur la chaîne de production. Elle se calcule par rapport à l’avance par dent f_z (mm/tr), le nombre de dents Z et la fréquence de rotation de l’outil N (tr/min) selon l’équation :

$$V_f = f_z \cdot Z \cdot N \quad (I-2)$$

L’avance possède également une influence sur l’échauffement de l’outil (Méausoone et al., 2010). Plus la vitesse est élevée et moins l’arête de l’outil monte en température.

– Avance par dent

Cette avance représente le pas d’usinage, c’est-à-dire la distance parcourue par la pièce entre les passages de deux dents successives :

$$f_z = \frac{V_f}{N \cdot Z} \quad (I-3)$$

V_f est la vitesse d’avance en $(m.min^{-1})$, N la fréquence de rotation en $(tr.min^{-1})$, et Z le nombre de dents de l’outil. L’avance par dent détermine aussi la qualité de la coupe, une faible valeur évite les marques d’avance sur la surface usinée.

– Epaisseur du copeau

L'épaisseur moyenne du copeau est liée à l'avance par dent, qui détermine sa valeur. Dans le cadre d'une opération de rabotage, l'épaisseur e_m se calcule comme suit :

$$e_m = f_z \cdot \sqrt{\frac{h}{D}} \quad (\text{I-4})$$

h représente l'épaisseur sciée ou la profondeur de passe (mm), et D le diamètre de l'outil (mm). Dans le cas d'une opération de défonçage :

$$e_m = \frac{2 \cdot f_z}{\pi} \quad (\text{I-5})$$

Ces valeurs sont calculables par ces relations dans le cas de produits denses. Les copeaux en usinage de panneaux composites ne sont pas similaires, car le produit est constitué de particules ou de fibres. Le calcul de l'épaisseur de copeaux pour des panneaux composites n'est pas courant. La Figure I-19 montre la morphologie de copeaux obtenus par fraisage périphérique d'un panneau de particules.

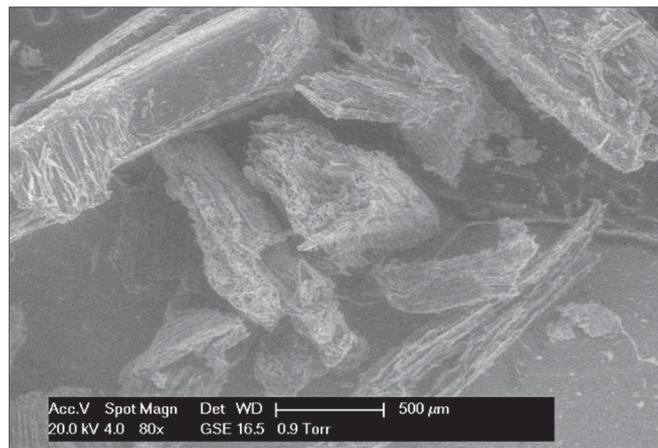


Figure I-19: Copeaux d'usinage d'un panneau de particules

La Figure I-20 montre l'évolution des efforts axiaux et normaux en fonction de l'épaisseur e_m du copeau, pour différents angle de coupe (γ). Des angles de coupe entre 5 et 15° sont couramment employés dans l'industrie de seconde transformation, pour les outils de finition par exemple.

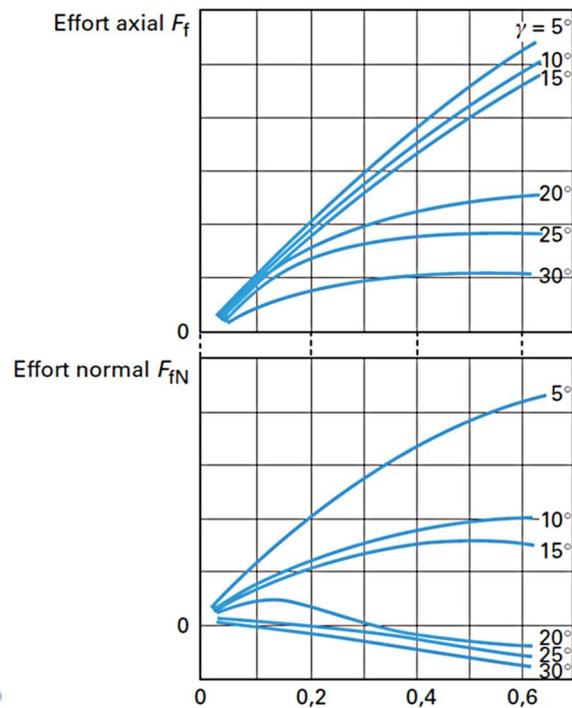


Figure I-20: Evolution des efforts de coupe en fonction de l'épaisseur moyenne du copeau, Juan 2007

– Effort de coupe

Pour usiner un matériau par enlèvement de copeaux, l'arête doit exercer un effort sur le bois afin de séparer les fibres. Cet effort doit être supérieur à la cohésion du matériau. Ainsi l'effort de coupe est la somme de l'effort nécessaire pour assurer la décohésion du bois, mais aussi vaincre les frottements s'appliquant sur les faces (dépouille et coupe). Sa valeur dépend du couple outil-matière, et des conditions de travail. En usinage de matériaux composites à base de bois, la nature du bois utilisé en tant que fibres ou particules, le type de colle et la densité ont une influence sur l'effort de coupe. Le sens de travail (opposition ou avalant) et les vitesses de coupe et d'avance ont aussi un rôle majeur dans les valeurs de ces efforts de coupe.

Plus la valeur de l'angle est élevée, et plus l'arête de coupe est contrainte mécaniquement (et thermiquement dans certains cas). En usinage de panneaux, les efforts sont de l'ordre de 100-400 N avec

de l'outillage diamant ou WC-Co. La Figure I-21 met en valeur l'origine des efforts de coupe. Ces derniers apparaissent lorsque la dent tente de séparer les fibres.

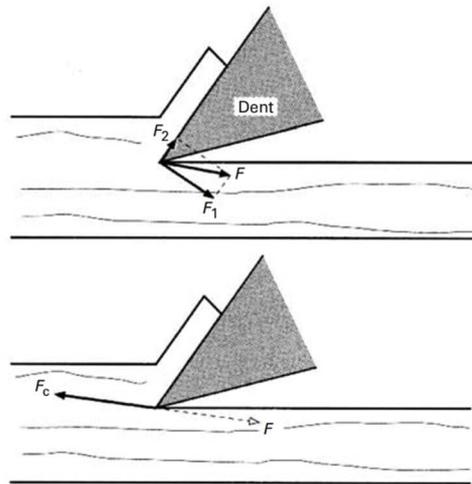


Figure I-21: Origine théorique de l'effort de coupe, Juan 2007

L'effort F_1 (vue du haut, Figure I-21) représente l'effort de réaction du bois sur l'outil, et ce, perpendiculairement à la face de coupe de l'outil. La composante F_2 symbolise les efforts de frottement du bois sur l'outil et F est l'effort total du bois sur l'outil. Sur la vue du bas de la Figure I-21, l'effort F_c qui est égal et opposée à F , représente l'effort de coupe. La Figure I-22 montre les efforts résultants d'une opération de fraisage.

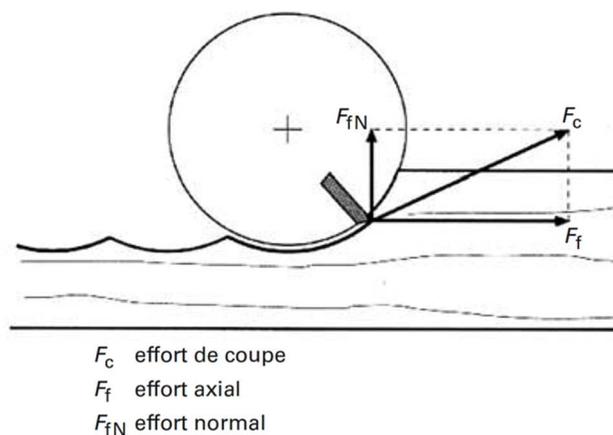


Figure I-22: Efforts de coupe en fraisage, Juan 2007

L'effort de coupe se décompose en deux autres composantes, F_f et F_{fN} (NF E 66-507). La première, F_{fN} est orthogonale à la trajectoire d'avance de l'outil et la seconde, F_f est axiale à cette même trajectoire. Généralement F_f s'oppose à l'avance de l'outil, il représente donc la résistance à l'avancement. F_f est l'effort qui sert à calculer le couple résistant que doit fournir la broche actionnant l'outil. Les efforts de coupe de MDF sont compris entre 5 et 40 N et dépendent aussi de la nature du bois du panneau (type de

résine), sa densité, sa taille de fibres et leur orientation, le type de colle utilisée et du type de matériau de coupe. Les panneaux de particules génèrent des efforts moins importants de l'ordre de 5 N à 20 N.

2.3.2 Approche énergétique

Le travail de fracture et de formation des copeaux, dans le cadre des panneaux de particules a été étudiée par (Beer et al., 2005). L'énergie de coupe est composée du travail nécessaire à la séparation des particules du panneau, et du travail de formation du copeau. A partir de la mesure de cette énergie effectuée par un essai de fracture en coin (wedge-splitting test), l'effort normal F_N , qui sert à la déformation du matériau et la formation du copeau d'usinage peut être déterminé. La Figure I-23 montre l'évolution de l'énergie de fracture (G) et le lien avec l'effort normal de coupe (F). Les mesures ont été faites pour la partie centrale du panneau et sur les zones extérieures. L'énergie absorbée pour la fracture des zones extérieures, qui sont plus denses, est supérieure. Des différences significatives de travail de fracture peuvent être observées entre différents panneaux, bien qu'ils aient le même profil de densité. Ces écarts peuvent être expliqués par la forme des copeaux et leur distribution dans les panneaux, ainsi que par le type de colle. Cependant, indépendamment de leur taille et de leur emplacement dans le panneau, le travail de formation des copeaux reste similaire. L'énergie de fracture est comprise entre 986 J/m² et 2969 J/m² pour le centre des panneaux et d'environ 5204 J/m²-12074 J/m² pour les zones extérieures. Le travail de formation du copeau est de 54-66 J/m². μ m pour le centre et 92-143 J/m². μ m pour les couches externes.

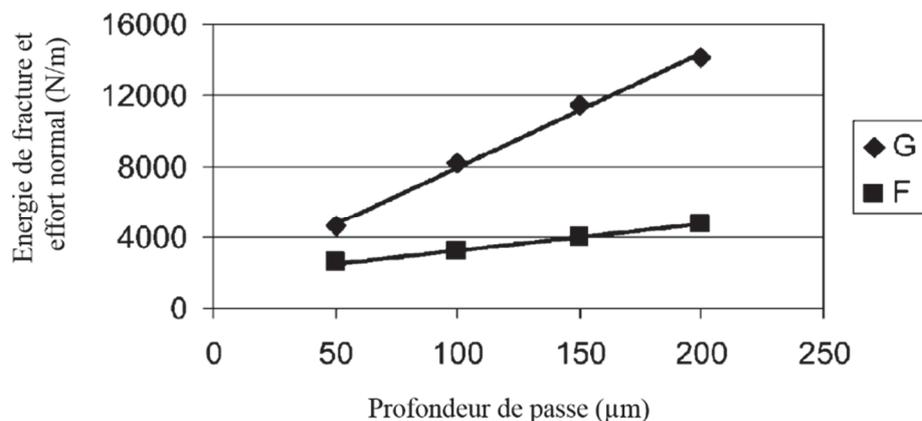


Figure I-23: Evolution de l'énergie de fracture (G) et de l'effort de coupe (F), Beer 2005

Cependant, les efforts dus à la friction et à la déformation de la matière usinée sont aussi des paramètres importants. De ce fait, la géométrie de l'outil est essentielle, car elle va déterminer la pénétration de l'arête dans la matière et les efforts résultants (Murase et al., 2008).

2.4 Procédés de contrôle et de surveillance

Des investigations s'intéressent à l'état de surface obtenu post-usinage (Hiziroglu et al., 2004), et à l'influence des procédés d'usinage sur cette dernière (Hiziroglu and Kosonkorn, 2006). La rugosité de la surface des panneaux est un paramètre qui permet de quantifier la mouillabilité de la surface. La maîtrise de cette valeur est importante pour l'adhésion des résines liantes utilisées dans le collage de revêtements décoratifs (Kılıç et al., 2009). Des travaux étudient l'influence de la nature de l'essence ou du panneau, et le type d'outil sur les valeurs de rugosité (Davim et al., 2008). Les mesures d'état de surface sont faites à l'aide de profilomètres optiques à triangulation laser (e.g. MTI Microtracks). Elles peuvent aussi être réalisées avec un stylet en diamant (e.g. Hommeltester T1000 stylus). Les rugosités arithmétiques des MDF sont comprises entre 3 μm et 15 μm , tandis qu'elles sont de 40-50 μm pour les PB. Des procédés optiques utilisant des technologies de caméras CCD sont actuellement en cours d'étude (Elmas et al., 2011; Lemaster and Taylor, 1999; Lundberg and Porankiewicz, 1995). Ils s'intéressent à la mesure des ondulations et des stries générées par la coupe. Un autre procédé de contrôle de l'état de surface par analyses spectrochromatiques est aussi à l'étude (Yliopisto, 1999).

Des investigations concernant la supervision des paramètres d'usinages *in situ* sont en cours. Ils surveillent notamment l'évolution des efforts de coupe, qui donnent des informations sur la puissance absorbée et l'usure de l'outil (Lemaster et al., 2001). Ils pourront permettre à terme de définir les arrêts machine nécessaires pour la maintenance des outils de coupe (Ohuchi and Murase, 2006). Ces systèmes se basent notamment sur l'analyse des ondes acoustiques générées par la coupe (Iskra and Tanaka, 2005; Lemaster et al., 1985), et sur la mesure par laser de la récession de l'arête de l'outil (Ohuchi and Murase, 2005). Les émissions de poussière émises durant la coupe de produits à base de bois sont nocives (Krief et al., 2008). Des études s'intéressent notamment à la mesure de concentration de méthanal en suspension (Kim and Kim, 2005), ainsi qu'à sa corrélation avec le type d'opération, et les paramètres d'usinage (Chung et al., 2000; Fujimoto et al., 2010). Des modèles mathématiques de prévision des émissions sont proposées (Rautio et al., 2007). Une émission passive de formol peut aussi avoir lieu en fonction du taux d'humidité du panneau et des colles (Aydin et al., 2006).

3. Matériaux de coupe pour l'usinage

3.1 Matériaux conventionnels

Il existe trois grandes familles d'outils dans le domaine de l'usinage en seconde transformation du bois : les aciers, les carbures de tungstène et le diamant. Toutefois, à l'échelle industrielle, à cause de cadences de production élevées, seuls les outils en diamant et certaines nuances de carbures sont utilisés. Les durées de vies sont trop faibles à cause d'une usure élevée due aux grandes vitesses d'usinage en ligne de production. La durée de vie, selon l'ISO 3685 est « le temps de coupe total d'un outil nécessaire pour atteindre un critère de durée de vie spécifique ». A l'échelle de la production de parquets, les cadences de production atteignent $200 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ (entreprise *Alsapan*). Sur une journée de travail de 16 h, environ 200 000 m de lames sont usinées. Un outil de fraisage en PCD peut usiner sur 50 000 m.L tandis que le carbure ne peut que travailler sur 3000 m.L. Les ratios de durée de vie PCD/WC sont de l'ordre de 160:1 pour des lames de scies, 17:1 pour des fraises, et 65:1 pour des outils à rainurer (Element Six, 2010).

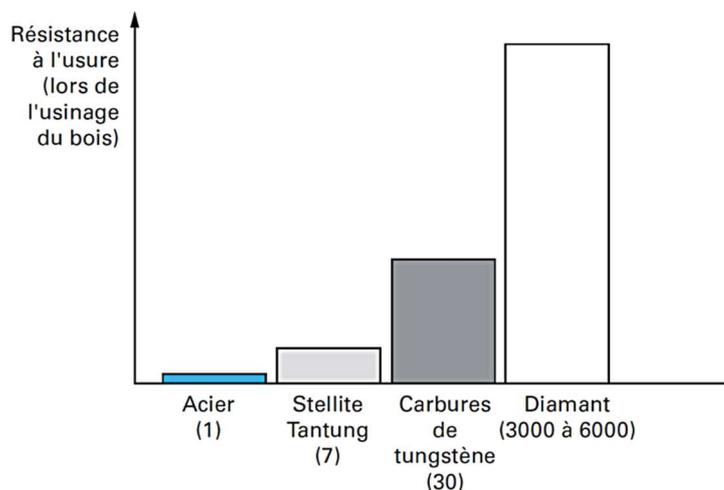


Figure I-24: Comparaison de la résistance à l'usure de différents matériaux de coupe du bois, Juan 2007

La Figure I-24 montre la résistance relative de différents matériaux employés pour l'usinage de composites à base de bois. Cette résistance est fonction de plusieurs paramètres physico-chimiques et mécaniques propres à chaque matériau, qui seront décrits dans la suite.

3.1.1 Aciers rapides

3.1.1.1 Usure

Les mécanismes d'usure sont liés à des phénomènes d'oxydation/corrosion et d'abrasion lors d'usinage du bois (Aknouche, 2008; Gauvent et al., 2006; Porankiewicz and Chamot, 2005). La corrosion semble avoir un rôle dominant (Porankiewicz et al., 2006). Il n'est toujours pas défini dans quelles proportions les mécanismes d'usure interviennent sur la dégradation finale de l'arête de coupe. La corrosion est provoquée par des agents chimiques (e.g. Fe, Si) contenus dans le bois. Des essais d'immersion en bain contenant du tanin montrent l'apparition d'oxydes (Figure I-25) sur la surface (M. Gauvent et al., 2006). Cette formation génèrerait des concentrations de contraintes dues à la dilatation des matrices, ce qui fragiliserait le matériau de coupe. Les travaux de Gauvent montrent que le potentiel de corrosion E_{corr} évolue différemment en fonction du type d'acier et du temps d'immersion avec des copeaux de bois (Figure I-25). En effet, le potentiel de dissolution est fortement fonction du couple acier-jus de bois.

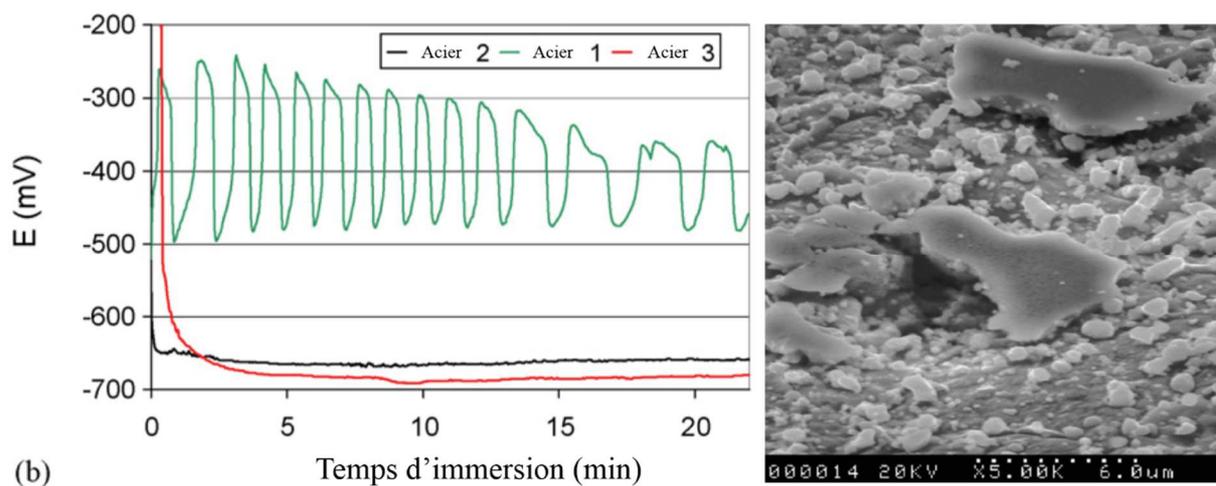


Figure I-25: Evolution du potentiel de corrosion E_{corr} en fonction de la durée d'immersion (à gauche) et une micrographie de l'état d'un acier après 10 jours de test, Gauvent et al. 2006

Le type d'évolution de l'acier 1 est en relation directe avec R_p , appelée la résistance de polarisation. Il a été démontré que l'augmentation de la teneur en chrome et en nickel dans l'acier augmente la résistance à la corrosion. Le chrome engendre une diminution des courants de corrosion, et le nickel peut stabiliser la couche passive, et améliorer la résistance aux piqûres de corrosion. La température est générée par l'abrasion et les phénomènes d'électroérosion (Méausoone et al., 2010; Stewart et al., 1994). Selon la nature du bois usinée et les paramètres d'usinage, elle peut atteindre 616°C. Elle va accélérer le processus de corrosion et le rendre prédominant dans l'usure des outils (Porankiewicz et al., 2006, 2005). L'abrasion est le phénomène qui va provoquer l'usure des outils (Nordström and Bergström, 2001), par déchaussement des grains de l'acier, une fois les joints de grains affaiblis par la formation d'oxydes. Ce

phénomène peut s'aggraver en fonction des impuretés solides que le bois contient. La Figure I-26 présente les résultats d'une simulation analytique de l'usure d'une arête, en fonction de la teneur en particules corrosives, et de leur densité au sein du panneau. SV représente la récession de l'arête, S_{CP} la taille des particules, et C_{CP} leur concentration. Il s'avère que l'usure de l'arête augmente avec la densité de matière abrasive et la taille des particules. La densité de ces particules est fonction du type de bois et de la teneur en matière recyclée.

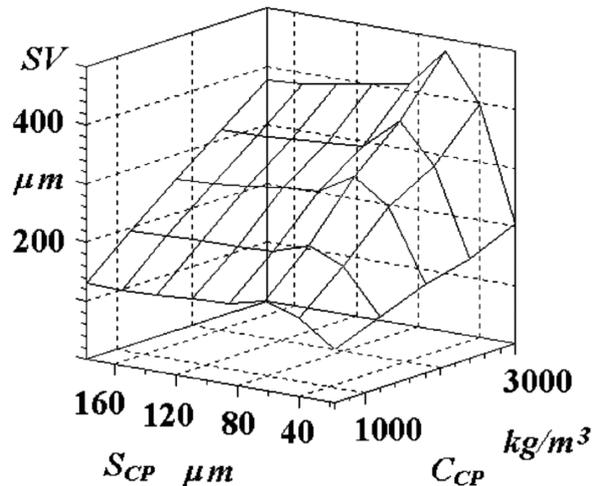


Figure I-26: Simulation théorique de l'usure de l'arête en fraisage de panneaux particules, Porankiewicz 2006

3.1.1.2 Revêtement et traitements

Les outils de coupe en aciers rapides sont les matériaux les moins coûteux à l'achat, pour l'usinage du bois. Cependant, s'ils sont utilisés sans revêtement, leur survie est faible. Ils sont rapidement oxydés puis abrasés. Parmi les revêtements les plus courants, on trouve :

- Le carbure de tungstène cimenté au cobalt, WC-Co ;
- Le nitrure de chrome, CrN ;
- Le nitrure de titane, TiN ;
- Le diamant (DLC, Diamond-Like Coating).

Ces couches sont déposées par différents procédés tels que le CVD (Chemical Vapor Deposition), PVD (Physical Vapor Deposition), la pulvérisation magnétron ou l'évaporation par arc cathodique (Faga and Settineri, 2006). Des procédés de nitruration ionique sont aussi en cours de développement. Les résultats montrent une diminution de l'usure de l'arête de $70 \mu m$ avec l'utilisation d'un revêtement CrN (Labidi et al., 2005). La nitruration d'acier 60SiMnMo8 montre une usure moins importante de l'arête, soit $10 \mu m$ (Cieslik et al., 2010) pour des opérations de déroulage du bois. Le dépôt de WC-Co améliore aussi

la résistance à l'usure, d'un facteur 6. Les résultats montrent que l'augmentation de l'épaisseur du dépôt diminue la récession de l'arête de coupe (Chivavibul et al., 2008). Concernant les revêtements au CrN et au TiN, ils ont en moyenne une durée de vie supérieure aux outils standards (facteur 5) et produisent un meilleur état de surface (Faga and Settineri, 2006; Gilewicz et al., 2010; Labidi, 2006). Plus récemment, des systèmes ternaires CrAlN et ZrBN ont été essayés à l'usinage du bois (Labidi, 2006). Ces matériaux sont susceptibles d'avoir une dureté et une résistance à l'usure plus élevée (plus de 50 %) que celles des CrN (Labidi, 2006). Des revêtements en diamant sur de l'acier, appliqués par CVD montrent aussi des propriétés tribologiques et une résistance à l'usure intéressante (Faga and Settineri, 2006).

3.1.2 Carbures de tungstène

3.1.2.1 Usure

La présence d'humidité et d'agents acides au sein des produits à base de bois, et la composition chimique des WC-Co, réunissent des conditions pour l'apparition de phénomènes de corrosion et d'oxydation (Mohan and Klamecki, 1981; Porankiewicz, 2002). Des phénomènes d'usures similaires à ceux des aciers peuvent apparaître. Le liant du carbure (cobalt) est oxydé par les agents acides contenus dans le bois, (Figure I-27). La cohésion des grains de carbures de tungstène est ainsi affaiblie (Pugsley et al., 2001). L'abrasion mécanique générée par la coupe détacherait les grains de carbures avec une énergie moindre. Le potentiel E_{corr} reste constant pour la nuance KCR 05, ce qui signifie qu'il y a moins de corrosion.

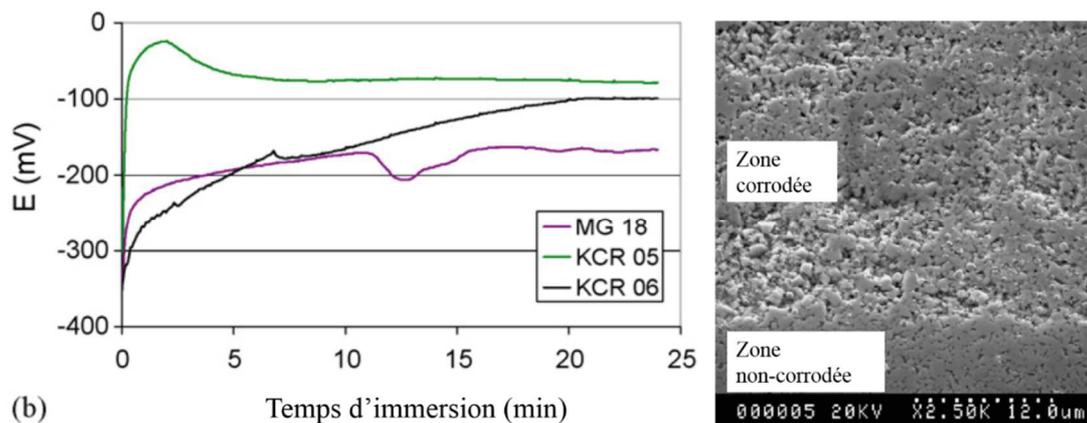


Figure I-27: Evolution du potentiel de corrosion E_{corr} en fonction de la durée d'immersion (à gauche) et une micrographie de l'état d'un WC-Co après 24 heures de test, Gauvent et al. 2006

La Figure I-27 met en évidence le fait que la composition chimique du carbure engendre une réponse différente du potentiel de corrosion. Ainsi les nuances de carbures à faible proportion de liant en cobalt (2,7 %m.) se corrodent moins (KCR 05).

3.1.2.2 Revêtements et traitements

Les revêtements les plus utilisés sont les TiN, CrN, CrAlN, ZrBN (Benlatreche et al., 2009; Darmawan et al., 2001; Labidi, 2006; Zerizer et al., 2010). L'usure des outils en fraisage de MDF sans couche est de 140 à 180 μm , alors que celle des outils revêtus sont comprises entre 22 μm et 40 μm . Le coefficient de frottement entre les panneaux de bois et une couche de CrAlN peut être modifié selon la composition de la couche. La valeur du coefficient de frottement est de 0,55 avec moins d'1% m d'Al et de 0,68 avec 28% m d'Al. L'augmentation de ce coefficient, entre l'outil et le produit usiné, amène une dégradation des propriétés tribologiques. Il existe des protections des arêtes par revêtements DLC (Karner et al., 1996; Oles et al., 1996). Principalement utilisés dans la coupe des métaux, ils peuvent doubler la durée de vie (21,4 min contre 10,7 min en tournage) par rapport à un outil non revêtu, leurs épaisseurs est d'environ 15 μm (Figure I-28) Ils ont l'avantage d'améliorer les propriétés tribologiques ainsi que de protéger l'arête de coupe des phénomènes de diffusion chimique. Le coefficient de frottement peut être amélioré de 30% (Niedzielski et al., 2001).

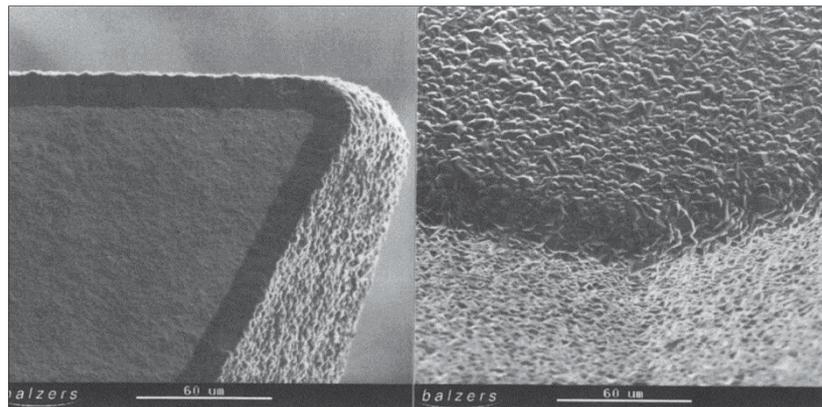


Figure I-28: Revêtement CVD sur une plaquette de coupe en WC-Co, Karner et al. 1996

Des problèmes liés à l'adhérence des dépôts sur le substrat limitent encore l'utilisation de ces revêtements pour la coupe (Sheikh-Ahmad et al., 2003). Le seul traitement réalisé dans la masse est la cryogénie (Stewart, 2004). Pour les carbures de tungstène, il est fait l'hypothèse qu'il y aurait un changement de phase du liant qui améliorerait l'adhésion du WC, et la résistance à l'usure. Il est aussi mis en évidence que la trempe cryogénique permet de réduire les efforts de coupe tout en préservant l'arête.

3.1.3 Diamant polycristallin

Le diamant polycristallin (PCD) possède des propriétés incomparables tant au niveau mécanique en termes de résistance à la rupture et de dureté (8 000 HV), qu'au niveau physique en terme de conductivité thermique (2500 W/m.K) (Bai et al., 2002). C'est pour ces raisons que les outils d'usinage avec plaquettes en PCD ont les durées de vie les plus élevées (200 000 m.l pour un outil de finition de MDF). La Figure I-29 montre l'usure d'outils PCD, WC-Co et d'acier rapide HSS, en fraisage de panneau de fibres.

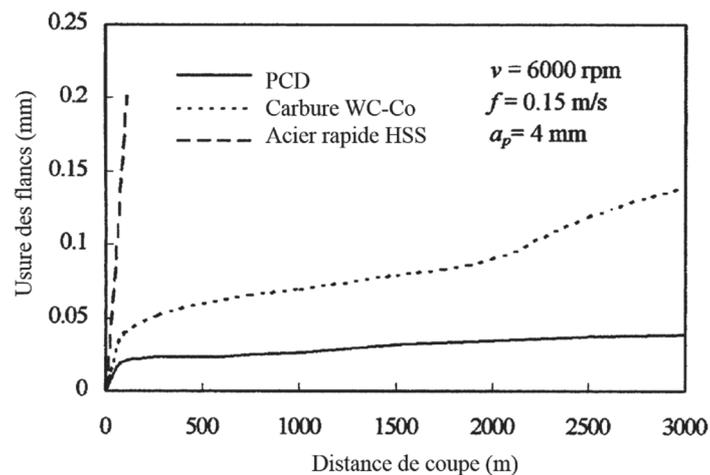


Figure I-29: Comparaison de l'usure de l'arête de coupe en fraisage de MDF, Bai et al. 2002

Les grains de diamant sont agglomérés par frittage avec un liant métallique, généralement du cobalt. On obtient alors des plaques, à partir desquelles seront découpés par électroérosion, des inserts pour la fabrication d'outil.

3.1.3.1 Usure

Il existe peu de littérature scientifique sur l'usinage du bois avec des arêtes en PCD. Des méthodes ont été étudiées pour calculer la durée de vie. Elles sont basées sur des analyses dimensionnelles (Philbin, 2005). Des modes d'usure par abrasion et micro-écaillage apparaissent prédominants dans l'endommagement des arêtes de coupe (Miklaszewski et al., 2000). Des micro-fractures sont représentées à la Figure I-30. Ces éclats de $50 \mu\text{m}$ en moyenne, peuvent apparaître à cause de la teneur en matière inorganique. En sciage, les éclats peuvent atteindre $0,16 \text{ mm}$, et l'usure sur les faces de coupe et de dépouille sont comprises entre $0,05$ et $0,15 \text{ mm}$.

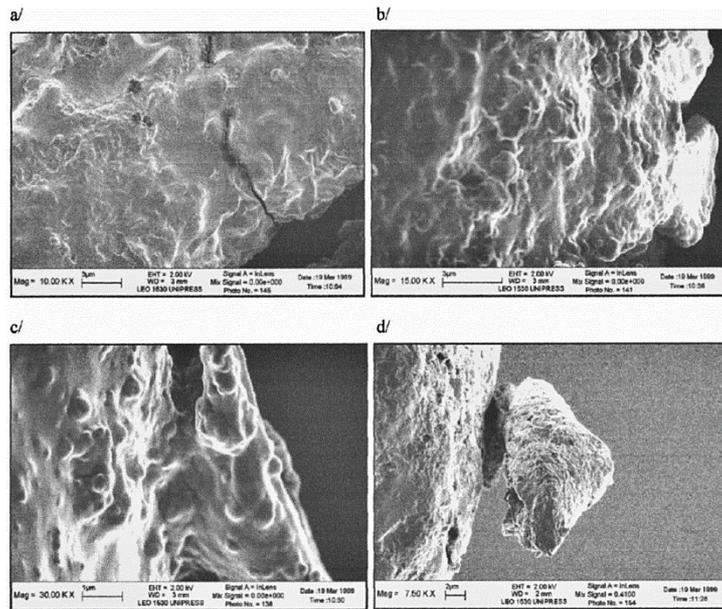


Figure I-30: Usures du PCD, a) fissures, b) et c) décollement de tranches sur la dépouille de l'outil, d) décollement de la face de coupe, Philbin et al. 2005

3.2 Nouveaux matériaux : les céramiques techniques

L'augmentation en éléments abrasifs (SiC) des panneaux est liée à la teneur en matière recyclée. Cela a engendrée la diminution des durées de vies des outils, soit divisé par 4-5 en 10 ans (Diamonde). Il s'ajoute à cela des projets de lois européennes sur la restriction de l'utilisation du cobalt, utilisé dans le cas d'outil d'usinage en tant que liant. L'augmentation du prix du carbure de tungstène donne des incertitudes sur les coûts de production futurs. L'utilisation de panneaux à bases de matière recyclée réduit les durées de vie, ce qui augmente aussi le coût de l'usinage. Pour ces raisons, beaucoup d'industriels de l'outillage, utilisant aujourd'hui du PCD, pensent à réutiliser du carbure pour des raisons de coût.

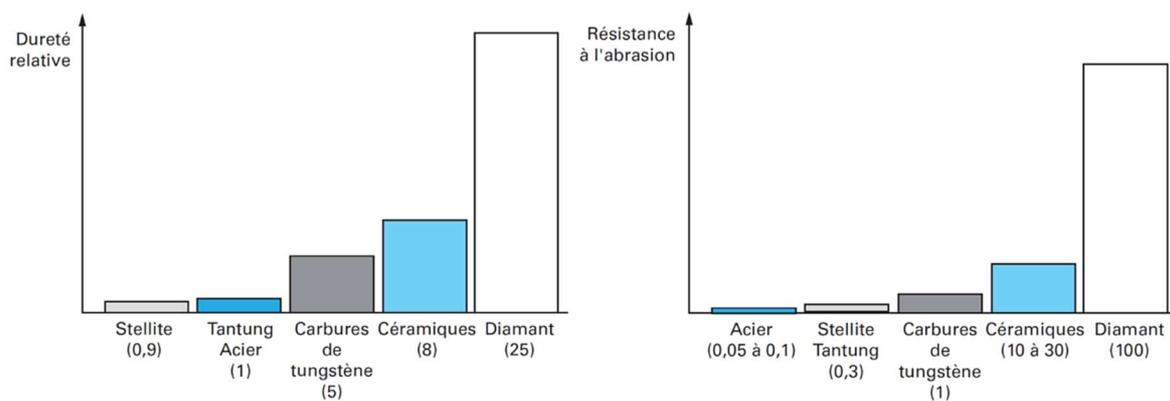


Figure I-31: Comparaison relative des duretés et résistance à l'abrasion de matériaux de coupe, Juan 2007

Les modes d'usure des outils de coupe métalliques sont liés à des phénomènes de corrosion à haute température, et d'abrasion. Grâce à leurs propriétés de résistance à l'oxydation et leur dureté supérieure à celle des aciers et des carbures, les céramiques techniques présentent un fort potentiel pour le développement d'outils de coupe. On les retrouve déjà dans l'usinage de matériaux métalliques, par exemple. Les travaux sur le développement de céramiques pour l'usinage de matériaux à base de bois ont commencé il y a environ vingt ans (Zins, 1996). La Figure I-31 présente une comparaison relative des propriétés de différents matériaux actuellement utilisés. Néanmoins, les céramiques regroupent une vaste famille de nuances, ayant des propriétés physiques et mécanique très variées. Certains travaux étudient les nitrures de silicium (Claudia Strehler et al., 2011a), tandis que d'autres se focalisent sur les oxydes d'aluminium (Sommer et al., 2015). Les carbures de tungstène sont des céramiques, qui sont généralement combinées à du cobalt, et forment ainsi un mélange céramique-métal appelé cermet. Ils appartiennent à la famille des composites à matrice métallique.

3.2.1 Procédés de fabrication

Pour l'élaboration de céramiques, il existe plusieurs familles de procédés : le frittage, les dépôts en phase vapeur, les méthodes de pyrolyse ou de projection de polymères ou de composites liquides. Pour la fabrication de corps denses, c'est généralement le frittage qui est utilisé. Le frittage est un procédé qui entraîne une population de cristaux de poudre à se densifier. Il est mis en œuvre avec ou sans compression mécanique de la poudre, et à la suite d'une augmentation de température, inférieure à la température de fusion (Chermant, 1989). Ce procédé requiert une poudre de haute qualité d'un point de vue de la pureté chimique, de l'homogénéité des propriétés physiques, de l'homogénéité de la taille de grain. Lors du frittage, c'est principalement par des mécanismes de diffusion de matière que le corps se densifie.

Plusieurs procédés de fabrication industriels existent, le pressage isostatique à froid (CIP) est un des procédés les plus répandus. Toutefois, la mise en forme de corps par voie sol-gel, comme le coulage-gélification (CG) se développent aussi.

Le pressage isostatique à froid

Le CIP est un procédé de frittage conventionnel de poudre. Afin d'obtenir des corps homogènes après le frittage il est d'abord nécessaire de préparer la poudre. Pour cela, des procédés de préparation de la poudre sont utilisés, il s'en suit généralement un séchage, puis un pressage uniaxial (Amato *et al.* 1976; Petot *et al.* 1998; Rey 1964). La phase de préparation de la poudre consiste à la mélanger à de l'eau et à un solvant, puis de remuer l'ensemble par broyage par attrition, afin de désagglomérer la poudre. L'ensemble est ensuite placé dans un four afin d'extraire l'eau contenue dans le corps. Parmi ces procédés d'extraction de l'eau, on peut citer la lyophilisation. Le premier stade consiste à congeler la solution à basse température, entre -40°C et -60°C. Un réchauffement lent jusqu'à 60°C à basse pression va entraîner la sublimation de l'eau qui se trouve sous forme de glace dans l'échantillon. La

poudre est ensuite mise dans un moule et compactée par pressage uniaxial. Le corps est pressé ensuite à 300 MPa par CIP, puis fritté à l'air entre 1330°C et 1600°C.

Le coulage-gélification

Le CG est une méthode de mise en forme des poudres par voie humide. L'objectif est d'obtenir la polymérisation des particules de la poudre, et la densification partielle (~50 %), pour effectuer un frittage en phase solide. La poudre de céramique est mise en solution avec des monomères, des catalyseurs et des initiateurs. La suspension peut contenir jusqu'à 74 % de phase solide et 4,5 % de monomère (pourcentages massiques). Les particules en solution sont ensuite broyées à l'aide de billes en alumine par attrition, jusqu'à obtenir un pH et une viscosité donnée. Selon le chargement en particule solide, et le temps de broyage, la viscosité peut varier de 30 Pa.s à 6 Pa.s (Tong and Chen, 2004). La densification de corps crus nécessite une faible viscosité pour pouvoir obtenir une dispersion optimale des particules et favoriser par la suite le dégazage. L'ensemble est coulé dans un moule, où une réaction de polymérisation immobilise les particules, et forme un gel. Le temps de gélification peut varier selon la température, de 1-2 min à 60°C à 2h à température ambiante (Bengisu and Yilmaz, 2002). Les additifs organiques sont brûlés à 800°C. Le corps est ensuite fritté sans pression à l'air, à une température variant de 1250°C à 1420°C. La densité relative des céramiques fabriquées par ce procédé peut atteindre 98-99 % (Krell and Jens, 2005). Grâce à une distribution régulière des particules lors de la polymérisation, les corps ont des homogénéités élevées, et des microstructures avec peu de défauts. Il est couramment qualifié de *defect-free processing*, c'est-à-dire « procédé à faibles quantités de défauts » (Krell et al., 2003; F. Sommer et al., 2013).

Le pressage isostatique à chaud

Le pressage isostatique à chaud (HIP) est généralement employé pour effectuer une opération de frittage finale sur les céramiques, ou les métaux, afin de réduire les taux de porosités résiduelles. Le procédé permet d'augmenter les densités à des valeurs supérieures à 99 %. Les presses peuvent effectuer des pressages de 200 MPa jusqu'à environ 1600°C. Le coût de la fabrication et de l'équipement sont relativement élevés, ce qui implique qu'ils soient généralement utilisés dans des applications nécessitant des céramiques de hautes résistances mécaniques. On les retrouve donc, entre autre, comme matériaux pour prothèses médicales (Bocanegra-Bernal et al., 2009; Hu et al., 2014).

3.2.2 Les nitrures de silicium

– Fabrication et propriétés

Les premiers travaux de développement de nitrures de silicium pour la coupe du bois ont commencé en 2004, avec le consortium Européen (Nanoceram, 2004). L'entreprise *Diamonde* fût une entreprise partenaire pour les essais d'usinage. Les matériaux furent fabriqués par CG et CIP. Un second frittage à chaud par HIP a été utilisé pour augmenter la densité finale des céramiques. La Figure I-32 montre les microstructures des céramiques fabriquées par coulage et par pressage.

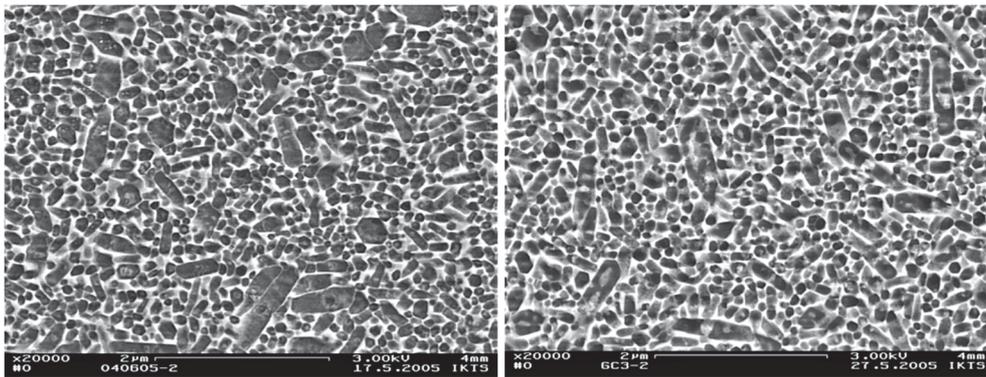


Figure I-32: Microstructure observée par imagerie électronique d'un Si_3N_4 réalisé par CIP, à gauche, et par CG à droite, Nanoceram 2004

Les échantillons de nitrure de silicium ont été conçus en utilisant différents additifs à base de Y_2O_3 , Al_2O_3 , La_2O_3 ou SiO_2 . Le SiC a été utilisé à cause de sa dureté très élevée (environ 2500 HV 10). Les pièces frittées par ces procédés ont montrés des duretés de 1700 HV 10, et des ténacités d'environ $4,5 \text{ MPa.m}^{1/2}$. Les essais d'usinage menés sur du bois ont montré qu'un traitement post-frittage par HIP a pour effet de préserver davantage l'intégrité de l'arête de coupe. Cette meilleure stabilité de l'arête est due à une dévitrification de la phase intergranulaire.

Les travaux de (Eblagon et al., 2007) ont pris la suite, à partir des résultats obtenus dans le projet Nanoceram. Les procédés de fabrication utilisés ont été optimisés dans l'objectif d'un développement industriel. Toutefois, l'ajout d'additifs lors de la fabrication, a mis en évidence la difficulté à obtenir des corps homogènes. Le processus doit encore être optimisé afin d'éliminer les inclusions de SiC, par exemple (a, Figure I-33), et améliorer la distribution encore inhomogène des additifs de frittage qui fragilisent le matériau. Les flèches T.S. sur l'image de droite (a) représentent les efforts de traction générés par la concentration en additif. La fissure s'est propagée depuis un défaut localisé par F.O.

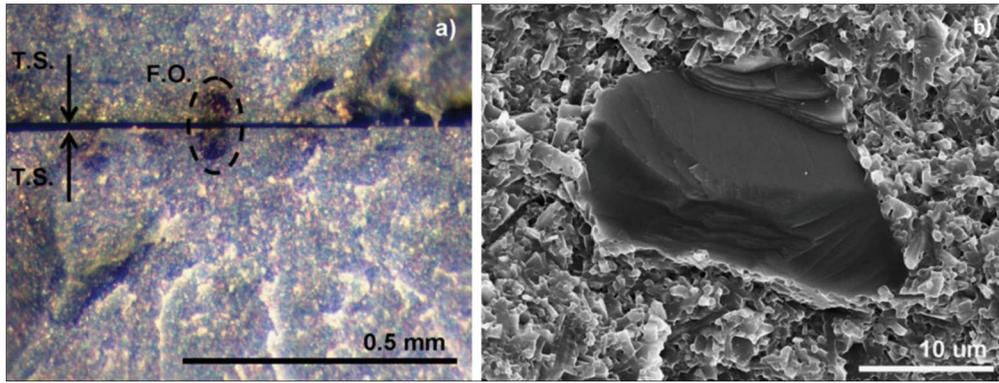


Figure I-33: MEB d'une inclusion de SiC (à gauche), et zoom sur le défaut (à droite), Strehler 2010

Le Tableau I-2 présente les compositions chimiques des $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$, avec les différents additifs chimiques. Les propriétés mécaniques des nitrures de silicium sont corrélées avec la composition chimique de la phase vitreuse présente entre les joints de grain. L'ajout des additifs a pour but de stabiliser l'arête de coupe, en dopant la phase vitreuse (C. Strehler et al., 2011). Les propriétés mécaniques synthétisées dans le Tableau I-3 montrent que les densités relatives sont de l'ordre de 98%. Les duretés sont d'environ 16 GPa (soit 1600 HV10), et les résistances à la flexion 4 points de l'ordre de 700 MPa. La taille des grains est proche de 1 μm.

	G12*	G12A	G12S
Si_3N_4 (%m.)	61.2	61.2	61.2
SiC (%m.)	26.8	26.8	26.8
Y_2O_3 (%m.)	4.3	4.9	4.3
Al_2O_3 (%m.)	2.2	1.0	2.0
La_2O_3 (%m.)	5.5	6.1	5.5
SiO_2 (%m.)	—	—	0.2

Tableau I-2: Composition chimique des nuances de Si_3N_4 , Strehler 2011

	G12	G12A	G12S
Densité (%)	97.4 ± 0.3	98.8 ± 0.9	98.0 ± 0.5
Dureté (GPa)	16.4 ± 0.56	16.75 ± 0.49	16.67 ± 0.60
Ténacité ($\text{MPa}\cdot\text{m}^{-1/2}$)	5.40 ± 0.22	5.33 ± 0.31	5.53 ± 0.33
Résistance (MPa)	740 ± 60	623 ± 79	709 ± 83
Taille de grain (μm)	1.02 ± 0.18	1.03 ± 0.16	0.96 ± 0.12
Phase intergranulaire	$\text{La}_{4,6}\text{Si}_3\text{O}_{13}$	$\text{La}_{4,6}\text{Si}_3\text{O}_{13} + \text{Y}_2\text{Si}_2\text{O}_7$	$\text{Y}_2\text{Si}_2\text{O}_7$

Tableau I-3: Propriétés mécaniques des céramiques à base de Si_3N_4 , Strehler 2011

– Essais d’usinage

Les caractéristiques physico-chimiques des nitrures de silicium présentent l’avantage, par rapport aux carbures, d’être préservées à haute température (Kennedy et al., 1997), et lors d’oxydation (Maeda et al., 1990). Les propriétés tribologiques, la dureté varient peu entre différentes conditions d’hygrométrie et de température.

Des essais d’usinages à l’échelle semi-industrielle ont été réalisés avec des outils à une plaquette de coupe en $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$ par (Eblagon et al., 2007). Une comparaison des tenues à l’usure et de la durée de vie est faite avec des outils en carbure de tungstène. Un des avantages liés à la céramique est la possibilité d’obtenir un rayon de bec plus petit que pour le WC-Co, à cause d’une taille de grain plus faible (~ 100 nm). Il est d’environ $0,66 \mu\text{m}$ pour la céramique contre $1,59 \mu\text{m}$, pour le WC-Co (Figure I-34).

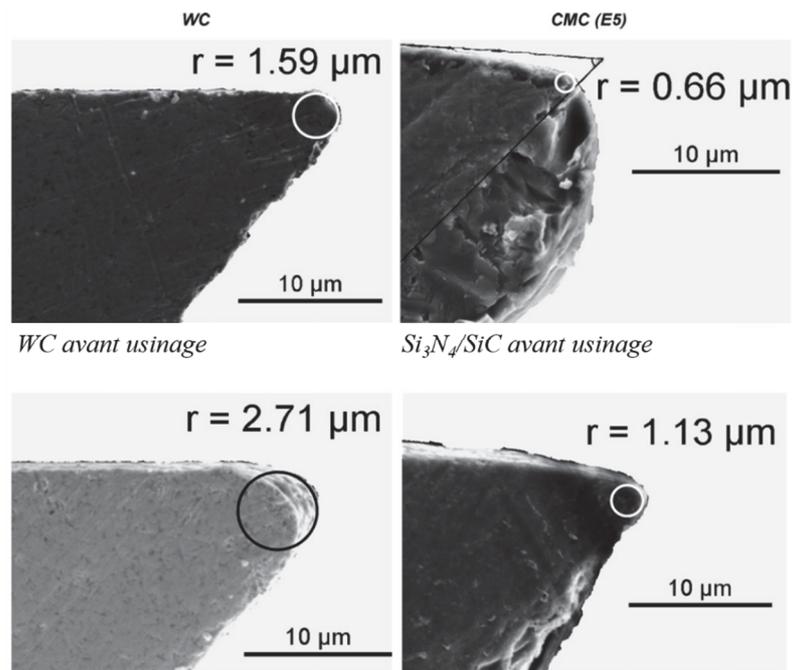


Figure I-34: Micrographie des arêtes de coupe avant (en haut) et après usinage, Eblagon 2007

La Figure I-34 montre l’usure des outils en nitrure de silicium et effectue aussi une comparaison avec le carbure de tungstène. Malgré une large gamme de propriétés mécaniques des différentes compositions, il s’avère que ces propriétés sont difficilement corrélables avec les performances *in situ*. La composition G12A a montré la durée de vie en usinage la plus élevée (Claudia Strehler et al., 2011a).

Le mode d’endommagement principal des arêtes en nitrure de silicium lors de fraisage de panneaux de particules se fait par écaillage (Figure I-35), alors que l’arête en carbure de tungstène s’arrondit à cause de l’abrasion. Les écailles présentes sur l’arête en nitrure peuvent être dues à la

présence initiale de défauts, tels que des pores (Claudia Strehler et al., 2011b). La résistance mécanique des grains semble affectée par la présence de phase vitreuse intergranulaire, ce qui semble réduire la résistance à l'usure abrasive en usinage.

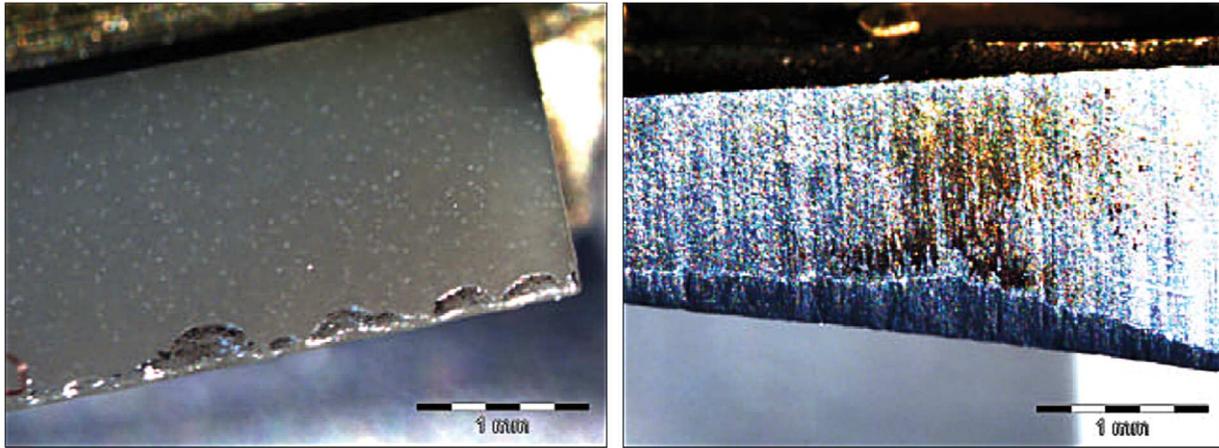


Figure I-35: Usure d'une arête en nitrure de silicium (à gauche) et en carbure de tungstène (à droite) après usinage de panneaux de fibres, Nanoceram 2004

L'analyse EDX des arêtes de coupe en nitrure montre une augmentation de la concentration en oxygène après l'usinage. Une couche d'oxyde a pu se former après la coupe, suite à des phénomènes tribochimiques entre la céramique et l'eau contenue dans le bois ou dans l'air. Cette réaction des nitrures est connue pour apparaître lors d'usure abrasive. Le rôle de cette oxydation sur la résistance à l'usure nécessite d'avantage d'investigations. Concernant les céramiques oxydes, les résultats d'essais d'oxydation de (Zins, 1996) montrent que des alumines à phase dispersée de carbure de titane peuvent avoir un gain de masse en oxygène avoisinant 0,4 mg.

La Figure I-36 montre l'état de surface d'arête de coupe en nitrure de silicium (Nanoceram, 2004). On remarque des stries générées par les grains abrasifs de la meule. La taille moyenne des grains en diamant utilisés pour l'ébauche est de 64 μm , tandis qu'ils sont de 25 μm pour la finition. L'opération de rectification a engendré des défauts de surfaces (flèches bleues). Les conclusions des essais d'usinage indiquent que le procédé d'affûtage de l'arête a généré un endommagement qui a conduit à une usure prématurée.

Des problèmes de liaisons des plaquettes de coupe en céramique sur le corps des outils, ont entravé les essais d'usinage. Les parties coupantes en céramiques ont été brasées sur le corps de l'outil. Le brasage est un procédé d'assemblage physico-chimique de matériaux à l'aide d'un alliage d'apport, généralement à base d'argent et de cuivre. Contrairement au soudage, les interfaces des matériaux de l'assemblage n'entrent pas en fusion. On chauffe l'ensemble jusqu'à faire fondre l'alliage, puis la diffusion des éléments chimiques de part et d'autre des bords à assembler, créer une liaison mécanique. Lors des essais d'usinage au sein de l'entreprise *Diamonde*, les liaisons entre les plaquettes de coupe et le corps de l'outil se sont rompues.

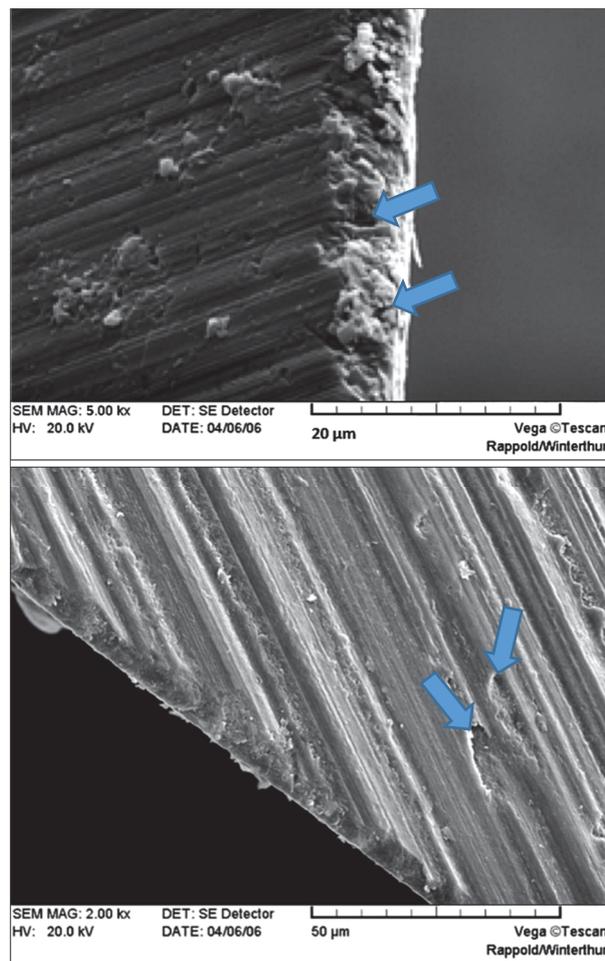


Figure I-36: Etat de surface après rectification d'une arête en Si_3N_4 usinée en ébauche avec $V_f = 200 \text{ mm/min}$ et $V_c = 25 \text{ m/s}$ (haut), et en finition avec $V_f = 10 \text{ mm/min}$ et $V_c = 50 \text{ m/s}$, Nanoceram 2004

– Synthèse sur les nitrures de silicium

Les essais d'usinage de composite à base de bois avec des nitrures de silicium ont montré des performances supérieures au WC (Nanoceram, 2004; Claudia Strehler et al., 2011a). L'usinage avec des outils Si_3N_4 , indiquent qu'ils peuvent couper sur une distance de 500 m avec les mêmes états de surface qu'un outil standard en WC-Co. Les défauts observés pendant l'usinage se sont révélés être d'une amplitude similaire que ceux observés avec les métaux durs. Les arêtes de coupe ont montré qu'elles étaient capables d'usiner dans des conditions semi-industrielles, et n'ont pas été affectées par la présence de nœuds ou de colle dans le matériau. L'élimination de la porosité est un aspect critique du développement des nitrures de silicium. Une opération de frittage-recuit est donc en cours de développement (Strehler et al., 2010).

L'un des inconvénients des céramiques, est leur faible conductivité thermique. Le bois étant un isolant, des traces d'échauffement sur les arêtes ont été observées. Des essais de dureté des céramiques et des carbures ont été effectués après immersion dans de l'acide tannique. Les matrices métalliques ont été attaquées, et le cobalt dissous pour laisser apparaître les grains de carbures. Les céramiques, n'ont montrés aucune différence de dureté avant, et après essais. En conclusion des essais d'usinage, il est relevé que la porosité a une influence directe sur la survie des inserts. La durée de vie peut être améliorée en augmentant la densité des céramiques. Il est retenu que l'ajout de lanthane et d'yttrium dans les structures, augmente la dureté des nitrures. Une extrapolation (usinage sur 500 mètres uniquement), a permis de prévoir une durée de vie des inserts à matrice céramiques trois fois plus élevée que ceux en carbure de tungstène. Toutefois, les mécanismes d'usures lors de l'usinage, ainsi que l'influence de l'affûtage de l'arête sur l'endommagement nécessitent des investigations supplémentaires.

3.2.3 Alumines et zircons yttrés

– Fabrication et propriétés

Les oxydes d'aluminium sont constitués de phases inorganiques et non métalliques, non vitreuses, et généralement consolidées par frittage. Elles se caractérisent par des températures de fusion élevées. Elles sont supérieures à 2000°C pour l'alumine et le carbure de silicium. Deux méthodes d'élaboration de céramiques pour l'usinage de matériaux à base de bois ont été étudiées:

- Le CIP et le CG (Gogolewski et al., 2009)
- Le moulage par injection (MI) (F. Sommer et al., 2013)

Le Tableau I-4 regroupe les propriétés des céramiques oxydes fabriquées pour réaliser les essais avec les céramiques fabriquées par CIP et CG. Les grades E et G ont été réalisés par CG, et K et L par CIP (réf. AC). Les performances des céramiques ont été comparées à un carbure de tungstène (WC-4Co). Les tailles de grain de l'ordre de 500 nm, entraînent des duretés de plus de 2000 HV 10.

Référence	Groupe	Identification	Composition	Densité (g.cm ⁻³)	Taille moyenne de grain (µm)	Dureté Vickers (HV10)	Résistance (MPa)	K _{IC} (MPa.m ^{1/2})
GC	I	E	Al ₂ O ₃ + 300 ppm MgO	3.985	0.59	2082 ± 31	592 ± 86	3.8 ± 0.5
GC		G		3.987	0.53	2084 ± 24	638 ± 73	3.8 ± 0.3
AC	II	K	Al ₂ O ₃ + 10% 3Y-ZrO ₂	4.131	0.47/0.10 ^a	2036 ± 22	700 ± 88	4.0 ± 0.2
AC		L	Al ₂ O ₃ + 10% ZrO ₂	4.141	0.43/0.12 ^a	2014 ± 34	771 ± 99	4.4 ± 0.4
HW K05		HW	+4% Co	15.5	>2	1718	2100	10.5
DP		DP	PCD			Standard industriel		

Tableau I-4 : Composition et propriétés mécaniques nominales des céramiques à base d'Al₂O₃, Gogolewski et al. 2006

Des essais d'usinage ont aussi été menés par (Frank Sommer et al., 2013), avec des céramiques à base d'alumine fabriquées par MI. L'objectif de ces travaux est la réalisation de plaquettes prêtes à l'emploi, directement après l'opération de moulage. Ces dernières sont à usage unique et sont destinées à être collées sur un corps d'outil. La fabrication par IM consiste à introduire sous pression une solution contenant de la poudre et des additifs dans un moule. La synthèse des propriétés mécaniques nominales est répertoriée dans le Tableau I-5. Les compositions d'Al₂O₃ et ACY présentent les duretés les plus élevées. Les tailles de grains obtenues sont supérieures au micromètre. Cela induit des valeurs de résistance à la rupture et de ténacité inférieures aux céramiques à taille de grain submicronique.

Description	Al ₂ O ₃	AS	ACY	ZTA	WC-Co
Composition	Al ₂ O ₃ (MgO)	Al ₂ O ₃ +5 vol.% SiC	Al ₂ O ₃ +2.1 vol.% YCrO ₃	Al ₂ O ₃ +7.5 vol.% ZrO ₂	WC+4 wt.% liant*
Densité [g.cm ⁻³]	3.91 ± 0.01	3.84 ± 0.01	3.88 ± 0.01	3.93 ± 0.01	15.17 ± 0.01
Dureté HV 10	2043 ± 33	2013 ± 54	1900 ± 19	1753 ± 42	1800 ± 10
Ténacité [MPa.m ^{-1/2}] (Evans)	3.14 ± 0.11	3.24 ± 0.11	2.65 ± 0.13	3.74 ± 0.19	7.24 ± 0.28
Taille de grain [µm]	1.3	3.1/0.1-0.6	2.0	1.0/0.34	≈0.5-2 [†]

Tableau I-5: Propriétés mécaniques des céramiques développées par Sommer et al.2013

– Essais d’usinage

Les essais d’usinage de (Gogolewski et al., 2009) montrent que les céramiques d’oxydes d’aluminium présentent de bonnes aptitudes à l’usinage de matériaux bois, en regard du carbure de tungstène. Les propriétés des grains submicroniques d’Al₂O₃ ont une influence sur l’usure des arêtes tranchantes. Il a été démontré qu’il existait une corrélation entre la microstructure et les propriétés technologiques des céramiques. Les essais de coupe montrent des résultats d’usinage avec des Al₂O₃ purs (E et G), et avec des mélanges avec de la zircon (K et L). Il s’agit d’essais en laboratoire menés avec un outil prototype équipé d’une plaquette de coupe fixé sur le corps d’un outil par vissage. Les paramètres d’usinage étaient de 7300 tr/min, $v_c = 56$ m/s, $v_f = 5$ m/min, $f_z = 0,68$ mm, $a_p = 2$ mm et un angle de dépouille de 12°. L’ensemble a été monitoré par un dispositif (Saljé et Drückhammer, 1985) qui contrôle la qualité du bord usiné. Les résultats d’usinage (Figure I-37) montrent que les céramiques ont des performances supérieures au carbure (HW K05). L’angle de bec de l’outil a un impact sur la longueur moyenne d’usinage.

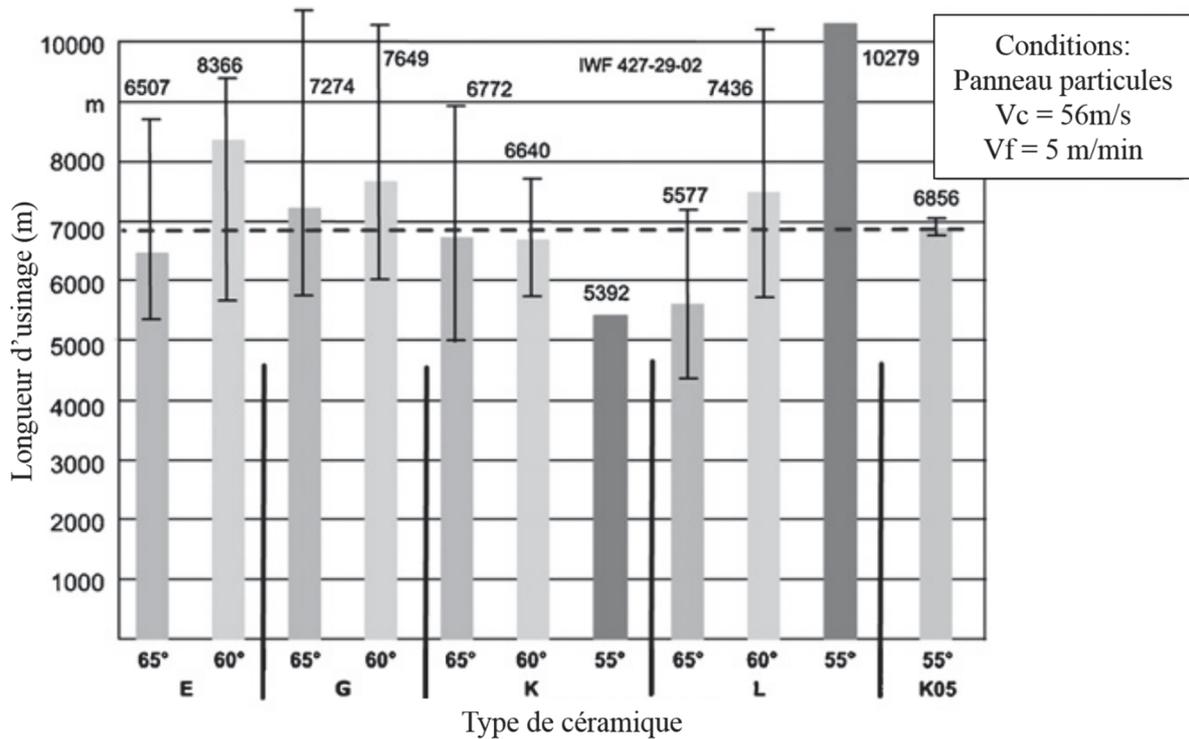


Figure I-37: Comparaison des longueurs d'usinage pour différentes céramiques, Gogolewski et al.2009

Les nuances K et L, et les alumines pures E et G, ont des tenues proches. On remarque que pour toutes les nuances, sauf la K, la durée de vie augmente en fonction de la diminution de l'angle de bec. Toutefois la large dispersion des résultats des outils céramique en comparaison avec le carbure de tungstène est un point négatif à l'heure actuelle concernant l'utilisation de ces matériaux. La dispersion des durées de vie met en évidence la nécessité d'utiliser un procédé de fabrication qui limite les défauts. La densité et la distribution hétérogène de ces défauts influent sur la fiabilité de la résistance à l'usure.

La taille des grains semble intervenir sur le comportement à l'usure en usinage. Le mode d'usure passe du type arrachement, quand les tailles grains dépassent 500 nm, à abrasif avec les grains de tailles inférieures à 500 nm. La réduction de la taille des grains améliore la stabilité de l'arête, et la diminution de la porosité contribue l'augmentation de la dureté. La ténacité est améliorée par l'apport de ZrO_2 . Les analyses des arêtes de coupe ont montré qu'une faible taille de grain favorisait l'usure par abrasion. Lorsque leur taille est supérieure à 500 nm la rupture fragile est prédominante, et l'arête présente d'avantage d'écaillés. L'augmentation de l'angle de bec entraîne une perte de masse plus importante de l'arête.

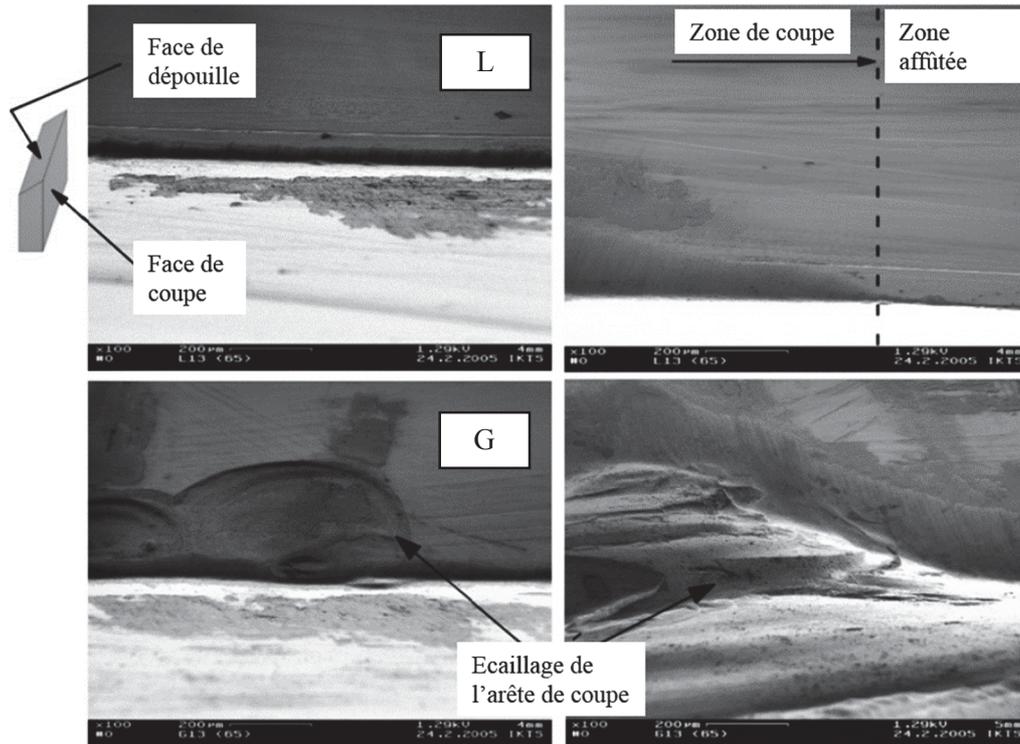


Figure I-38: Micrographies électroniques des arêtes de coupes des céramiques à base d'alumine (nuance L et G) après usinage, Gogolewski 2009

La Figure I-38 montre que l'arête de coupe réalisée en alumine pure (G) est moins stable, que celle en composite avec du ZrO_2 (L). Malgré l'écaillage et la perte de masse plus importante des céramiques ayant des grains de tailles supérieure à 500 nm, elles ont une durée de vie plus élevée que les carbures de tungstène. Cette augmentation de la durée de vie pourrait être liée à des mécanismes d'auto-affûtages due à l'écaillage de l'arête. Les céramiques avec une taille moyenne de grain inférieure à 500 nm, offrent la possibilité de fabriquer des arêtes de coupe avec un angle inférieur à 60° , avec un état de surface et un tranchant comparable à ceux obtenus avec des carbures de tungstène. Toutefois les discussions des résultats d'usinage mettent en évidence que l'opération d'affûtage par rectification de l'arête a induit des défauts microstructuraux qui ont contribué à une usure prématurée.

Les essais de coupe avec les céramiques fabriquées par MI, ont été faits avec un outil de fraisage périphérique, ayant une unique plaquette de coupe serrée par vissage sur le corps de l'outil. Les essais ont été réalisés avec une vitesse de coupe de 20 m/s, et à une vitesse d'avance de 1,5 m/min. Le test a été effectué sur une longueur d'usinage de 22 m avec une passe de 1 mm (Sommer et al., 2015). Les mesures des rayons arêtes par projection optiques (GFM Microcad) ont permis de caractériser l'usure (Figure I-39). L'alumine pure a l'usure la plus importante, et le ACY avec un microchanfrein (Figure I-40) montre la meilleure résistance à l'usure.

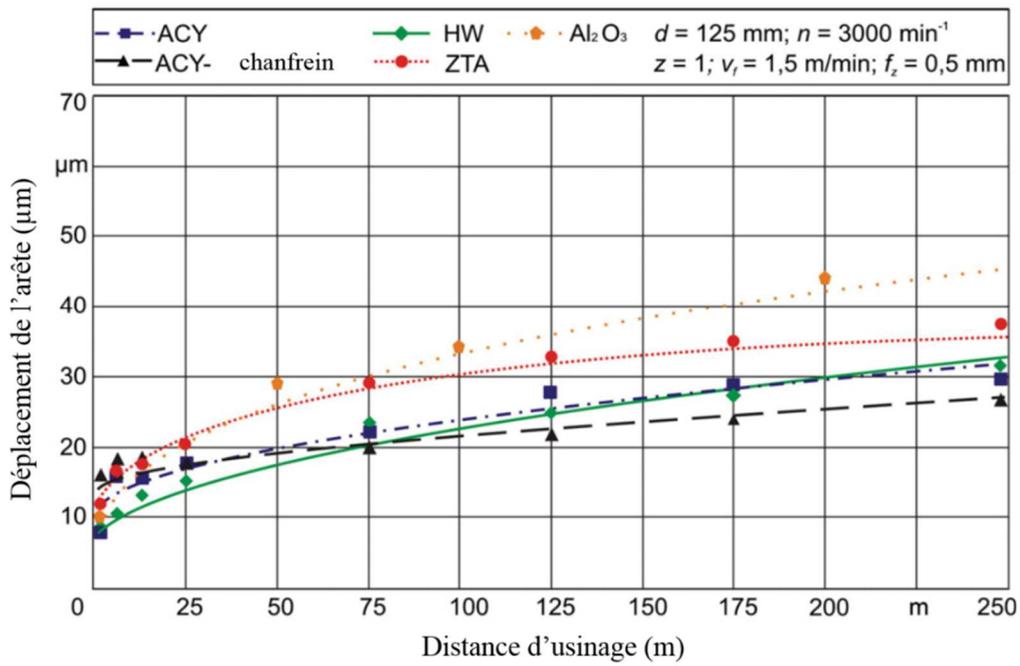
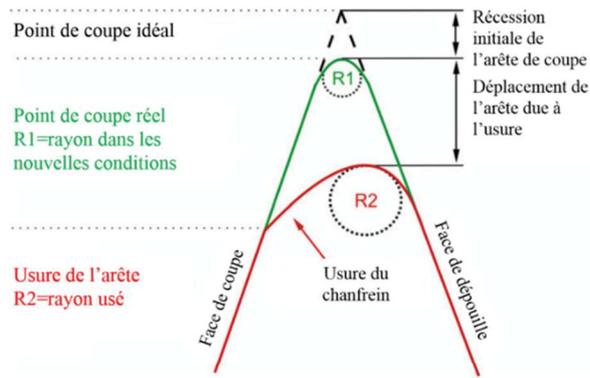


Figure I-39: Graphique de mesure du déplacement de l'arête de coupe due à l'usure, Sommer et al. 2013

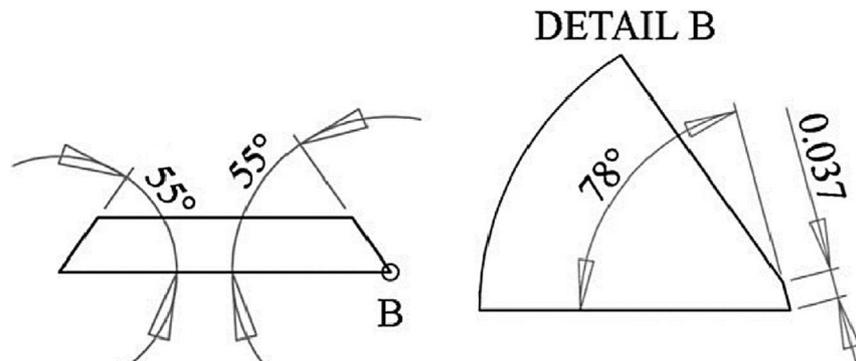


Figure I-40: Illustration de l'arête de coupe en ACY, avec un microchanfrein, Sommer et al. 2015

Le carbure HW possède une récession d'arête plus faible que l'ensemble des céramiques, hormis le ACY avec un microchanfrein (Figure I-39). La différence d'usure de l'arête du ACY avec, et sans microchanfrein, montre que les performances des céramiques peuvent être améliorées par la géométrie de l'arête. La micrographie électronique de l'arête en alumine pure est présentée sur la Figure I-41.

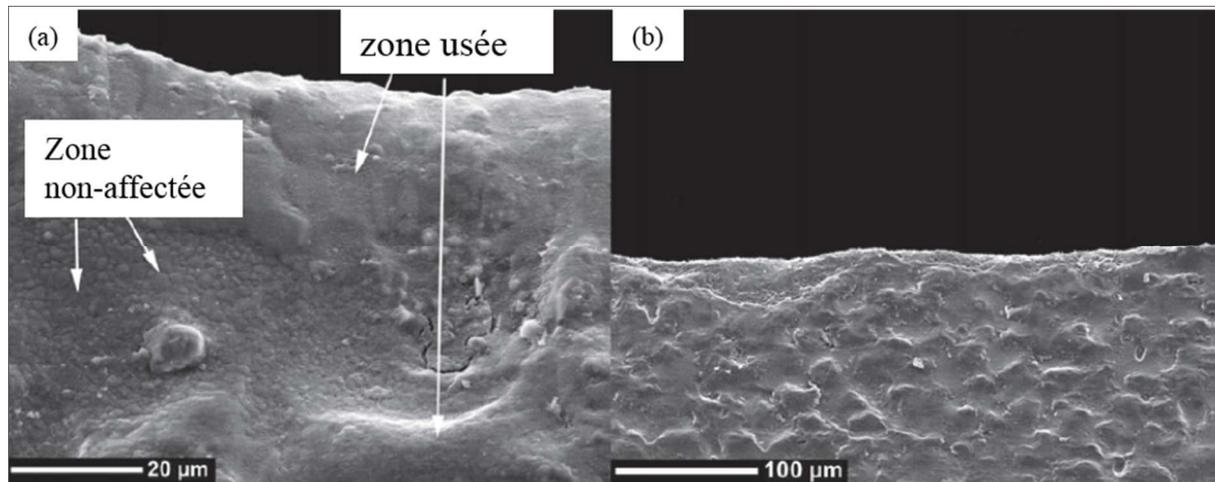


Figure I-41: Comportement à l'usure d'un outil en Al_2O_3 après 5 m d'usinage, Sommer et al.2015

L'image à droite (a) montre la différence relative entre une zone usée à cause de l'usinage et une zone qui n'a pas travaillée. L'arête semble avoir subi des déformations plastiques. Après 25 m d'usinage l'usure semble évoluer en écaillage. Les résultats d'essais de coupe montrent que le ZTA a une usure supérieure aux autres céramiques. L'usure du ACY semble proche de celle du carbure WC-Co en matière de récession d'arête. Globalement c'est une usure abrasive qui opère pendant la coupe.

Les mesures des efforts de coupe montrent que les valeurs s'accroissent avec l'augmentation de la distance d'usinage. L'outil en ZTA possède les efforts de coupe les plus élevés, et le carbure HW les plus faibles. Ces résultats donnent des indications sur les comportements tribologiques des céramiques en contact avec du panneau de fibres. L'utilisation d'arêtes de coupe en céramique réalisées par moulage par injection ne permet pas, en l'état, d'éviter la formation d'éclats (environ 5 µm). Les conclusions mettent en évidence le fait que la taille des grains de la microstructure joue un rôle sur le mode d'usure. Les microstructures ayant une taille de grain de l'ordre de 1-2 µm montrent une usure par écaillage tandis que les microstructures plus fines (Al_2O_3 et ZTA), subissent une usure par abrasion. En usinage, les ZTA ont une usure plus grande que les autres compositions.

3.2.4 Synthèse intermédiaire

Les essais d'usinage ont montré que les céramiques à base d'oxydes ou de nitrures ont des performances supérieures aux carbures de tungstène. Les distances d'usinage, ainsi que les récessions d'arêtes indiquent des usures prématurées liées à un endommagement l'affûtage par rectification. Dans le cadre de la rectification mécanique de matériaux fragiles comme les céramiques, l'utilisation d'une faible taille de grain permet de réduire la rugosité des faces, et la taille moyenne des défauts. Les observations au microscope électronique des surfaces des arêtes de coupe après rectification avec différentes tailles de grains mettent en évidence qu'une meule avec une faible taille de grain améliore l'état de surface. La Figure I-42 montre que l'endommagement augmente avec la taille moyenne des grains abrasifs (Zha, 2003). On peut donc établir un lien entre la présence de fissure sur les arêtes de coupes, qui a pu favoriser une usure plus rapide lors de l'usinage. Le comportement à l'usure des arêtes peut être affecté, car des fissures de grandes tailles entraînent l'apparition d'écaillés, comme le montre les résultats de (Nanoceram, 2004).

Les essais d'affûtage de (Gogolewski et al., 2009) montrent que lors du taillage d'un angle de bec de 65°, les céramiques doivent avoir une densité supérieure à 99 %. L'emploi d'un frittage spécifique, comme le HIP, par exemple, est nécessaire. La densité est un donc aussi un paramètre à prendre en compte lors de la mise en forme par rectification afin de préserver l'intégrité de l'arête et éviter la formation d'écaillés.

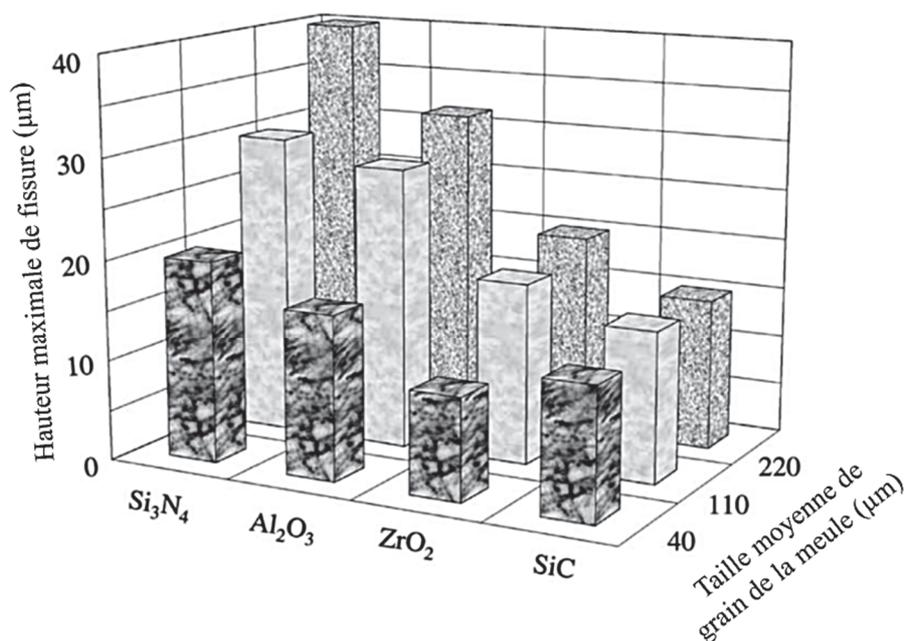


Figure I-42 : Hauteur maximale de fissure en fonction de la nature de la céramique et de la taille des grains abrasifs de la meule de rectification, Zha, 2003

La littérature sur le comportement à l'usure des matériaux conventionnels comme les aciers, les carbures et les diamants ont permis de relever les caractéristiques suivantes nécessaires pour le développement d'un matériau de coupe idéal :

- Résistance à l'usure par abrasion
- Résistance à l'oxydation
- Haute conductivité thermique

L'étude des résultats d'usinage a permis de constater que la présence de défauts a une influence négative sur la résistance à l'usure pendant l'usinage. La présence de pores et de défauts dus à l'affûtage, entraînent une usure plus élevée de l'arête. Les travaux de (F. Sommer et al., 2013; Strehler et al., 2010) ont montré qu'une densité inférieure à 99 % ne donne pas une résistance suffisante à l'arête de coupe, pour obtenir des performances égales aux outils en carbures de tungstène. Les résultats d'affûtage de (Gogolewski et al., 2009) ont montré que seules les arêtes fabriquées par HIP ne présentaient pas d'écailles. Les céramiques requièrent donc d'être fabriquées à l'aide d'un procédé qui évite la formation de défauts pendant le frittage.

Aux vues des résultats d'usinage présentés dans la littérature, les propriétés physiques de la structure semblent plus importantes que les propriétés mécaniques. La structure idéale aurait une densité supérieure à 99 %, ainsi qu'une taille de grain inférieure à 500 nm. Il est donc probable que les céramiques à base d'oxydes aient des performances supérieures aux nitrures de silicium. Les essais de coupe n'ont pas pu mettre en évidence quelles propriétés mécaniques étaient nécessaires pour augmenter la résistance à l'usure, il faudrait donc davantage d'essais avec d'autres compositions chimiques. Un affûtage avec des meules ayant un grain plus fin, pourrait permettre de réduire l'endommagement des arêtes de coupe. Une étude approfondie permettant de quantifier les contraintes résiduelles liées à la rectification, serait nécessaire avant l'usinage.

L'analyse de l'état de la technique a contribué à améliorer notre compréhension des caractéristiques physiques et mécaniques nécessaires au développement d'un matériau de coupe en céramique. De ce fait, les nuances à base d'oxydes sembleraient plus adaptées que les nitrures de silicium.

3.2.4.1 Propriétés physiques

Les céramiques oxydes ont des liaisons atomiques iono-covalentes. L' Al_2O_3 possède, par exemple, environ 63% de fraction de liaison ionique et 37% de liaison covalente (Denape, 1996). Elles possèdent des résistances de l'ordre de 400 à 650 MPa pour les Al_2O_3 purs et jusqu'à 1200 MPa ou 1700 MPa pour les ZTA et les 3Y-ZrO₂ (Sommer et al., 2012). Elles possèdent aussi une grande résistance chimique qui les rend insensibles à la perte de masse par oxydation, car étant déjà par nature chargées en oxygène. Il existe différentes familles de céramiques en fonction de leurs compositions. Selon leur structure les céramiques possèdent des propriétés physiques différentes. Les Al_2O_3 ne possèdent pas, ou peu, de phase intergranulaire vitreuse. Ces différences de microstructure et de composition chimique en font des matériaux utilisés dans des domaines variés. Le Tableau I-6 propose une vue général de quelques-unes des propriétés physiques (*Vade-Mecum des matériaux*, 2010).

	Alumine	Zircone yttrée
Formule chimique	$\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$	3Y-ZrO ₂
Température de fusion (°C)	2030	2720
Masse volumique (g.cm ⁻³)	3,98	6,05
Structure cristallographique	Hexagonale	Quadratique
Coefficient de dilatation thermique (10 ⁻⁶ .K ⁻¹)	8,1	10,5
Résistivité électrique (Ω.cm)	> 10 ¹²	> 10 ⁷
Conductivité thermique (W.m ⁻¹ .K ⁻¹)	30	2,5
Résistance aux chocs thermique (°C)	150	> 300

Tableau I-6: Propriétés physiques de l'alumine et la zircone yttrée, *Vade-Mecum des matériaux*, 2010

– Structures cristallographiques

L' Al_2O_3 est un composé chimique d'oxyde d'aluminium. La forme cristalline minérale, thermodynamiquement stable, est connue sous le nom de corindon. L'alumine existe sous plusieurs formes cristallographiques, cubique, notée $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ ou encore monoclinique. Les atomes d'oxygène forment une structure hexagonale avec les atomes d'aluminium. L'oxyde de zirconium existe sous trois formes allotropiques : la forme monoclinique qui est stable jusqu'à 1100°C, la structure quadratique entre 1200°C et 2370°C, et la structure cubique pour des températures supérieures à 2370°C (Hannink et al., 2000). Chacune de ces transformations s'accompagne d'un changement de volume (3 à 5% pour une transformation quadratique-monoclinique).

3.2.4.2 Propriétés mécaniques

a. Résistance à la rupture

Des tests de flexion (Figure I-43) montrent les valeurs de résistances à la rupture de céramiques d'alumine avec différentes proportions d'oxyde de zirconium. Il s'agit d'alumine à phase dispersée d'oxyde de zirconium (10%*m* à 24%*m*). L'augmentation du temps de frittage a une influence sur la résistance des céramiques. Le maintien en température joue un rôle sur la croissance des grains. L'augmentation de la taille des grains détériore la dureté et la ténacité.

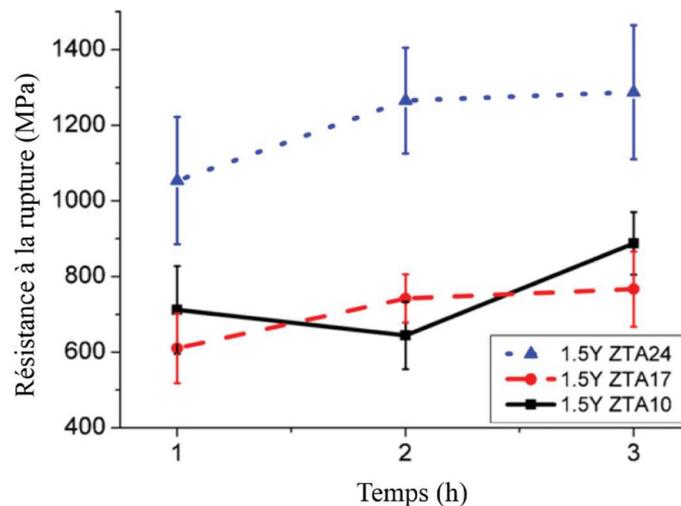


Figure I-43: Résistance à la rupture pour différentes céramiques, Sommer et al.2010

La résistance mécanique d'une céramique est cependant fonction de plusieurs paramètres dans les céramiques à phase dispersée. Connaissant le comportement mécanique du matériau, on peut, en effectuant une série de tests, révéler des informations sur la population de défaut présente dans le matériau. On peut connaître leur taille et l'homogénéité de leur répartition dans les corps à partir de loi probabilistes, comme le module de Weibull. Plus la valeur de la résistance est faible, plus la taille des défauts est grande. La dispersion des résultats indique l'homogénéité de la distribution des défauts. Le module de Weibull, noté m donne des valeurs quantitatives pour cette distribution (Basu et al., 2009; Fu et al., 2014). On peut aussi calculer la dispersion de la résistance à l'aide de la loi normale ou logarithmique. Des comparaisons entre ces approches statistiques sont proposées, mais la distribution de Weibull demeure la plus précise (Basu et al., 2009; Gorjan and Ambrožič, 2012).

b. Ténacité

La ténacité représente la résistance à la propagation d'une fissure dans matériau. Ici K_{Ic} représente la ténacité où la résistance à la propagation de fissures en mode I. Selon leur composition et leur microstructure, les céramiques possèdent des ténacités différentes, (Tableau I-7). Les valeurs de ténacités représentées montrent que selon le type de composition, la microstructure, les céramiques possèdent différentes valeurs de ténacité. Les valeurs de ténacité dépendent aussi de la méthode d'investigation (SEVNB, SENB etc.).

	Al_2O_3	$3Y-ZrO_2$	Si_3N_4	SiC
Masse volumique (g.cm ⁻³)	3,86	6,03	3,23	3,15
Ténacité (MPa.m ^{-1/2}) Méthode SEVNB	3,8	5,3	5,4	2,6

Tableau I-7: Ténacité de différentes céramiques, Kübler 1999

- Renforcement par transformation de phase

La zircone peut, sous contrainte et température, changer de structure. Si des cristaux de zirconne sont dispersés dans une céramique, ces transformations peuvent entraîner une augmentation de la ténacité. Pour les Al_2O_3/ZrO_2 , l'utilisation de zirconne peu ou non stabilisée peut entraîner la transformation de structure quadratique-monoclinique (q→m), sous l'effet d'une contrainte en fond de fissure (Evans and Heuer, 1980; McMeeking and Evans, 1982). La transformation se traduit par une augmentation de volume des grains de ZrO_2 . La Figure I-44 montre comment une sollicitation mécanique entraîne une transformation de la zone en bord et en fond de fissure. On y retrouve l'évolution de la ténacité en fonction $\Delta a/h$, qui représente le rapport de la longueur de la fissure et de la largeur de la zone transformée.

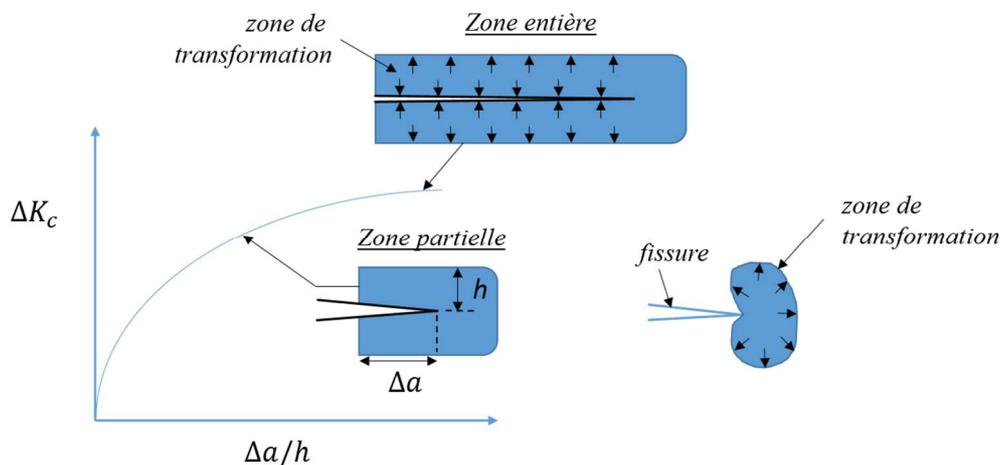


Figure I-44: Illustrations schématiques du processus de renforcement par transformation, Evans 1990

De ce fait le matériau voit, sous contraintes ou température, sa ténacité globale augmentée. Il existe environ cinq types de mécanismes, synthétisés par (Evans and Heuer, 1980). On trouve des mécanismes de renforcement par transformation de phase, par microfissuration, ou grâce à la dispersion de métal ou de fibres. Le Tableau I-8 récapitule trois des principaux mécanismes qui peuvent être à l'origine du blocage d'une fissure. Ainsi, lors de la fabrication de céramiques à phases dispersées, il est intéressant de maîtriser la proportion de zircon transformable. Il est courant d'effectuer une analyse quantitative de phase par diffraction de rayons X pour connaître le pourcentage de phase quadratique et monoclinique du matériau. Plus la proportion de phase quadratique est élevée et plus le renforcement possible ΔK_{IC}^T par transformation est élevé.

Mécanismes	Ténacité maximale	Type de composition	Limite
Transformation	20 MPa. \sqrt{m}	ZrO ₂ (MgO) HfO ₂	$\theta < 630^\circ\text{C}$
Microfissuration	10 MPa. \sqrt{m}	Al ₂ O ₃ /ZrO ₂ Si ₃ N ₄ /SiC SiC/TiB ₂	$\theta < 1030^\circ\text{C}$ Résistance
Dispersion métallique	25 MPa. \sqrt{m}	Al ₂ O ₃ /Al ZrB ₂ /Zr Al ₂ O ₃ /Ni	$\theta < 1030^\circ\text{C}$ Oxydation

Tableau I-8: Synthèse des mécanismes de renforcements des céramiques, Evans 1990

Ce mécanisme de renforcement par microfissuration permet la déviation d'une fissure principale en microfissures secondaires, par dilatation des grains de ZrO₂. Suite à la dilatation des grains, les microfissures se traduisent par des décollements des joints de grains, pouvant endommager le matériau et réduire localement sa résistance (Rühle et al., 1987).

c. Dureté des céramiques à structures submicroniques

Les duretés des oxydes est de l'ordre de 1500HV 10 pour les 3Y-ZrO₂ et 2000 H V10 pour des Al₂O₃. Les duretés sont principalement mesurées par essais d'indentation, par mesure des dimensions d'une empreinte plastique. Dans le cas des alumines la dureté est principalement corrélée avec la taille de grain (Figure I-45). Les céramiques à structures submicroniques ont des duretés plus élevées que les céramiques traditionnelles (grains 1-3 μm). Le graphique de gauche, montre aussi l'influence du polissage de la surface avant essais d'indentation.

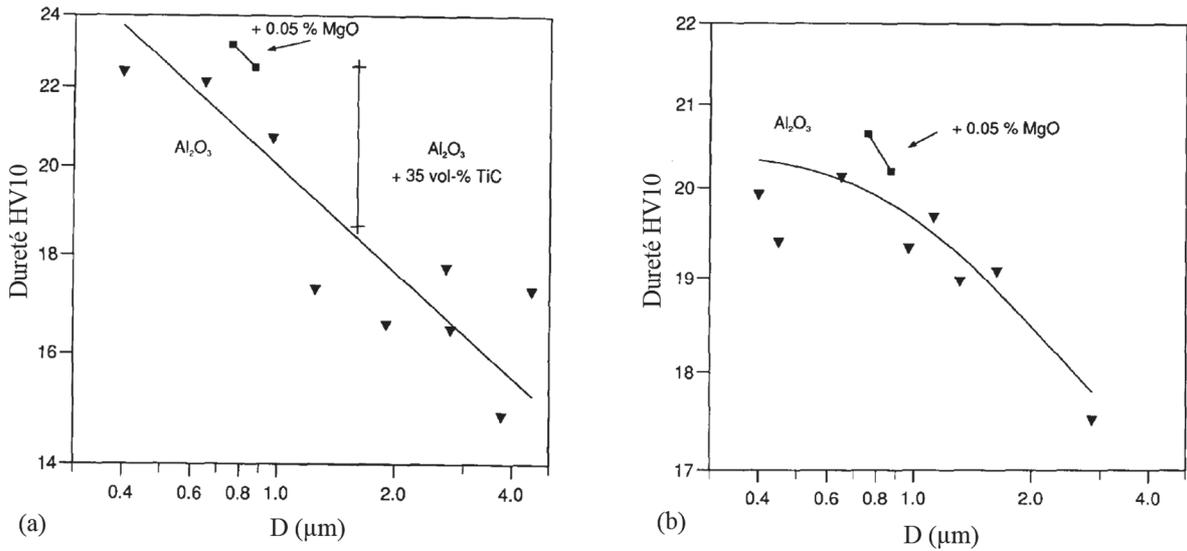


Figure I-45: Effet de la taille de grain des Al₂O₃ sur la dureté Vickers, Krell 1996

Il s'avère que la densité est aussi un paramètre qui influence la dureté des aluminés et des zircons (Pradhan et al., 2012). La Figure I-46 montre des valeurs de duretés mesurées pour des zircons yttriés avec différentes densités. Les porosités résiduelles ont une influence directe sur la dureté de la céramique.

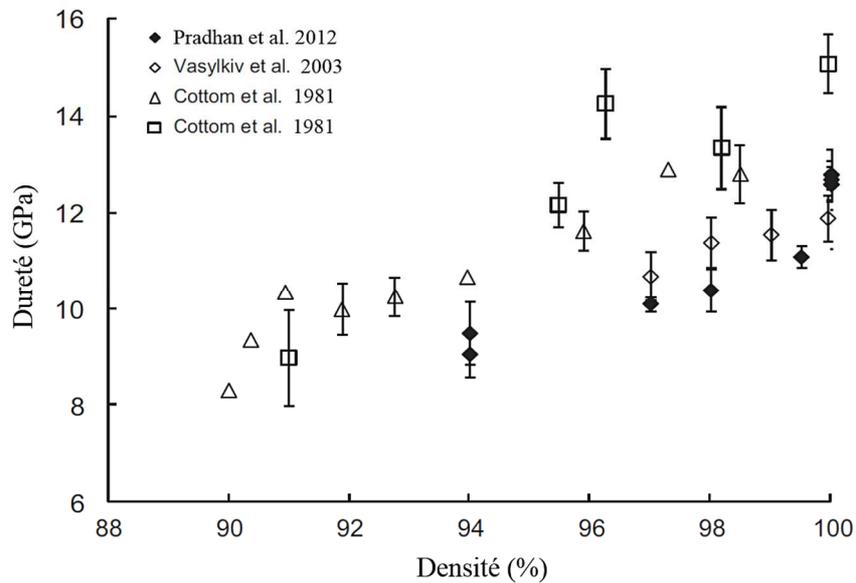


Figure I-46: Evolution de la dureté en fonction de la densité pour des 3Y-ZrO₂, Pradhan 2012

d. Plasticité des céramiques

Selon le critère de Von Mises, un matériau doit au moins posséder 5 systèmes de glissement indépendant pour être considéré comme plastique (Denape, 1996). Les systèmes de glissement représentent la plus courte translation dans une maille élémentaire, et engendrent un réarrangement par glissement de la structure cristallographique. Dans les céramiques, à cause de la nature des liaisons chimiques, les ions entraînent des efforts électrostatiques qui limitent les systèmes de glissement disponibles au sein de la structure (Evans and Langdon, 1976).

C'est la raison pour laquelle en regard du critère de Von Mises, les céramiques sont souvent considérées comme des matériaux n'ayant pas de plasticité. Toutefois, les céramiques possèdent des comportements plastiques mesurables, comme dans les conditions d'essais de dureté.

3.2.4.3 Propriétés thermomécaniques

a. Résistance à la rupture et ténacité

La température diminue la rigidité des liaisons atomiques. Les distances entre les atomes augmentent, et le module d'Young décroît (Pabst and Gregorová, 2013). Les propriétés des céramiques varient avec la température, et peuvent ainsi montrer des déformations par fluage avec des mécanismes de diffusion (Bengisu, 2001), de glissement ou de cavitation intergranulaires (Chen et al., 2004; Clarisse et al., 2000). Entre 800°C et 1000°C les propriétés mécaniques sont fonction de la résistance des joints de grains. Toutefois, la taille de grain et l'absence ou la faible proportion de phase vitreuse, augmentent la tenue en température. Les matériaux polycristallins de haute pureté ont une stabilité accrue.

La Figure I-47 montre l'évolution de la résistance en fonction de la température pour des céramiques avec différentes tailles de grain. Pour les grains à partir de 100 μm et 150 μm , la résistance reste pilotée par la présence de défauts de grandes tailles propres à l'augmentation de phase vitreuse entre les grains (Krell, 1996). Il est donc préférable d'utiliser des céramiques avec des tailles de grain les plus faibles possible pour des applications thermomécaniques comme l'usinage.

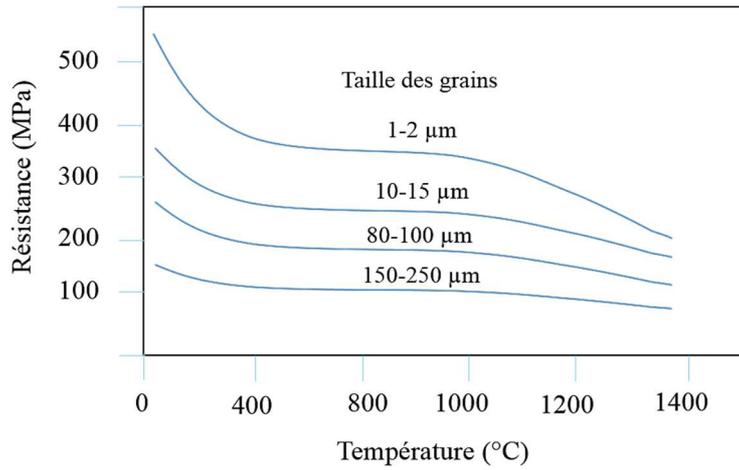


Figure I-47: Evolution de la résistance en fonction de la température pour différentes alumines, Denape 1996

b. Dureté

La dureté des céramiques à base d' Al_2O_3 diminue avec l'élévation de la température (Figure I-48). Les échantillons E, D, A et K sont des alumines polycristallines frittées avec différentes proportions de MgO. Le matériau Z est une alumine avec 15 %m. de ZrO_2 .

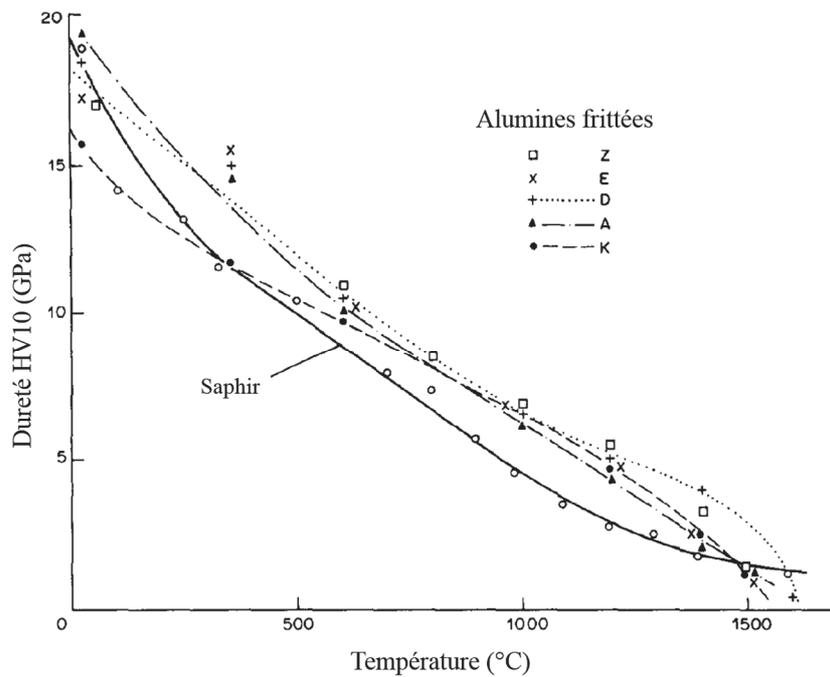


Figure I-48: Evolution de la dureté en fonction de la température pour différents Al_2O_3 , Krell et Bakun 1985

L'utilisation d'un matériau de haute pureté, et sans phase intergranulaire, est un avantage pour des applications d'usure en température. Les céramiques à structures submicroniques ont une dureté supérieure en température, car pour une température inférieure à 1000°C, la taille des grains joue un rôle prédominant dans les mécanismes de glissement (Krell and Bakun, 1986).

3.2.4.4 Comportement au frottement

Les techniques d'essais tribologiques en mouvements oscillatoires et continus sont utilisées pour caractériser l'usure d'un couple de matériaux. Après plusieurs cycles, la perte de masse du matériau test est calculée. Elle est fonction de la nature du couple d'antagonistes en contact (dureté relative), mais aussi de l'environnement. Des essais pion-disque réalisés avec des céramiques submicroniques montrent que le frottement est fortement influencé par l'environnement.

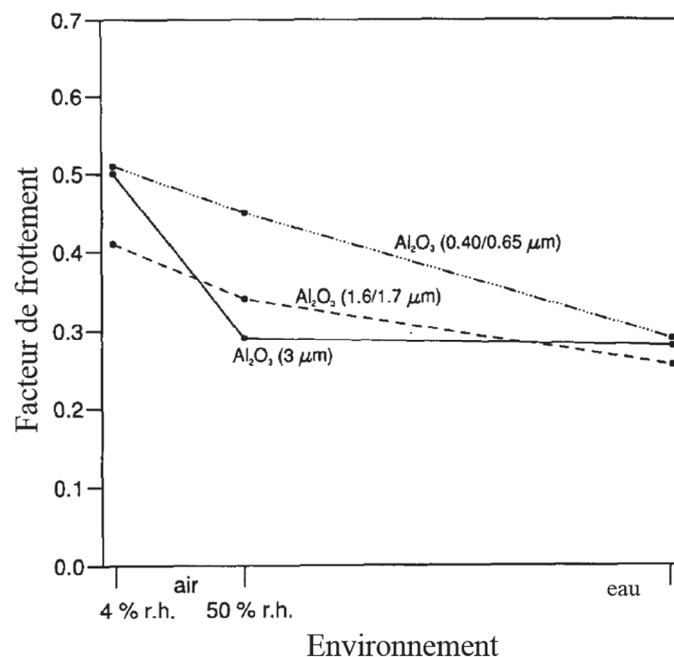


Figure I-49: Coefficient de frottement de l'alumine dans différents environnements, Krell 1996

L'Al₂O₃ possède une résistance à l'usure par frottement supérieure comparée à d'autres céramiques (Krell, 1996). L'influence de la taille des grains et de l'environnement, sur le taux d'enlèvement de matière par contact dur est observable sur la Figure I-49. L'hygrométrie ne semble pas intervenir sur l'usure, laquelle évolue en fonction des microstructures. Dans l'eau, la microstructure ne semble plus avoir une influence majeure sur le coefficient de frottement. Des observations au microscope électronique montrent des traces de microdéformations plastiques dans les sillages. La fréquence d'arrachement des grains est plus faible pour les microstructures fines.

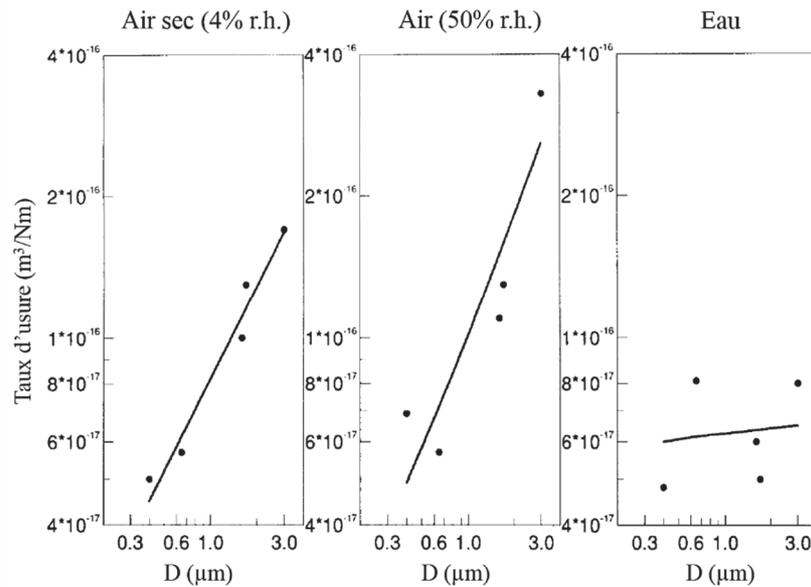


Figure I-50 : Influence de la taille de grain sur le taux d'usure en frottement pion-disque Al_2O_3/Al_2O_3 , Krell 1996

Le comportement à l'usure par essai pion-disque des alumines dépend de l'environnement d'essai et de la microstructure du matériau (Figure I-50). La réduction de la taille de grain augmente la résistance à l'usure par friction. L'environnement joue aussi un rôle, dans l'eau, la taille de grain semble ne plus avoir la même influence sur le taux d'usure. Des essais réalisés avec une sphère sur des plaques de composites alumine-zircone montrent que la zircone peut opérer une transformation de phase (quadratique-monoclinique) et ainsi, la contrainte de compression obtenue en surface améliore la résistance à l'usure (He et al., 1997).

Des essais en frottement sec ont été menés avec des céramiques d'alumine et un diamant PCD sur du panneau de particules et de fibres (Beer et al., 2007). Les matériaux utilisés sont synthétisés dans le Tableau I-4, et ont été fabriqués par coulage-gélification (CG) et pressage isostatique à froid (CIP). A titre comparatif, du WC-Co et du PCD sont aussi testés. Les résultats des essais de frottement sur du panneau de particules (Figure I-51), révèlent des coefficients de frottements inférieurs à 0,3 pour les céramiques. L'augmentation de l'effort normal de chargement ne semble pas affecter le comportement au frottement des matériaux testés ici.

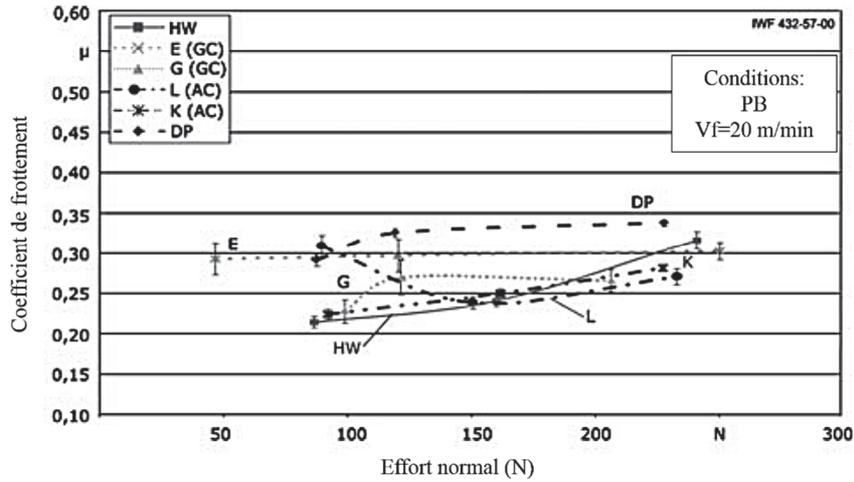


Figure I-51: Coefficients de frottement sur PB, Beer 2007

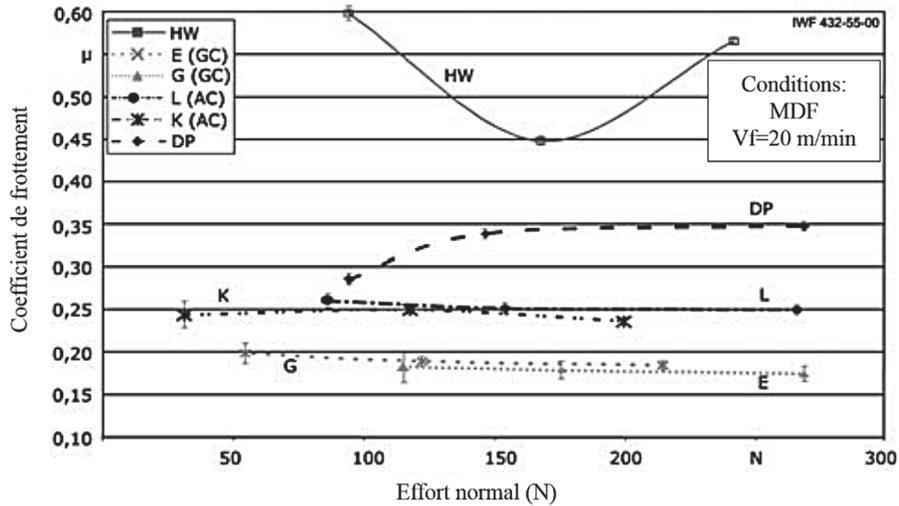


Figure I-52: Coefficients de frottement sur MDF, Beer 2007

Les nuances E et G ont les coefficients de frottement les plus faibles (Figure I-52). L'augmentation de l'effort de frottement ne semble pas affecter le comportement au frottement des oxydes. Sur la Figure I-52 on retiendra aussi que le comportement global des oxydes varie peu au regard du comportement du carbure (HW) et du diamant (DP). Si l'on compare les résultats de la Figure I-51 et Figure I-52 on note que la nature du panneau composite semble influencer la dispersion des résultats. En effet dans le cas du panneau de particules qui est un matériau hétérogène, et qui comporte beaucoup de matière recyclée, les résultats sont centrés. Cela signifie que la nature du panneau est prédominante dans le frottement. Les mesures des états de surfaces montrent que les céramiques K et L ont une meilleure stabilité mécanique, car l'augmentation de la rugosité est plus faible que pour les autres matériaux.

4. Conclusion et objectifs de la thèse

Il existe à ce jour deux axes de développement de céramiques pour l'usinage.

Le premier concerne les travaux concernant les nitrures de silicium, et le second les oxydes à base d'alumine. Différentes technologies de fabrication sont employées, et octroient aux céramiques différentes propriétés. Les résultats d'usinage, montrent qu'il y a corrélation entre les microstructures et les performances en coupe.

L'objectif de ces travaux est de contribuer au développement de la céramique pour la coupe de matériaux à base de bois, dans la perspective d'un développement industriel. Nous avons fait l'hypothèse que les propriétés physiques de la structure, en termes de taille de grain et de densité, sont des paramètres aussi importants que les propriétés mécaniques. La résistance à l'oxydation, la dureté, ainsi que la ténacité, ont contribué à guider notre choix vers l'étude des céramiques à base d'oxydes d'aluminium et de zirconium. Nous souhaitons donc développer neuf nuances avec ces oxydes. Pour cela, nous avons choisi la fabrication à partir des procédés de coulage-gélification (CG), et de pressage isostatique à froid (CIP). Le CG est une méthode innovante, mais peu développée dans l'industrie de la céramique, et le CIP est une méthode de frittage conventionnelle. Afin d'obtenir des composants de hautes densités, nous utiliserons aussi un frittage final par pressage isostatique à chaud (HIP).

Les céramiques à structures submicroniques ont des propriétés mécaniques intéressantes, en termes de dureté, de résistance à la rupture et de ténacité. Il existe cependant peu de littérature sur l'usinage par enlèvement de copeaux de matériaux dérivés du bois avec ces matériaux. Le manque d'expérimentation n'a pas permis d'identifier à ce jour le comportement physique du matériau, et les mécanismes d'usure liés à l'usinage. La mise en place d'expérimentations est donc nécessaire pour obtenir des informations sur le comportement physique, et les mécanismes d'usure des céramiques à base d'alumine et de zircon. Pour cela, il est nécessaire de développer des outils prototypes de coupe, et de quantifier l'influence des procédés de fabrication sur les céramiques en matière d'endommagement.

La réalisation d'essais d'usinage permettra d'apporter une contribution au choix d'une céramique pour cette application, et permettra d'avoir des pistes pour le développement d'un matériau pour l'industrie.

Le déroulement des travaux se fera comme suit :

- fabrication d'outils prototypes à plaquettes de céramique pour l'usinage ;
- mise en place d'essais d'usinage, et identification des mécanismes d'usure ;
- synthèse et discussion sur le développement d'un matériau pour l'application.

Bibliographie

- Aguilera, A., Méausoone, P.J., Martin, P., 2003. A new methodology for wood cutting optimization in the secondary manufacturing processes. *Holz Als Roh- Werkst.* 61, 358–362. doi:10.1007/s00107-003-0403-8
- Aknouche, 2008. Etude de l'usure des outils de coupe traités dans le domaine de l'usinage du bois. Université M'Hamed Bougara-Boumerdes, Egypte.
- Amato, I., Baudrocco, F., Martorana, D., 1976. Evaluation of freeze drying and spray drying processes for preparing transparent alumina. *Mater. Sci. Eng.* 26, 73–78. doi:10.1016/0025-5416(76)90227-5
- Aydin, I., Colakoglu, G., Colak, S., Demirkir, C., 2006. Effects of moisture content on formaldehyde emission and mechanical properties of plywood. *Build. Environ.* 41, 1311–1316. doi:10.1016/j.buildenv.2005.05.011
- Bai, Q., Yao, Y., Chen, S., 2002. Research and development of polycrystalline diamond woodworking tools. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 20, 395–400. doi:10.1016/S0263-4368(02)00060-4
- Barnes, H., Stewart, H., Murphy, R., 2004. Vapor boron treatment of composites reduces tool wear. *For. Prod. J.* 54, 69–73.
- Basu, B., Tiwari, D., Kundu, D., Prasad, R., 2009. Is Weibull distribution the most appropriate statistical strength distribution for brittle materials? *Ceram. Int.* 35, 237–246. doi:10.1016/j.ceramint.2007.10.003
- Bautista, M.A., de Arellano-López, A.R., Martínez-Fernández, J., Bravo-León, A., López-Cepero, J.M., 2009. Optimization of the fabrication process for medium density fiberboard (MDF)-based biomimetic SiC. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 27, 431–437. doi:10.1016/j.ijrmhm.2008.10.016
- Beer, P., Gogolewski, P., Klimke, J., Krell, A., 2007. Tribological Behaviour of Sub-micron Cutting-ceramics in Contact with Wood-based Materials. *Tribol. Lett.* 27, 155–158.
- Beer, P., Sinn, G., Gindl, M., Tschegg, S., 2005. Work of fracture and of chips formation during linear cutting of particle-board. *J. Mater. Process. Technol.* 159, 224–228. doi:10.1016/j.jmatprotec.2004.05.009
- Bengisu, M., 2001. Properties of Ceramic Materials and Their Evaluation, in: *Engineering Ceramics, Engineering Materials*. Springer Berlin Heidelberg, pp. 209–362.
- Bengisu, M., Yilmaz, E., 2002. Gelcasting of alumina and zirconia using chitosan gels. *Ceram. Int.* 28, 431–438. doi:10.1016/S0272-8842(01)00115-8
- Benlatreche, Y., Nouveau, C., Marchal, R., Ferreira Martins, J.-P., Aknouche, H., 2009. Applications of CrAlN ternary system in wood machining of medium density fibreboard (MDF). *Wear* 267, 1056–1061. doi:10.1016/j.wear.2009.01.044
- Bocanegra-Bernal, M.H., Domínguez-Ríos, C., García-Reyes, A., Aguilar-Elguezabal, A., Echeberria, J., Nevarez-Rascon, A., 2009. Hot isostatic pressing (HIP) of α -Al₂O₃ submicron ceramics pressureless sintered at different temperatures: Improvement in mechanical properties for use in total hip arthroplasty (THA). *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 27, 900–906. doi:10.1016/j.ijrmhm.2009.05.004
- Buehlmann, Saloni, Lemaster, 2001. Wood fiber-plastic composites : machining and surface quality. Presented at the 15th International Wood Machining Seminar, Anaheim, US.
- CEI Bois, 2012.
- Chen, G., Zhang, K., Wang, G., Han, W., 2004. The superplastic deep drawing of a fine-grained alumina–zirconia ceramic composite and its cavitation behavior. *Ceram. Int.* 30, 2157–2162. doi:10.1016/j.ceramint.2003.12.002
- Chermant, J.L., 1989. *Les céramiques thermomécaniques*, Presses du CNRS. ed. CNRS Plus.
- Chivavibul, P., Watanabe, M., Kuroda, S., Komatsu, M., 2008. Evaluation of HVOF-sprayed WC–Co coatings for wood machining. *Surf. Coat. Technol.* 202, 5127–5135. doi:10.1016/j.surfcoat.2008.05.024
- Chung, K.Y.K., Revell, G.S., Summers, N.J., 2000. Measurements of dust emission, particle size distribution and formaldehyde concentration of medium density fibreboard during sawing and sanding. *J. Aerosol Sci.* 31, Supplement 1, 244–245. doi:10.1016/S0021-8502(00)90253-2

- Cieslik, Jacquet, Allart, 2010. Etude comparative de traitements thermo-chimiques d'outils de coupe pour l'usinage du bois. Presented at the Matériaux 2010, Nantes.
- Clarisse, L., Petit, F., Crampon, J., Duclos, R., 2000. Characterization of grain boundary sliding in a fine-grained alumina-zirconia ceramic composite by atomic force microscopy. *Ceram. Int.* 26, 295–302. doi:10.1016/S0272-8842(99)00056-5
- Darmawan, W., Tanaka, C., Usuki, H., Ohtani, T., 2001. Performance of coated carbide tools in turning wood-based materials: Effect of cutting speeds and coating materials on the wear characteristics of coated carbide tools in turning wood-chip cement board. *J. Wood Sci.* 47, 342–349.
- Davim, J.P., Clemente, V.C., Silva, S., 2008. Surface roughness aspects in milling MDF (medium density fibreboard). *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 40, 49–55. doi:10.1007/s00170-007-1318-z
- Denape, J., 1996. Céramiques à usages mécaniques et thermomécaniques. Techni.
- Eblagon, F., Ehrle, B., Graule, T., Kuebler, J., 2007. Development of silicon nitride/silicon carbide composites for wood-cutting tools. *J. Eur. Ceram. Soc.* 27, 419–428.
- Element Six, 2010. Cutting material.
- Elmas, S., Islam, N., Jackson, M.R., Parkin, R.M., 2011. Analysis of profile measurement techniques employed to surfaces planed by an active machining system. *Measurement* 44, 365–377. doi:10.1016/j.measurement.2010.10.010
- Eltawahni, H.A., Olabi, A.G., Benyounis, K.Y., 2011. Investigating the CO₂ laser cutting parameters of MDF wood composite material. *Opt. Laser Technol.* 43, 648–659. doi:10.1016/j.optlastec.2010.09.006
- Evans, A.G., Heuer, A.H., 1980. REVIEW—Transformation Toughening in Ceramics: Martensitic Transformations in Crack-Tip Stress Fields. *J. Am. Ceram. Soc.* 63, 241–248. doi:10.1111/j.1151-2916.1980.tb10712.x
- Evans, A.G., Langdon, T.G., 1976. Structural ceramics. *Prog. Mater. Sci.* 21, 171–425. doi:10.1016/0079-6425(76)90006-2
- Faga, M.G., Settineri, L., 2006. Innovative anti-wear coatings on cutting tools for wood machining. *Surf. Coat. Technol.* 201, 3002–3007. doi:10.1016/j.surfcoat.2006.06.013
- Fujimoto, K., Takano, T., Okumura, S., 2010. Difference in mass concentration of airborne dust during circular sawing of five wood-based materials. *J. Wood Sci.* 57, 149–154. doi:10.1007/s10086-010-1145-y
- Fu, Y., Tao, Z., Hou, X., 2014. Weibull distribution of the fracture strength of 99% alumina ceramic reshaped by cold isostatic pressing. *Ceram. Int.* 40, 7661–7667. doi:10.1016/j.ceramint.2013.12.053
- Garcia, 2005. Amélioration de la stabilité dimensionnelle des panneaux de fibre de bois MDF par traitements physico-chimiques. Université de Laval, Québec.
- Gauvent, M. (1979-. . .), Martin, P., Meausoone, P.-J., 2006. Optimisation de la durée de vie d'un outil de coupe pour l'industrie du bois : analyse et compréhension des modes d'usure : mise au point de solutions innovantes avec tests industriels. [s.n.], [S.l.].
- Gauvent, M., Rocca, E., Meausoone, P.J., Brenot, P., 2006. Corrosion of materials used as cutting tools of wood. *Wear* 261, 1051–1055. doi:10.1016/j.wear.2006.03.036
- Gilewicz, A., Warcholinski, B., Myslinski, P., Szymanski, W., 2010. Anti-wear multilayer coatings based on chromium nitride for wood machining tools. *Wear* 270, 32–38. doi:10.1016/j.wear.2010.09.002
- Gisip, J., Gazo, R., Stewart, H.A., 2009. Effects of cryogenic treatment and refrigerated air on tool wear when machining medium density fiberboard. *J. Mater. Process. Technol.* 209, 5117–5122. doi:10.1016/j.jmatprotec.2009.02.010
- Gogolewski, P., Klimke, J., Krell, A., Beer, P., 2009. Al₂O₃ tools towards effective machining of wood-based materials. *J. Mater. Process. Technol.* 209, 2231–2236. doi:10.1016/j.jmatprotec.2008.06.016
- Gorjan, L., Ambrožič, M., 2012. Bend strength of alumina ceramics: A comparison of Weibull statistics with other statistics based on very large experimental data set. *J. Eur. Ceram. Soc.* 32, 1221–1227. doi:10.1016/j.jeurceramsoc.2011.12.010
- Hannink, R.H.J., Kelly, P.M., Muddle, B.C., 2000. Transformation Toughening in Zirconia-Containing Ceramics. *J. Am. Ceram. Soc.* 83, 461–487. doi:10.1111/j.1151-2916.2000.tb01221.x

- He, Y.J., Winnubst, A.J.A., Burggraaf, A.J., Verweij, H., van der Varst, P.G.T., de With, G., 1997. Sliding wear of ZrO₂-Al₂O₃ composite ceramics. *J. Eur. Ceram. Soc.* 17, 1371–1380.
- Hiziroglu, S., Jarusombuti, S., Fueangvivat, V., 2004. Surface characteristics of wood composites manufactured in Thailand. *Build. Environ.* 39, 1359–1364. doi:10.1016/j.buildenv.2004.02.004
- Hiziroglu, S., Kosonkorn, P., 2006. Evaluation of surface roughness of Thai medium density fiberboard (MDF). *Build. Environ.* 41, 527–533. doi:10.1016/j.buildenv.2005.02.016
- Hosari, 1988. Étude de l'enlèvement de matière par électroérosion assistée par ultrasons.
- Hu, C., Li, F., Qu, D., Wang, Q., Xie, R., Zhang, H., Peng, S., Bao, Y., Zhou, Y., 2014. 8 - Developments in hot pressing (HP) and hot isostatic pressing (HIP) of ceramic matrix composites, in: Low, I.M. (Ed.), *Advances in Ceramic Matrix Composites*. Woodhead Publishing, pp. 164–189.
- Iskra, P., Tanaka, C., 2005. The influence of wood fiber direction, feed rate, and cutting width on sound intensity during routing. *Holz Als Roh- Werkst.* 63, 167–172. doi:10.1007/s00107-004-0541-7
- Juan, J., 2007. *Travail mécanique du bois - Lois générales de l'usinage*. Tech. Ing.
- Karner, J., Pedrazzini, M., Reineck, I., Sjöstrand, M.E., Bergmann, E., 1996. CVD diamond coated cemented carbide cutting tools. *Mater. Sci. Eng. A* 209, 405–413. doi:10.1016/0921-5093(95)10140-3
- Kennedy, T., Poorteman, M., Cambier, F., Hampshire, S., 1997. Silicon nitride-silicon carbide nanocomposites prepared by water processing of commercially available powders. *J. Eur. Ceram. Soc.* 17, 1917–1923. doi:10.1016/S0955-2219(97)00060-5
- Kim, S., Kim, H.-J., 2005. Comparison of standard methods and gas chromatography method in determination of formaldehyde emission from MDF bonded with formaldehyde-based resins. *Bioresour. Technol.* 96, 1457–1464. doi:10.1016/j.biortech.2004.12.003
- Kılıç, M., Burdurlu, E., Aslan, S., Altun, S., Tümerdem, Ö., 2009. The effect of surface roughness on tensile strength of the medium density fiberboard (MDF) overlaid with polyvinyl chloride (PVC). *Mater. Des.* 30, 4580–4583. doi:10.1016/j.matdes.2009.03.029
- Krell, A., 1996. Improved hardness and hierarchic influences on wear in submicron sintered alumina. *Mater. Sci. Eng. A* 209, 156–163. doi:10.1016/0921-5093(95)10155-1
- Krell, A., Bakun, O.V., 1986. High-temperature hardness of Al₂O₃-base ceramics. *Acta Metall.* 34, 1315–1319. doi:10.1016/0001-6160(86)90018-0
- Krell, A., Blank, P., Ma, H., Hutzler, T., Nebelung, M., 2003. Processing of High-Density Submicrometer Al₂O₃ for New Applications. *J. Am. Ceram. Soc.* 86, 546–53. doi:10.1111/j.1151-2916.2003.tb03339.x
- Krell, A., Jens, K., 2005. Controlling Structure, Shape and Properties of Ceramic Materials, in: *Processing of Transparent Al₂O₃: The Homogeneity of Particle Coordination Monitored by Pore Size Distribution*. Presented at the EUROMAT 2005, Prague, CZ.
- Kremer, D., 2000. *Usinage par électroérosion*.
- Krief, P., Coutrot, D., Conso, F., 2008. Risque toxicologique professionnel lié à l'exposition aux poussières de bois MDF. *Arch. Mal. Prof. Environ.* 69, 655–666. doi:10.1016/j.admp.2008.09.007
- Labidi, 2006. Amélioration de la durée de service d'outils d'usinage du bois par traitements de surface et préparation de l'arête de coupe. ENSAM, Paris, Paris.
- Labidi, C., Collet, R., Nouveau, C., Beer, P., Nicosia, S., Djouadi, M.A., 2005. Surface treatments of tools used in industrial wood machining. *Surf. Coat. Technol.* 200, 118–122. doi:10.1016/j.surfcoat.2005.02.098
- Lemaster, R.L., Tee, L.B., Dornfeld, D.A., 1985. Monitoring tool wear during wood machining with acoustic emission. *Wear* 101, 273–282. doi:10.1016/0043-1648(85)90081-X
- Lemaster, Saloni, Rodkwan, 2001. Update of process monitoring and control research at NC State University. Presented at the 15th International Wood Machining Seminar, Anaheim, US.
- Lemaster, Taylor, 1999. High-speed surface assessment of wood and wood-based composites. Presented at the 14th International Wood machining Seminar, Paris, France.
- Li Shi, 2006. La relation entre les propriétés des panneaux de fibres de densité moyenne et les caractéristiques du bois. Université de Laval, Québec, Canada.
- Lum, K.C., Ng, S., Black, I., 2000. CO₂ laser cutting of MDF: 1. Determination of process parameter settings. *Opt. Laser Technol.* 32, 67–76. doi:10.1016/S0030-3992(00)00020-7

- Lundberg, I. å. S., Porankiewicz, B., 1995. Studies of non-contact methods for roughness measurements on wood surfaces. *Holz Als Roh- Werkst.* 53, 309–314. doi:10.1007/s001070050097
- Maeda, M., Nakamura, K., Yamada, M., 1990. Oxidation resistance of silicon nitride ceramics with various additives. *J. Mater. Sci.* 25, 3790–3794. doi:10.1007/BF00575420
- McMeeking, R.M., Evans, A. g., 1982. Mechanics of Transformation-Toughening in Brittle Materials. *J. Am. Ceram. Soc.* 65, 242–246. doi:10.1111/j.1151-2916.1982.tb10426.x
- Méausoone, Gauvent, Auchet, 2010. Méthode indirecte de mesure des températures de coupe pour les outils de l'usinage du bois. Presented at the Matériaux 2010, Nantes.
- Michaud, 2003. Rhéologie de panneaux composites bois/thermoplastiques sous chargement thermomécanique : aptitude au postformage. Université de Laval, Québec, Canada.
- Miklaszewski, S., Zurek, M., Beer, P., Sokolowska, A., 2000. Micromechanism of polycrystalline cemented diamond tool wear during milling of wood-based materials. *Diam. Relat. Mater.* 9, 1125–1128. doi:10.1016/S0925-9635(99)00370-2
- Mohan, G.D., Klamecki, B.E., 1981. The susceptibility of wood-cutting tools to corrosive wear. *Wear* 74, 85–92. doi:10.1016/0043-1648(81)90195-2
- Murase, Y., Matsumoto, K., Ohuchi, T., 2008. Acoustic Emission and Cutting Resistance in Cutting of Solid Wood, MDF and Particleboard. *J. Fac. Agric. Kyushu Univ.* 53, 485–490.
- Nakamura, Kanayama, K., Hirai, Itto, Kubo, 1989. Surface damage in electro-conductive structural ceramics caused during electro-discharge machining EDM. Presented at the International Symposium for Electromachining, Nagoya, Japan.
- Nanoceram, 2004. Cutting tools and miniaturised parts with complex geometry based on nano powders.
- Niedzielski, P., Miklaszewski, S., Beer, P., Sokolowska, A., 2001. Tribological properties of NCD coated cemented carbides in contact with wood. *Diam. Relat. Mater.* 10, 1–6. doi:10.1016/S0925-9635(00)00358-7
- Nordström, J., Bergström, J., 2001. Wear testing of saw teeth in timber cutting. *Wear* 250, 19–27. doi:10.1016/S0043-1648(01)00625-1
- Ohuchi, T., Murase, Y., 2006. Milling of wood and wood-based materials with a computerized numerically controlled router V: development of adaptive control grooving system corresponding to progression of tool wear. *J. Wood Sci.* 52, 395–400. doi:10.1007/s10086-005-0779-7
- Ohuchi, T., Murase, Y., 2005. Milling of wood and wood-based materials with a computerized numerically controlled router IV: development of automatic measurement system for cutting edge profile of throw-away type straight bit. *J. Wood Sci.* 51, 278–281. doi:10.1007/s10086-004-0663-x
- Oles, E.J., Inspektor, A., Bauer, C.E., 1996. The new diamond-coated carbide cutting tools. *Diam. Relat. Mater.* 5, 617–624. doi:10.1016/0925-9635(95)00347-9
- Ozdemir, T., Hizirolu, S., Malkocoglu, A., 2009. Influence of relative humidity on surface quality and adhesion strength of coated medium density fiberboard (MDF) panels. *Mater. Des.* 30, 2543–2546. doi:10.1016/j.matdes.2008.09.036
- Pabst, W., Gregorová, E., 2013. Isothermal and adiabatic Young's moduli of alumina and zirconia ceramics at elevated temperatures. *J. Eur. Ceram. Soc.* doi:10.1016/j.bbr.2011.03.031
- Pappacena, K.E., Johnson, M.T., Wang, H., Porter, W.D., Faber, K.T., 2010. Thermal properties of wood-derived copper–silicon carbide composites fabricated via electrodeposition. *Compos. Sci. Technol.* 70, 478–484. doi:10.1016/j.compscitech.2009.11.011
- Pereira, C.M.C., Blanchard, C., Carvalho, L.M.H., Costa, C.A.V., 2004. High frequency heating of medium density fiberboard (MDF): theory and experiment. *Chem. Eng. Sci.* 59, 735–745. doi:10.1016/j.ces.2003.09.038
- Petot, C., Filal, M., Rizea, A.D., Westmacott, K.H., Laval, J.Y., Lacour, C., Ollitrault, R., 1998. Microstructure and ionic conductivity of freeze-dried yttria-doped zirconia. *J. Eur. Ceram. Soc.* 18, 1419–1428. doi:10.1016/S0955-2219(98)00024-7
- Philbin, 2005. Characterisation of the wear behaviour of polycrystalline diamond. *J. Mater. Process. Technol.* 162-163.
- Porankiewicz, B., 2002. Tribochemical reactions of cutting-edge material during secondary wood-product cutting. *Tribol. Lett.* 13, 141–145.

- Porankiewicz, B., Chamot, E., 2005. Tribochemical reactions of steel in cutting edge material during secondary wood products cutting. *Tribol. Lett.* 19, 73–82.
- Porankiewicz, B., Iskra, P., Sandak, J., Tanaka, C., Józwiak, K., 2006. High-speed steel tool wear during wood cutting in the presence of high-temperature corrosion and mineral contamination. *Wood Sci. Technol.* 40, 673–682. doi:10.1007/s00226-006-0084-7
- Porankiewicz, B., Sandak, J., Tanaka, C., 2005. Factors influencing steel tool wear when milling wood. *Wood Sci. Technol.* 39, 225–234. doi:10.1007/s00226-004-0282-0
- Pradhan, M., Kapur, P.C., Pradip, 2012. Effect of powder dispersion on sintering behavior and mechanical properties of nanostructured 3YSZ ceramics. *Ceram. Int.* 38, 2835–2843. doi:10.1016/j.ceramint.2011.11.055
- Pugsley, V.A., Korn, G., Luyckx, S., Sockel, H.-G., Heinrich, W., Wolf, M., Feld, H., Schulte, R., 2001. The influence of a corrosive wood-cutting environment on the mechanical properties of hardmetal tools. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 19, 311–318. doi:10.1016/S0263-4368(01)00059-2
- Rautio, S., Hynynen, P., Welling, I., Hemmilä, P., Usenius, A., Närhi, P., 2007. Modelling of airborne dust emissions in CNC MDF milling. *Holz Als Roh- Werkst.* 65, 335–341. doi:10.1007/s00107-007-0179-3
- Rey, L., 1964. Aspects théoriques et industriels de la lyophilisation, Hermann. ed.
- Rühle, M., Evans, A.G., McMeeking, R.M., Charalambides, P.G., Hutchinson, J.W., 1987. Microcrack toughening in alumina/zirconia. *Acta Metall.* 35, 2701–2710. doi:10.1016/0001-6160(87)90269-0
- Sheikh-Ahmad, J.Y., Stewart, J.S., Feld, H., 2003. Failure characteristics of diamond-coated carbides in machining wood-based composites. *Wear* 255, 1433–1437. doi:10.1016/S0043-1648(03)00179-0
- Simonin, G., 2010. Amélioration des performances d'outils de coupe pour la première transformation du bois. Nancy I.
- Sinn, G., Mayer, H., Stanzl-Tschegg, S., 2005. Surface properties of wood and MDF after ultrasonic-assisted cutting. *J. Mater. Sci.* 40, 4325–4332. doi:10.1007/s10853-005-1995-7
- Sommer, F., Kern, F., Gadow, R., 2013. Injection molding of ceramic cutting tools for wood-based materials. *J. Eur. Ceram. Soc.* doi:10.1016/j.jbr.2011.03.031
- Sommer, F., Landfried, R., Kern, F., Gadow, R., 2012. Mechanical properties of zirconia toughened alumina with 10–24 vol.% 1Y-TZP reinforcement. *J. Eur. Ceram. Soc.* doi:10.1016/j.jeurceramsoc.2012.06.019
- Sommer, F., Talpeanu, D., Kern, F., Gadow, R., Heisel, U., 2015. Medium Density Fiberboard Machining and Wear Behavior of Injection-Molded Ceramic Composite Wood Cutting Tools. *Int. J. Appl. Ceram. Technol.* 12, 147–156. doi:10.1111/ijac.12144
- Sommer, F., Talpeanu, D., Kern, F., Gadow, R., Heisel, U., 2013. Medium Density Fiberboard Machining and Wear Behavior of Injection-Molded Ceramic Composite Wood Cutting Tools. *Int. J. Appl. Ceram. Technol.* n/a–n/a. doi:10.1111/ijac.12144
- Stewart, 2004. Cryogenic treatment of tungsten carbide reduces tool wear when machining medium density fiberboard. *For. Prod. Soc.* 54, p.53–56.
- Stewart, H.A., Srinivasan, S., Kent Stiffler, A., Miller, D.B., 1994. Electrical discharge when machining medium-density fibreboard and tool wear. *Tribol. Int.* 27, 343–348. doi:10.1016/0301-679X(94)90028-0
- Strehler, C., Blugan, G., Ehrle, B., Speisser, B., Graule, T., Kuebler, J., 2010. Influence of sintering and sintering additives on the mechanical and microstructural characteristics of Si₃N₄/SiC wood cutting tools. *J. Eur. Ceram. Soc.* 30, 2109–2115. doi:10.1016/j.jeurceramsoc.2010.04.007
- Strehler, C., Ehrle, B., Weinreich, A., Kaiser, B., Graule, T., Aneziris, C.G., Kuebler, J., 2011a. Lifetime and Wear Behavior of Near Net Shaped Si₃N₄/SiC Wood Cutting Tools. *Int. J. Appl. Ceram. Technol.* doi:10.1111/j.1744-7402.2011.00690.x
- Strehler, C., Ehrle, B., Weinreich, A., Kaiser, B., Graule, T., Aneziris, C.G., Kuebler, J., 2011b. Lifetime and Wear Behavior of Near Net Shaped Si₃N₄/SiC Wood Cutting Tools. *Int. J. Appl. Ceram. Technol.* doi:10.1111/j.1744-7402.2011.00690.x

- Strehler, C., Parlinska-Wojtan, M., Blugan, G., Speisser, B., Ehrle, B., Aneziris, C.G., Graule, T., Kuebler, J., 2011. Influence of intergranular phases on edge integrity of Si₃N₄/SiC wood cutting tools. *J. Eur. Ceram. Soc.* 31, 2711–2719. doi:10.1016/j.jeurceramsoc.2011.01.021
- Szymani, R., Dickinson, F.E., 1975. Recent developments in wood machining processes: Novel cutting techniques. *Wood Sci. Technol.* 9, 113–128. doi:10.1007/BF00353390
- Tong, J., Chen, D., 2004. Preparation of alumina by aqueous gelcasting. *Ceram. Int.* 30, 2061–2066. doi:10.1016/j.ceramint.2003.07.009
- Ueyama, T., Wada, H., Kaneko, N., 1988. Pulverization and Dispersion Technique for Agglomerated Particles of Alumina Powder in a Slurry. *J. Am. Ceram. Soc.* 71, C–74. doi:10.1111/j.1151-2916.1988.tb05834.x
- Ustaomer, D., Usta, M., Hiziroglu, S., 2008. Effect of boron treatment on surface characteristics of medium density fiberboard (MDF). *J. Mater. Process. Technol.* 199, 440–444. doi:10.1016/j.jmatprotec.2007.06.078
- Vade-Mecum des matériaux, 2010. . Fédération Française des Matériaux.
- Vidal Bastías, 2006. Modélisation du pressage à chaud des panneaux de fibres de bois (MDF) par la méthode des éléments finis. Université de Laval, Québec, Canada.
- Yeh, T.-S., Sacks, M.D., 1988. Low-Temperature Sintering of Aluminum Oxide. *J. Am. Ceram. Soc.* 71, 841–844. doi:10.1111/j.1151-2916.1988.tb07533.x
- Yliopisto, 1999. Development of a color machine vision method for wood surface inspection. University of Oulu, Finland.
- Zerizer, Aknouche, Nouveau, 2010. Applications des films durs pour outils de coupe destinés à l’usinage du bois. Presented at the Matériaux 2010, Nantes.
- Zha, 2003. Grinding induced damage in ceramics. *J. Mater. Process. Technol.* 132, 353–364.
- Zins, M.E., 1996. Einsatz keramischer Schneidstoffe bei der Zerspanung von Holzwerkstoffen mit Schafffräsern. RWTH Aachen.

CHAPITRE II : Matériels et méthodes expérimentales

1. Modes d'obtention et caractéristiques des céramiques	70
1.1 Procédés de fabrication	70
1.2 Structures micrographiques des céramiques frittées	74
1.3 Propriétés physiques et mécaniques	79
2. Propriétés physiques des matériaux à base de bois	81
2.1 Panneaux de particules	81
2.2 Panneaux de fibres	81
3. Conception et fabrication des outils prototypes	83
3.1 Assemblage de la céramique sur l'outil	86
3.1.1 Etape 1 : Brasage haute température	87
3.1.2 Etape 2 : Découpe des inserts et rectification	87
3.1.3 Etape 3 : Brasage en basse température	88
3.1.4 Etape 4 : Affûtage par rectification	89
3.2 Méthode de caractérisation de l'outil	90
3.2.1 Caractérisation chimique de la liaison par ESEM et EDX	90
3.2.2 Mesure des états de surface après rectification	90
3.2.3 Calcul des contraintes résiduelles au sein de l'assemblage	91
a. Essais de dilatométrie	92
b. Méthode des éléments finis	94
c. Analyse des contraintes résiduelles par diffraction de rayons X	95
4. Essais d'usinage	98
4.1 Conditions de fraisage	98
4.2 Conditions de tournage	99
4.3 Analyse des modes d'endommagement et du comportement thermique	99
4.3.1 Méthodes de caractérisation de l'usure de l'arête	99
4.3.2 Mesure de la température par pyrométrie infrarouge	101
4.3.3 Simulations numériques des contraintes	102
5. Synoptique des essais	103
5.1 Fabrication des outils prototypes et caractérisation de l'arête	103
5.2 Analyse du comportement mécanique et thermique en usinage	104
Bibliographie	105

II. Matériels et méthodes expérimentales

L'étude de la littérature a permis de mettre en évidence que les céramiques à base d'oxydes d'aluminium et de zirconium, présentent un fort potentiel de développement en tant que matériaux de coupe. A cause de la dureté et de la stabilité chimique plus élevée des alumines par rapport aux nitrures de silicium, nous avons choisi de nous intéresser au développement de céramiques à base d'oxydes. Le comportement à l'usure n'ayant pas encore été défini, plusieurs nuances seront développées afin de tenter d'établir une corrélation entre les propriétés physiques et mécaniques, et la résistance à l'usure.

Ces travaux se proposent d'étudier la tenue à l'usure en usinage de neuf nuances de céramiques à base d'aluminium et de zirconium. Les compositions ont été définies à partir de l'étude des propriétés physiques et mécaniques de l'alumine et de la zircone avec *IKTS Fraunhofer*, qui est un institut de recherche appliquée dédié aux céramiques. Le développement de nuances, avec différents mélanges à partir de ces deux composés, permettra d'obtenir des céramiques avec différentes caractéristiques physiques et mécaniques, et d'observer l'influence de ces caractéristiques sur l'usure en usinage.

Les méthodes expérimentales mises en place pour observer le comportement à l'usure des compositions de céramique, ont pour objectif les points suivants :

- Identification des mécanismes d'usure
- Approche du comportement thermique

L'identification des mécanismes d'usure s'effectuera en fraisage périphérique de panneaux de particules, et l'analyse du comportement thermique se fera à partir d'un montage expérimental, en tournage de cylindres en fibres de bois. L'assemblage de la céramique sur les corps d'outils se fera par une méthode de brasage en deux étapes. L'affûtage de l'arête de coupe sera effectué par rectification à l'aide d'une meule abrasive.

La caractérisation des liaisons céramique-métal se fera par microscopie électronique, et analyses EDX. Les mesures des rugosités des faces de coupe et de dépouille après l'affûtage, seront réalisées par topographie de surface à l'aide d'un profilomètre confocal. Les modes d'endommagement et d'usure des céramiques après les essais d'usinage, seront analysées par microscopie électronique. Les contraintes résiduelles au niveau de la liaison céramique-substrat, et sur la face de coupe seront déterminées depuis des essais en dilatométrie, par la méthode des éléments finis, et en analyse de diffraction de rayons X.

1. Mode d'obtention et caractéristiques des céramiques

1.1 Procédés de fabrication

La fabrication et la caractérisation des céramiques ont été confiées à *IKTS Fraunhofer*. Neuf nuances à bases d'alumine (Al_2O_3) et de zircons yttriés (3Y-ZrO_2), annotées de G1 à G9, ont été fabriquées par Coulage-Gélification (CG) et Pressage Isostatique à Froid (CIP) de poudres. Un frittage à l'air, puis un frittage isostatique à chaud (HIP) sont utilisés pour toutes les nuances.

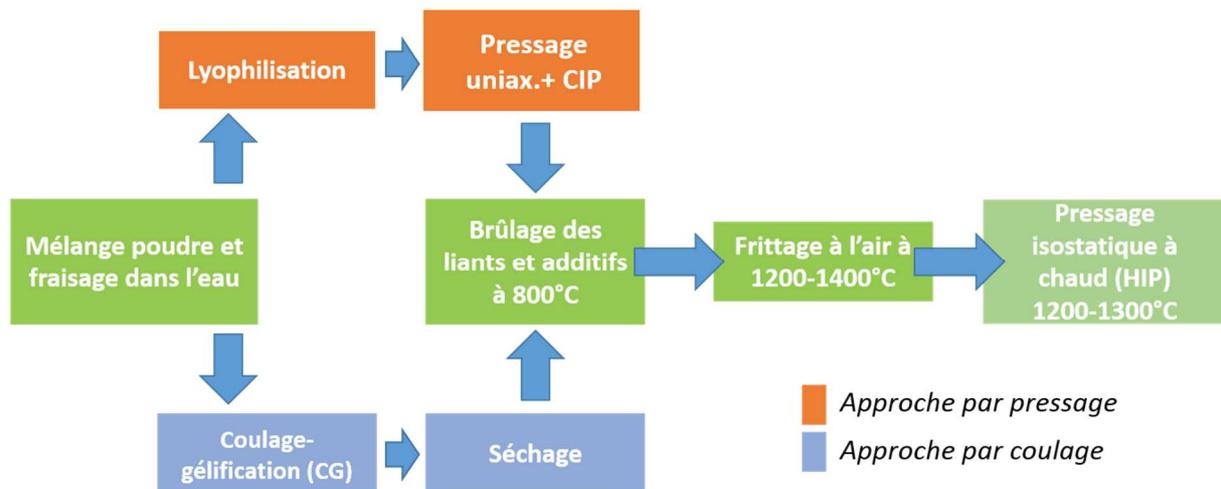


Figure II-1: Procédés de fabrication des céramiques par Coulage-Gélification (CG) et Pressage Isostatique à Froid (CIP), Klimke 2014

La Figure II-1 illustre les deux approches utilisées pour la fabrication des céramiques, dans le cadre du développement de matériaux pour l'usinage de matériaux dérivés du bois (Klimke, 2014). L'état de la technique a mis en évidence que les performances des céramiques étaient corrélées avec leur microstructure. L'objectif est de comparer les microstructures (taille de grain, densité, population de défauts) obtenues par deux méthodes d'élaboration différentes.

Les références des céramiques, ainsi que les paramètres de fabrication sont synthétisés dans le Tableau II-1. Les poudres à taille de grains nanométriques ont été fournies par les sociétés *Tosoh* et *Tamei*. Le séchage des corps après la gélification (CG) entraîne des retraits de matière plus importants. Cela explique que les plaques obtenues aient des dimensions inférieures à celles fabriquées par CIP.

Référence	Composition chimique (%m)	Fabrication	Temp. frittage 2h (°C)	Temp. HIP 15h (°C)	Dimensions (mm ³)
G1	Al ₂ O ₃	CG	1250	1220	3 plaques 3x96x96
G2	Al ₂ O ₃	CIP	1330	1300	3 plaques 3x103x103
G3	3Y-ZrO ₂	CG	1420	1400	4 plaques 3x74x80
G4	3Y-ZrO ₂	CIP	1400	1380	3 plaques 3x94x94
G5	3Y-ZrO ₂ + 20 % Al ₂ O ₃	CIP	1400	1380	3 plaques 3x96x96
G6	Al ₂ O ₃ + 10 % 3Y-ZrO ₂	CIP	1450	1430	3 plaques 3x103x103
G7	Al ₂ O ₃ + 16 % 3Y-ZrO ₂	CIP	1600	1580	3 plaques 3x103x103
G8	Al ₂ O ₃ + 10 % ZrO ₂	CG	1430	1400	1 plaque 3x93x93 1 plaque 3x96x96
G9	Al ₂ O ₃ + 10 % ZrO ₂	CIP	1400	1380	3 plaques 3x103x103

Tableau II-1: Synthèse des différentes compositions chimiques développées pour la fabrication d'outils d'usinage

Les durées de frittage à l'air et par HIP, ainsi que les températures ont été déterminées à partir d'essais de densification effectués sur chaque nuance, afin d'obtenir les plus hautes valeurs de densités, aux températures de cuisson les plus basses. Les résultats de ces essais sont représentés à la Figure II-2 et Figure II-3.

Les écarts de comportement entre les alumines (Figure II-2, a), sont dus à la différence d'homogénéité entre les microstructures. La microstructure obtenue par coulage est homogène et exempte de défauts, tandis que celle fabriquée par CIP présente des défauts de grandes tailles (Figure II-4). Concernant les ZTA, c'est la nuance G7 (16 % de 3Y-ZrO₂) qui a la plus haute valeur de masse volumique après frittage à l'air pendant deux heures (b). Les différences d'évolution des densités relatives des ZTA avec 10 % de ZrO₂ sont dues à l'utilisation de différentes qualités de poudres et technologies de fabrication (CG ou CIP).

Les masses volumiques des zircons yttrés après CG et CIP sont similaires. Les densités relatives des structures sont supérieures à 99,9 %.

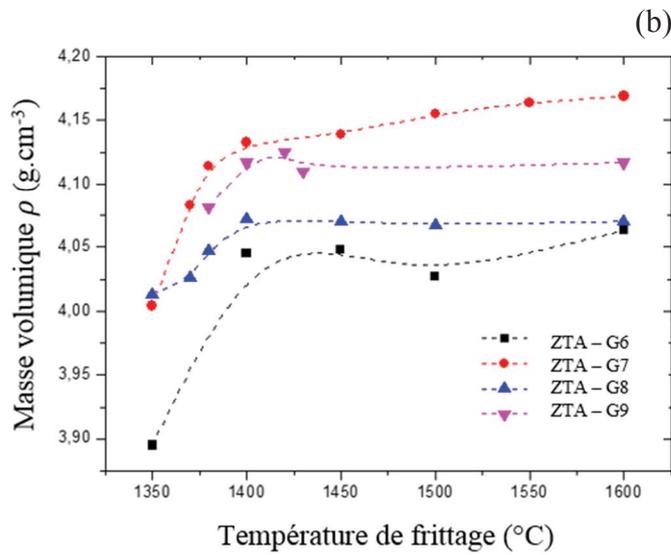
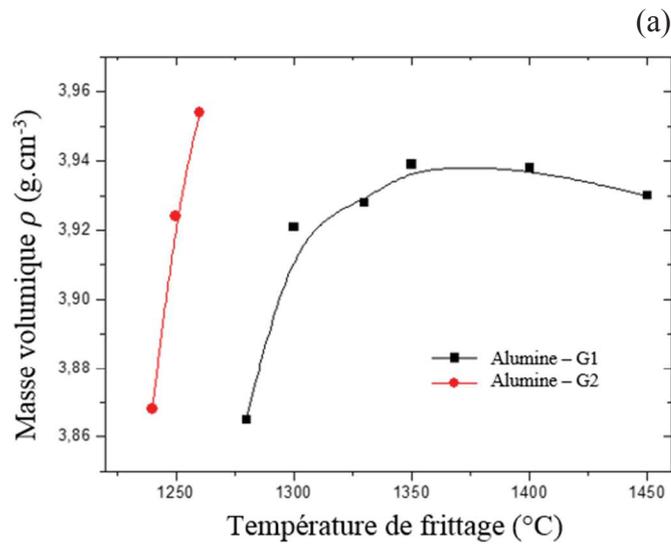


Figure II-2: Masses volumiques ρ après frittage à l'air pendant 2h des aluminés purses G1 et G2, et des mélanges alumine-zircone (ZTA) préparés par coulage-gélification et pressage isostatique à froid

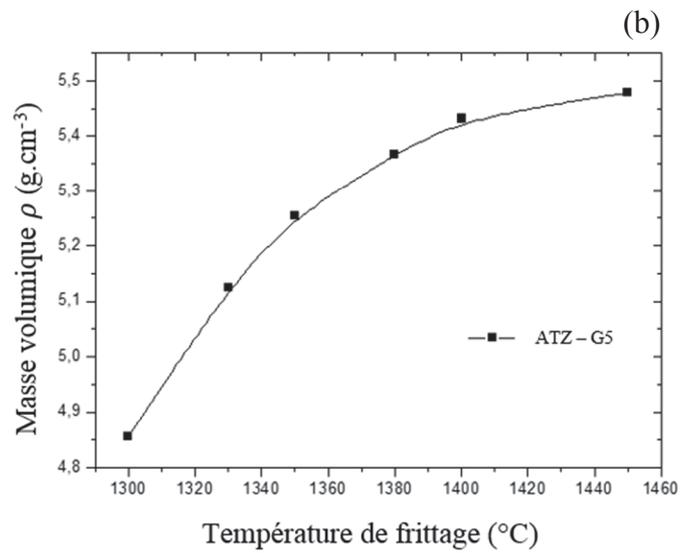
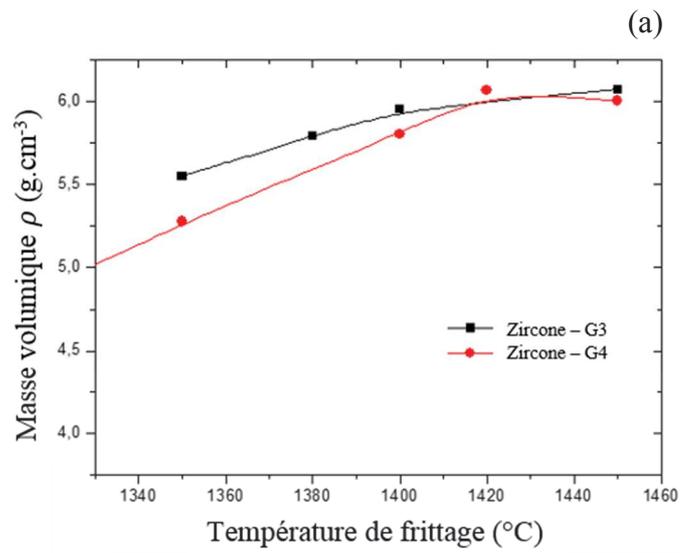


Figure II-3: Masses volumiques ρ après frittage à l'air pendant 2h des zircons yttrifiés G3 et G4, et du mélange zircon-alumine (ATZ) préparés par coulage-gélification et pressage isostatique à froid

1.2 Structures micrographiques des céramiques frittées

Les densités ont été déterminées par la méthode d'Archimède. Les tailles moyennes des grains sont évaluées par la méthode d'interception linéaire, qui consiste à calculer le nombre d'intersection entre une ligne et des frontières de grains, pour une longueur donnée, à partir de micrographies de la structure des céramiques frittées. Une moyenne est alors déterminée à partir de plusieurs tracés (Mendelson, 1969). Les densités relatives des céramiques fabriquées par CIP sont comprises entre 97,0 % et 98,8 %, sauf pour la nuance G4 qui est supérieure à 99,9 %. L'alumine G1 et l'alumine à phase dispersée G8 ont des densités plus élevées que les mêmes compositions, G2 et G9, fabriquées par CIP. Les micrographies électroniques ci-dessous illustrent les structures obtenues à différents grossissements.

– Alumines

Les résultats des observations en microscopie électronique des structures des alumines G1 et G2 sont représentées à la Figure II-4. La structure du G1 présente peu de défauts (a), comparativement au G2 (c). Sur les micrographies électroniques de la microstructure du G2 on remarque la présence de défauts et de porosités (Figure II-4, c et d). Les tailles de grains du G2 sont supérieures et la densité inférieure. Cette différence s'explique par le fait que le frittage par CIP du G2 a engendré des défauts. Afin d'augmenter sa densité en frittage à l'air et par HIP, une température supérieure de 80°C a été utilisée (Figure II-2). Cette température a entraîné une croissance plus importante de la taille des grains. La taille moyenne des grains du G1 est de 0,81 μm et de 1,03 μm pour le G2.

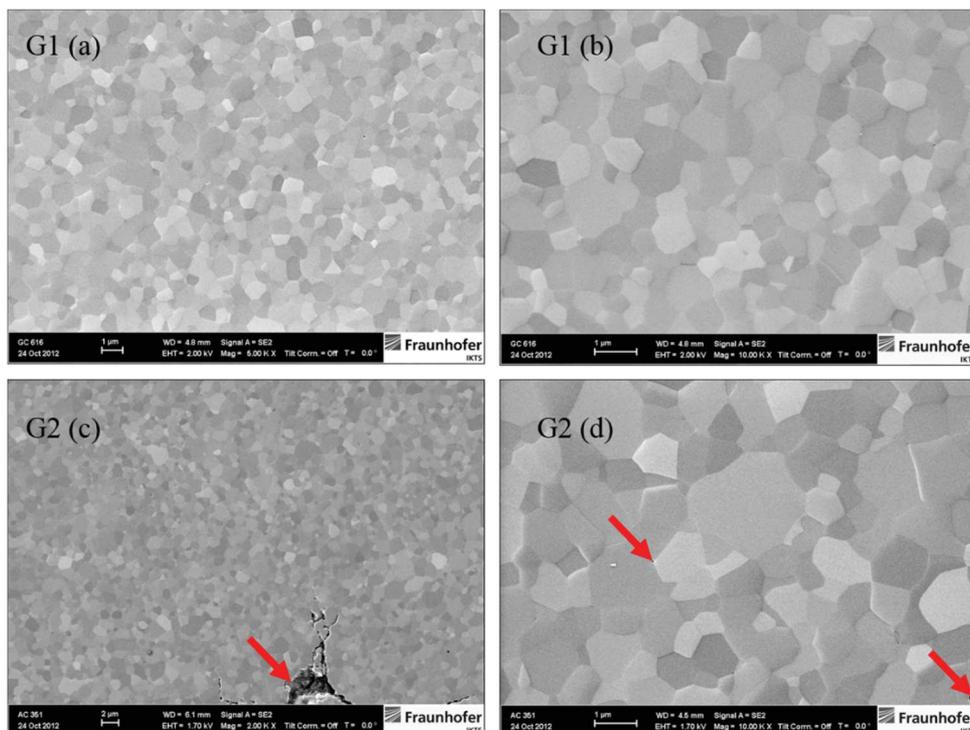


Figure II-4: Micrographies électroniques des structures des alumines G1 (a et b) et G2 (c et d)

– Zircones yttriées

La structure submicronique du G3 est présentée à la Figure II-5 et celle du G4 à la Figure II-6. Les deux zircons ont des densités relatives supérieures à 99,9 %. L'utilisation d'une température de frittage supérieure de 20°C, pour la zircone fabriquée par CG, a entraîné une croissance supérieure de la taille moyenne de grain de 100 nm (~20 %).

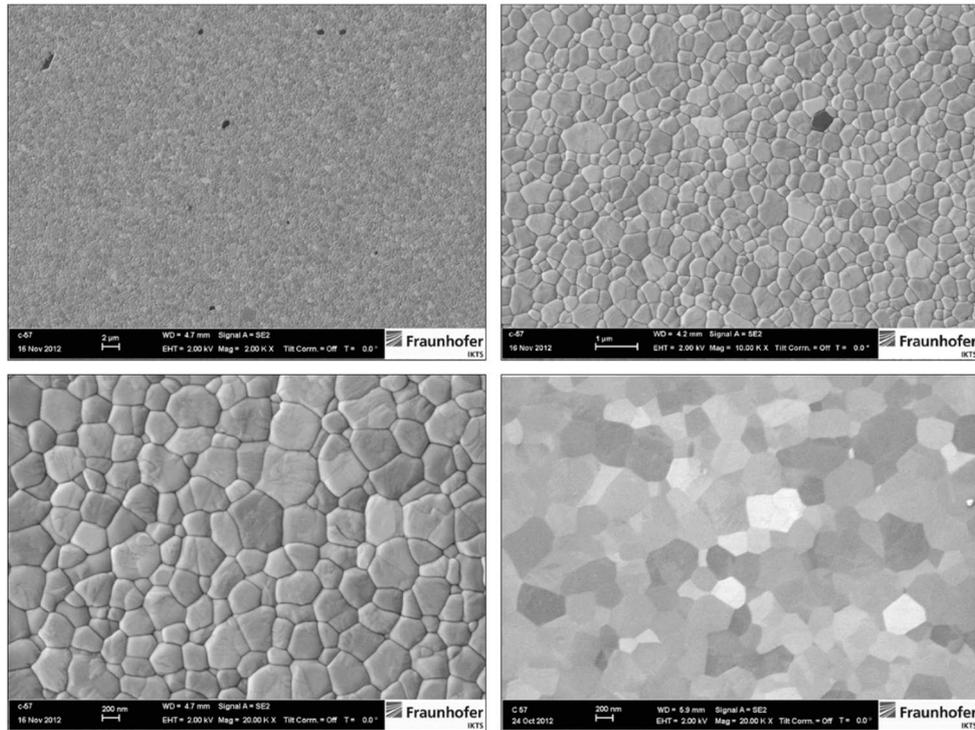


Figure II-5: Micrographies électroniques de la structure submicronique de la zircone yttriée G3 fabriquée par CG

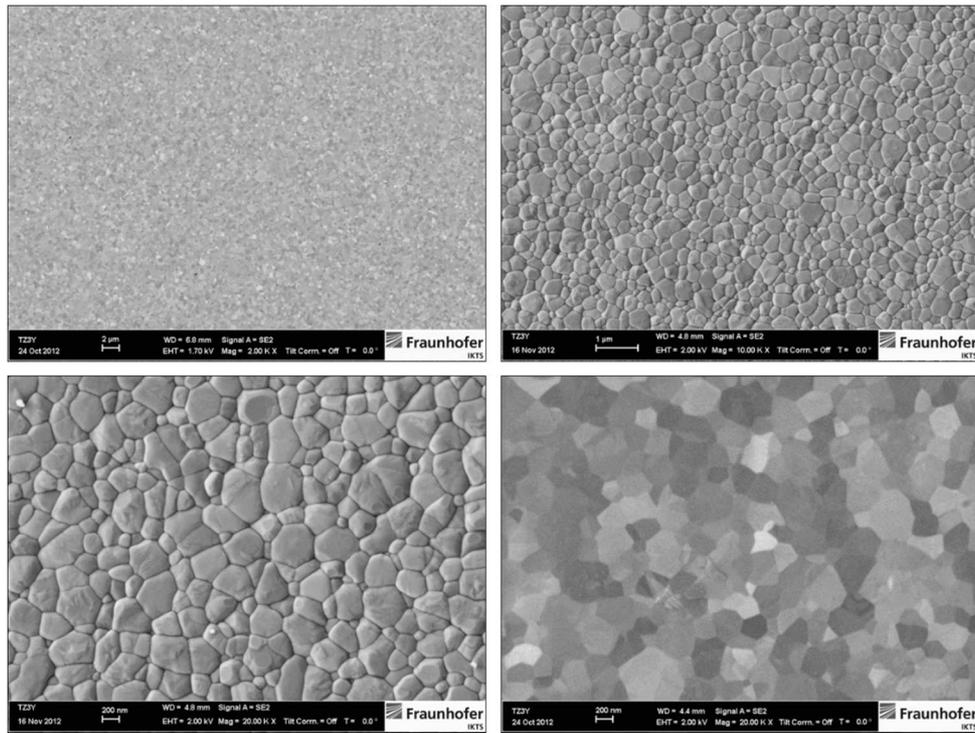


Figure II-6: Micrographies électroniques de la structure submicronique de la zircone yttrée G4 fabriquée par CIP (G4)

– Zircone à phase dispersée

La zircone à phase dispersée d'alumine (Alumina Toughened Zirconia, ATZ) a une masse volumique de $5,49 \text{ g/cm}^3$. Les grains d'alumine sont représentés en noir (Figure II-7) et ceux de zircone yttrée en blanc sur les micrographies électroniques obtenues en électrons rétrodiffusés (BSE, contraste de phase).

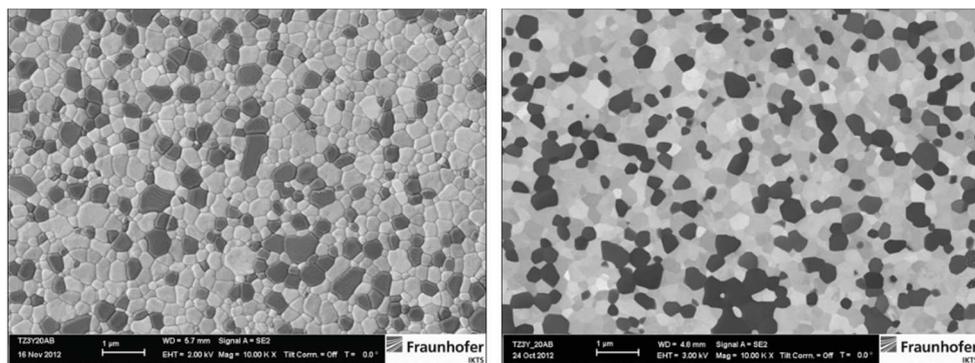


Figure II-7: Micrographies électroniques en mode d'image par électrons rétrodiffusés de la structure du G5 fabriqué par CIP

– Alumine à phase dispersée

Les micrographies électroniques (Figure II-8) représentent les structures submicroniques des ZTA nuance G6 et G7. Les phases de zirconium sont représentées en blanc entre les grains d'alumine (BSE).

Les structures des ZTA contenant 10 % de ZrO_2 non stabilisée sont représentées Figure II-9. Des calculs à partir d'analyses Rietveld en diffraction de rayons X ont permis de déterminer les pourcentages de phase monoclinique dans les ZTA. L'analyse utilise la méthode des moindres carrés pour affiner le diffractogramme théorique de la phase monoclinique avec celui de la phase mesurée (quadratique). A partir de la différence d'aire des pics, le pourcentage massique de chaque phase peut être évalué sur la surface d'un échantillon. Elles sont respectivement de 0,7 %, 1,8 %, 2,0 % et 1,1 % pour les nuances G6, G7, G8 et G9. Pour la nuance à base de zirconium non stabilisée (G8), la taille de grain de la poudre, ainsi que les contraintes de compression dans la matrice d'alumine ont pour effet de limiter la transformation de phase pendant la fabrication (Hannink et al., 2000). Néanmoins, la zirconium n'étant pas stabilisée, le pourcentage de phase monoclinique tend à être supérieur aux valeurs des autres compositions.

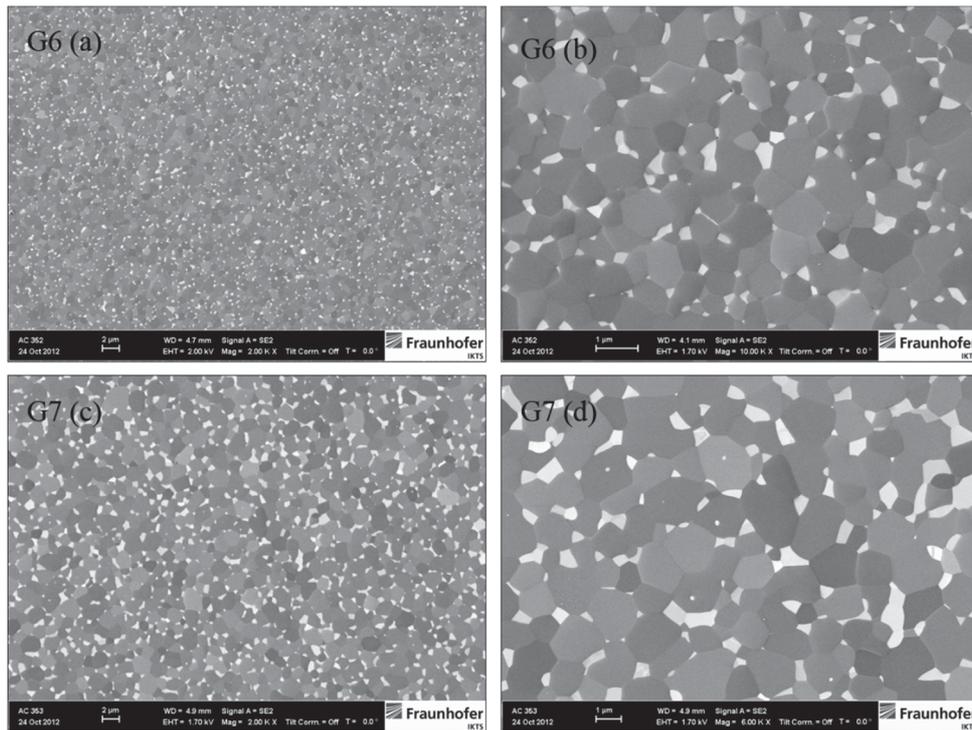


Figure II-8: Micrographies électroniques en mode d'image par électrons rétrodiffusés des structures submicroniques du G6 (a, b) et du G7 (c, d), tous deux fabriqués par CIP

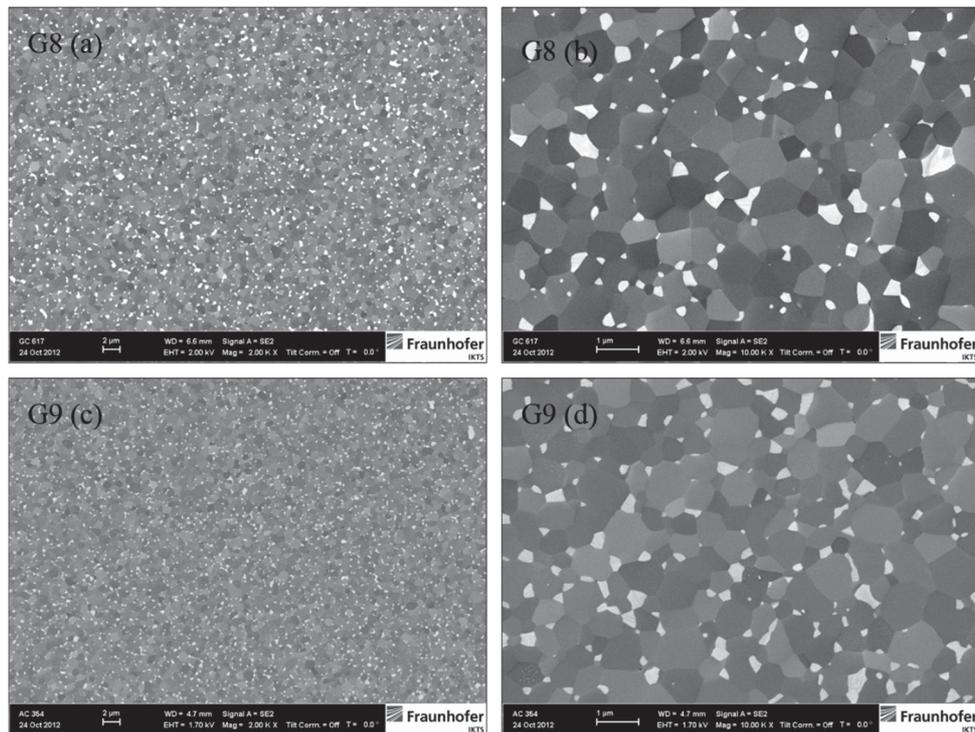


Figure II-9: Micrographies électroniques structures submicroniques des nuances G8 (a, b) et G9 (c, d)

L'homogénéité des corps crus préparés par CG permet un travail de densification supérieur par frittage à l'air et par HIP. L'utilisation du CG et du CIP a permis la fabrication de céramiques à structures submicroniques, exceptées pour les grades G2 et G7 dont les tailles de grains sont supérieures à 1 μm. La synthèse des densités et des tailles de grains est donnée par le Tableau II-2.

On peut retenir que :

- Les densités relatives des nuances fabriquées par CG sont supérieures à 99 %, tandis que celles produites par CIP sont comprises entre 97-99 % (hormis la zircone yttriée G4, qui a une densité supérieure à 99,9 %) ;
- Les tailles de grains du G5 sont les plus faibles de toutes les nuances. Les grains d'alumine ont une taille moyenne de 0,23 μm et ceux de zircons yttriés de 0,38 μm ;
- L'ajout de 6 %m de 3Y-ZrO₂ dans le G7 a généré une augmentation des tailles de grain de 1,08 μm pour l'alumine et de 0,45 μm pour la zircone, en comparaison avec les tailles des grains des nuances G6, G8, G9.

Référence	Fabrication	Masse volumique (g.cm ⁻³)	Densité relative (%)	Taille moyenne de grain Al ₂ O ₃ /ZrO ₂ (μm)	
G1 - Alumine	CG	3,98	99,8	0,81	
G2 - Alumine	CIP	3,94	98,8		1,03
G3 – Zircone yttriée	CG	6,08	99,9		0,50
G4 – Zircone yttriée	CIP	6,09	99,9		0,40
G5 – ATZ	CIP	5,49	97,0	0,23	0,38
G6 – ZTA	CIP	4,07	97,0	0,75	0,14
G7 - ZTA	CIP	4,21	97,4	1,83	0,59
G8 – ZTA	CG	4,15	99,8	0,76	0,14
G9 - ZTA	CIP	4,08	98,1	0,73	0,14

Tableau II-2: Densités et tailles de grain des céramiques fabriquées par CG et CIP

1.3 Propriétés physiques et mécaniques

- Les modules d'Young ont été déterminés par des mesures de fréquence de résonance sur un appareil *Grindsonic*, avec dix échantillons par nuance, EN 843-2
- Les essais de flexions 4 points ont été réalisés avec 12 barres de flexion, DIN ISO 3327
- Les mesures de ténacité sont obtenues avec 8 éprouvettes (entaille SEVNB), DIN 14425-5
- La dureté a été mesurée à partir de 10 essais d'indentation Vickers sous une charge de 10 kg, EN 843-4

La synthèse des propriétés physiques et mécaniques est donnée dans le Tableau II-3. L'ensemble des essais de caractérisation des propriétés a été réalisé à partir d'éprouvettes normalisées de 3x4x50 mm³.

L'alumine G1 et le grade G8 fabriqués par CG possèdent les duretés les plus élevées, soient respectivement 2009 HV 10 et 1884 HV 10. La nuance G4 de zircone partiellement stabilisée a la plus haute valeur de ténacité avec 14,4 MPa√m. On remarque que l'apport de 20 % d'alumine au sein de la zircone (G5) permet d'augmenter la dureté d'environ 175 HV 10 (20 %), et la résistance à la flexion de 292 MPa (20 %). La nuance G8 combine une dureté élevée, une résistance à la flexion de 716 MPa et une ténacité de 5,6 MPa√m. La ténacité est améliorée par l'apport de zircone non stabilisée.

Référence	Fabrication	Module d'Young (GPa)	Dureté HV 10	Taille moyenne des grains (μm)		Résistance à la flexion – 4 points (MPa)	K_{Ic} (MPa \sqrt{m})
				Al ₂ O ₃	ZrO ₂		
G1 – Alumine	CG	400	2009 ± 20	0,81		661 ± 110	3,6 ± 0,3
G2 – Alumine	CIP	339	1808 ± 119	1,03		186 ± 11	3,5 ± 0,1
G3 – Zircon ytriée	CG	214	1300 ± 7		0,50	1088 ± 506	11,5 ± 1,6
G4 – Zircon ytriée	CIP	215	1304 ± 6		0,40	1416 ± 239	14,4 ± 1,4
G5 – ATZ	CIP	256	1479 ± 8	0,23	0,38	1708 ± 187	12,7 ± 1,2
G6 – ZTA	CIP	326	1727 ± 96	0,75	0,14	190 ± 19	3,8 ± 0,2
G7 – ZTA	CIP	372	1744 ± 27	1,83	0,59	412 ± 142	5,2 ± 0,4
G8 – ZTA	CG	382	1884 ± 16	0,76	0,14	716 ± 152	5,6 ± 0,6
G9 – ZTA	CIP	325	1858 ± 16	0,73	0,14	202 ± 17	3,9 ± 0,1

Tableau II-3: Synthèse des propriétés mécaniques nominales des céramiques

Les valeurs des modules d'Young des nuances G2, G6 et G9 sont anormalement basses, elles sont respectivement de 339 GPa, 326 GPa et 325 GPa. Elles devraient se situer aux environs de 390 GPa pour l'alumine et de 380 GPa pour les G6 et G9 (CeramTec, 2011). Ces résultats sont la conséquence de la présence d'une forte densité de défauts (Figure II-4), qui vont aussi entraîner de faibles valeurs de résistance à la flexion (~200 MPa, soit -70 %).

Les méthodes de fabrication des corps crus et les paramètres de frittage ont une influence majeure sur les structures des céramiques et donc sur leur propriétés mécaniques. Le procédé de CG convient mieux à la manufacture des alumines et des ZTA, alors que la lyophilisation et le CIP sont plus appropriés à la fabrication des zircons ytriés et des ATZ. Le coulage-gélification et le HIP permettent d'obtenir des corps de plus grandes densités et de meilleures homogénéités. Le frittage final par HIP augmente la densité des corps d'environ 1-2 %. Même si cette augmentation améliore modestement les propriétés mécaniques de certaines compositions (Gogolewski et al., 2009), l'homogénéité finale des céramiques est augmentée. Ce procédé non conventionnel est généralement utilisé pour la fabrication de biocéramiques pour des applications dans le domaine des prothèses médicales (Biotteau, 2012; Gutknecht, 2006; Rabache, 2013). C'est la première fois que le HIP est utilisé pour la fabrication de céramiques destinées à des applications d'usinage. Les propriétés physiques et mécaniques obtenues montrent que l'utilisation de cette méthode est envisageable pour la fabrication de céramiques d'alumine à phase dispersée.

2. Propriétés physiques des matériaux à base de bois

2.1 Panneaux de particules

Les caractéristiques physiques et mécaniques des panneaux de particules (PB) sont représentées dans le Tableau II-4. Les propriétés des panneaux sont sujettes à des essais normalisés. La masse volumique moyenne des panneaux qui seront usinés est de 640 kg.m^{-3} . La taille des panneaux usinés est de $2,3 \times 0,55 \text{ m}^2$ et de 22 mm d'épaisseur. Le taux de silice est inférieur à 0,05 %, conformément à la norme ISO 3340. Ces panneaux ont été usinés lors des opérations de fraisage périphérique.

Caractéristiques	Unités	Valeurs sur panneaux de particules surfacés brut.	Méthode d'essai
Epaisseur des panneaux	mm	22	
Masse volumique	Kg/m^3 +/- 10%	640	EN 323
Résistance en flexion	N/mm^2	$\geq 11,5$	EN 310
Traction perpendiculaire	N/mm^2	$\geq 0,3$	EN 319
Décor		Papier	
Dimensions	mm	Longueur et largeur : $\pm 2 \text{ mm/ml}$ Epaisseur : $\pm 0,2 \text{ mm}$	EN 324.1 EN 324.1
Equerrage	mm	+/- 2 mm/m	EN 324.2
Planéité	mm	< à 1mm/ml	
Humidité sortie d'usine	%	7 ± 3	EN 322
Taux de silice		< 0,05%	ISO 3340

Tableau II-4: Propriétés physiques et mécaniques des panneaux de particules (caractéristique du fournisseur Alsapan)

2.2 Panneaux de fibres

Le Tableau II-5 présente les propriétés physiques et mécaniques de panneaux en MDF qui ont été utilisées pour les essais de tournage. Les panneaux ont été usinés sans revêtement. Pour pouvoir faire des essais de tournage, des rondins ont été découpés à la scie cloche dans des panneaux. Un perçage a été effectué au centre des disques. Les disques ont été assemblés à l'aide d'un boulon pour former un cylindre de diamètre extérieur 75 mm et de 110 mm de longueur. Le schéma de l'expérimentation de chariotage est représenté sur la Figure II-10.

Caractéristiques	Unités	Valeurs	Méthode d'essais
Humidité	%	4,5 à 6	EN 322
Masse volumique	kg/m ³	870 +/-30	EN 323
Densité des faces (après ponçage)	kg/m ³	Mini : 1050 Ecart entre les 2 faces ≤ 20	/
Densité à cœur (après ponçage)	kg/m ³	Mini : 820	/
Arrachement de surface (panneaux bruts)	N/mm ²	≥ 1,5	EN 311
Traction perpendiculaire	N/mm ²	≥ 1,6	EN 319
Résistance à la flexion	N/mm ²	≥ 50	EN 310
Module d'élasticité en flexion	N/mm ²	≥ 4000	EN 310
Teneur en formaldéhyde	mg HCHO par 100g	< 8	EN-120
Teneur en silice	%	< 0,05	ISO 3340

Tableau II-5: Propriétés physiques et mécaniques des panneaux de fibres usinés en tournage (caractéristique du fournisseur Alsapan)

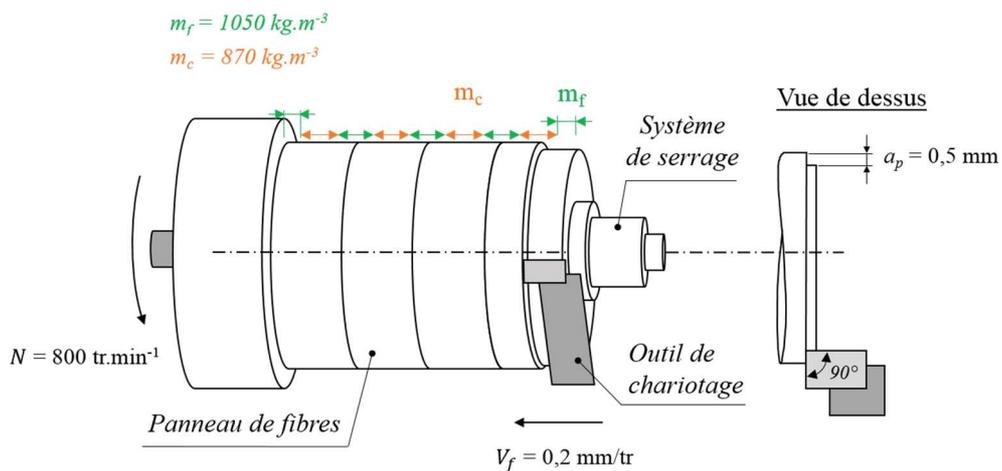


Figure II-10: Opération de chariotage d'un MDF avec un outil à charioter à plaquette céramique

Une contre-pointe a été utilisée pour éviter une flèche du cylindre en MDF. En conséquence de la conception des panneaux de MDF, l'outil usine des zones avec des densités différentes, car les masses volumiques sont plus élevées aux faces (m_f) qu'au centre (m_c). La différence entre les faces extérieures et le cœur est d'environ 280 kg.m^{-3} , soit 20 %.

3. Conception et fabrication des outils prototypes

L'opération de fraisage permet d'étudier le comportement mécanique des céramiques dans des conditions semi-industrielles. L'essai de tournage est une expérimentation qui a été choisie pour pouvoir observer les transferts de chaleur et le comportement mécanique.

La première étape des travaux est de mettre au point et de concevoir une méthode de conception des outils prototypes. Ceci nécessite l'assemblage de la céramique sur le corps de l'outil et la mise en forme de l'arête de coupe. Des études préalables ont été réalisées pour tester l'assemblage par collage des plaquettes. Les essais menés avec les sociétés *Clix Industrie* et *Colindus* ont montré que les efforts dynamiques sont trop élevés lors de la coupe, et génèrent le décollement de la céramique de son support.

Le brasage apparaît donc comme la technique la plus appropriée car elle est déjà utilisée pour l'assemblage de céramiques avec des métaux. Cependant, le brasage céramique-métal s'effectue généralement dans un four, et est difficile à mettre en œuvre, car il nécessite la conception d'un outillage pour le maintien en position des plaquettes sur le corps de l'outil. Les différences de dilatation thermique entre les matériaux rendent aussi difficile l'assemblage des céramiques oxydes et des métaux. En effet, la céramique et les métaux se dilatent sous l'effet de la température. Lors du refroidissement la différence de contraction de chacun des matériaux de l'assemblage entraîne l'apparition de contraintes résiduelles.

Afin de pallier ces deux problèmes, une méthode de brasage en deux étapes a été développée (Figure II-11). Un premier brasage est effectué sur un substrat métallique dans un four. Cette première opération permet d'ajuster les coefficients de dilatation des céramiques avec celui du substrat sur lequel elle est assemblée. Un second brasage est réalisé sur le corps de l'outil, où chaque plaquette est brasée à l'aide d'un chauffage par induction électromagnétique.

La mise en forme de l'arête est effectuée en deux étapes. La face de coupe est rectifiée avant la découpe des inserts (2), et la face de dépouille est rectifiée après l'assemblage des plaquettes sur l'outil (3). C'est l'intersection de ces deux faces qui forme l'arête de coupe de l'outil. La méthode de fabrication des outils prototypes est schématisée sur la Figure II-11. La face de coupe est annotée (a). C'est suivant ce procédé que toutes les plaquettes de coupe ont été fabriquées. La Figure II-12 montre un outil de fraisage, ainsi que les différents brasages en basse et haute température.

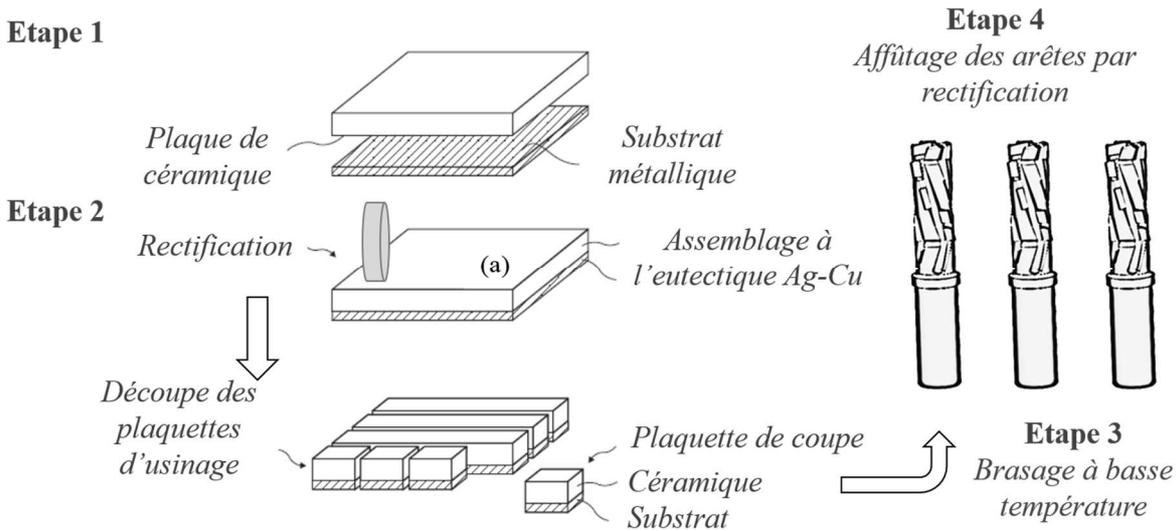


Figure II-11: Etapes de fabrication d'outils prototypes pour l'usinage

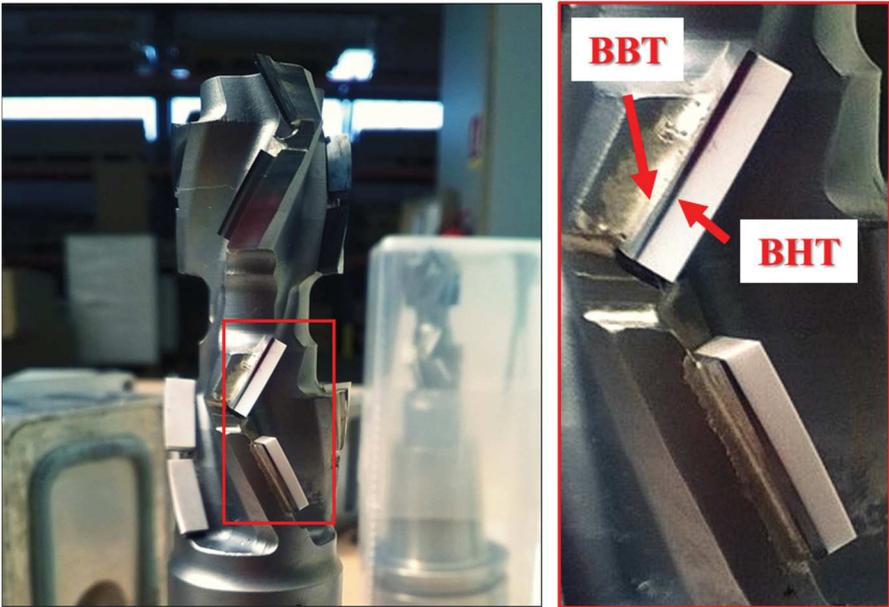


Figure II-12: Mèche à défoncer pour l'usinage de panneaux de particules

1. La première étape est l'assemblage des plaques en céramique sur un substrat métallique, par un procédé de Brasage à Haute Température (BHT), puis la rectification des faces (a) ;
2. La seconde étape est la découpe des inserts ;
3. La troisième étape est l'assemblage des plaquettes de coupe sur les corps des outils par un procédé de Brasage à Basse Température (BBT), ainsi que la rectification des dépouilles ;
4. La dernière étape est l'affûtage des arêtes de coupe par rectification à l'aide d'une meule abrasive

L'assemblage de la céramique sur l'acier par brasage et l'affûtage des faces de coupe et de dépouille engendrent des contraintes résiduelles. Une caractérisation de l'assemblage est donc nécessaire, et fera l'objet du chapitre III. Les méthodes utilisées pour la caractérisation sont les suivantes :

- a. caractériser les liaisons céramique-substrat : par microscopie optique, électronique et microanalyses EDX ;
- b. calculer les contraintes résiduelles et le comportement mécanique des céramiques à chaque étape de la fabrication : par un modèle de calcul analytique à partir de mesures des dilatations thermiques, par simulations numériques et analyse de diffraction de rayons X ;
- c. caractériser l'arête de coupe mise en forme par l'affûtage mécanique: par microscopie électronique, et par mesure des rugosités des faces de coupe et de dépouille.

3.1 Assemblage de la céramique sur l'outil

Introduction au brasage actif

Le brasage est l'assemblage de deux pièces à l'aide d'un métal d'apport ayant une température de fusion inférieure à celle des pièces à assembler. Il est fonction de trois paramètres physico-chimiques : la mouillabilité, la capillarité, la diffusion. La mouillabilité est définie par la capacité d'un liquide à s'étaler sur une surface solide. L'angle θ représente l'angle de contact d'une goutte liquide sur un substrat solide en équilibre avec une phase vapeur (Figure II-13). La relation de Young-Dupré (II-1) permet de calculer le travail d'adhésion W (J/m^2) en fonction de l'angle de contact et de la tension de surface γ_{LV} (J/m^2):

$$W = \gamma_{LV}(1 + \cos \theta) \quad (\text{II-1})$$

Les céramiques possèdent des tensions superficielles qui génèrent un mauvais mouillage, et donc un faible travail d'adhésion des liquides. L'énergie de surface à 1000°C d'une alumine en contact avec une goutte d'argent est de $\gamma_{LV} = 1,62 J/m^2$ (Dufour et al., 1989). Lors du procédé de brasage, lorsque l'eutectique à base d'Ag-Cu entre en fusion, il est nécessaire que le liquide s'étale et se propage par capillarité dans l'ensemble de l'interface céramique-métal. Pour améliorer le mouillage des céramiques, du titane a été utilisé, à cause de sa réactivité avec l'oxygène. La Figure II-13 montre l'étalement de l'alliage réactif de brasage sur la surface de la céramique, car $\theta_1 < \theta_0$. La modification de la mouillabilité est générée par l'oxydation du titane avec l'alumine. C'est la formation d'une couche de TiO_2 à l'interface avec la céramique qui va créer une liaison mécanique (Akselsen, 1992; Naidich et al., 2008).

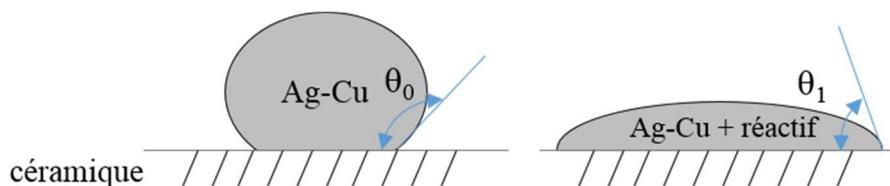


Figure II-13: Mouillage d'une céramique à l'aide d'un métal actif de brasage

3.1.1 Etape 1 : Brasage en haute température

Les opérations de brasage en haute température (BHT) ont été effectuées par la société *PNL INNOTECH*. Les nuances alumines sont brasées sur du carbure de tungstène, et celles à base de zircon sur de l'acier. En première approche, nous avons choisis ces substrats à partir des coefficients de dilatation thermique. Il a fallu trouver des valeurs proches, afin de limiter les contraintes lors du refroidissement après l'opération de brasage. Les valeurs sont les suivantes :

- Alumine : $\alpha_a = 7,5 \mu\text{m}/\text{K}$ (CeramTec, 2011)
- Carbure de tungstène (WC-30% Co): $\alpha_w = 7,3 \mu\text{m}/\text{K}$, 20-400°C (CTE60A, Ceratizit)
- Zircon ytriée : $\alpha_z = 11,2 \mu\text{m}/\text{K}$, 20-400°C (CeramTec, 2011)
- Acier C45 : $\alpha_c = 15,1 \mu\text{m}/\text{K}$, 0-700°C

Les plaques de céramiques sont brasées dans un four avec une pression de 5 à 10 mbar. Le joint de brasage est un alliage d'argent et de cuivre, sous forme de feuillet ayant un point eutectique à 780°C. Les substrats sont rectifiés pour atteindre une planéité inférieure à 0,03 μm .

Pour améliorer la mouillabilité des céramiques, on applique du titane sur les faces des céramiques et de l'eutectique. L'acier utilisé pour le brasage de la zircon est nickelé pour améliorer son mouillage par l'alliage d'apport (Liu et al., 2009). L'assemblage est mis à une température de 810°C, puis le refroidissement se fait en une première étape à 15°C/min sur la plage 810°C-750°C, puis 4°C/min de 750°C à 250°C.

3.1.2 Etape 2 : Rectification et découpe des inserts

Après l'opération de brasage, les céramiques et les substrats métalliques sont rectifiés pour atteindre respectivement une épaisseur de 1,5 mm et 0,5 mm. La dimension finale des inserts est 10x5 mm². Les dimensions des plaquettes de coupe sont déterminées par rapport à la géométrie des outils de fraisage sur lesquels ils doivent être fixés. La rectification et la découpe sont effectuées avec une meule et un disque *ASAHI*, et une huile de coupe *Rotex KS V 1804*.

3.1.3 Etape 3 : Brasage en basse température

Le brasage en basse température (BBT) des plaquettes est effectué à l'aide d'un eutectique à une température de 620°C. Les opérations ont été effectuées au sein de la société *Diamonde*. La plaquette est positionnée sur une feuille de brasure en 49Ag-Cu avec 20,5 %m de Zn, 2,5 %m Mn et 0,5% de Ni. L'ensemble est mis en position manuellement sur le corps de l'outil. La Figure II-14 illustre l'opération d'assemblage d'une plaquette de coupe sur le corps d'une mèche à défoncer. Le chauffage est réalisé par induction électromagnétique à une puissance de 70 W sur un banc *EFD TRIM 3.5*. Le temps de cycle est de 13 secondes. La Figure II-15 représente l'évolution de la température de surface de la plaquette pendant le cycle de brasage. La température maximale atteinte sur la face mesurée (face de coupe) est de 520°C. La mesure a été effectuée à l'aide d'un pyromètre infrarouge sans contact (4.3.2, p.101).

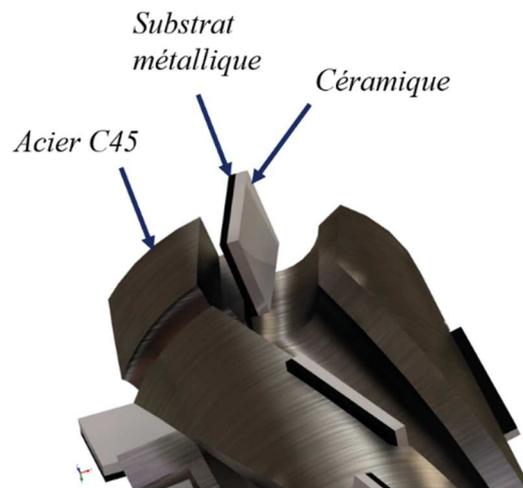


Figure II-14: Illustration de la fixation de la plaquette de coupe sur l'outil de fraisage par brasage

Pendant le refroidissement, les plaquettes de coupe en nuances G2, G6 et G9 se sont fissurées. Lors de la chauffe, la variation de température en fonction du temps $\Delta\theta_c/\Delta t$ est de 62,3°C/s, et de $\Delta\theta_r/\Delta t \sim -24^\circ\text{C/s}$ au refroidissement. La présence de défauts de grandes tailles (Tableau II-3) a pu favoriser la rupture des plaquettes par propagation brutale de fissure.

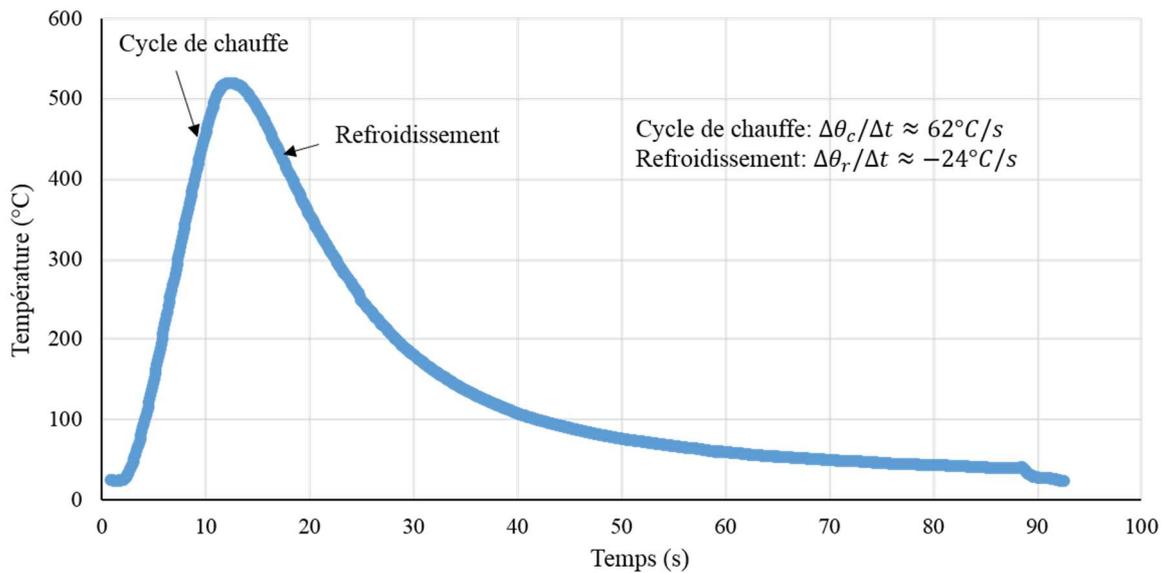


Figure II-15: Evolution de la température de surface de la plaquette pendant le chauffage par induction électromagnétique du brasage de la nuance G2

3.1.4 Etape 4 : Affûtage par rectification

Un procédé d'affûtage par rectification a été utilisé pour mettre en forme les arêtes de coupe. L'opération a été effectuée avec un centre d'usinage *Walter Helitronic Power* à l'aide d'une meule à rayon de $r = 6 \text{ mm}$, une taille de grain en diamant de $6 \text{ }\mu\text{m}$, un liant en résine (*Diprotex*) et une huile *Oelheld Ionogrind*. La Figure II-16 illustre l'opération d'affûtage par rectification des outils de fraisage et de tournage. Seules les dépouilles ont été taillées, car les faces de coupe ont été rectifiées avant la découpe des inserts. La profondeur de passe totale varie entre 0,5 et 1 mm (ébauche). Pour vérifier l'alignement des plaquettes de coupe après l'affûtage, une vérification du profil de coupe est faite sur un projecteur *Walter Heli Toolcheck*. La programmation et la mise en œuvre de l'affûtage ont été réalisées par l'entreprise *Diamonde*.

Les paramètres d'usinage par rectification sont les suivants:

- Vitesse de coupe, $V_c = 20 \text{ m. s}^{-1}$
- Vitesse d'avance, $V_f = 20 \text{ mm. min}^{-1}$
- Profondeur de passe totale, $a_p = 0,15 \text{ mm}$

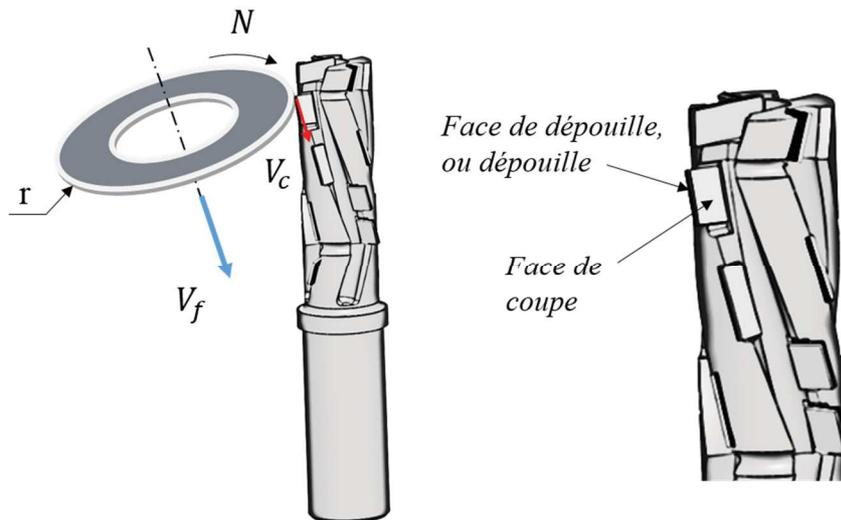


Figure II-16: Procédé de rectification pour la mise en forme de l'arête de coupe des outils de fraisage

3.2 Méthodes de caractérisation de l'outil

3.2.1 Caractérisation chimique de la liaison par ESEM et EDX

Des échantillons de 20x20 mm² ont été brasés en haute température dans les mêmes conditions que les plaques de 100x100 mm². L'observation et la caractérisation des interfaces de brasage céramique-métal ont été réalisées à l'aide d'un microscope électronique à balayage ESEM *Philips XL 30*, équipé d'un détecteur EDX présent à l'*INSA* de Strasbourg. Pour la caractérisation physico-chimique des liaisons céramique-substrat, un mode d'image par électrons rétrodiffusés (BSE) a été utilisé pour identifier les éléments chimiques présents dans les différentes phases de la brasure, grâce au contraste de phase.

3.2.2 Mesure des états de surfaces après rectification

Afin d'observer les surfaces rectifiées, et de caractériser l'état de surface après l'usinage des prototypes, un profilomètre confocale a été utilisé. Les mesures ont été réalisées avec une station STIL de l'*INSA* de Strasbourg, équipée d'un capteur CHR 300 μm , avec un pas de balayage de la surface de 2 μm . A partir de ces mesures, les paramètres de rugosités R_a , R_{pk} et R_{vk} , relatifs à l'ISO 4287, ont été déterminés pour caractériser l'état de surface. R_{pk} et R_{vk} représentent les profondeurs réduites des pics et des vallées, déterminées depuis la courbe d'Abbott-Firestone, qui permet de décrire la texture de la surface d'un objet.

3.2.3 Calcul des contraintes résiduelles au sein de l'assemblage

Les techniques de mesures utilisées ont pour objectifs de déterminer les contraintes résiduelles dans les céramiques. La Figure II-17 illustre la caractérisation de l'assemblage des plaques de $100 \times 100 \times 6 \text{ mm}^3$ après le brasage à haute température. Les calculs de contraintes résiduelles se font à deux endroits :

- Au niveau de la liaison céramique-métal : un calcul analytique, et la méthode des éléments finis sont utilisés pour calculer la contrainte résiduelle σ_{xx} dans la céramique. Les contraintes résiduelles sont à une différence des coefficients de dilatation ($\Delta\alpha = \alpha_{\text{céram}} - \alpha_{\text{sub}}$) ;
- Dans l'ensemble des plaques : des calculs par la méthode des éléments finis permettent l'évaluation des contraintes résiduelles dans l'assemblage.

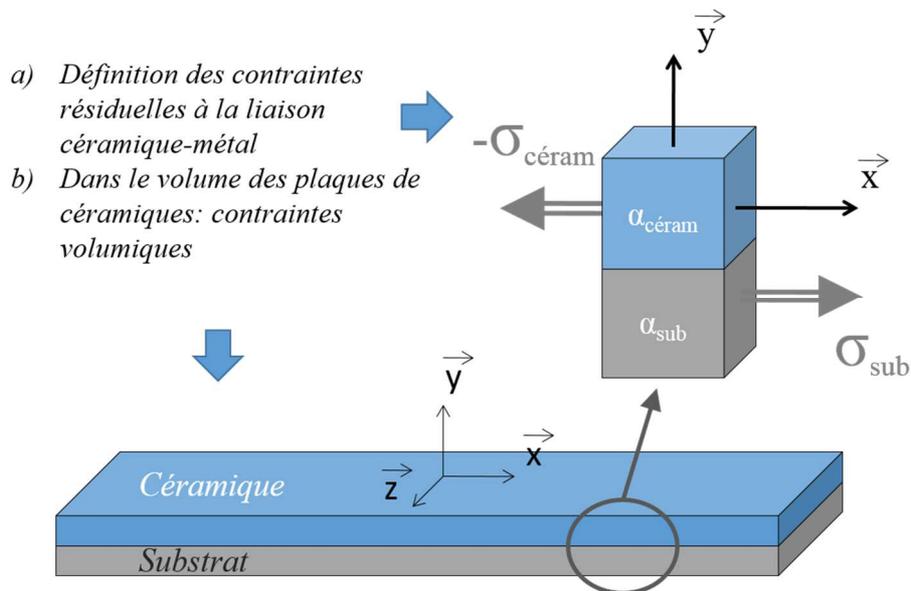


Figure II-17: Mesure des contraintes résiduelles dans l'assemblage

a. Essais de dilatométrie

Lors de l'assemblage par brasage, les matériaux sont dilatés dans des proportions différentes. Lors du refroidissement des contraintes résiduelles vont apparaître car les matériaux ont des coefficients de dilatation différents qui entraînent des déformations. Les valeurs initiales de ces coefficients ont été déterminées pour le choix des substrats (3.1.1, p.87). Ces coefficients ne sont néanmoins pas constants, ils varient en fonction de la température. Afin d'avoir un aperçu plus précis de l'évolution de la différence de ces coefficients, en fonction de la température, des essais en dilatométrie ont été mis en place. L'objectif est de pouvoir déterminer l'évolution des contraintes résiduelles au niveau de la liaison céramique-métal lors du refroidissement. Les essais ont été réalisés à partir de l'alumine pure et de la zircone yttrée, car leur dilatation thermique est plus élevée que les compositions intermédiaires (G5-G6-G7-G8-G9). Les contraintes résiduelles dans l'alumine et la zircone donneront les valeurs maximales possibles dans les assemblages.

Afin de quantifier les sollicitations au niveau de la liaison céramique-métal, les travaux de (Akselsen, 1992) ont montré que la relation de (Ning et al., 1989) pouvait être utilisée pour calculer les contraintes résiduelles au niveau d'une liaison céramique-métal (Figure II-17), par la relation :

$$\sigma_{xx} = \frac{E_i E_j}{E_i + E_j} (\alpha_i - \alpha_j) (\theta_e - \theta_0) \quad (\text{II-2})$$

σ_{xx} : contrainte résiduelle (MPa)

$E_{i,j}$: module d'Young du matériau i, j (GPa)

$\alpha_{i,j}$: coefficient de dilatation linéaire du matériau i, j (K^{-1})

θ_e : température de brasage (K)

θ_0 : température ambiante (K)

On souhaite établir un modèle de calcul de la contrainte à partir de l'équation (II-3). Toutefois pour accroître la précision du modèle, on souhaite prendre en compte l'évolution des coefficients de dilatation thermique ($\alpha_{i,j}$) et des modules d'Young ($E_{i,j}$), en fonction de la température. Pour cela, il est nécessaire d'obtenir les équations d'évolution en fonction de la température des modules d'Young et des coefficients de dilatation linéaire, pour les insérer dans l'équation (II-3).

Les mesures d'allongement thermiques ont été réalisées pour l'alumine pure (G1) et la zircone yttrée (G4). Un dilatomètre présent à l'INSA de Strasbourg a été utilisé pour calculer l'évolution de l'allongement de l'alumine et de la zircone yttrée en fonction de la température. Un échantillon de $3 \times 3 \times 40 \text{ mm}^3$ a été placé pour chaque nuance dans un tube en silice au sein un four (E.T.R SA). Un palpeur a été mis au contact d'une extrémité de l'échantillon. L'apport de chaleur dilate le matériau et pousse un capteur de déplacement, lequel va transmettre les variations de longueur à un système d'amplification (B50545 MECI). Un traceur (IF2400) détermine l'évolution de la longueur de

l'échantillon en fonction de sa température. A partir de ces courbes, on peut évaluer le coefficient de dilatation thermique. Les équations d'évolution des modules d'Young pour l'alumine et la zircone ont été calculées à partir des travaux de (Pabst and Gregorová, 2013) et celui de l'acier depuis ceux de (Kankanamge and Mahendran, 2011). Pour le carbure de tungstène, qui est un matériau à deux phases, les bornes de Voigt et de Reuss ont été utilisées pour encadrer les valeurs du module d'élasticité équivalent. L'équation d'évolution du module d'Young du cobalt et du carbure ont été déterminées depuis les investigations de (Golovchan, 2007). Les contraintes ont été déterminées lors de la phase de refroidissement de l'assemblage de 810°C à 20°C.

Synthèse de l'ensemble des équations utilisées dans la relation (II-3) pour le calcul des contraintes résiduelles au niveau de la liaison céramique-métal :

– Equations des modules d'Young :

$$E_{zr}(\theta) = -\frac{71}{1000}\theta + 214,95$$

$$E_{al}(\theta) = -\frac{11}{200}\theta + 401,86$$

$$E_{ac}(\theta) = -1,16.10^{-4}\theta^2 - 0,179\theta + 208$$

$$E_{\acute{e}q}^V(\theta) = -\frac{1}{20}\theta + 568,35$$

$$E_{\acute{e}q}^R(\theta) = \frac{\frac{1}{200}\theta^2 - \frac{1869}{40}\theta + 154440}{-\frac{1}{20}\theta + 366,16}$$

– Equations des différences des coefficients de dilatation thermique :

$$\Delta\alpha_{wc/ac}(\theta) = -3,3.10^{-3}\theta + 3,27$$

$$\Delta\alpha_{ac/680}(\theta) = -4,43.10^{-3}\theta + 15,32$$

$$\Delta\alpha_{ac/600}(\theta) = -3,6.10^{-3}\theta - 24,95$$

$$\Delta\alpha_{ac/20}(\theta) = 12,6.10^{-3}\theta - 1,27$$

Pour le carbure de tungstène cimenté au cobalt, qui comporte deux phases (WC et Co), le module d'Young équivalent $\frac{E_i E_j}{E_i + E_j}$ a été calculé avec la borne de Voigt $E_{\acute{e}q}^V$, et de Reuss $E_{\acute{e}q}^R$. L'acier utilisé change de structure lors de la montée en température, avant l'assemblage par brasage. Au refroidissement, la structure tend à revenir à son état initial, ses coefficients de dilatation ont été déterminés sur les trois plages de température suivantes: 800-680°C, 680-600°C, 600-20°C.

b. Méthode des éléments finis

Les modélisations et les calculs par la méthode des éléments finis (FEM) ont été réalisés par G. Schuhler et J. Krier sur *Marc-MSC Software* (Schuhler, 2014), à l'*INSA* de Strasbourg. Ces simulations ont pour objectifs d'apporter une contribution numérique au calcul des contraintes résiduelles qui apparaissent pendant le refroidissement post-brasage BHT. Pour les calculs de contraintes résiduelles, deux plaques de $100 \times 100 \times 3 \text{ mm}^3$ (céramique, et substrat) ont été modélisées. Pour représenter la distribution des grains des secondes phases, une macro développée sous *Excel* génère des nombres aléatoires correspondant aux numéros des éléments finis du modèle. Par exemple, avec un modèle à 10000 éléments finis (numérotés de 1 à 10000), si l'on souhaite modéliser une nuance à 20 %-80 % : on génère 2000 nombres aléatoires uniques (élément à 20 %) compris entre 1 et 10000 (Figure II-18). Le refroidissement a été simulé de 780°C à 750°C à une vitesse de 15 K/min puis de 750°C à 250°C à 4 K/min. La conductivité thermique utilisée pour l'alumine est de 30 W/m.K et 2,5 W/m.K pour la zirconie yttrée (CeramTec, 2011). Les équations des coefficients de dilatation et des modules d'Young sont ceux utilisés pour les essais en dilatométrie.

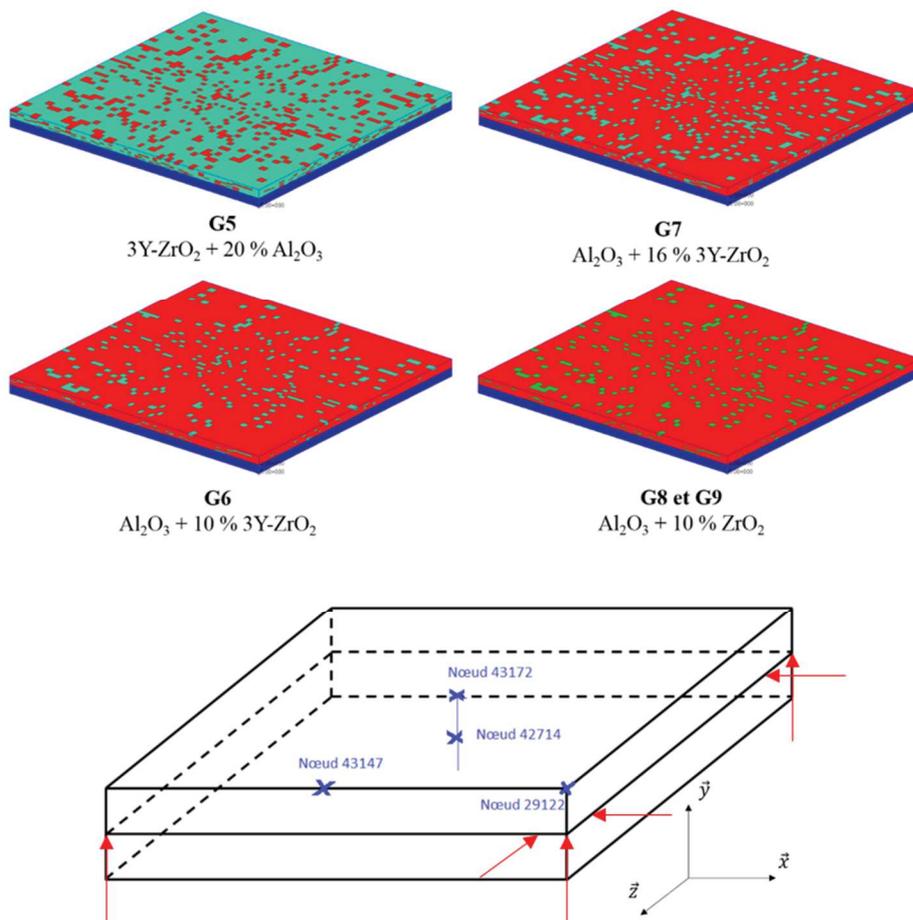


Figure II-18: Modélisation des mélanges alumine-zircone, et localisation des points auxquels ont été calculés les contraintes thermiques lors du refroidissement post-brasage BHT : nœuds 43172 (milieu de plaque) et 42714 (liaison brasée)

c. Analyse des contraintes résiduelles par diffraction de rayons X

La seconde étape de la fabrication est la découpe puis la rectification des plaquettes. La Figure II-19 montre les zones de mesures des contraintes résiduelles. L'objectif est d'avoir un aperçu de la valeur des contraintes après la découpe et la rectification. La mesure des déformations par diffraction de rayons X sur la surface de l'échantillon permet l'évaluation des contraintes résiduelles dans les grains d'alumine et de zircon.

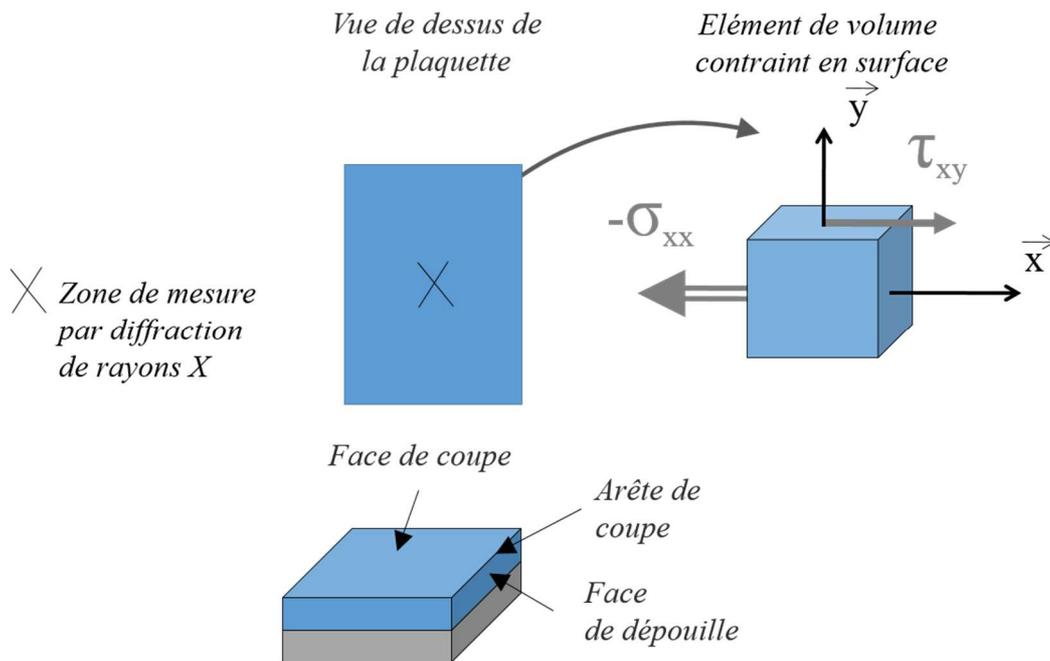


Figure II-19: Mesure des contraintes résiduelles et de l'état de surface de la plaquette de coupe

Pour déterminer les contraintes résiduelles après les opérations de rectification et de découpe des plaquettes, des analyses par diffraction de rayons X ont été réalisées. Lorsqu'un faisceau de rayons X de longueur d'onde λ interagit avec un solide cristallin, il y a diffraction de ces rayons. Une partie du faisceau incident est diffractée par les atomes sous forme d'un rayonnement X de même longueur d'onde (Figure II-20). La loi de Bragg permet de calculer d_{hkl} , qui est la distance interréticulaire entre deux plans. Lorsqu'il y a des contraintes résiduelles, ces plans sont déplacés. A partir de la variation de cette distance pour une famille de plans identifiés, il est possible de mesurer une contrainte résiduelle résultant de la déformation.

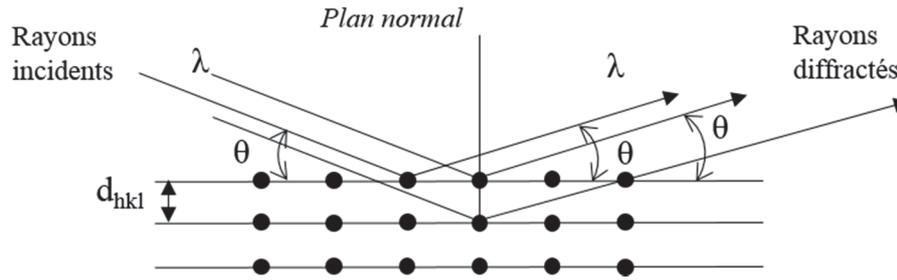


Figure II-20: Diffraction des rayons X sur un cristal d'après la loi de Bragg

Les calculs de contraintes sont effectués avec la loi des $\sin^2\psi$, avec l'hypothèse de contraintes principalement planes, selon la relation:

$$\varepsilon_{hkl}^{\Phi\psi} = \frac{1}{2}S_{2,hkl} \cdot \sigma_{\Phi} \sin^2\psi + S_{1,hkl}(\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) \quad (\text{II-3})$$

$\varepsilon_{hkl}^{\Phi\psi}$: déformation mesurée pour une direction Φ, ψ (Figure II-21)

$S_{1,hkl}$ et $\frac{1}{2}S_{2,hkl}$: constantes élastiques radiocristallographiques de l'échantillon, pour une famille de plans diffractant $\{hkl\}$

$\sigma_{\Phi} = \sigma_{xx}\cos^2\Phi + \tau_{xy}\sin 2\Phi + \sigma_{yy}\sin^2\Phi$, avec σ_{xx} et σ_{yy} les contraintes normales, et τ_{xy} la contrainte de cisaillement.

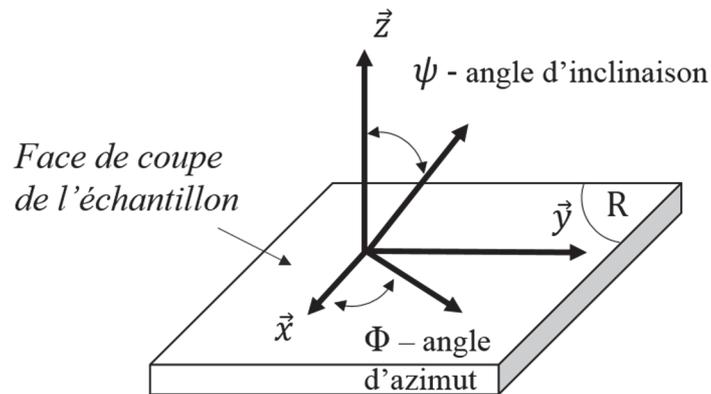


Figure II-21: Repère (R) lié à l'échantillon

Les mesures ont été réalisées sur un diffractomètre *Brucker D8 Advance* à l'*INSA* de Strasbourg avec les paramètres suivants, qui sont fonction des plans cristallographiques des grains ciblés :

- Oxyde d'aluminium
 - Tube Cu-K α_1 = 0,1541 nm
 - Plan de diffraction (416), $2\theta = 136,07^\circ$
 - $S_1 = -7,587 \times 10^{-7}$
 - $\frac{1}{2}S_2 = 3,569 \times 10^{-6}$
 - E = 355 872 MPa
 - $\nu = 0,27$

- Oxyde de zirconium
 - Tube Cr-K α_1 = 0,2289 nm
 - Plan de diffraction (331) ; $2\theta = 155,78^\circ$
 - $S_1 = -2,121 \times 10^{-6}$
 - $\frac{1}{2}S_2 = 8,181 \times 10^{-6}$
 - E = 165 017 MPa
 - $\nu = 0,35$

Les plans de mesure des contraintes ont été choisis depuis les travaux de (Tanaka et al., 1989). Les mesures sur les grains d'alumine ont été faites avec des orientations de ψ de -45° à 45° , avec un incrément de $6,5^\circ$. Pour les grains en zircon, les mesures ont été effectuées avec ψ variant de $-6,5^\circ$ à $6,5^\circ$ avec un incrément de $1,85^\circ$. C'est en raison des contraintes élevées mesurées dans les grains de zircon que les angles d'inclinaison ont été choisis. Les rayons X ont été dirigés sur le centre de la surface de coupe d'échantillons de $10 \times 5 \text{ mm}^2$. Les calculs de contraintes ont été effectués avec le logiciel de traitement LEPTOS 7.7 à partir du dépouillement des diffractogrammes. La pénétration des rayons X pour les mesures de contraintes dans les grains de zircon est comprise entre $5,5 \text{ }\mu\text{m}$ et $6,5 \text{ }\mu\text{m}$ pour les grades G6, G7 et G8, tandis qu'elle est inférieure à $2,6 \text{ }\mu\text{m}$ pour le grade G5 (Green et al., 1983). La pénétration dans les grains d'alumine est d'environ $21 \text{ }\mu\text{m}$.

4. Essais d'usinage

4.1 Conditions de fraisage

Les essais de fraisage périphérique ont été réalisés pour comparer les distances maximales avant usures, des outils dans des conditions industrielles. Les tests ont été faits en site industriel chez *Alsapan* à Erstein sur un centre d'usinage *BIMA, IMA Klessmann GmbH*. Les paramètres d'usinage, ainsi que les angles d'outils sont présentés dans le Tableau II-6. Les essais ont été réalisés avec des fraises de 25 mm de diamètre à 18000 tr.min⁻¹. Les paramètres d'usinage et la géométrie des fraises d'outils sont ceux utilisé industriellement avec les outils PCD, pour la coupe de PB avec des revêtements en papier. L'objectif des tests est de tester les prototypes au plus près des conditions réelles. Les propriétés des panneaux usinés sont synthétisées dans le Tableau II-4 (2.1, p.81). Les nuances de céramiques (G1 à G8) ont été testées, ainsi qu'un outil en nitrure de silicium (Si₃N₄) développé dans le cadre des travaux au sein du consortium *Nanoceram*. Il sera utilisé à titre comparatif.

V_f	V_c	D	Angles, α, γ, λ	a_p	Z	Matériau usiné
15 m.min ⁻¹	1400 m.min ⁻¹	25 mm	10°, 5°, 25°	5 mm	2+2	Panneau de particules

Tableau II-6: Paramètres d'usinage de panneaux de particules en fraisage périphérique

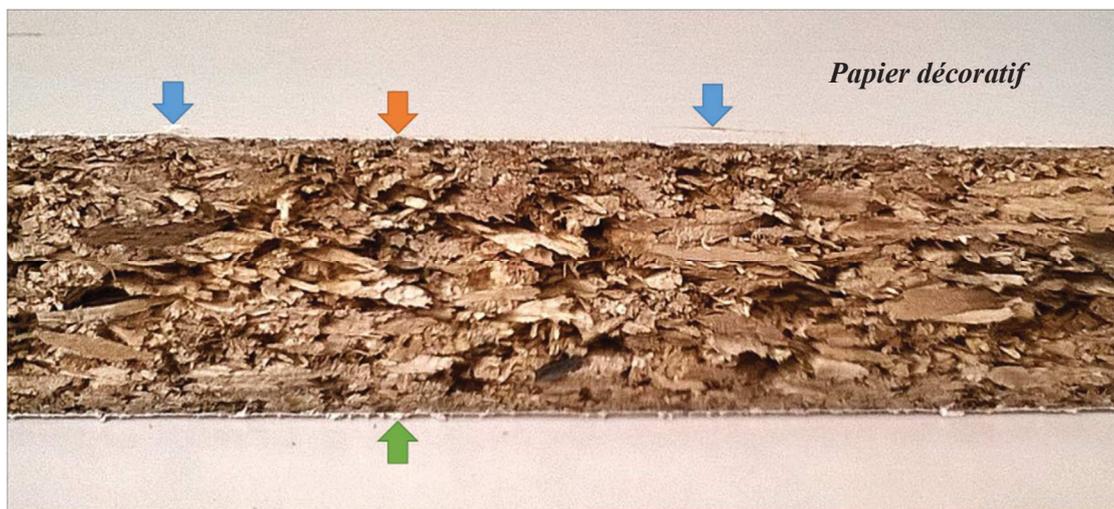


Figure II-22: Etat de surface d'une tranche de panneau de particules usinée avec un outil de fraisage

Lors de l'usinage, la fin de vie des outils est marquée par l'arrachement du papier (Figure II-22). Il peut être de trois types : écailles (flèche orange), bavures (flèche verte) ou relèvement (flèches bleues). Les paramètres qui définissent l'usure d'un outil de fraisage ont été déterminés depuis des critères industriels

fournis par *Alsapan*. L'intervalle de tolérance pour la détermination des distances d'usinage l_f est de ± 8 m.l (ce qui correspond au périmètre d'un panneau). C'est essentiellement des conditions d'ordre esthétique du décor qui sont exigées lors de la coupe des panneaux. Aucun défaut, de quelque nature qu'il soit, ne doit être visible à l'œil nu. La rugosité de surface du bois n'est pas contrôlée car des décors (papier, mélamine) sont collés par-dessus les tranches des PB.

4.2 Conditions de tournage

Le tournage de panneau de fibres a été exploité sur un tour conventionnel *G.D.W. LZ 360S* avec des outils de chariotage. L'objectif de l'expérimentation est de comparer l'usure des arêtes de coupe, ainsi que le comportement thermique en usinage de MDF. Chaque nuance de céramique a effectué 8 passes en chariotage à une profondeur de passe de $a_p = 0,5$ mm. Les vitesses d'avance et de coupe étaient de 0,2 mm/tr et 190 m/min (800 tr/min) et les angles de dépouille sont de 10° . Les propriétés physiques des MDF usinés ainsi que le schéma du montage sont présentés au Tableau II-5 et à la Figure II-10 (2.2, p.82).

4.3 Analyse du mode d'endommagement et du comportement thermique

4.3.1 Méthodes de caractérisation de l'usure de l'arête

L'usure de l'arête de coupe des outils de fraisage a été observée sur un microscope électronique à balayage ESEM *Philips XL 30* à l'*INSA* de Strasbourg. Les observations ont eu pour objectifs pour caractériser l'usure et la dégradation à l'aide de critères dimensionnels. Les travaux de (Sheikh-Ahmad, 2009) proposent un ensemble de paramètres qui peuvent être utilisés pour définir quantitativement l'usure. Dans le cadre de la mesure sur des outils avec des géométries complexes, comme des fraises à défonceur, ce sont les paramètres VBa et SV (Figure II-23) qui seront utilisés en première approche. L'usure de l'arête n'est pas constante, elle est fonction de la densité de la zone usinée. Les travaux de (Sheikh-Ahmad and McKenzie, 1997) montrent qu'il est préférable de mesurer l'usure des arêtes ayant usinées les zones de plus hautes densités, car elles sont représentatives de l'usure maximale. L'outil a été calé dans une position identique dans l'ESEM, et les valeurs moyennes de VBa ont été mesurées sur les deux arêtes de la mèche qui usinent la partie dense, sous le papier décoratif. Une moyenne est déterminée à partir de 7 valeurs. L'usure moyenne SV est déterminée à partir de VBa et l'angle de bec ; La valeur SV a aussi été utilisée par (Sommer et al., 2015), qui a montrée qu'elle était utilisable pour quantifier l'usure d'une arête en oxyde d'aluminium.

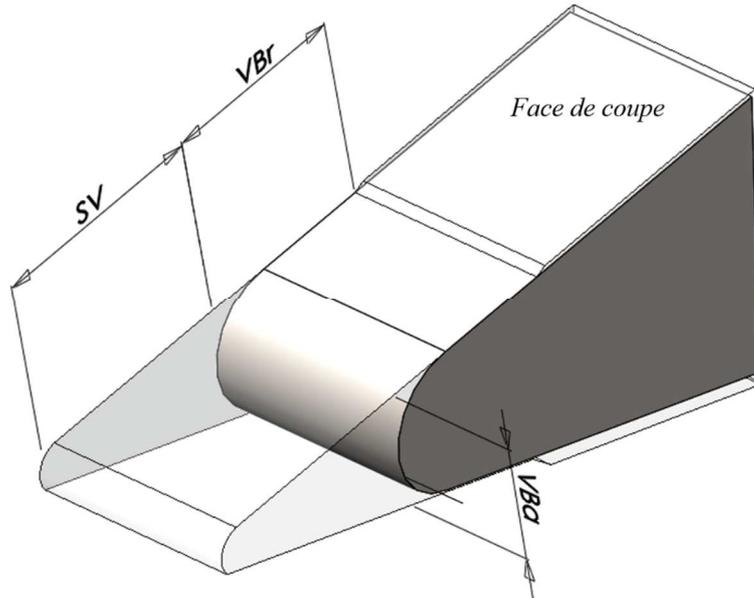


Figure II-23: Paramètres d'usure utilisés pour caractériser la récession des arêtes de coupe des fraises

La mesure de l'usure en dépouille de l'arête de l'outil de tournage, VBd (Figure II-24), a été réalisée à l'aide d'un microscope électronique balayage ESEM *Philips XL 30*. La valeur peut être utilisée pour la caractérisation de l'usure en usinage de matériaux à base de bois (Sheikh-Ahmad, 2009). Les valeurs ont été mesurées sur une zone comprise d'environ 0,2 mm à partir du point générateur de l'outil, et c'est à partir de 7 mesures de la zone endommagée qu'a été déterminée VBd.

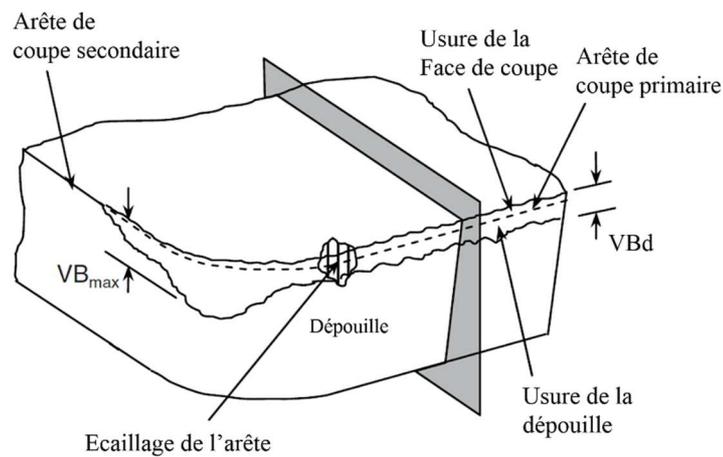


Figure II-24: Caractérisation de l'usure en dépouille VBd, Sheikh et al. 2009

4.3.2 Mesure de la température par pyrométrie infrarouge

Dans le cadre des essais de tournage, des mesures ont été faites à l'aide d'un pyromètre à infrarouge (*Pyrospot DPE 10M*). L'objectif était de suivre l'évolution de la température de la face de coupe pendant l'opération. La Figure II-25 montre la disposition du pyromètre sur le tour, et la zone mesurée sur la face de la plaquette de coupe. L'acquisition des données s'est faite sur *Pyrosoft Spot* et les courbes ont été traitées sur *Excel*. Les mesures ont été obtenues sur une zone de diamètre 1,2 mm, à une distance de 130 mm de l'échantillon. Le temps de réponse est de 100 ms et l'incertitude sur la mesure est de 0,3 %.

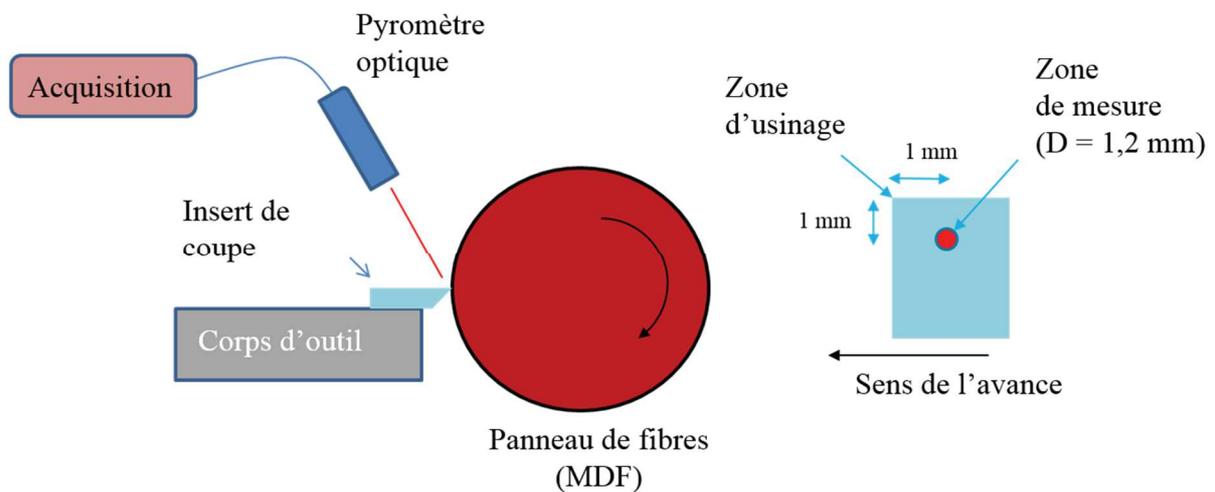


Figure II-25: Illustration de la mesure de température pour les essais de tournage

La détermination des émissivités ϵ a été faite à l'aide d'un thermocouple à température ambiante ($\sim 25\text{-}26,5^\circ\text{C}$), à partir de 4 mesures. Des différences de valeurs entre les grades peuvent être dues à la couleur des plaquettes, de laquelle dépend la longueur d'onde émise. Les propriétés thermiques, et les mesures d'émissivité sont regroupées dans le Tableau II-7. Les chaleurs spécifiques ainsi que les conductivités thermiques ont été déterminées à partir des travaux de (Bansal and Zhu, 2005; CeramTec, 2011). A partir des mesures des températures en fonction du temps de chaque échantillon, des portions de courbes ont été extraites afin de caractériser le comportement thermique de l'arête de coupe lors de l'usinage.

Nuance/données thermiques		ρ (kg.m ⁻³)	Cp (J/kg.K)	λ (W.m ⁻¹ .K ⁻¹)	D (m ² /s)	ε
G1	Al ₂ O ₃	3980	900	30,0	8,38E-06	0,785
G2	Al ₂ O ₃	3940	900	30,0	8,46E-06	0,840
G3	3Y-ZrO ₂	6080	400	2,5	1,03E-06	0,725
G4	3Y-ZrO ₂	6090	400	2,5	1,03E-06	0,725
G5	3Y-ZrO ₂ + 20 %m Al ₂ O ₃	5490	550	3,0	9,94E-07	0,775
G6	Al ₂ O ₃ + 10 %m 3Y-ZrO ₂	4070	873	28,5	8,02E-06	0,945
G7	Al ₂ O ₃ + 16 %m 3Y-ZrO ₂	4210	850	28,0	7,82E-06	0,790
G8	Al ₂ O ₃ + 10 %m ZrO ₂	4150	873	28,5	7,87E-06	0,915
G9	Al ₂ O ₃ + 10 %m ZrO ₂	4080	873	28,5	8,00E-06	0,920

Tableau II-7: Propriétés physiques et thermiques des neufs nuances de céramiques

4.3.3 Simulations numériques des contraintes

Les calculs de contrainte sur l'arête ont été réalisés sur *Patran-MSC Software* à l'INSA de Strasbourg, aux travers de simulations en 2D. L'objectif est d'obtenir, en première approche, la distribution des contraintes dans l'arête de coupe relative à chaque nuance de céramique. Le modèle a été proposé en première approche à partir des travaux de (Schuhler, 2014), et est évolutif. Il permet de valider dans un premier temps des résultats simples, et pourra être nourrit à partir d'observations expérimentales.

La longueur de la plaquette est de 10 mm, son épaisseur de 2 mm pour un angle de dépouille de 10° (Figure II-26). Un effort de 100 N est appliqué sur l'arête (nœud 1248). On utilise un maillage quadrilatérale de 53292 éléments, réparti de manière uniforme sur la surface (la concentration d'éléments au niveau de l'arête de coupe est suffisante, et excessive sur le reste de la surface). Pour représenter la distribution des grains des secondes phases, l'utilisation d'une macro a permis de distribuer aléatoirement les grains (b, p.94).

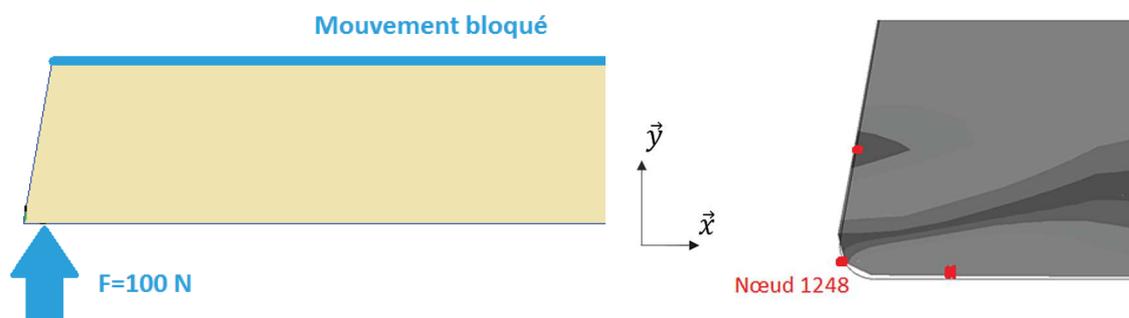


Figure II-26: Modélisation de la simulation, et illustration de différents nœuds au niveau de l'arête, un effort vertical (\vec{y}) est appliqué au nœud 1248

5. Synoptiques des essais

5.1 Fabrication des outils prototypes et caractérisation des arêtes de coupe

La Figure II-27 montre la démarche utilisée pour la fabrication de l'outil et la caractérisation de l'assemblage, et de l'arête de coupe. Les contraintes résiduelles ont été déterminées dans les céramiques après les opérations de brasage, et après l'affûtage par rectification.

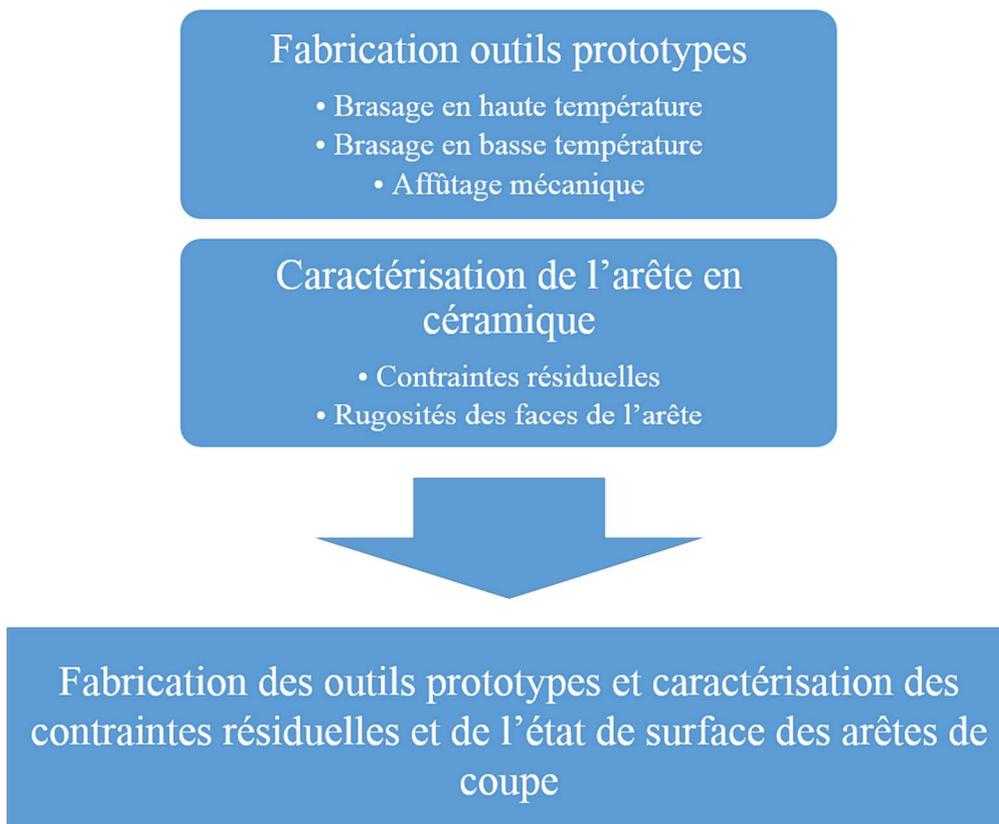


Figure II-27: Présentation de la démarche de caractérisation des arêtes de coupe après la fabrication

5.2 Analyse du comportement mécanique et thermique en usinage

La Figure II-28 montre les essais d'usinage mis en place pour analyser le comportement mécanique et thermique des différentes nuances.

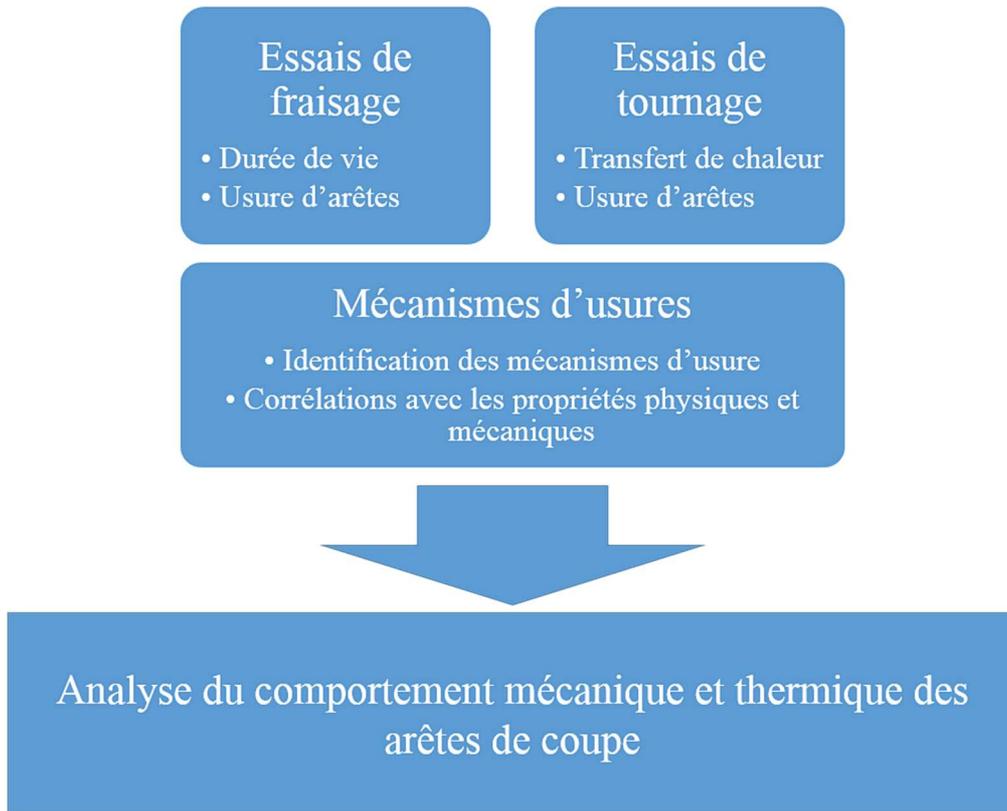


Figure II-28: Présentation de la démarche d'analyse des modes d'endommagements et d'usure

Bibliographie

- Akselsen, O.M., 1992. Advances in brazing of ceramics. *J. Mater. Sci.* 27, 1989–2000. doi:10.1007/BF01117909
- Bansal, N.P., Zhu, D., 2005. Thermal conductivity of zirconia–alumina composites. *Ceram. Int.* 31, 911–916. doi:10.1016/j.ceramint.2004.09.018
- Bengisu, M., 2001. Engineering Ceramics, in: *Engineering Ceramics, Engineering Materials*. Springer Berlin Heidelberg.
- Biotteau, K., 2012. Elaboration et caractérisation de composites alumine/zircone à vocation orthopédique. INSA de Lyon, Lyon.
- CeramTec, 2011. *Materials Data - Advanced Ceramics for Mechanical Engineering*.
- Dufour, L.C., Monty, C., Petot-Ervas, G., 1989. *Surfaces and Interfaces of Ceramic Materials*, Kluwer Academic Publishers. ed, Advanced Science Institute Series, CAES-CNRS. Ile d'Oléron, FR.
- Gogolewski, P., Klimke, J., Krell, A., Beer, P., 2009. Al₂O₃ tools towards effective machining of wood-based materials. *J. Mater. Process. Technol.* 209, 2231–2236. doi:10.1016/j.jmatprotec.2008.06.016
- Golovchan, V.T., 2007. On the thermal residual microstresses in WC–Co hard metals. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 25, 341–344. doi:10.1016/j.ijrmhm.2006.08.002
- Green, D.J., Lange, F.F., James, M.R., 1983. Factors Influencing Residual Surface Stresses due to a Stress-Induced Phase Transformation. *J. Am. Ceram. Soc.* 66, 623–629. doi:10.1111/j.1151-2916.1983.tb10610.x
- Gutknecht, D., 2006. Elaboration et caractérisation de micro- et nano-composites alumine-zircone pour application orthopédique. INSA de Lyon.
- Hannink, R.H.J., Kelly, P.M., Muddle, B.C., 2000. Transformation Toughening in Zirconia-Containing Ceramics. *J. Am. Ceram. Soc.* 83, 461–487. doi:10.1111/j.1151-2916.2000.tb01221.x
- Kankanamge, N.D., Mahendran, M., 2011. Mechanical properties of cold-formed steels at elevated temperatures. *Thin-Walled Struct.* 49, 26–44. doi:10.1016/j.tws.2010.08.004
- Klimke, J., 2014. *Ceramtools Scientific Meeting*. Marlenheim.
- Liu, G.W., Li, W., Qiao, G.J., Wang, H.J., Yang, J.F., Lu, T.J., 2009. Microstructures and interfacial behavior of zirconia/stainless steel joint prepared by pressureless active brazing. *J. Alloys Compd.* 470, 163–167. doi:10.1016/j.jallcom.2008.02.063
- Mendelson, M.I., 1969. Average Grain Size in Polycrystalline Ceramics. *J. Am. Ceram. Soc.* 52, 443–446. doi:10.1111/j.1151-2916.1969.tb11975.x
- Naidich, Y.V., Zhuravlev, V.S., Gab, I.I., Kostyuk, B.D., Krasovskyy, V.P., Adamovskyy, A.A., Taranets, N.Y., 2008. Liquid metal wettability and advanced ceramic brazing. *J. Eur. Ceram. Soc.* 28, 717–728. doi:10.1016/j.jeurceramsoc.2007.07.021
- Ning, X.S., Okamoto, T., Miyamoto, Y., Koreeda, A., Suganuma, K., 1989. Effect of oxide additive in silicon nitride on interfacial structure and strength of silicon nitride joints brazed with aluminium. *J. Mater. Sci.* 24, 2865–2870. doi:10.1007/BF02385639
- Pabst, W., Gregorová, E., 2013. Isothermal and adiabatic Young's moduli of alumina and zirconia ceramics at elevated temperatures. *J. Eur. Ceram. Soc.* doi:10.1016/j.jbbr.2011.03.031
- Rabache, C., 2013. *Elaboration, caractérisation et étude structurale des composites alumine-zircone*. Ecole Centrale de Paris, Paris, France.
- Schuhler, G., 2014. *Simulation numérique du comportement thermomécanique de l'arête de coupe en nanomatériau d'un outil d'usinage grande vitesse*.
- Sheikh-Ahmad, J.Y., 2009. *Tool Materials and Tool Wear*, in: *Machining of Polymer Composites*. Springer US, Boston, MA, pp. 111–141.
- Sheikh-Ahmad, McKenzie, 1997. *Measurement of Tool Wear and Dulling in the Machining of Particleboard*, P. Presented at the Proceedings of the 13th International Wood Machining Seminar.
- Sommer, F., Talpeanu, D., Kern, F., Gadow, R., Heisel, U., 2015. Medium Density Fiberboard Machining and Wear Behavior of Injection-Molded Ceramic Composite Wood Cutting Tools. *Int. J. Appl. Ceram. Technol.* 12, 147–156. doi:10.1111/ijac.12144

Tanaka, K., Yamamoto, Y., Suzuki, K., 1989. Elastic Constants of Ceramics for X-Ray Residual Stress Measurement, in: Beck, G., Denis, S., Simon, A. (Eds.), International Conference on Residual Stresses. Springer Netherlands, pp. 328–334.

CHAPITRE III : Caractérisation de l'assemblage et des arêtes de coupe

1. Brasage haute température	110
1.1 Caractérisation de la brasure Al ₂ O ₃ sur WC-Co	110
1.2 Caractérisation de la brasure 3Y-ZrO ₂ sur C45	113
1.3 Calcul des contraintes résiduelles	116
2. Rectification et découpe des inserts	123
2.1 Mesures des contraintes résiduelles	123
2.2 Etat de surface des faces de coupe	130
3. Brasage basse température	133
4. Affûtage mécanique	134
4.1 Etat de surface des dépouilles	134
4.2 Géométrie des arêtes de coupe	138
5. Synthèse	141
6. Conclusion	145
Bibliographie	146

III. Caractérisation de l'assemblage et des arêtes de coupe

L'objectif des travaux est l'étude de l'usure des arêtes de neuf nuances de céramiques à base d'oxydes. Pour obtenir des corrélations entre le comportement à l'usure et les propriétés physiques et mécaniques de ces céramiques, les essais d'usinage, et notamment le fraisage, doivent être faits dans des conditions proches des conditions industrielles.

La fabrication d'outils prototypes est nécessaire pour la réalisation d'essais en usinage. L'étude de l'état de l'art a permis de mettre en évidence, l'influence des étapes de mises en forme de l'outil sur le comportement à l'usure :

- le procédé d'assemblage des plaquettes de coupe sur le corps de l'outil doit réaliser une liaison résistante aux sollicitations dynamiques lors de l'usinage ;
- l'endommagement de l'arête de coupe pendant l'affûtage par rectification entraîne une usure prématurée lors des essais d'usinage.

Une méthode de brasage en deux étapes a été développée pour fixer les inserts de coupe céramiques sur l'outil. La première étape consiste à braser à haute température les plaques frittées de 100x100 mm² sur un substrat métallique de même dimension. Pour caractériser la liaison céramique-métal, une analyse par microscopie électronique à balayage et une analyse EDX sont réalisées et permet de qualifier la diffusion des éléments chimiques dans la brasure. Ensuite, des méthodes de détermination de la déformation de l'assemblage depuis des essais en dilatométrie, et à l'aide de calculs par la méthode des éléments finis, sont réalisées pour déterminer les contraintes résiduelles. Après cela, des plaquettes de 10x5 mm² sont découpées depuis les plaques de 100x100mm², et leurs faces de coupe rectifiées. Des mesures de rugosité de la surface usinée sont effectuées à l'aide d'un profilomètre confocal. Les calculs de contraintes résiduelles due à l'opération de rectification sont effectuées à partir de mesures de déformations par diffraction de rayons X.

Les outils n'ont pas pu être fabriqués à partir de toutes les nuances de céramique. Le brasage BHT du G9 a entraîné la rupture des plaques de 100x100x3 mm³. De ce fait, aucune plaquette de coupe n'a pu être fabriquée. Le brasage BBT des nuances G2 et G6 a aussi entraîné des fissures lors de l'assemblage des inserts sur le corps des outils.

1. Brasage haute température des céramiques

Afin de valider la faisabilité de l'opération de brasage, une étude des mécanismes physico-chimiques de diffusion a été effectuée sur des assemblages alumine-carbure de tungstène et zircone acier.

1.1 Caractérisation de la brasure Al_2O_3 sur WC-Co

Les différentes plaques de céramiques ont été brasées sur un substrat métallique. La température de brasage est de 810°C . La micrographie de la coupe transversale met en évidence l'épaisseur continue de la brasure (Figure III-1). L'alumine pure et les compositions à base d'alumine ont été jointes avec du carbure de tungstène. L'observation des images obtenues avec un microscope optique montre la présence de composés dans la brasure.

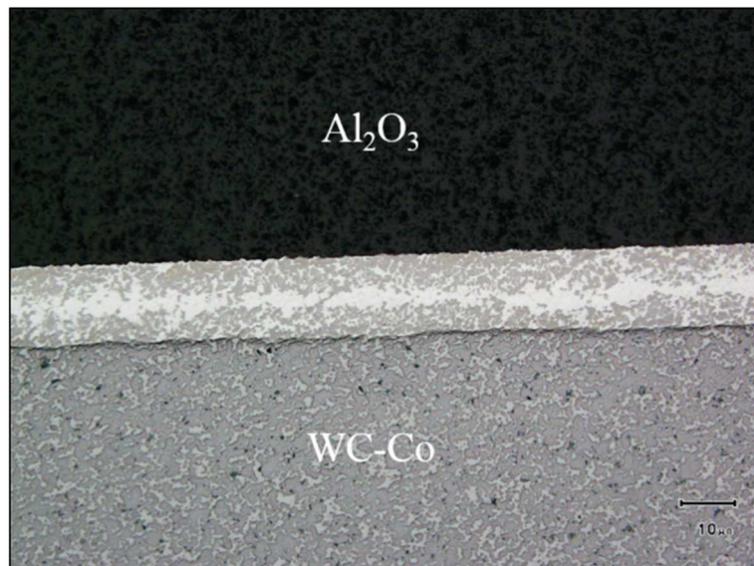


Figure III-1: Micrographie optique de la brasure alumine-WC

La micrographie électronique de la brasure alumine-carbure de tungstène est représentée à la Figure III-2. L'image est en contraste de phase (BSE), les éléments lourds tendent vers le blanc, tandis que les éléments légers tendent vers le gris. Le tungstène, élément lourd, se présente sous la forme de grains blancs en bas de la figure, alors que l'aluminium qui est plus léger, apparaît en noir. Les microanalyses EDX (Figure III-3) indiquent qu'il y a deux phases : A et B. La phase A est riche en cuivre, et la phase B contient majoritairement de l'argent.

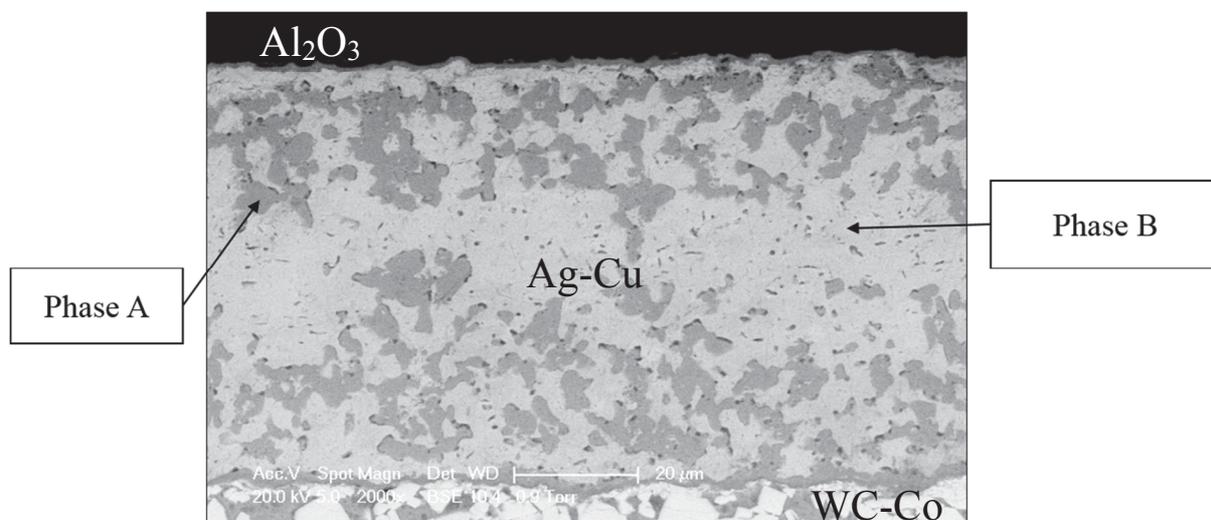


Figure III-2 : Micrographie électronique (BSE) de l'interface alumine-carbure de tungstène

La cartographie des éléments chimiques présents dans la brasure est donnée à la Figure III-3. Le titane et l'oxygène sont présents dans une zone commune qui confirme la formation d'une couche d'oxyde de titane, entre l'alliage de brasage et la céramique (1). Cette oxydation confirme la création d'une liaison mécanique entre l'alumine et l'alliage de brasage.

La cinétique de croissance de cette couche de TiO_2 dépend principalement de la température de brasage, du cycle de refroidissement de l'assemblage, ainsi que la fraction de titane utilisée (Torvund et al., 1997). La résistance au cisaillement de l'assemblage dépend de l'épaisseur de la couche d'oxydation. Dans notre cas l'épaisseur de la couche est comprise entre $0,7 \mu m$ et $0,8 \mu m$. Les résultats montrent que la résistance est de $90 MPa$, avec des conditions de brasage similaires aux nôtres. On retrouve la même formation d'oxyde de titane à l'interface entre l'alliage eutectique et le substrat en carbure de tungstène (2).

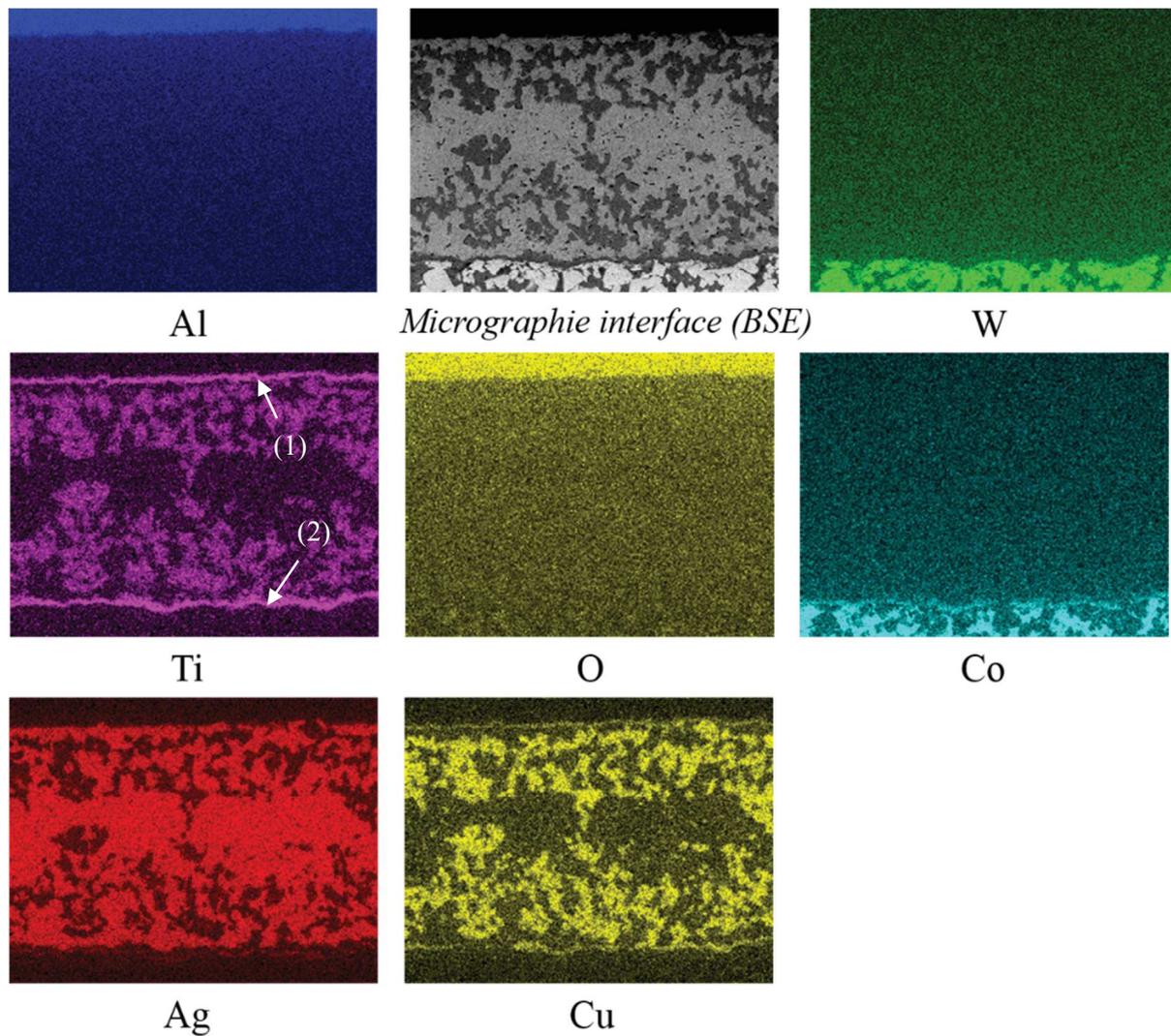


Figure III-3: Répartition des éléments chimiques dans l'interface alumine-carbure de tungstène

1.2 Caractérisation de la brasure 3Y-ZrO₂ sur C45

La zircone yttrée et celle à phase dispersée d'alumine ont été assemblées sur un substrat en acier C45. La micrographie optique représentée Figure III-4 montre la brasure entre la céramique et l'acier. On note l'existence d'un composé sous forme de liseré au centre de l'eutectique.

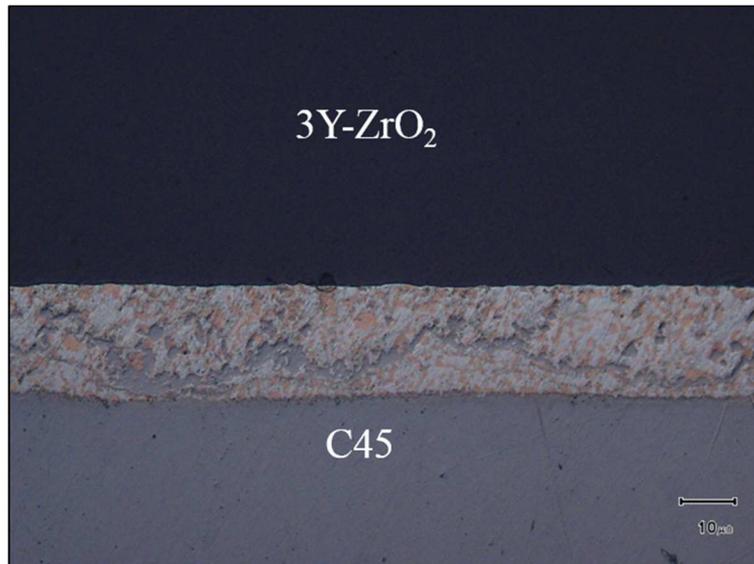


Figure III-4: Micrographies optique de la brasure zircon-acier après le brasage en haute température

Les analyses de la brasure par analyses EDX (Figure III-6) et la micrographie électronique (Figure III-5) permettent de caractériser les phénomènes de diffusion des éléments au sein de la brasure. Le contraste de phase montre trois constituants principaux : X, Y et Z. La répartition de ces phases, avec en blanc l'argent (phase X) et en gris le cuivre (phases Y et Z) est confirmée par (Liu et al., 2009).

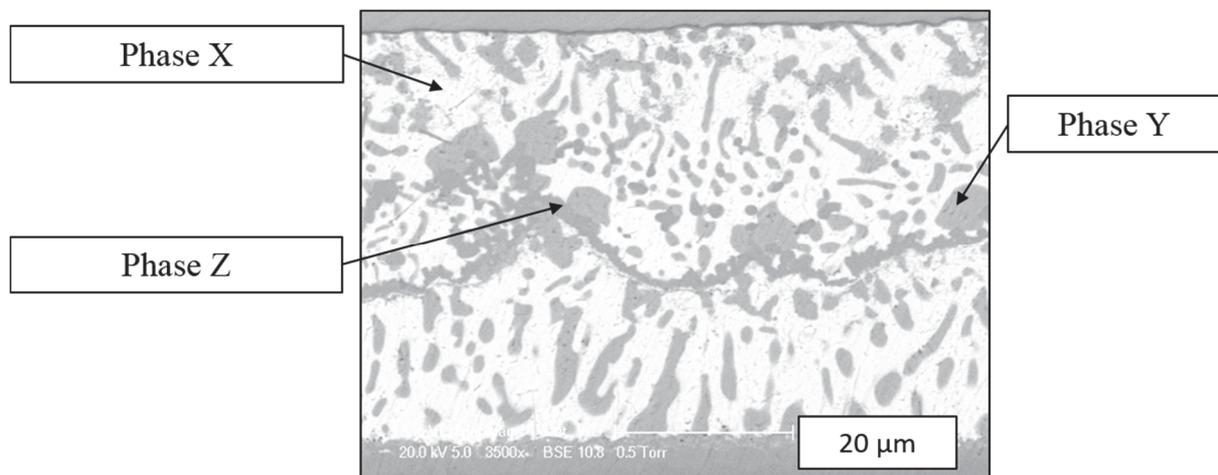


Figure III-5: Micrographie électronique (BSE) de la brasure zirconium yttrium-acier

La répartition des éléments dans la brasure est donnée par la cartographie réalisée en EDX (Figure III-6). L'argent et le cuivre sont confinés dans l'eutectique. Le fer et le zirconium ont peu diffusé. On note la présence d'une couche de nickel à l'interface avec l'acier (1), et de titane avec le nickel (2). L'utilisation d'un acier nickelé a permis l'accroche de l'alliage eutectique avec du titane, en diffusant à travers l'argent-cuivre (Liu et al., 2009). La présence de titane à l'interface avec la zirconium montre qu'il y a création de ponts mécaniques par formation d'une couche de TiO_2 (Chuang et al., 2000; Singh et al., 2008). Au niveau de la liaison avec la zirconium, cette couche d'oxyde de titane a une épaisseur d'environ 1 μm .

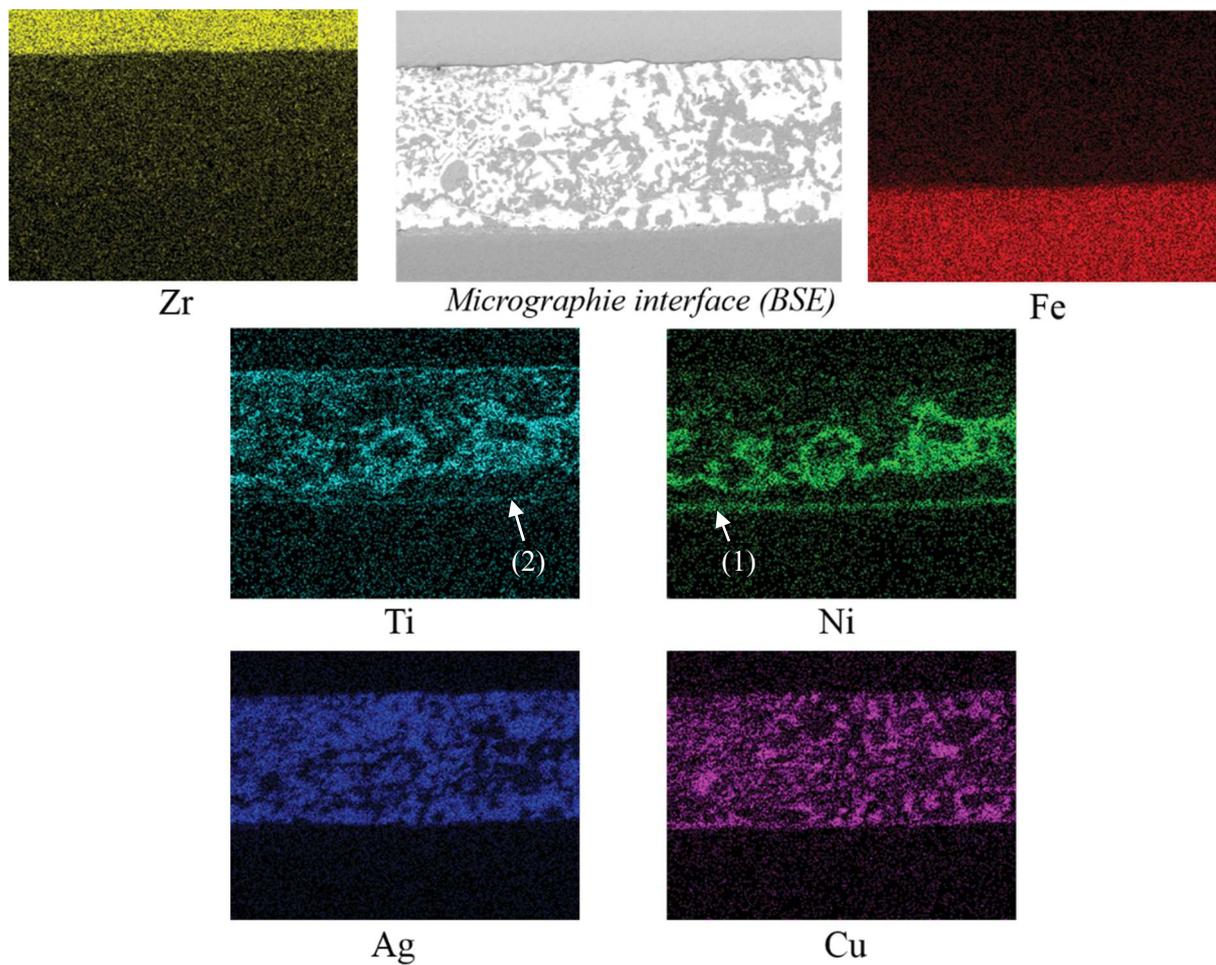


Figure III-6: Répartition des éléments chimiques dans l'interface zircone-acier

✓ Synthèse des résultats :

- La présence d'une couche d'oxyde de titane aux interfaces céramique-métal confirme la création de liaison mécanique entre les céramiques et leurs substrats ;
- L'utilisation d'un alliage actif en argent-cuivre avec du titane est une solution pour le brasage à haute température des céramiques oxydes ;
- La validation des paramètres du procédé à partir de l'alumine et de la zircone yttrée a permis le brasage de toutes les nuances. Les bases d'alumine ont été assemblées sur du carbure de tungstène et les zircons sur de l'acier.

1.3 Calcul des contraintes résiduelles

Du fait des différences de coefficient de dilatation, le brasage à haute température des différentes céramiques sur leur substrat a engendré des contraintes lors du refroidissement. L'évaluation de ces contraintes permet de dimensionner l'assemblage et de déterminer leur influence sur la fragilité à l'usage des différentes nuances de céramiques.

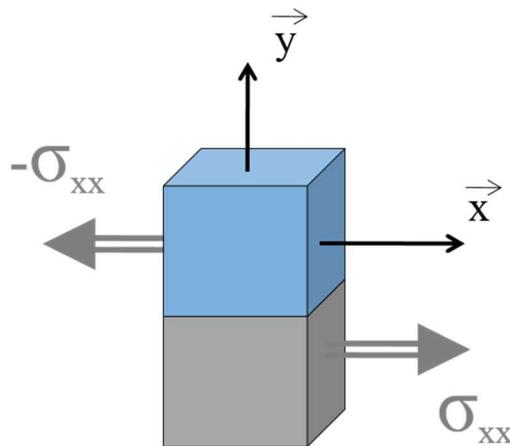


Figure III-7: Modélisation des contraintes résiduelles à la jonction céramique-métal après l'assemblage par brasage et le refroidissement

La Figure III-7 montre la modélisation des contraintes résiduelles au niveau de la liaison céramique-substrat. A partir de la relation (II-2), et des équations d'évolution des coefficients de dilatation thermique et des modules Young, les valeurs des contraintes résiduelles σ_{xx} ont été déterminées lors du refroidissement des assemblages.

Les calculs depuis les essais en dilatométrie permettent d'évaluer les contraintes au niveau de la liaison brasée. La méthode des éléments finis permet, en plus, le calcul des contraintes résiduelles dans l'ensemble des plaques de $100 \times 100 \times 6 \text{ mm}^3$.

La Figure III-8 montre les résultats des essais de dilatation. A partir de la détermination des courbes de tendances de chaque matériau, on peut déterminer la variation d'allongement en fonction de la température, encore appelée coefficient de dilatation. La différence de coefficient de dilatation entre les matériaux brasés entraîne une déformation ε au niveau de la zone liée, qui augmente avec le refroidissement de l'assemblage (Figure III-9).

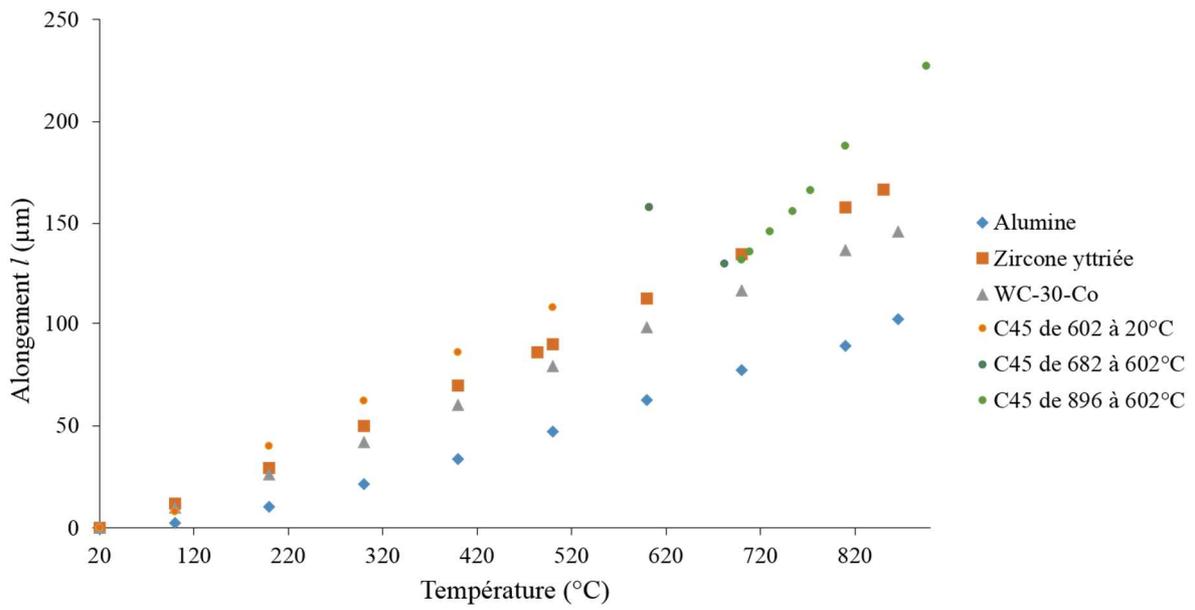


Figure III-8: Evolution de l'allongement en fonction de la température pour les matériaux utilisés pour le brasage

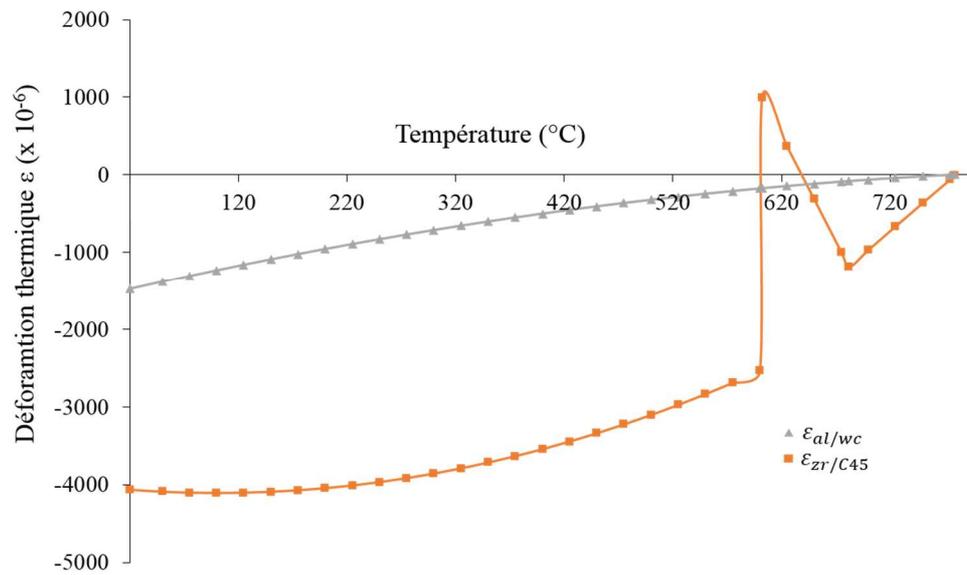


Figure III-9: Evolution de la déformation ε au niveau de la liaison brasée céramique-substrat

L'évolution de la contrainte dans la zirconie en fonction de la température est schématisée à la Figure III-10. La température de brasage est trop élevée et entraîne une transformation allotropique de l'acier, de cubique-face-centré vers cubique-centré. A 600°C et à 680°C, ce changement de structure entraîne une variation du coefficient de dilatation thermique. Lors du refroidissement, la zirconie est comprimée jusqu'à 680°C, puis elle est sollicitée en traction jusqu'à 600°C. A la fin de la transformation, l'interface est à nouveau comprimée jusqu'à température ambiante. La contrainte résiduelle de compression à 20°C est de :

$$\sigma_{xx}^{Zr} = -279 \pm 42 \text{ MPa}.$$

Lors de la création de la liaison à 779,5°C, l'alumine est moins dilatée que le carbure de tungstène ($\alpha_{al} < \alpha_{wc}$). Pendant le refroidissement, le carbure va comprimer la céramique comme le montre la Figure III-11. La céramique va induire une contrainte égale et de sens opposé dans le carbure. La contrainte résiduelle s'appliquant sur l'alumine à température ambiante est de :

$$\sigma_{xx}^{al} = -326 \pm 115 \text{ MPa}$$

L'intervalle de tolérance de la valeur de la contrainte de l'alumine est supérieur à celui de la zirconie à cause des incertitudes sur les valeurs du module d'Young équivalent du substrat. Le carbure de tungstène étant un matériau composite, les contraintes ont été calculées à partir du module d'Young par les bornes de Voigt et de Reuss. On retrouve ce schéma de contrainte dans les travaux de (Akselsen, 1992), où la céramique est comprimée, et le substrat sollicité en traction. Les valeurs de contraintes calculées ici, sont valables pour une zone proche de la liaison céramique-métal. La distribution des contraintes varient en fonction de la géométrie de l'assemblage, et notamment de l'épaisseur des plaques brasées (Suganuma et al., 1985). Les contraintes au niveau de l'interface aux extrémités de l'assemblage, sont perpendiculaires à l'interface (Suganuma et al., 1987). Les valeurs de contraintes trouvées ici sont à comparer à celle calculées par la méthode des éléments finis.

L'évolution des contraintes à la jonction céramique-métal, simulée par la méthode des éléments finis, est représentée à la Figure III-12. Le modèle a pris en compte l'évolution des coefficients de dilatation thermique et des modules d'Young, en fonction de la température. Dans le cadre de cette étude, le changement de structure de l'acier n'a pas été pris en compte. Les valeurs de contraintes sont différentes entre les alumines et les zircons. A 250°C, les contraintes dans les zircons sont inférieures à -450 MPa . A température ambiante, il y a risque que ces plaques se rompent. Les sollicitations de compression dans les alumines sont comprises entre -120 MPa et -200 MPa . Toutefois, la simulation effectuée avec nuance G5 indique que la contrainte dépasse celle des nuances de zirconie.

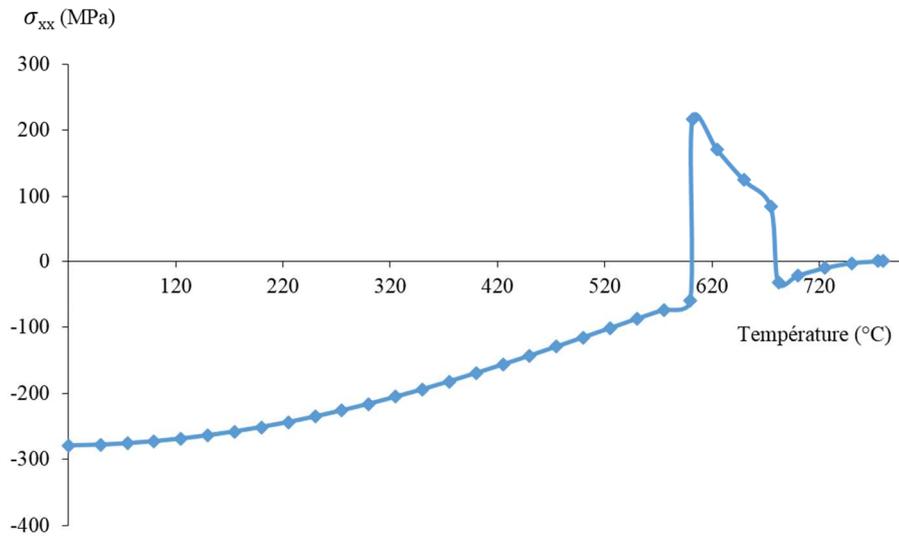


Figure III-10: Evolution de la contrainte σ_{xx} dans la zircone au niveau de la liaison avec l'acier lors du refroidissement de l'assemblage

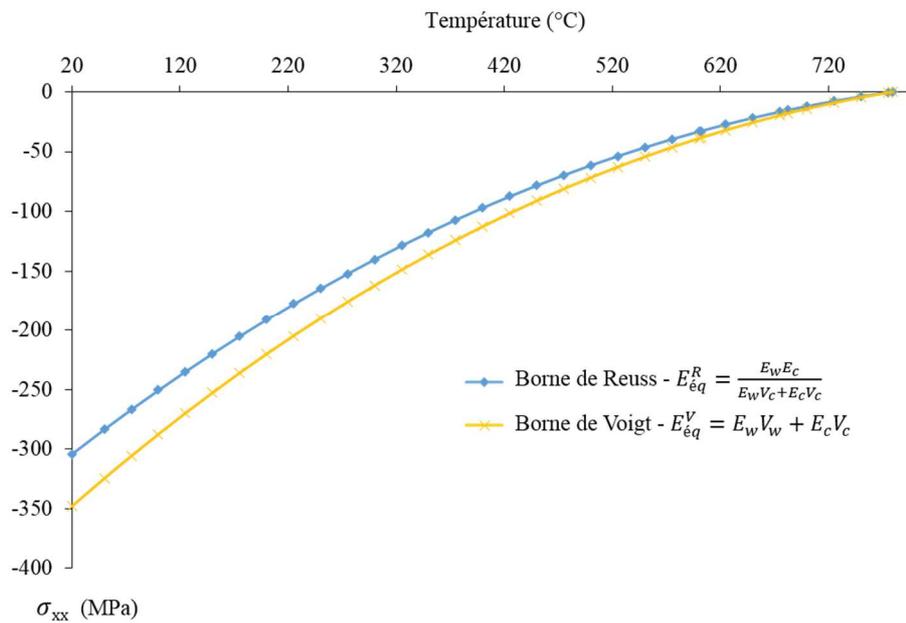


Figure III-11: Evolution des contraintes σ_{xx} en fonction des bornes de Voigt (jaune) et Reuss (bleu), dans l'alumine au niveau de la liaison avec le carbure de tungstène lors du refroidissement de l'assemblage

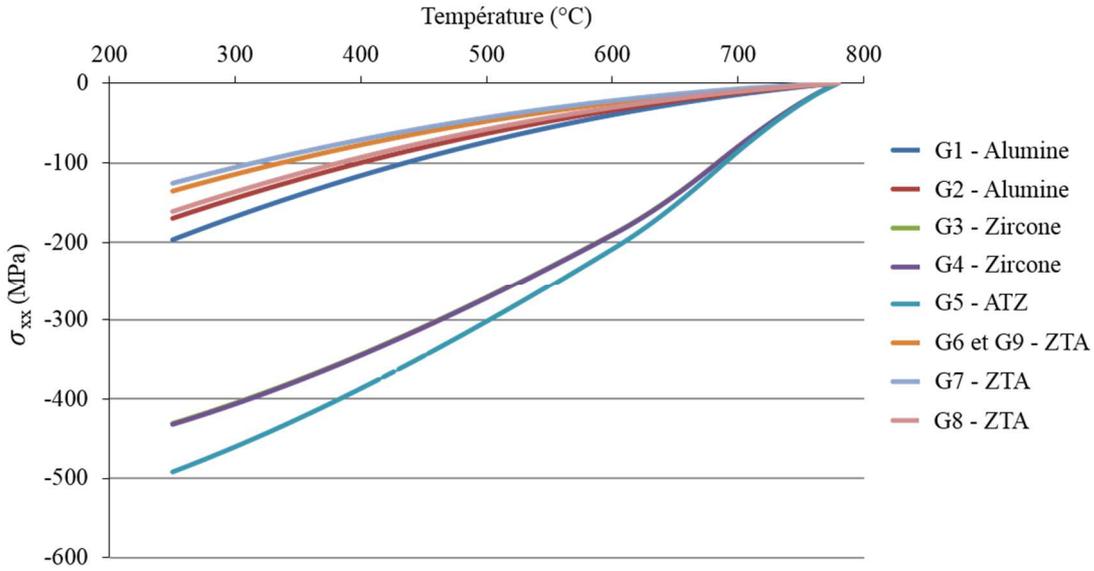


Figure III-12: Evolution de la contrainte dans les céramiques, au niveau de la liaison brasée

L'évolution des contraintes sur les faces extérieures des plaques, parallèles à l'interface céramique-métal, est représentée à la Figure III-13. La contrainte maximale est donnée pour les zircons yttriés et le ATZ, dont les faces extérieures sont soumises à des sollicitations de traction de l'ordre de 250 MPa. Les courbes des nuances G3 et G4 sont confondues. Globalement, les simulations montrent que les contraintes des mélanges alumine-zircone et zircone-alumine évoluent entre des valeurs maximales données par l'alumine pure et la zircone yttriée.

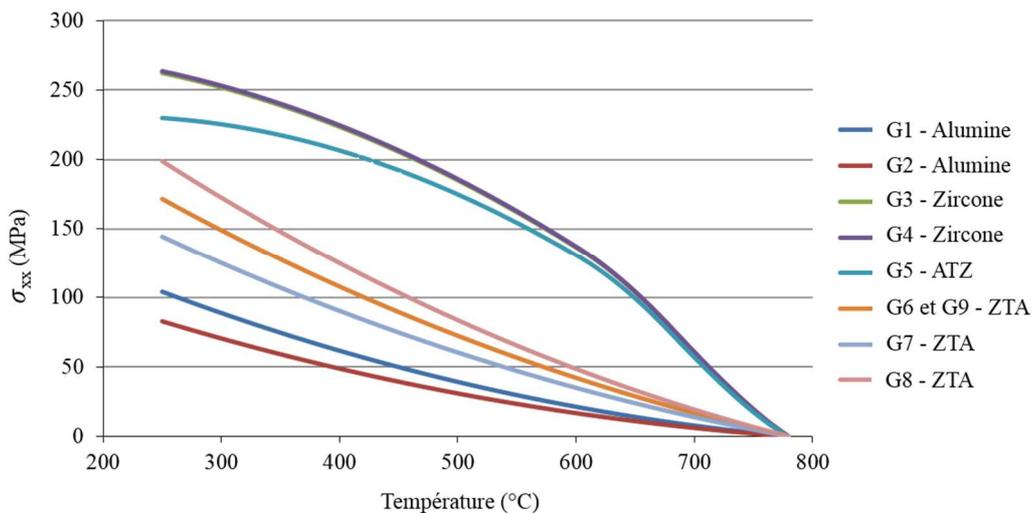


Figure III-13: Evolution de la contrainte sur la face extérieure des céramiques

Les grades à base de zircon sont les plus sollicités à cause d'une différence de dilatation avec le substrat plus importante que l'alumine. Dans le cadre des calculs numériques, le changement de phase de l'acier utilisé comme substrat n'a pas été pris en compte. Les contraintes des céramiques à phases dispersées évoluent entre celle de l'alumine pure et de la zirconie yttrée. La répartition des contraintes dans les plaques de céramique est donnée aux Figure III-14 et Figure III-15. Les sollicitations des bords de la plaque sont quasi-nulles. Dans les essais, les assemblages des céramiques à phase dispersée se sont moins déformés que ceux d'alumines et de zircons.

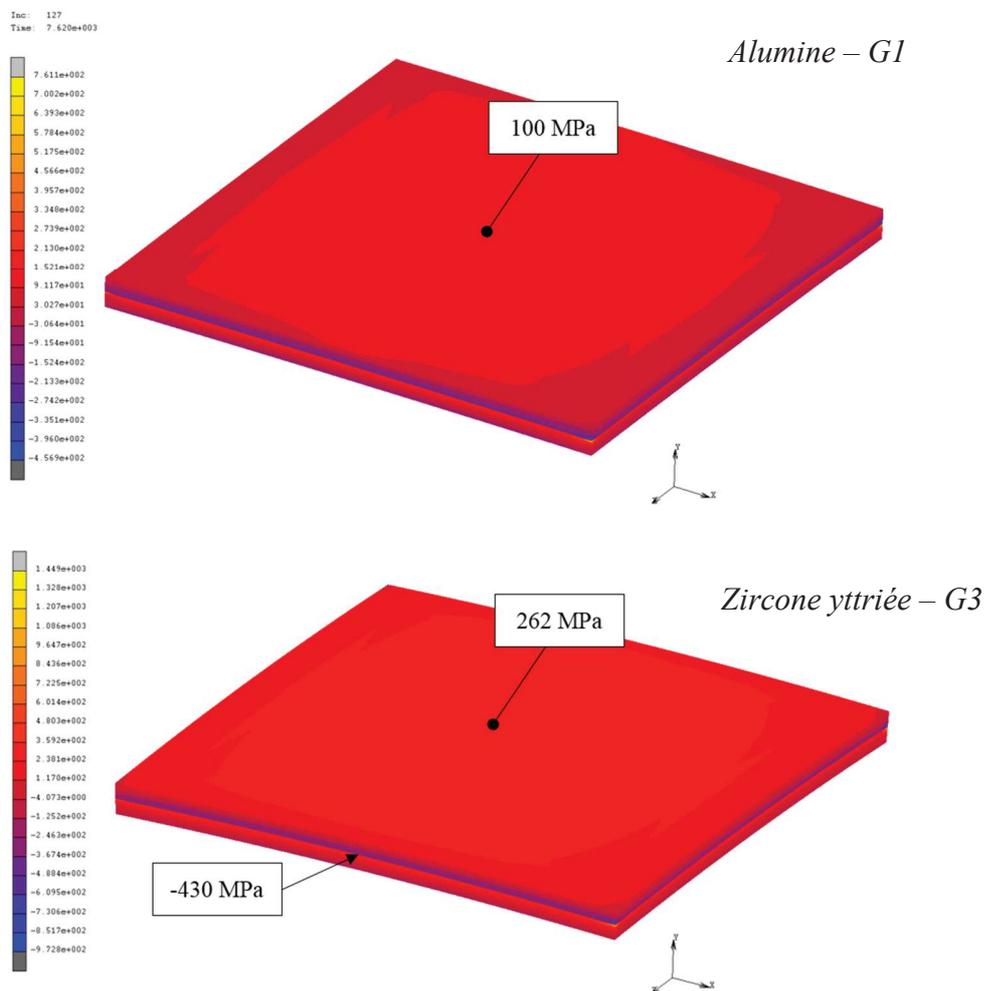


Figure III-14: Contraintes résiduelles σ_{xx} dans une plaque de $100 \times 100 \times 6 \text{ mm}^3$ en alumine pure G1 (en haut), et d'une zirconie yttrée (en bas), après un refroidissement de 2 h

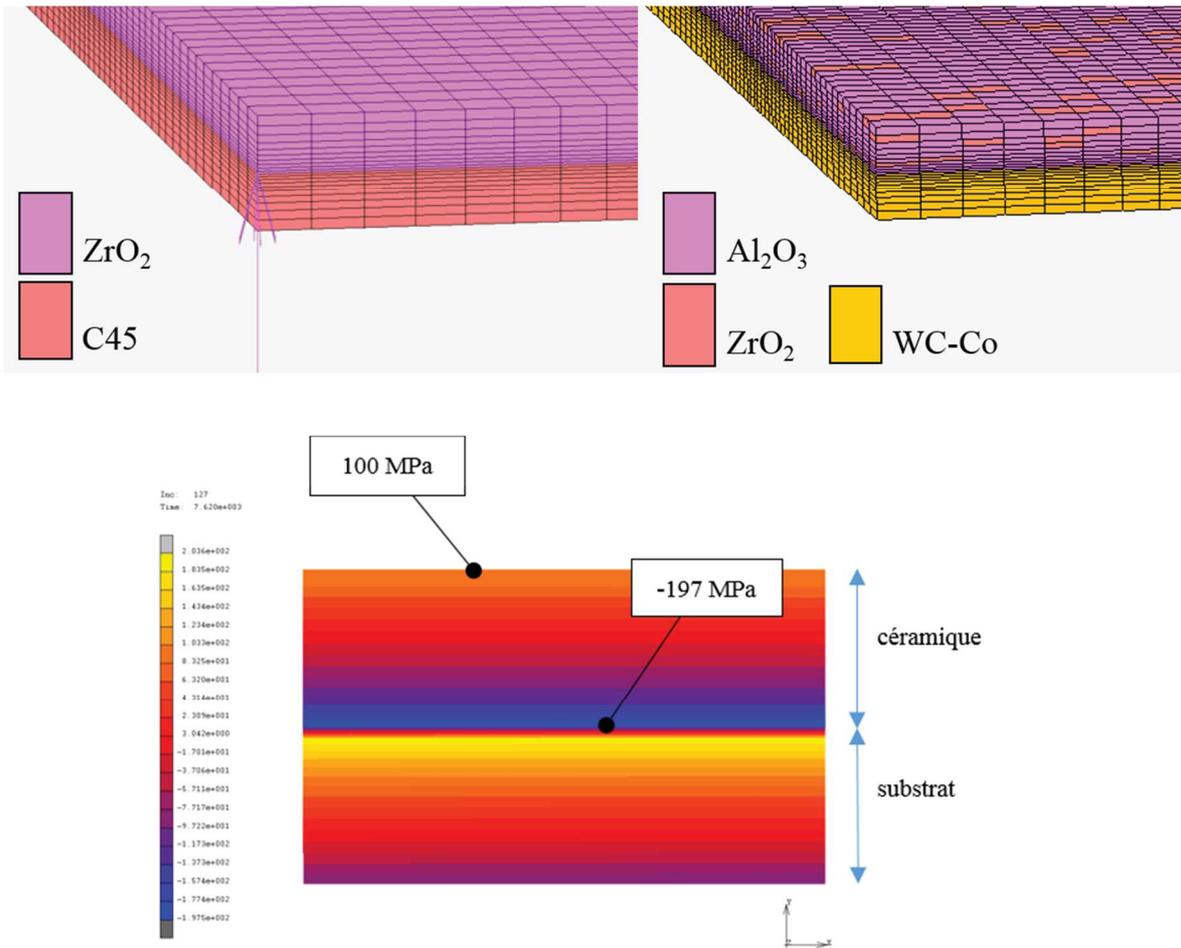


Figure III-15: Modélisation des différentes nuances de céramiques sur Marc MENTAT, et simulation des contraintes résiduelles σ_{xx} au niveau de la liaison céramique-métal d'une alumine pure (G1), après un refroidissement de 2 h

La modélisation des plaques de céramiques, ainsi que la distribution des contraintes résiduelles post-brasage sont données à la Figure III-15. On observe une contrainte de compression d'environ -197 MPa au niveau de la liaison céramique-substrat, tandis que la face extérieure est sollicitée en traction, à environ 100 MPa . Les contraintes σ_{yy} sont nulles au niveau de la liaison brasée, et atteignent 18 MPa sur la face extérieure des plaques en alumine, et 56 MPa sur celles en zircone yttrée. Les contraintes de cisaillement τ_{xy} dans la zone brasée sont proches de zéro, et avoisinent 15 MPa dans les coins (nœud 29122).

✓ Synthèse des résultats :

- Les céramiques sont sollicitées en compression au niveau de la brasure, et en traction sur les faces extérieures des plaques. Les valeurs de contraintes sont admissibles ;
- Les simulations des contraintes montrent que les valeurs atteintes au sein des plaques de ZTA et ATZ sont bien encadrées par celle de l'alumine et de la zircone yttrée. Les résultats obtenus par la méthode analytique et par celle des éléments finis montrent une évolution similaire des contraintes (Figure III-16) ;
- Les bords des plaques ne sont pas sollicités.

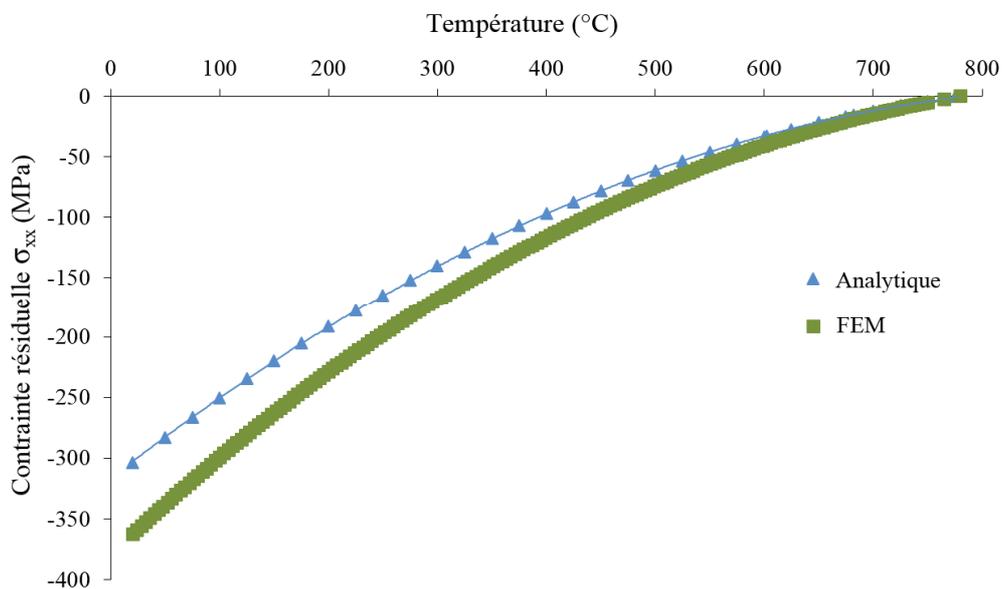


Figure III-16: Comparaison des contraintes résiduelles σ_{xx} obtenues depuis le modèle analytique et par la méthode des éléments finis (FEM), pour l'alumine G1

2. Rectification et découpe des inserts

2.1 Mesures des contraintes résiduelles

Après l'opération de brasage à haute température, les plaques de 100x100 mm² ont été rectifiées puis découpées en inserts de 10x5 mm². L'opération de rectification a pour but de réduire la rugosité de surface post-frittage.

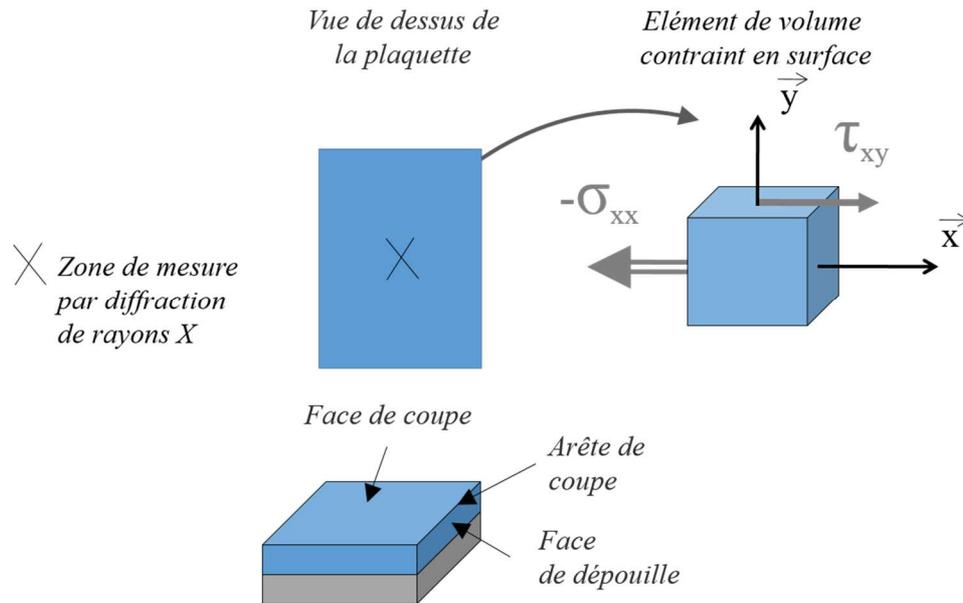


Figure III-17: Zone de mesure des contraintes résiduelles après la découpe et la rectification des plaquettes de $10 \times 5 \times 2 \text{ mm}^3$

La Figure III-17 montre les étapes de caractérisation des plaquettes de coupe après qu'elles aient été rectifiées et découpées. La première étape est la mesure des contraintes résiduelles par diffraction de rayon X au centre de la plaquette. Cela permet d'obtenir l'état de contrainte moyen (σ_{xx}, τ_{xy}) des grains d'alumine et de zircon. Les topographies des faces de l'arête (face de coupe et dépouille) obtenues à l'aide de la station STIL seront réalisées pour évaluer l'état de surface des nuances de céramique.

L'ensemble des valeurs des contraintes résiduelles, calculées à partir des mesures de déformations par diffraction de rayons X dans les grains d'alumine et de zircon de la face de coupe, sont rassemblées à la Figure III-18 et à la Figure III-19. Les grains d'alumine sont sollicités en traction tandis que les grains de zircon sont comprimés. La contrainte maximale de traction de 522 MPa est donnée pour la zircon à phase dispersée d'alumine tandis que les autres valeurs sont comprises entre 60 et 95 MPa . La différence de valeur entre les deux alumines pures G1 et G2 peut provenir d'une relaxation des contraintes par la propagation de fissures depuis les défauts présents à la surface du G2.

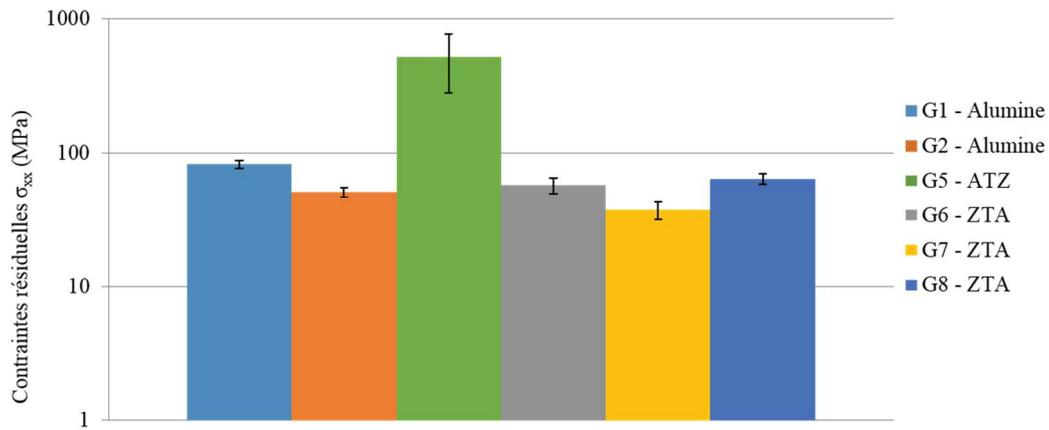


Figure III-18: Contraintes résiduelles surfaciques σ_{xx} dans les grains d'alumine (416) sur les faces de coupe, après rectification et découpe

Les contraintes de compression dans les grains de zircon sont très élevées (Figure III-19). La rectification entraîne une transformation de phase quadratique-monoclinique des grains de zircon (Claussen, 1987). Les travaux de (Fillit, 1987) montrent que l'opération de rectification en polissage avec un grain de 1 μm augmente l'intensité des pics des plans (11 $\bar{1}$) et (111) de la phase monoclinique. Les valeurs de contraintes en compression sont aussi dues, en partie, à la différence de dilatation des grains d'alumine et de zircon post-frittage. Les travaux de (Sommer et al., 2012) montrent que plus la fraction de zircon augmentent dans les alumines, plus les contraintes internes post-frittage sont élevées. Pour de l'alumine avec 24 % de zircon ytriée, les contraintes théoriques sont de 544 MPa dans les grains d'alumine, et de -1722 MPa dans les grains de zircon.

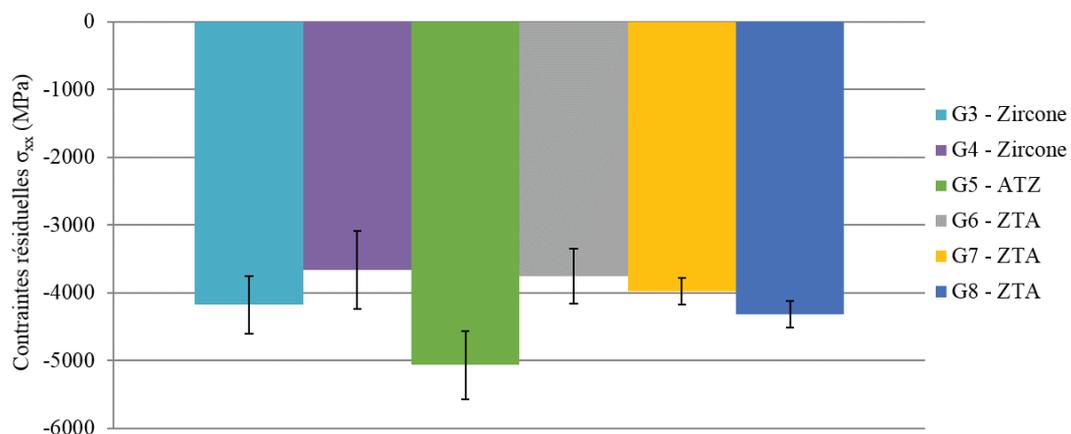


Figure III-19: Contraintes résiduelles surfaciques σ_{xx} dans les grains de zircon (331) sur les faces de coupe, après rectification et découpe

La Figure III-20 représente l'évolution de la déformation $\varepsilon_{\Phi\psi}$ en fonction de $\sin^2\psi$ pour les nuances G1 (a) et G5 (b). Les écarts des valeurs déterminées pour des $\sin^2\psi$ positifs et négatifs, est en lien avec la présence de déformations ε_{xy} indiquant des contraintes de cisaillement τ_{xy} . Ces contraintes apparaissent lors du contact des grains de la surface avec les particules abrasives de la meule de rectification (Malkin and Hwang, 1996). Les contraintes résiduelles de cisaillement peuvent réduire la valeur critique nécessaire pour activer un mouvement de dislocation au sein des mailles (Noyan and Cohen, 1987). Les valeurs de sollicitations de cisaillement dans les grains, pour l'ensemble des nuances, sont synthétisées à la Figure III-21 et Figure III-22.

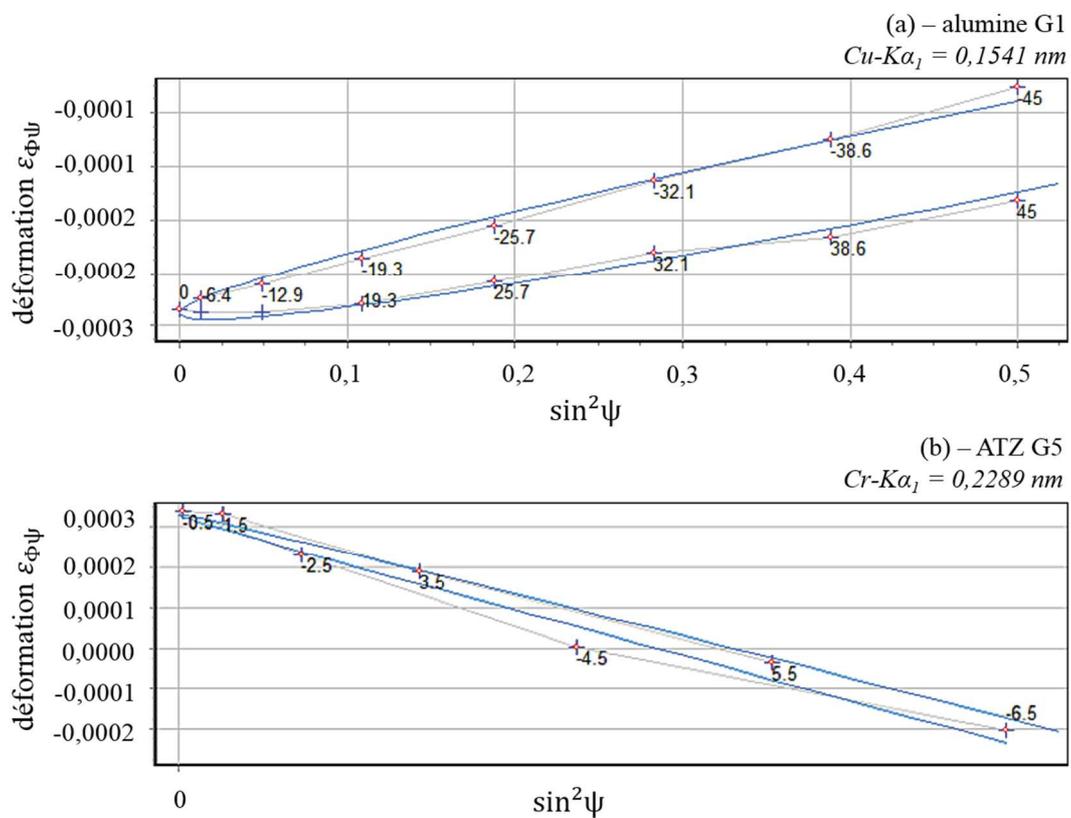


Figure III-20: Mesures des microdéformations $\varepsilon_{\Phi\psi}$ des grains d'alumine (416) à la surface de la nuance G1 (a), et des gains de zircon (331) à la surface de la nuance G5 (b), pour ψ [-45°; 45°] et $\Phi = 0^\circ$

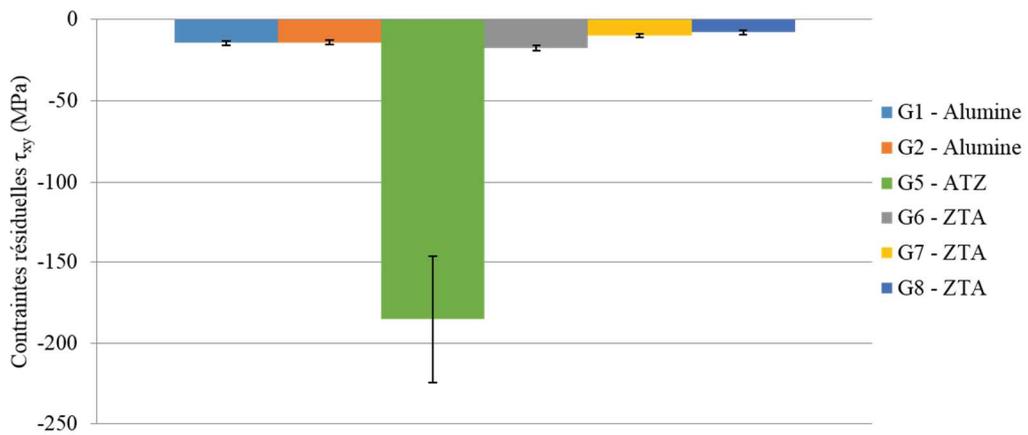


Figure III-21: Contraintes surfaciques de cisaillement τ_{xy} des grains d'alumine (416) sur les faces de coupe des plaquettes après rectification et découpe

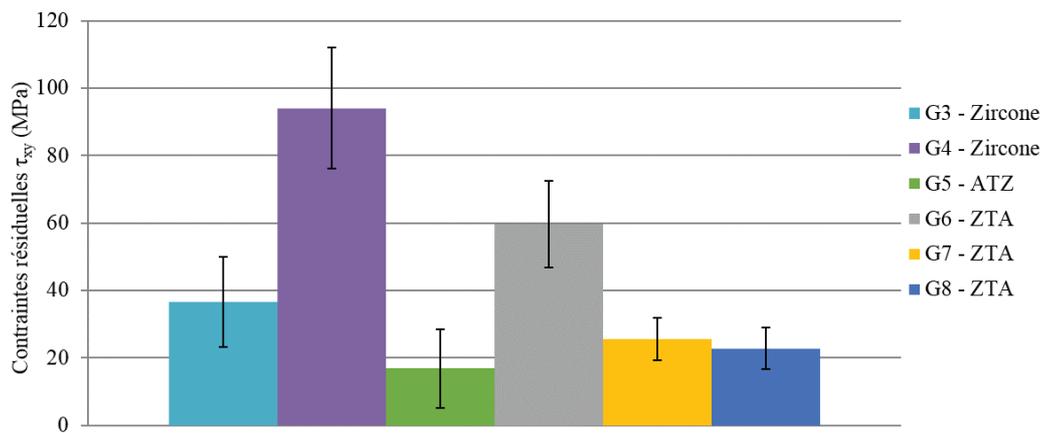


Figure III-22: Contraintes surfaciques de cisaillement τ_{xy} des grains de zirconium (331) sur les faces de coupe des plaquettes après rectification et découpe

✓ Synthèse des résultats

Les valeurs de contraintes résiduelles dans les zircons sont plus élevées que les contraintes dans les grains d'alumine. La détermination des contraintes est réalisée à partir de l'intégration des valeurs moyennes des contraintes sur la profondeur de pénétration du faisceau de rayons X. La différence de pénétration entre les valeurs mesurées dans les grains d'alumine et de zircon est en partie due à l'origine de la différence des contraintes (Green et al., 1983). Les grains d'alumine sont sollicités en traction, à cause des contraintes résiduelles dues au brasage. Les incertitudes des valeurs de compression dans les zircons yttriés (G3, G4, G5) sont plus élevées que dans les ZTA. Cela indique aussi que les valeurs de contrainte dans les grains des zircons yttriés varient davantage en fonction de la profondeur de pénétration du faisceau de rayons X. Les travaux de (Kosmač et al., 1981) mettent en évidence que la zone transformée due au changement de phase quadratique-monoclinique des ZTA (7,5-16 % de ZrO_2) est comprise entre 1 et 3 μm .

Concernant les contraintes résiduelles sur la face de coupe, on peut retenir les points suivants :

- les alumines : la différence de contrainte de traction entre les deux nuances d'alumine pure, G1 et G2, peut aussi être due à la relaxation de ces contraintes par la création de fissures pendant la rectification (-45 %) ;
- les ZTA : les grains d'alumine sont en traction et ceux de zircon en compression. Les valeurs maximales sont atteintes à la surface de la nuance G8 ;
- les zircons : les grains sont uniquement sollicités en compression. Les valeurs sont comprises entre -3,8 et -4 GPa ;
- le ATZ : les contraintes de traction et de cisaillement des grains d'alumine, ainsi que la compression des grains de zircon, sont les plus élevées de toutes les nuances. La contrainte de cisaillement dans les grains de zircon est cependant la plus faible.

Ces valeurs sont celles mesurées dans les grains de chaque phase. Une estimation de la contrainte résiduelle moyenne σ_s en surface des ZTA et du ATZ, est possible à partir de la relation suivante :

$$\sigma_s = \sigma_a \cdot V_a + \sigma_z \cdot V_z \quad (III-1)$$

σ_a , et σ_z : contraintes résiduelles dans l'alumine et la zircon (MPa) ;

V_a , et V_b : volumes respectifs de la phase d'alumine, et de zircon (%).

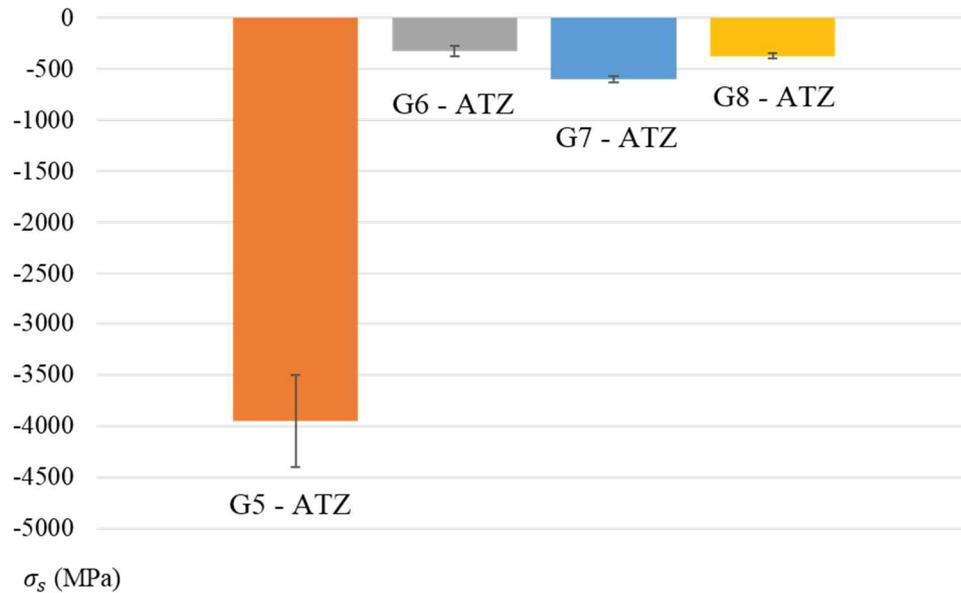


Figure III-23: Contraintes résiduelles moyennes à la surface de la nuances G5 à base de zircone, et des nuances G6, G7 et G8 à base d'alumine

La Figure III-23 montre les valeurs des contraintes résiduelles moyennes à la surface des nuances à phases dispersées. C'est principalement les grains de zircone qui sont comprimés. Lorsqu'ils sont dispersés avec des grains d'alumines, les contraintes tendent à s'équilibrer. Dans le cas de la nuance G5, la compression plus élevée des grains en surface entraînent un cisaillement élevé de -185 MPa des grains d'alumine. Il s'avère que ce cisaillement peut contribuer à réduire la résistance au niveau des joints de grain. La valeur de contrainte résiduelle de compression plus élevée à la surface de la nuance G7, est due au volume plus important (+6 %) de zircone que dans les nuances G6 et G8.

La surface des alumines est principalement contrainte en traction. Après rectification, les surfaces devraient aussi être comprimées (Tuan and Kuo, 1998), cependant les contraintes de traction liées au brasage viennent réduire ces valeurs.

Les contraintes de compression sont dues à la rectification, tandis que les contraintes de traction sont dues au brasage. A ce stade, il n'est pas possible d'envisager l'influence de ces contraintes résiduelles sur l'endommagement des surfaces. Il est d'abord nécessaire d'effectuer les essais d'usinage, d'observer les comportements à l'usure, puis à partir des résultats présents de voir l'influence de ces contraintes résiduelles.

2.2 Etat de surface des faces de coupe

La surface des plaques de 100x100 mm² est rectifiée avant la découpe des plaquettes. C'est cette surface qui forme la future face de coupe des arêtes. Les mesures des états de surface obtenues après rectification des faces de coupe sont illustrées à la Figure III-24. L'opération de rectification a générée des creux à la surface des céramiques. Les valeurs maximales des paramètres de rugosité sont atteintes pour les nuances G2, G6, et la hauteur maximale des creux est respectivement de 28 µm, 7,83 µm et 6,85 µm. La présence de défauts microstructuraux dus au frittage, et de contraintes résiduelles, favorise la propagation des fissures. L'alumine pure G1 a des paramètres Rpk de pics de 0,2 µm et Rvk de creux de 0,55 µm, ce sont les valeurs les plus faibles.

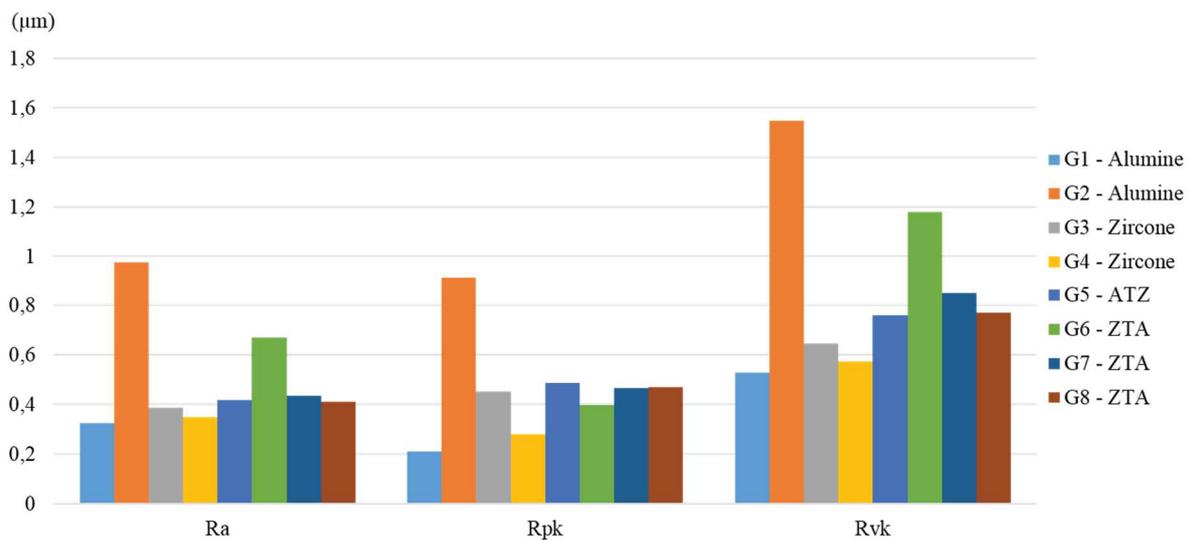


Figure III-24: Etat de surface des faces de coupe des plaquettes après rectification

Les micrographies électroniques présentées sur la Figure III-25 montrent l'état de surface des faces de coupe après rectification. Les défauts présents sur les faces de nuances G2 et G6 ont des largeurs maximales comprises entre 72 µm et 61 µm. Les observations ESEM ont révélées que ces défauts sont principalement des microfissures (Figure III-26). Ces dernières sont apparues lors de la fabrication par pressage isostatique à froid (CIP).

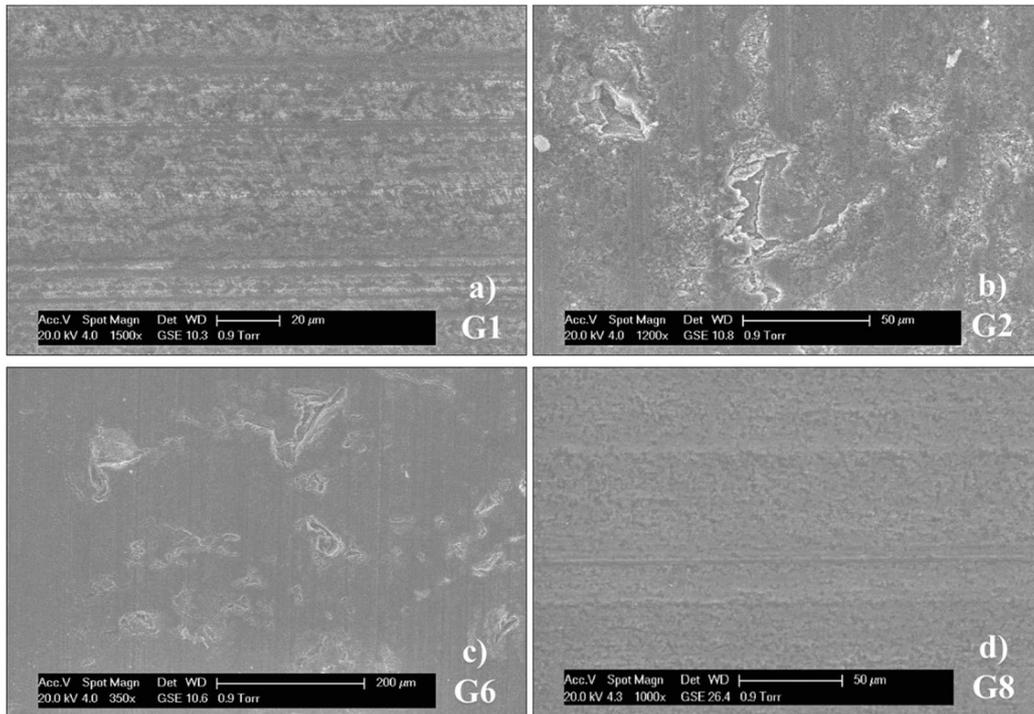


Figure III-25: Micrographies électroniques des faces de coupe après rectification de la nuance G1 (x 1500), G2 (x 1200), G6 (x 350) et G8 (x 1000)

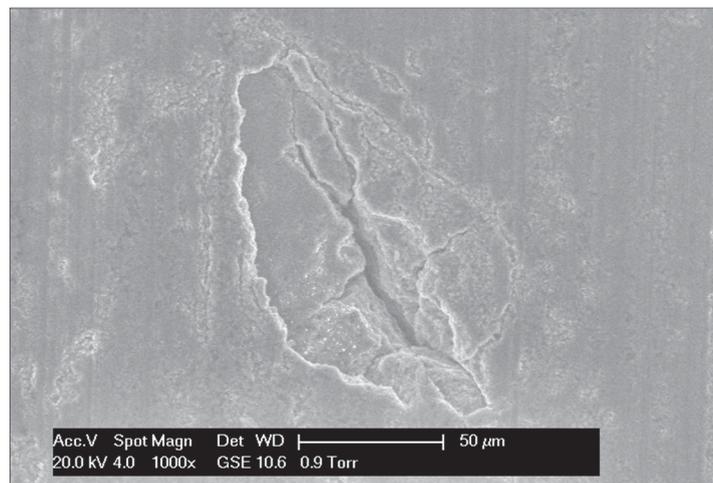


Figure III-26: Micrographie électronique d'une fissure sur la face de coupe de la nuance G6 après rectification (x 1000)

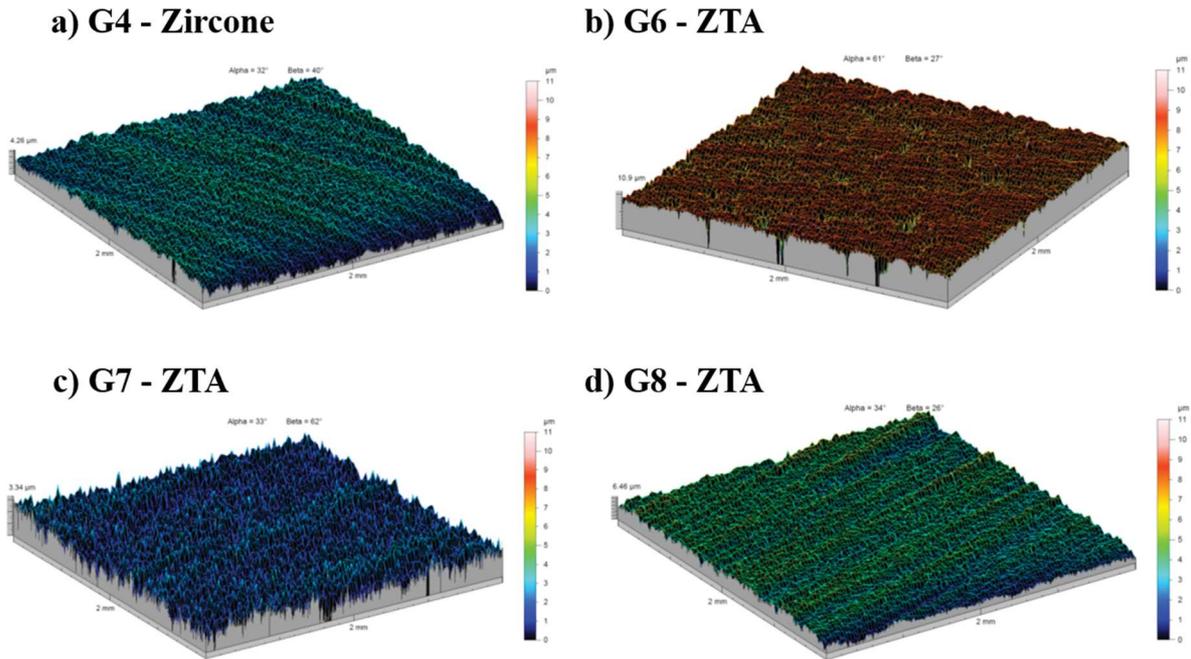


Figure III-27: Topographies 3D des surfaces des plaquettes de coupe après rectification et découpe

L'observation des rugosités des surfaces de coupe des nuances G4, G6, G7 et G8 (Figure III-27) montrent différents états de surface après rectification. On remarque la présence de stries sur les faces, due à l'avance de la meule. La morphologie des faces dépend en partie de la taille des grains, et de la composition de la céramique.

✓ Synthèse des résultats

Dans le cadre d'une opération d'usinage, il est nécessaire que les paramètres de rugosité soient le plus faibles possibles, afin d'entraîner le moins de friction possible entre les faces de l'arête et le matériau usiné (Beer et al., 2005).

- Les nuances G2 et G6 présentent des défauts, sous formes de microfissures ; de plus grandes tailles que les autres compositions. Les profondeurs de creux et les largeurs des microfissures peuvent respectivement atteindre jusqu'à 28 µm, et 60 µm ;
- L'alumine pure G1 a les valeurs de rugosité les plus faibles ;
- Dans le cas du développement de céramiques pour une application d'usure telle que l'usinage, la présence de creux sur les surfaces (traduite en partie par R_{vk}) de l'arête doit être réduite.

3. Brasage basse température

La fixation des plaquettes de coupe sur le corps de l'outil est réalisée par un procédé de brasage BBT à 620°C. Le chauffage est effectué à l'aide d'un inducteur électromagnétique. La céramique est brasée en deux étapes (Figure III-28, Figure III-29). L'essai de brasage effectué a permis de valider la faisabilité technique de la mise en œuvre avant la fabrication des outils prototypes.

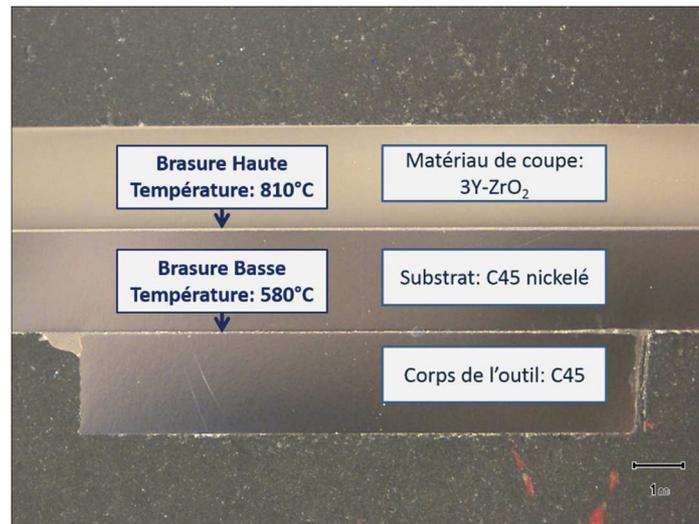


Figure III-28: Essai de double brasage de la zircone

Les brasures présentent des porosités. Ces dernières sont apparues lors de la formation de la fusion de l'alliage eutectique qui a pu emprisonner de l'air. C'est au total 64 inserts en céramiques qui ont été brasés sur les corps des outils de fraisage, et 8 sur les outils de tournage.

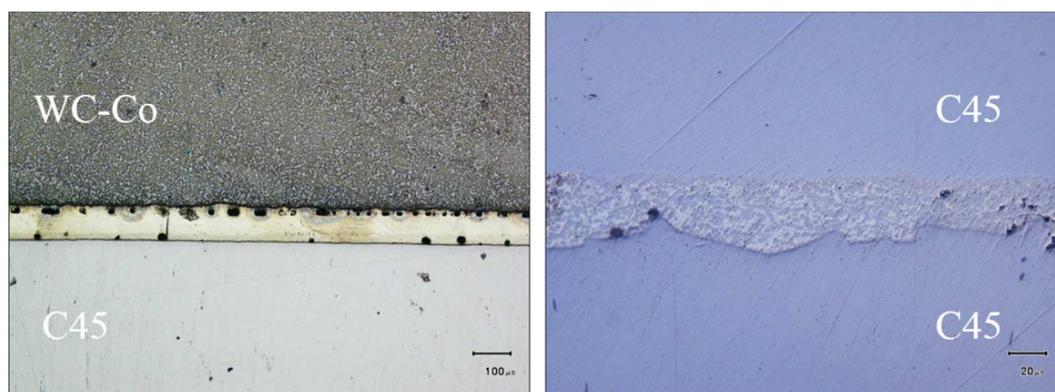


Figure III-29: Micrographies optiques de l'interface carbure de tungstène-acier à gauche, et acier-acier à droite

4. Affûtage mécanique

4.1 Etat de surface des dépouilles

Après assemblage des plaquettes de coupe sur les corps d'outil, une opération de rectification de la dépouille est mise en œuvre pour former l'arête de coupe. Afin d'observer l'influence du procédé, des mesures d'état de surface ont été effectuées avant et après l'opération. La Figure III-30 synthétise les valeurs des rugosités de chaque nuance après la découpe des plaquettes. Les paramètres Rpk et Rvk indiquent que certaines surfaces présentent des défauts de grandes tailles. Les nuances G2 et G6 ont des écarts plus importants que les autres compositions, dues à la présence de défauts de grandes tailles, dont les profondeurs maximales de creux atteignent jusqu'à 12 μm .

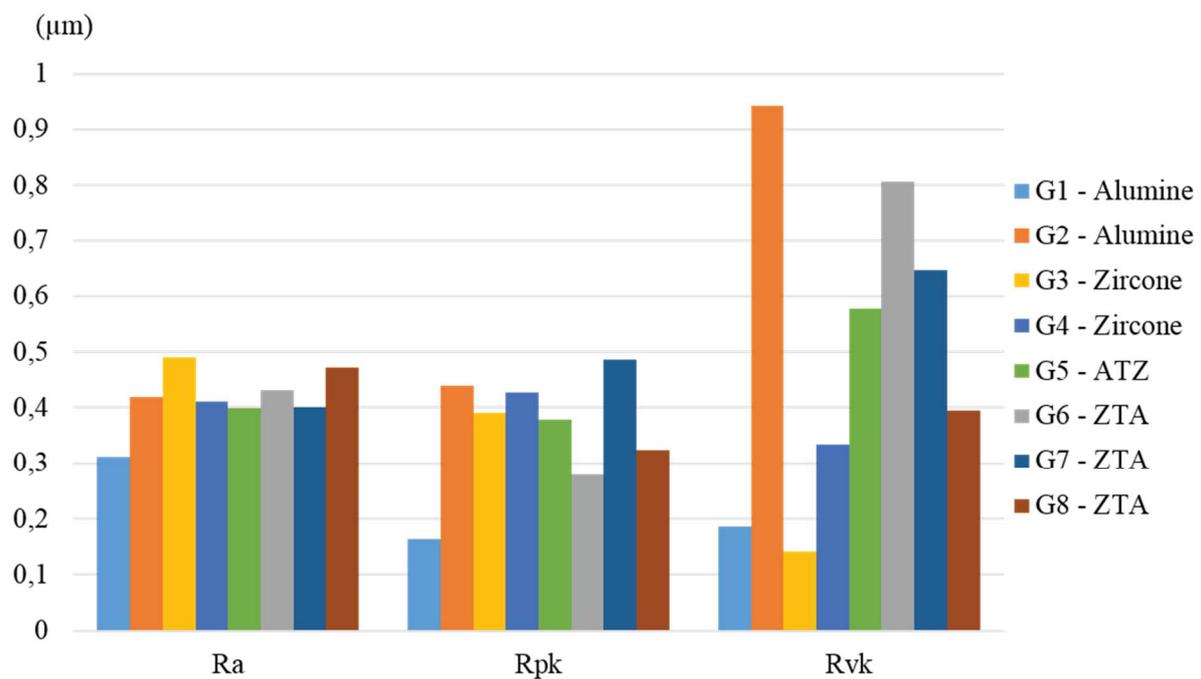


Figure III-30: Etat de surface des dépouilles avant rectification

Les valeurs de rugosité tendent à diminuer après l'opération de rectification (Figure III-32, Figure III-31). Ce qui indique une modification des états de surface à cause de l'opération. L'évolution des paramètres de rugosité montrent que globalement l'endommagement de la surface est moins important après rectification. Les états de surface des céramiques sont fonction des paramètres de l'opération de rectification, (Agarwal and Rao, 2005). C'est principalement l'avance de l'outil et la profondeur de passe qui ont une influence sur la rugosité de la surface.

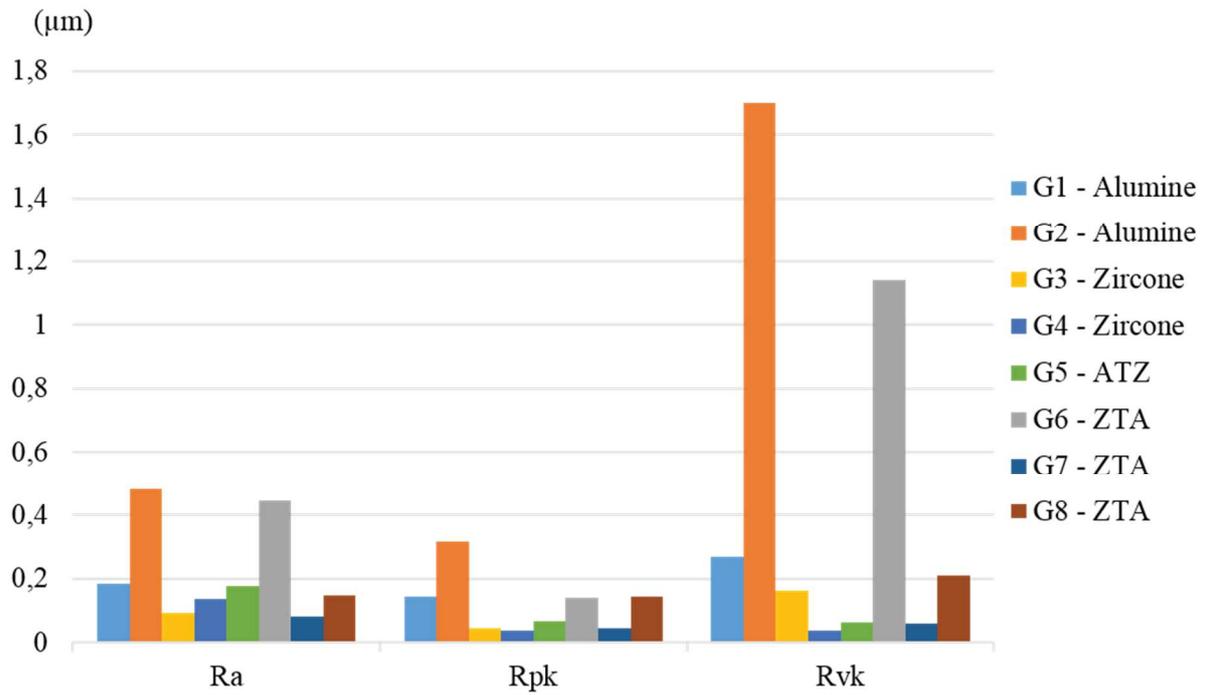


Figure III-32: Etat de surface des dépouilles après rectification

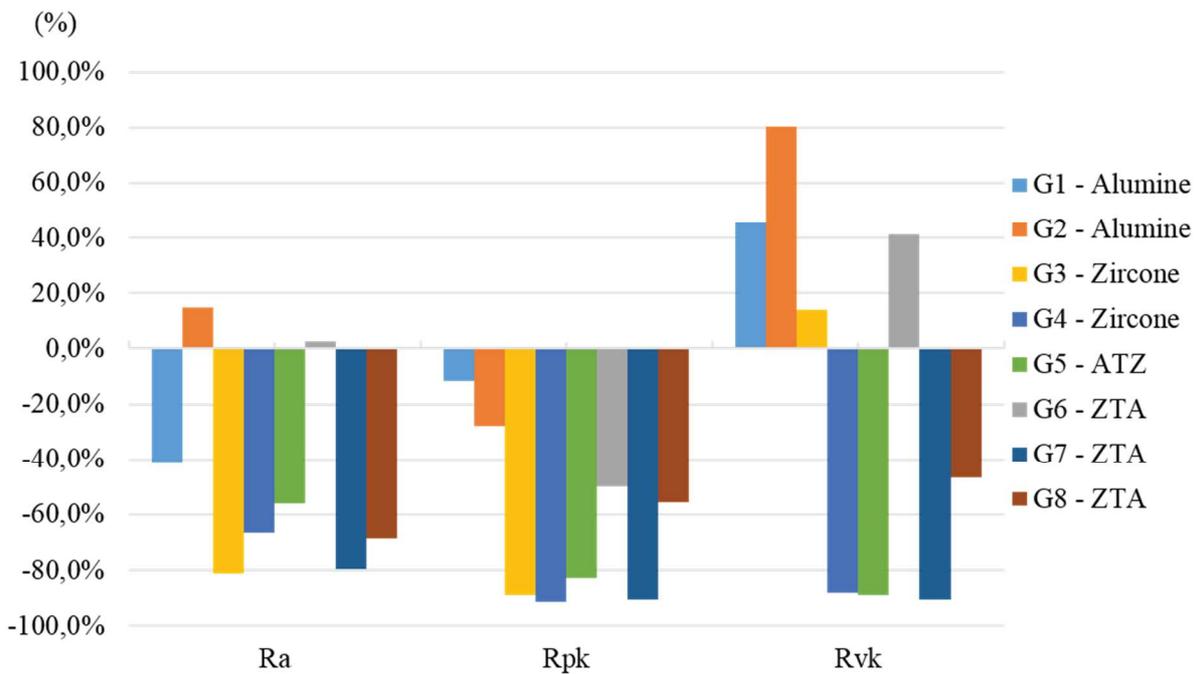


Figure III-31: Augmentation des paramètres de rugosité après rectification

L'état de surface des alumines pures, de celle à phase dispersée de zircon G6, ainsi que de la zirconne yttrée G3 indiquent que la rectification a généré davantage de creux. L'usinage des faces de dépouilles à l'aide d'une meule abrasive génère des défauts qui peuvent réduire la résistance à la rupture de la céramique (Malkin and Hwang, 1996). Dans le cas des alumines, la résistance dépend de la microstructure de la céramique (Krell and Lippmann, 1984). La dispersion des valeurs de résistance à la flexion tend à être similaire pour différentes alumines après la rectification, car la répartition des défauts en surfaces devient plus homogène. Dans le cadre de la mise en forme d'une arête par affûtage par rectification mécanique, de faibles rugosités sont nécessaires pour obtenir une qualité de coupe optimale. Plus la rugosité des faces sont faibles, meilleur sera le glissement et la pénétration de l'arête à travers les fibres du bois.

Les nuances G1 et G8 ont une plus grande résistance à l'usinage abrasif car leurs paramètres de rugosité sont les plus stables. Toutefois les plus faibles valeurs des paramètres de rugosité (R_a , R_{pk} , R_{vk}) sont celles des nuances G3, G4, G5 et G7. La nuance G7 a les valeurs les plus faibles.

Le profil de surface du G6, réalisé par topographie montre la présence de défauts (Figure III-33). Les planéités des surfaces des dépouilles sont modifiées à cause de la forme de la meule de rectification. On note la différence de la morphologie des surfaces entre une zirconne yttrée (G4) et un ZTA (G6) avec une population de défauts. Les surfaces des dépouilles sont concaves, à cause du rayon de la meule.

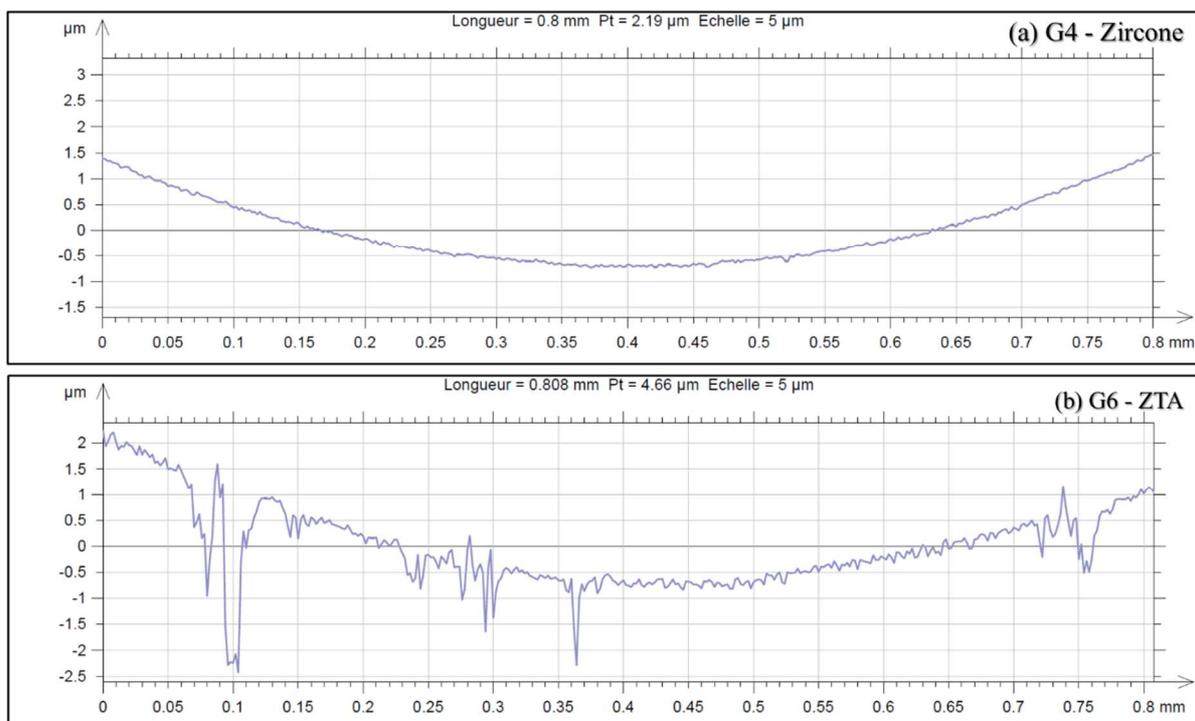


Figure III-33: Topographie des surfaces des dépouilles des nuances G4 (a), G6 (b) après rectification

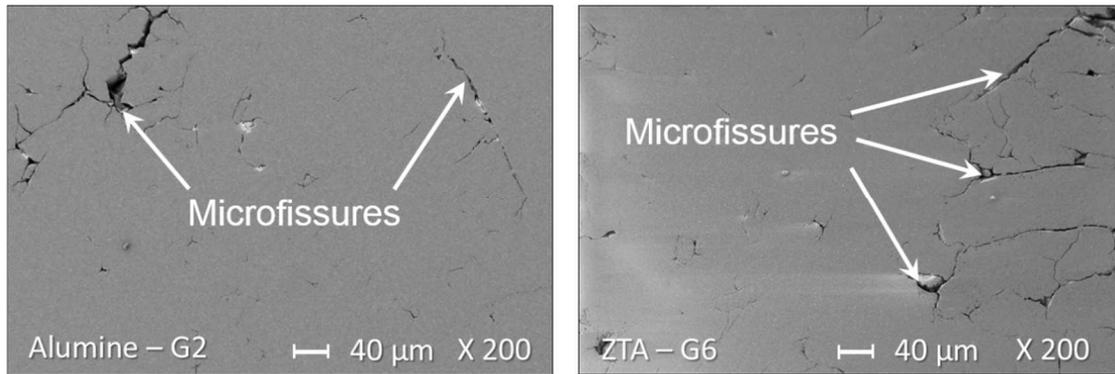


Figure III-34: Micrographies électroniques post-frittage HIP de la structure de l'alumine (G2, à gauche), et du ZTA (G6, à droite) tous deux fabriqués par CIP, et présentant des microfissures

Les micrographies électroniques des structures des nuances G2 et G6 (Figure III-34) montrent la présence de microfissures. Les valeurs de résistances à la flexion ainsi que les modules d'Young mettent en évidence que ces défauts sont apparus après la fabrication par frittage. L'hétérogénéité des corps crus, notamment due à des différences de densités, a pu entraîner des ruptures intergranulaires lors du refroidissement post-frittage. Dans le cas de la nuance G6, la différence de contraction entre les grains d'alumine et de zircon a également pu contribuer à générer des microfissures.

✓ Synthèse des résultats :

- La mise en forme de l'arête par rectification induit des défauts sur les faces. La présence initiale de défauts liés à la fabrication augmente l'intensité des creux après l'usinage ;
- Les rugosités des surfaces indiquent que le comportement des céramiques pendant la rectification dépend de leur composition chimique :
 - Les paramètres de rugosité des nuances d'alumine pure (G1) et (G8) sont les plus inchangées, ce qui traduit une meilleure résistance à l'abrasion lors de la rectification ;
 - Les nuances à base de zircon ont des rugosités de surface plus faibles que les nuances d'alumine ;
 - La nuance G7 (Al_2O_3 -16 % 3Y-ZrO₂) a la rugosité de surface la plus faible ;

4.2 Géométrie des arêtes de coupe

Les arêtes de coupe ont été mise en forme par rectification. La micrographie électronique effectuée par ESEM sur la Figure III-35, montre les grains de la structure du G7. L'arête est mise en forme en deux étapes :

- a. Rectification de la face de coupe avant la découpe des plaquettes ;
- b. Rectification de la face de coupe après brasage BBT.

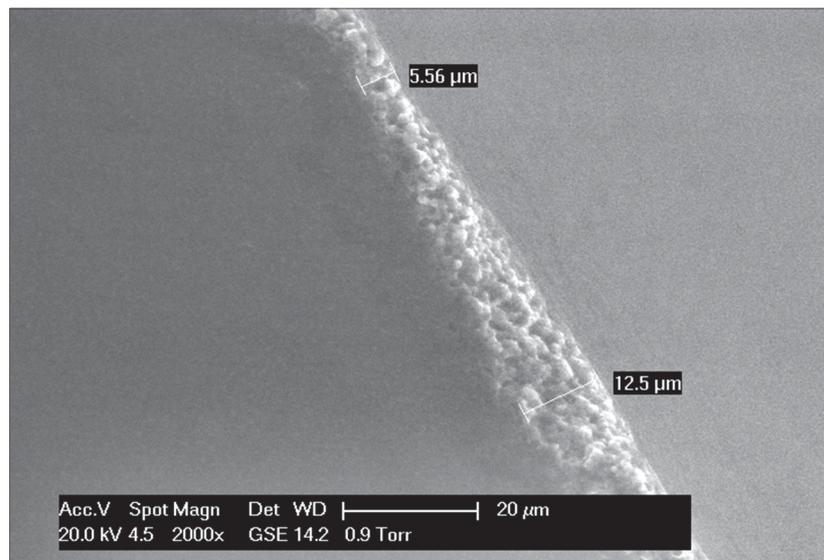


Figure III-35: Micrographie électronique de l'arête du G7

Sur les faces des nuances G2 et G6 on note la présence de défauts (Figure III-36). Les flèches sur les figures (b) et (f) montrent des écailles sur les arêtes de coupe des nuances. Ces écailles sont dues à la présence de microfissures dans les céramiques. Pour la formation d'une arête sans discontinuités, par rectification, des microstructures exemptes de défauts sont nécessaires. L'opération de rectification induit des défauts microstructuraux qui peuvent fragiliser l'arête de coupe (Gogolewski et al., 2009). Les résultats de mesure de la rugosité des faces indiquent une corrélation avec la stabilité mécanique de l'arête affûtée. L'état de contrainte post-rectification a une influence sur la résistance mécanique de l'arête. Lorsque les rugosités arithmétiques et la hauteur maximale du profil dépassent respectivement $1 \mu\text{m}$ et $7 \mu\text{m}$, avec un angle de 65° , les arêtes présentent des écailles.

Des essais de rectification ont été réalisés par *IKTS Fraunhofer*, avec l'objectif de comparer les états de surface, avec des paramètres de coupe identiques à ceux utilisés dans ces travaux (Figure III-37). Les essais ont été faits avec une meule avec une taille de grain de $46 \mu\text{m}$. L'opération consiste en la rectification d'échantillons de $3 \times 4 \times 50 \text{ mm}^3$.

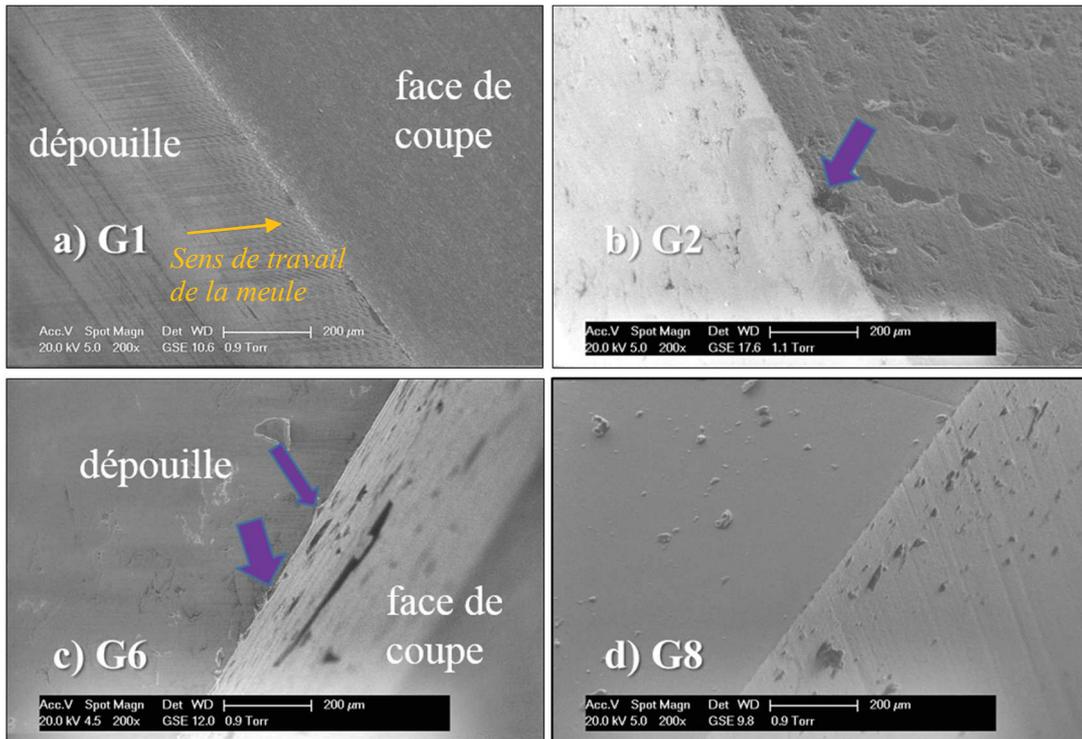


Figure III-36: Micrographies électroniques des arêtes de coupe après rectification à $V_c = 20$ m/s et $V_f = 20$ mm/min, avec une taille moyenne de grain abrasif de $6 \mu\text{m}$ (agrandissement, $\times 200$)

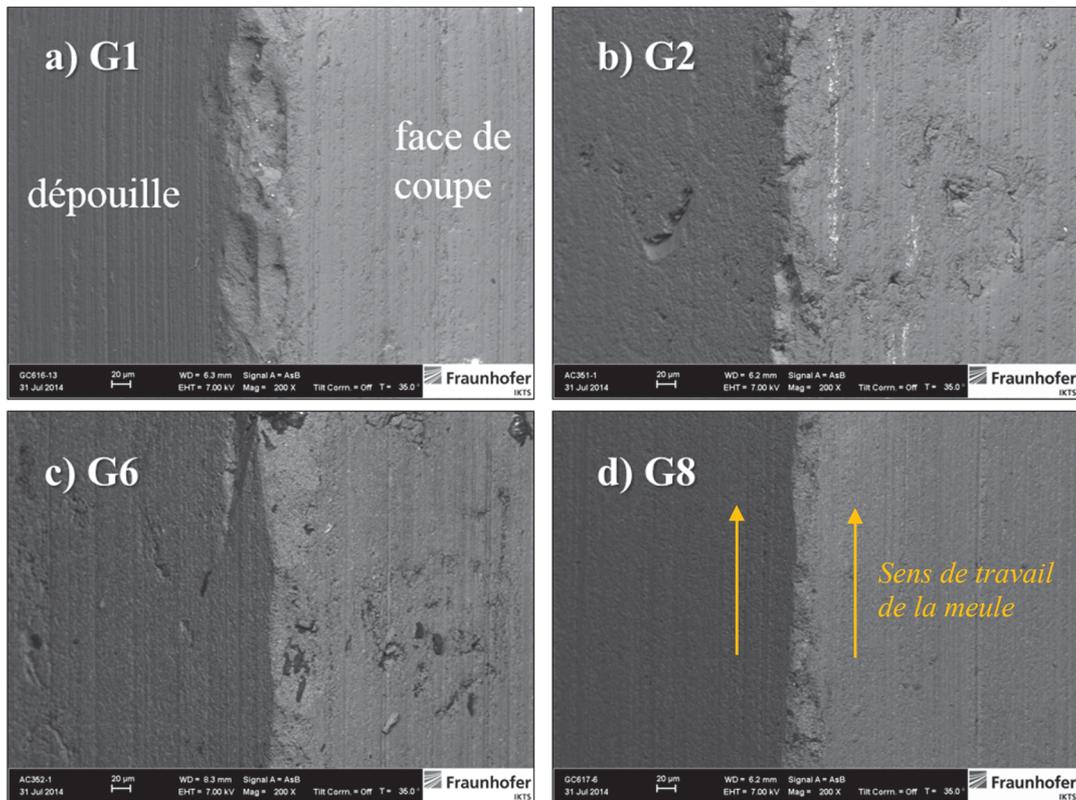


Figure III-37: Micrographies électroniques des arêtes de coupe après rectification à $V_c = 20$ m/s et $V_f = 20$ mm/min, avec une taille moyenne de grain abrasif de $46 \mu\text{m}$ (agrandissement, $\times 200$)

Les observations au microscope électronique montrent l'intersection des faces rectifiées. La taille des grains de la meule a une influence sur la géométrie de l'arête formée. Les arêtes présentent des irrégularités. Le sens de travail de la meule peut aussi avoir une influence sur la formation d'écaillures sur l'arête. Une avance avec un angle de déflexion permet de préserver l'arête de l'écaillage, et d'obtenir un meilleur état de surface (Lianjie et al., 2013).

Les dimensions minimales de VBa sont comprises entre 3,28 μm (a), 4,97 μm (c) et 5 μm (d). Les travaux de (Eblagon et al., 2007) montrent que le rayon idéal serait inférieur ou égal à 1 μm . Sur la Figure III-37, les rayons d'arêtes sont supérieurs à 20 μm . A titre comparatif, les plaquettes de coupe en alumine développées par (Sommer et al., 2015) possèdent un rayon d'arête compris entre 10 μm et 11 μm . Les arêtes des outils de tournage sont représentées sur la Figure III-38. Les micrographies électroniques indiquent la présence des défauts sous forme de microfissures sur les surfaces de nuances G2 (b), G6 (e). L'opération a générée la fragilisation et l'effondrement de la pointe de certaines céramiques, comme la G1 et la G4 par exemple.

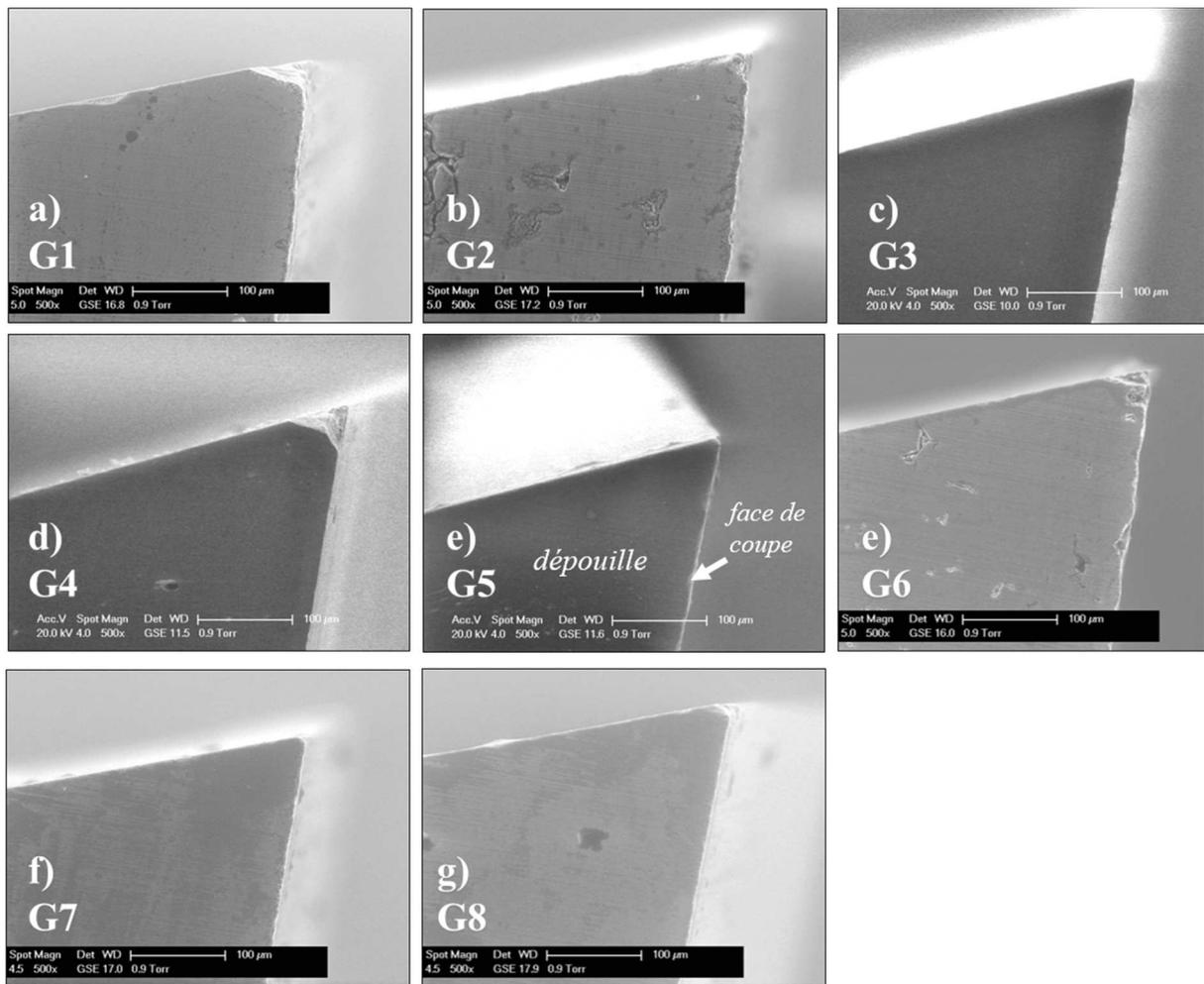


Figure III-38: Micrographies électroniques des arêtes de coupe des outils de tournage après affûtage par rectification

- ✓ Synthèse des résultats :
 - Une faible taille de grain de meule réduit la rugosité des surfaces usinées ;
 - Les arêtes obtenues ont des rayons d'arête acceptables pour l'usinage de matériaux dérivés du bois ;
 - La présence de défauts dans les nuances G2, G6 et G9, entrave la mise en forme d'une arête propre aux essais.

5. Synthèse

- ✓ Le brasage à haute température

Toutes les nuances ont pu être assemblées, à l'exception de la G9, dont les défauts post-frittage ont entraîné la rupture des plaques. Les analyses EDX des liaisons montrent que les couches d'oxydes de titane ont une épaisseur d'environ 0,8 μm dans les assemblages. L'optimisation de la cinétique de croissance la couche d'oxyde de titane est un axe de développement. Le temps de maintien en température et les cycles de refroidissement, ont une influence sur l'oxydation du titane, et sur la résistance de l'interface (Torvund et al., 1997). La Figure III-39 montre l'évolution de l'épaisseur d'une couche de TiO_2 (a), et la résistance au cisaillement résultante, à l'interface avec une alumine (b).

Les différences de dilatation entre les matériaux assemblés par brasage ont entraîné l'apparition de contraintes résiduelles au niveau de l'interface avec le substrat, ainsi que sur les faces extérieures principalement. Le modèle de calcul analytique depuis les mesures des dilatations thermiques des matériaux a permis d'avoir un ordre de grandeur des valeurs en jeu dans les liaisons. Les valeurs sont de l'ordre de -300 MPa . Le calcul par la méthode des éléments finis a permis d'avoir un aperçu des contraintes dans l'ensemble des plaques de $100 \times 100 \text{ mm}^2$. Les contraintes résiduelles au niveau des liaisons céramiques-métal, n'ont pas entraîné la propagation brutale de fissure, à l'exception de la nuance G9. Les valeurs obtenues avec ces modèles de calculs, ne prennent pas en compte le joint de brasage. Ce dernier peut contribuer à relaxer une partie des contraintes par déformation plastique, notamment par des contraintes de cisaillement (Charreyron et al., 1989).

On peut conclure que la méthode de brasage développée ici est prometteuse, car elle permet l'assemblage de composants en céramique et en métal, de grandes dimensions ($100 \times 100 \text{ mm}^2$). Les calculs de contraintes par ces méthodes peuvent être utilisés a posteriori pour dimensionner un substrat avec une dilatation thermique plus proche de celle de la céramique, ce qui aurait pour conséquence de réduire les contraintes résiduelles.

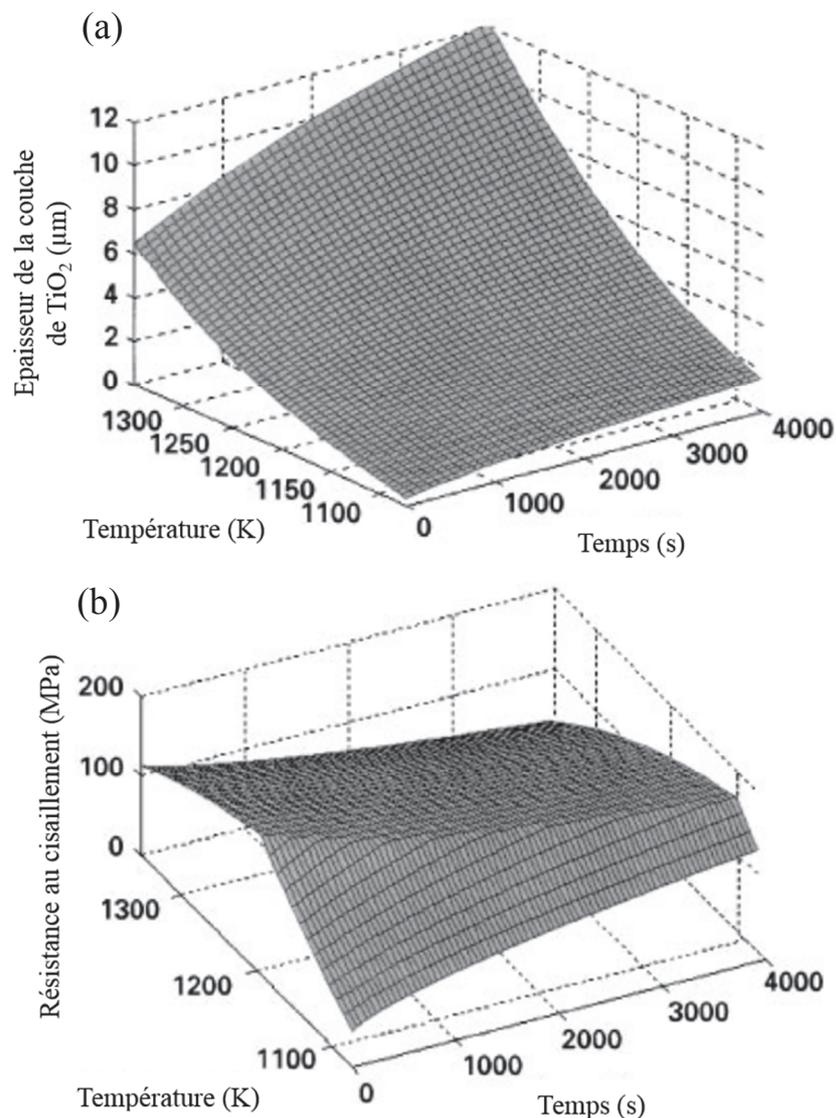


Figure III-39: Evolution de la résistance au cisaillement lors du brasage de la liaison entre un joint de brasage Ag-Cu-Ti et de l'alumine, Torvund et al. 1997

✓ Le brasage à haute température

L'utilisation d'un second procédé de brasage, à une température plus basse permet la fixation des plaquettes de 10x5 mm² sur le corps des outils. Les céramiques présentant des défauts ont fissuré lors du refroidissement. Le procédé de chauffage par induction électromagnétique est une solution viable pour le brasage des plaquettes. Des cycles de montée et de descente en température peuvent être programmés pour adapter le procédé à la nuance de céramique. Les compositions ayant les ténacités les plus basses doivent avoir le cycle de refroidissement le plus lent possible. L'alliage argent-cuivre utilisé est compatible avec les substrats.

✓ Les opérations de rectification des faces de l'arête

La rectification des faces de coupe a entraîné des contraintes résiduelles en surface. La vitesse d'avance, mais surtout la profondeur de passe, a une influence sur l'intensité des contraintes résiduelles de compression (Liu and Zhang, 2002). Plus la profondeur de passe et l'avance sont élevés, plus les contraintes résiduelles sont importantes. Les valeurs de cisaillement des grains d'alumine sont relativement proches dans toutes les nuances. Les grains d'alumine sont principalement contraints en traction alors que ceux de zircones sont fortement sollicités en compression ($\sim 4 \text{ GPa}$). La nuance G5 possède les plus fortes contraintes résiduelles dans les grains en surface. Il faut prendre en compte les contraintes internes au sein de la microstructure, ainsi que l'influence des contraintes dues au brasage.

Les rugosités de surface des nuances de zircons sont inférieures à celle d'alumine. La dureté des nuances d'alumine entraîne une meilleure résistance à l'abrasion lors de l'usinage, qui se traduit par des évolutions de rugosité plus faibles que les zircons. La plus faible taille de grain, ainsi que la dureté moins élevée des zircons entraînent un meilleur état de surface. Les mesures des paramètres de rugosité R_{pk} et R_{vk} montrent que la présence initiale de défauts (post-frittage) dans les nuances G2, G6 et G9 entraîne l'apparition de creux en surface, avec des profondeurs supérieures à $60 \mu\text{m}$. La fabrication d'outils d'usinage avec ces compositions est toutefois possible, malgré la présence de fissure sur les faces de l'arête, dans le cadre d'essais. Cependant, la présence de défauts entrave le développement de ces compositions pour des éventuelles applications industrielles.

✓ L'influence des défauts dans l'assemblage

Chaque étape de fabrication induit un endommagement, et des défauts, qui fragilisent la céramique. A partir de la relation (III-2), la taille critique des défauts admissibles peut être évaluée, (en prenant uniquement en compte le mode I) :

$$a_c = \frac{4 \cdot K_{Ic}^2}{\pi^3} \cdot \frac{1}{\sigma^2} \quad (\text{III-2})$$

a_c : taille critique du défaut (m)

K_{Ic} : ténacité de la céramique ($\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$)

σ : contrainte (MPa)

Avant l'opération de brasage en haute température des plaques, les défauts ne doivent pas dépasser environ $15 \mu\text{m}$ dans l'alumine, et $300 \mu\text{m}$ dans la zircones yttrée. A partir de la relation (III-2), et à partir des valeurs de résistance à la flexion 4 points et des contraintes résiduelles déterminées précédemment, on peut estimer les tailles critiques des défauts a_c après frittage, brasage H.T. et découpe.

		Tailles des défauts critiques – a_c (μm)		
		Post-frittage HIP	Après brasage H.T., et découpe des plaquettes	
Réf.	K_{Ic} ($\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$)	Corps	Zone interface brasée	Face extérieure
G1	3,6	3,83	15,73	247,44
G2	3,5	45,68	14,87	602,85
G3	11,5	14,41	219,18	0,98
G4	14,4	13,34	343,66	1,99
G5	12,7	7,13	267,31	1,33
G6	3,8	51,60	17,53	17,68
G7	5,2	20,55	32,82	9,54
G8	5,6	7,89	38,07	28,83
G9	3,9	48,09	18,46	-

Tableau III-1 : Taille des défauts critiques après brasage H.T. et découpe des plaquettes

Le Tableau III-1 synthétise les tailles critiques de défaut a_c après chaque étape de fabrication des céramiques. A partir des valeurs des résistances à la flexion 4 points, les tailles critiques des défauts présents dans les céramiques après frittage HIP peuvent être déterminées. De même, depuis les résultats des analyses de contraintes, les tailles critiques des défauts peuvent être déterminées au niveau de la liaison brasée après l'opération de brasage H.T, et sur la face extérieure après la découpe et la rectification des plaquettes.

Les cases surlignées en orange (G2, G6 et G9), mettent en évidence que les tailles critiques après le brasage H.T. sont inférieures aux valeurs critiques déterminées après frittage. Cela signifie que les contraintes résiduelles dues aux procédés de fabrication (brasages, rectification), vont entraîner l'extension des fissures. Les longueurs des microfissures mesurées par ESEM dans les nuances G2 et G6 sont de l'ordre de 60-70 μm , et concordent avec les tailles des défauts critiques déterminées après frittage, qui sont comprises entre 45 μm et 52 μm .

6. Conclusions

Les analyses EDX des interfaces céramique-métal ont permis de caractériser les mécanismes de diffusion. Les résultats mettent en évidence qu'une liaison mécanique s'est créée entre les céramiques et leur substrat respectif. Des études supplémentaires sur les paramètres de brasage à haute température seraient envisageables à ce stade. Une optimisation des cycles de brasage et de refroidissement permettrait d'augmenter l'épaisseur des couches d'oxyde de titane, qui contribuerait à améliorer la résistance mécanique de la liaison céramique-métal. Les essais en fraisage vont permettre de valider la résistance de l'assemblage, pour voir si la liaison résiste aux contraintes dynamiques.

Les plaques de céramique de 100x100 mm² sont sollicitées en compression au niveau de la liaison céramique-métal, et en traction sur les faces extérieures. La présence de défauts peut entraîner la propagation brutale de fissure depuis ces faces. Les contraintes résiduelles au sein de l'assemblage de la nuance G9 ont entraîné la rupture des plaques. La présence de défauts de taille supérieure à 50 µm environ, a aussi eu pour conséquence la propagation de fissures dans les plaquettes des nuances G2, G6, à cause des contraintes résiduelles, pendant le second brasage. Dans le cadre de nos essais, les nuances G2 et G6 seront tout de même testées, afin de voir l'influence de ces défauts sur le comportement à l'usure.

Le procédé de rectification, a permis de mettre en forme les arêtes de coupe, qui possèdent des rayons acceptables au vu des valeurs évoquées dans la littérature. L'affûtage mécanique donne des états de surface variables en fonction des paramètres d'usinage, de la meule utilisée et de la composition des céramiques. Les contraintes résiduelles surfaciques sont élevées, et indiquent principalement des contraintes de compression dans les grains de zircon, et de traction dans les grains d'alumine.

Au vu des assemblages réalisés, on peut conclure quant à la possibilité de fabriquer des outils à plaquettes céramique par le procédé de double brasage et de rectification mécanique.

Bibliographie

- Agarwal, S., Rao, P.V., 2005. A probabilistic approach to predict surface roughness in ceramic grinding. *Int. J. Mach. Tools Manuf.* 45, 609–616. doi:10.1016/j.ijmachtools.2004.10.005
- Akselsen, O.M., 1992. Advances in brazing of ceramics. *J. Mater. Sci.* 27, 1989–2000. doi:10.1007/BF01117909
- Beer, P., Sinn, G., Gindl, M., Tschegg, S., 2005. Work of fracture and of chips formation during linear cutting of particle-board. *J. Mater. Process. Technol.* 159, 224–228. doi:10.1016/j.jmatprotec.2004.05.009
- Charreyron, P.O., Patten, D.O., Miller, B.J., 1989. Modeling of Ceramic to Metal Brazed Joints, in: Jr, J.B.W. (Ed.), *Proceedings of the International Forum on Structural Ceramics Joining: Ceramic Engineering and Science Proceedings*. John Wiley & Sons, Inc., pp. 1801–1824.
- Claussen, N., 1987. Transformation Toughening of Ceramics, in: Herrmann, K.P., Larsson, L.H. (Eds.), *Fracture of Non-Metallic Materials*, Ispra Courses. Springer Netherlands, pp. 137–156.
- Eblagon, F., Ehrle, B., Graule, T., Kuebler, J., 2007. Development of silicon nitride/silicon carbide composites for wood-cutting tools. *J. Eur. Ceram. Soc.* 27, 419–428.
- Fillit, R., 1987. Quantitative XRD analysis of zirconia-toughened alumina ceramics. *J. Mater. Sci.* 22, 3566–3570.
- Gogolewski, P., Klimke, J., Krell, A., Beer, P., 2009. Al₂O₃ tools towards effective machining of wood-based materials. *J. Mater. Process. Technol.* 209, 2231–2236. doi:10.1016/j.jmatprotec.2008.06.016
- Green, D.J., Lange, F.F., James, M.R., 1983. Factors Influencing Residual Surface Stresses due to a Stress-Induced Phase Transformation. *J. Am. Ceram. Soc.* 66, 623–629. doi:10.1111/j.1151-2916.1983.tb10610.x
- Kosmać, T., Wagner, R., Claussen, N., 1981. X-Ray Determination of Transformation Depths in Ceramics Containing Tetragonal ZrO₂. *J. Am. Ceram. Soc.* 64, c–72. doi:10.1111/j.1151-2916.1981.tb10285.x
- Krell, A., Lippmann, K., 1984. Response of polycrystalline Al₂O₃ to diamond grinding. *Wear* 97, 203–207.
- Lianjie, M., Yadong, G., Yueming, L., Xiaohui, C., 2013. Study on Surface Roughness Model and Surface Forming Mechanism of Ceramics in Quick Point Grinding. *Int. J. Mach. Tools Manuf.* doi:10.1016/j.ijmachtools.2013.11.001
- Liu, G.W., Li, W., Qiao, G.J., Wang, H.J., Yang, J.F., Lu, T.J., 2009. Microstructures and interfacial behavior of zirconia/stainless steel joint prepared by pressureless active brazing. *J. Alloys Compd.* 470, 163–167. doi:10.1016/j.jallcom.2008.02.063
- Liu, X., Zhang, B., 2002. Effects of grinding process on residual stresses in nanostructured ceramic coatings. *J. Mater. Sci.* 37, 3229–3239.
- Malkin, S., Hwang, T.W., 1996. Grinding Mechanisms for Ceramics. *CIRP Ann. - Manuf. Technol.* 45, 569–580. doi:10.1016/S0007-8506(07)60511-3
- Noyan, D.I.C., Cohen, P.J.B., 1987. *Residual Stress - Measurement by Diffraction and Interpretation*, Materials Research and Engineering. Springer New York.
- Sommer, F., Landfried, R., Kern, F., Gadow, R., 2012. Mechanical properties of zirconia toughened alumina with 10–24 vol.% 1Y-TZP reinforcement. *J. Eur. Ceram. Soc.* doi:10.1016/j.jeurceramsoc.2012.06.019
- Sommer, F., Talpeanu, D., Kern, F., Gadow, R., Heisel, U., 2015. Medium Density Fiberboard Machining and Wear Behavior of Injection-Molded Ceramic Composite Wood Cutting Tools. *Int. J. Appl. Ceram. Technol.* 12, 147–156. doi:10.1111/ijac.12144
- Suganuma, K., Okamoto, T., Koizumi, M., Kamachi, K., 1987. Influence of shape and size on residual stress in ceramic/metal joining. *J. Mater. Sci.* 22, 3561–3565. doi:10.1007/BF01161459
- Suganuma, K., Okamoto, T., Koizumi, M., Shimada, M., 1985. Effect of Thickness on Direct Bonding of Silicon Nitride to Steel. *J. Am. Ceram. Soc.* 68, C–334–C–335. doi:10.1111/j.1151-2916.1985.tb10139.x

- Torvund, T., Grong, Ø., Akselsen, O., Ulvensoen, J., 1997. A process model for active brazing of ceramics: Part II Optimization of brazing conditions and joint properties. *J. Mater. Sci.* 32, 4437–4442. doi:10.1023/A:1018696528510
- Tuan, W.H., Kuo, J.C., 1998. Effect of abrasive grinding on the strength and reliability of alumina. *J. Eur. Ceram. Soc.* 18, 799–806. doi:10.1016/S0955-2219(97)00202-1

CHAPITRE IV : Essais d'usinage et comportement mécanique

1. Essais d'usinage par enlèvement de copeaux	152
1.1 Essais de fraisage	152
1.1.1 Distance d'usinage	152
1.1.2 Récession des arêtes	155
1.2 Essais de tournage	159
1.2.1 Evolution de la température	159
1.2.2 Usure de la face de dépouille	162
2. Mécanismes d'usure et comparaison des performances	164
2.1 Identification des mécanismes d'usure	164
2.2 Influence des défauts sur l'usure	170
2.3 Influence des contraintes résiduelles sur l'usure	173
2.4 Corrélation entre propriétés physiques et performances	177
3. Synthèse	179
4. Conclusion	180
Bibliographie	181

IV. Essais d'usinage et comportement mécanique

L'objectif des essais d'usinage est d'observer le comportement des céramiques offrant la meilleure résistance à l'usure. La fabrication des outils prototypes permet de réaliser des tests avec des conditions industrielles d'usinage. La caractérisation des faces de l'arête par diffraction de rayons X et par profilomètre confocal a permis de quantifier les contraintes résiduelles, et les paramètres de rugosités pour avoir un état sur l'endommagement de la céramique après la fabrication par brasage et rectification.

Les essais de fraisage ont pour but d'évaluer les performances de chaque composition en termes de distance d'usinage, et de récession d'arête. Les essais de tournage vont permettre une première approche du comportement thermique de ces nuances de céramique pendant la coupe, et une analyse de l'usure en dépouille. Une analyse des arêtes de coupe par microscopie électronique permettra d'analyser l'usure, et de proposer une réflexion sur les propriétés physiques et mécaniques les plus importantes. L'influence du procédé de fabrication sur l'usure en usinage sera aussi discuté afin d'établir des corrélations avec l'état d'endommagement initial de l'arête de coupe, due à la fabrication. L'un des objectifs de ces tests est d'examiner la, ou les compositions de céramiques ayant les performances les plus élevées. Il s'agit d'orienter le choix vers une nuance pour le développement en tant que matériau de coupe. Toutefois, davantage d'essais avec des outils différents, et dans d'autres conditions seraient nécessaires pour un choix sur un grade unique.

1. Essais d'usinage par enlèvement de copeaux

1.1 Essais de fraisage

1.1.1 Distance d'usinage

Les distances d'usinage l_f des essais d'usinage par fraisage périphérique sont synthétisées à la Figure IV-1. L'usinage a été réalisé sur des panneaux de particules avec un revêtement décoratif en papier. L'objectif principal de ces essais est de comparer les performances des compositions de céramique, afin de comprendre quels paramètres physiques et mécaniques ont une influence sur la résistance à l'usure à l'usinage de matériaux dérivés du bois.

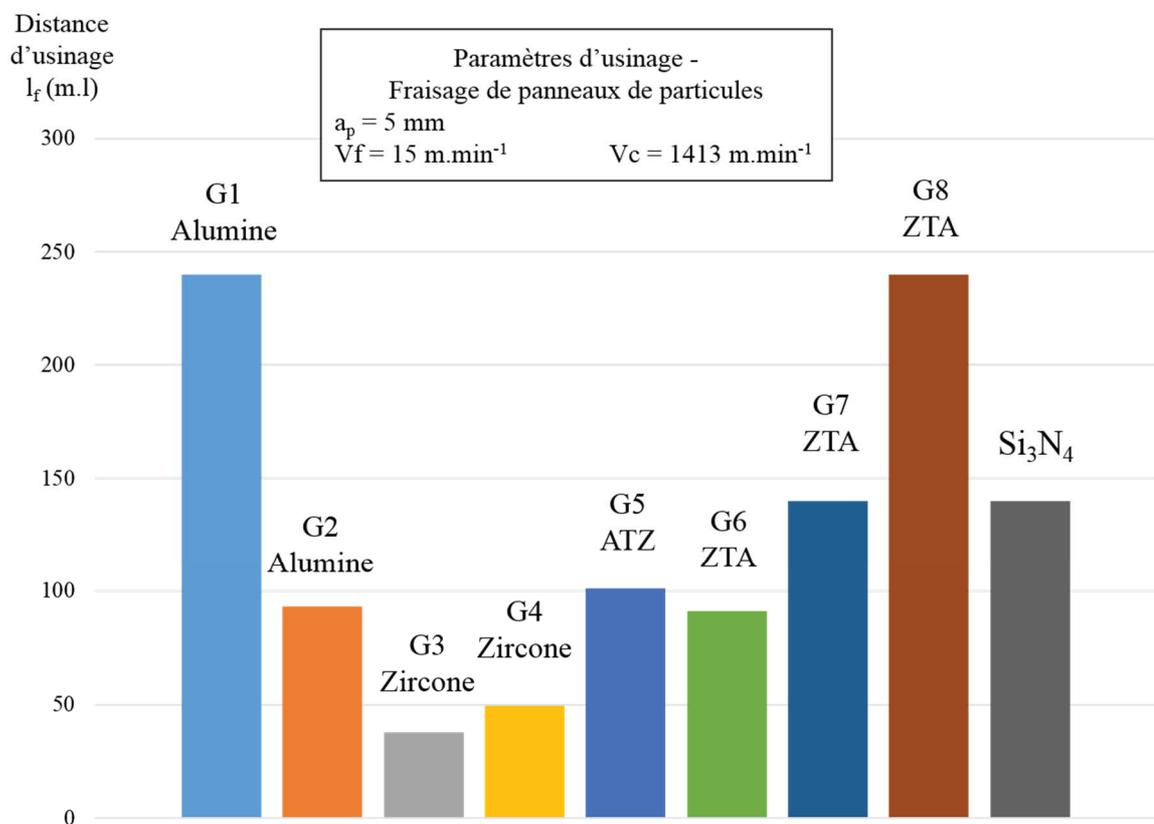


Figure IV-1: Distance d'usinage ($\pm 8 \text{ m.l}$) des outils en fonction de la composition des plaquettes de coupe

C'est à partir du relèvement du papier décoratif, dû à l'usure des outils, que la fin de vie a été déterminée. Les outils équipés de plaquettes de coupe en nuance G1 et G8 ont montré les plus grandes durées de vie, en usinant des panneaux sur une distance de 240 m.l. Les nuances de zircons yttrées ont réalisé les métrages les plus bas, avec environ 40-50 m.l.

La composition G7 et le Si_3N_4 , ont montré des performances proches. La céramique avait été fabriquée par IKTS au sein du consortium européen Nanoceram (Nanoceram, 2004). La distance parcourue dans les essais antérieurs était de 368 m.l, avec une avance d'usinage inférieure de $5 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$. Toutefois, dans notre cas c'est principalement l'usure du revêtement en papier qui détermine la fin de vie de l'outil. Les essais de (Gogolewski et al., 2009) montrent aussi que les durées de vie des alumines avec 10 % de zircon, et des alumines pures sont proches.

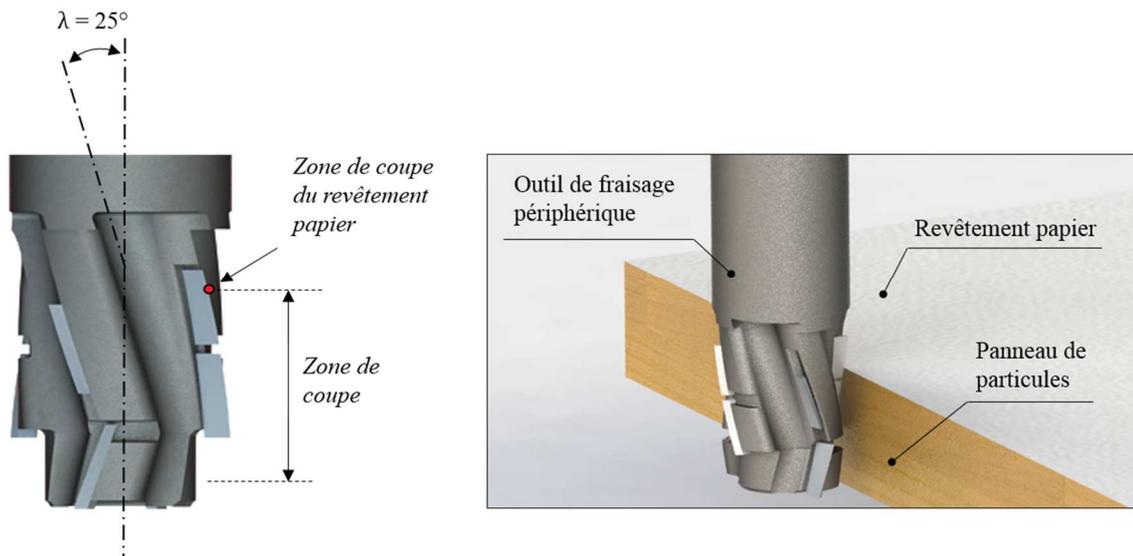


Figure IV-2: Illustration de l'opération de fraisage périphérique d'un panneau de particule, et localisation de la zone de coupe du revêtement en papier

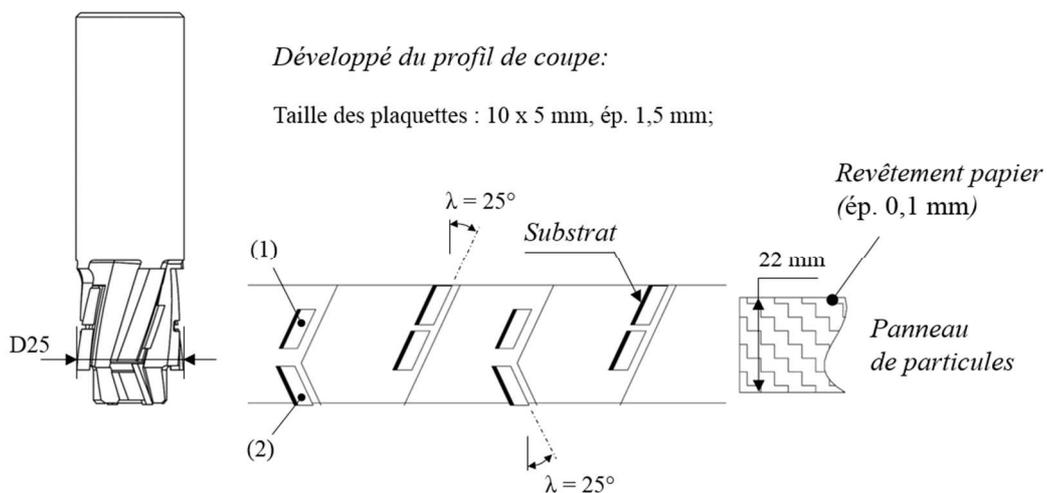


Figure IV-3: Géométrie de la fraise d'usinage à plaquettes céramique Z2+2

Les Figure IV-2 et Figure IV-3 montrent les zones de travail de la fraise, ainsi que la disposition des arêtes. Le développé du profil de coupe précise les deux plaquettes qui ont usiné la partie supérieure du panneau de particules. Pour l'usinage du papier, on utilise généralement des outils avec un angle de biseau λ égal à 25° .

Les revêtements des panneaux ont indiqué la présence de bavures qui a marqué la fin de vie de l'outil (flèches vertes, Figure IV-4). Ces défauts sont engendrés par la récession des arêtes et leur déformation. Les bavures sont de différentes tailles et sont réparties tout le long des tranches des panneaux. Après observation des tranches, on note la présence de trous dus à l'absence de particules de bois (flèches blanches). La présence d'inclusions métalliques, peut aussi influencer l'usure des arêtes de coupe. Les valeurs des durées de vie peuvent aussi être fonction de la nature du papier, sa densité et son épaisseur.

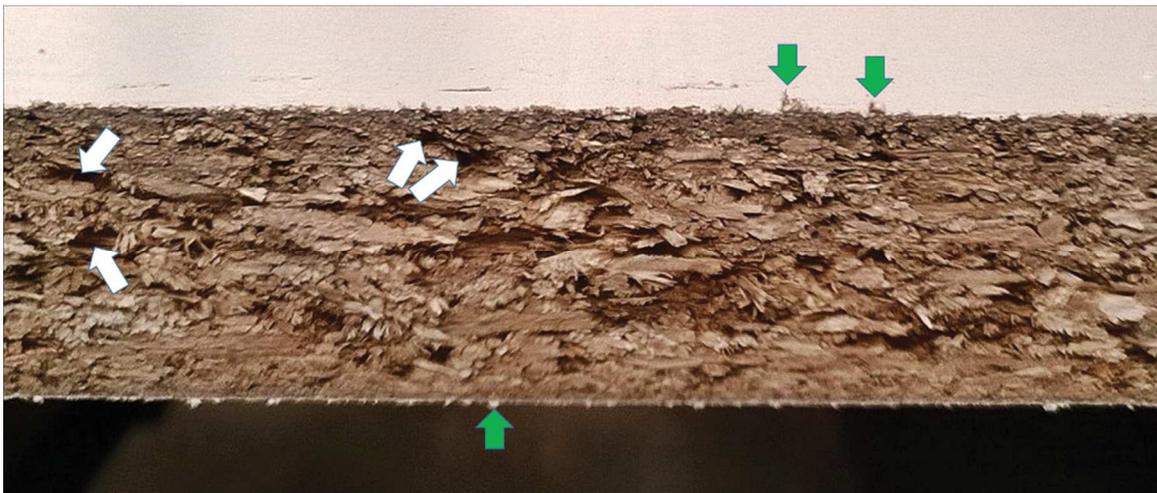


Figure IV-4: Etat de surface de la tranche d'un panneau de particule usiné par une fraise à plaquettes céramique

En usinage du bois et de ses dérivés, il est d'usage d'évaluer la qualité de la première coupe (~2 m.l), comme le montre par exemple les tests effectués sur du bois massif avec des outils en Si_3N_4 (C. Strehler et al., 2011). L'évaluation est qualitative, et se fait généralement à la main. En dépit du fait que les nuances de zircons ne paraissent pas adaptées à l'usinage de matériaux dérivés du bois, en raison des faibles distances d'usinage réalisées, les qualités de coupe lors des premières passes sont les plus élevées. Les faibles rugosités en dépouille, ainsi que des rayons d'arêtes inférieures aux autres nuances semblent être des paramètres essentiels, en relation avec la pénétration de l'arête dans les fibres de bois, et l'évacuation des copeaux.

1.1.2 Récession des arêtes

Les valeurs de VBa liées à la récession des arêtes de chaque composition ont été rapportées à la Figure IV-5. Les récessions des arêtes ont été mesurées par microscopie électronique. Les mesures mettent en évidence qu'une valeur minimale de VBa est nécessaire afin d'obtenir une coupe acceptable pour l'opération d'usinage de panneaux de particules (PB) revêtus de papier. Compte-tenu des valeurs atteintes en fin de durée de vie, les limites de VBa sont propres à chaque composition. L'usure maximale est recensée pour l'alumine G1, qui a toutefois pu usiner sur la même distance que la G8, avec une qualité suffisante. Cela signifie que d'autres paramètres sont à prendre en compte dans la mesure de l'usure d'arête en céramique. L'usure du G5 est la plus faible, mais l'outil a été déclassé à cause de la présence d'écailles sur l'arête. Le G1 aussi présente des écailles sur son arête, mais l'état de surface du panneau et la coupe du papier ne semblent pas en être affectés. Les mesures de VBa et de SV ne prennent pas en compte ces écailles.

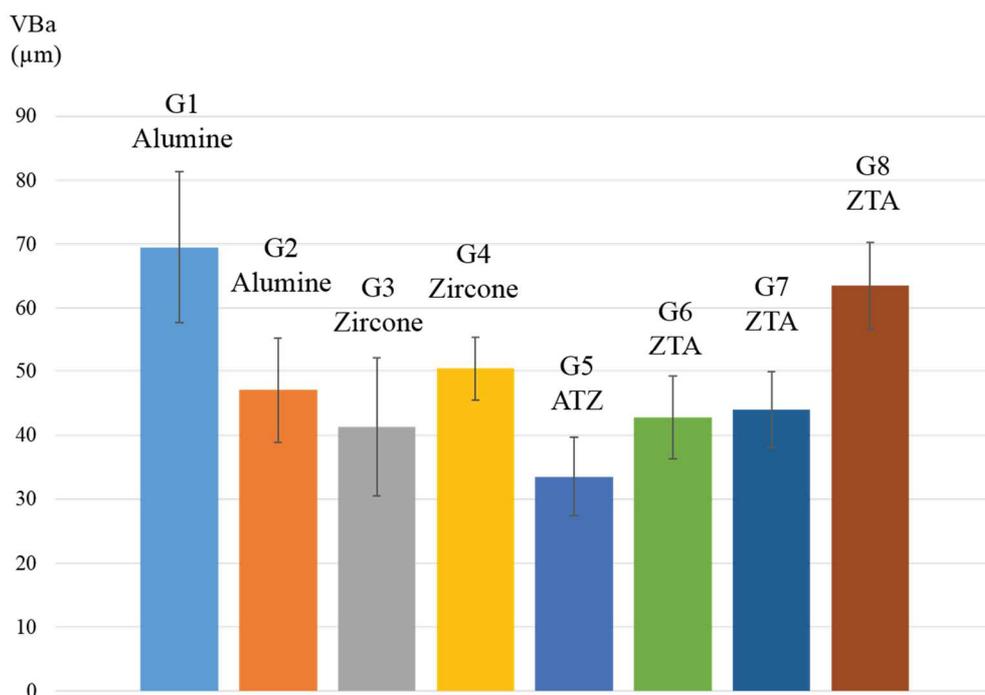


Figure IV-5: Comparaison des valeurs de VBa pour chaque nuance de céramique

La grandeur SV a été rapportée au nombre de mètres usinés par chaque composition. On peut ainsi comparer l'usure unitaire moyenne de chaque de céramique (Figure IV-6). On note que les arêtes en nuances à base d'alumine ont un recul moins important que celles à base de zirconne. Les grades de ZTA G7 et G8 possèdent les plus petites récessions d'arête (0,21-0,17 µm/m.l), suivit de l'alumine G1, avec un recul moyen de 0,27 µm/m.l.

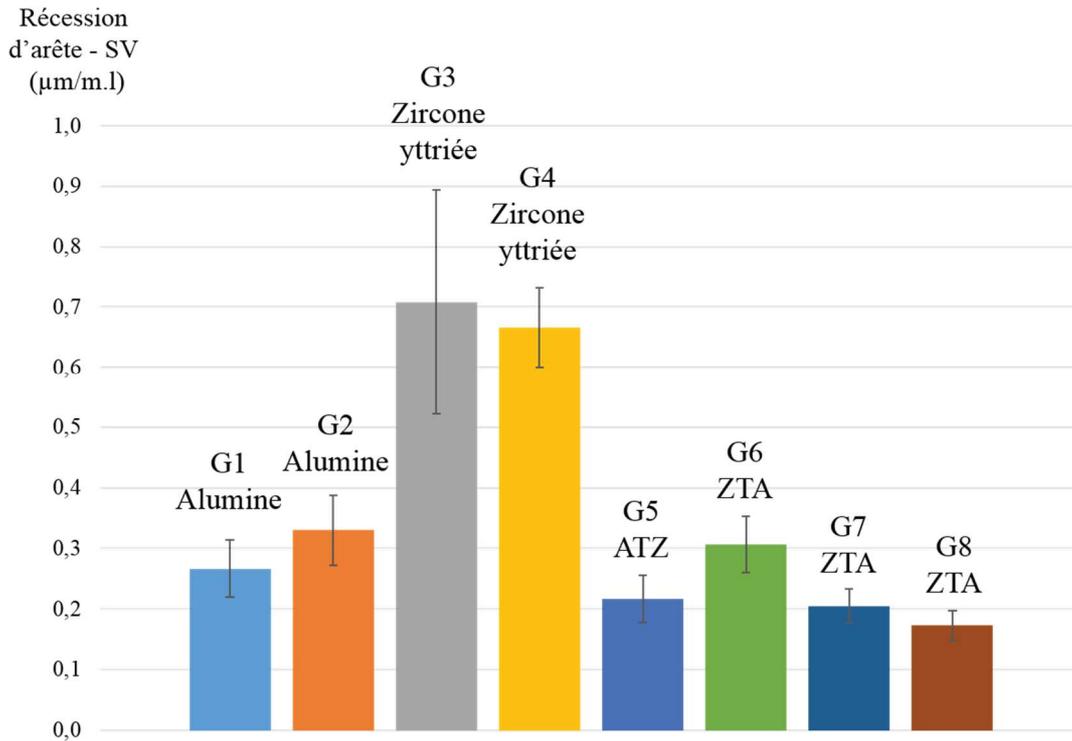


Figure IV-6: Récession des arêtes de coupes en fonction de la composition chimique

Les arêtes de coupe en G8 et G7 possèdent les plus grandes stabilités mécaniques. Les ZTA ont des meilleures résistances à l'usinage que les alumines pures. Les résultats d'essais en usinage de MDF de (Sommer et al., 2015) montrent des tendances similaires en matière de récession d'arête. Les valeurs de SV des outils en ZTA (+5 % ZrO_2) sont de 35 μm et celle des alumines de 40 μm après 150 mètres de coupe, dans nos essais de fraisage, les alumines et des ZTA sont plus proches en matière de récessions d'arête. L'usure des zircons yttrés est deux fois supérieure aux autres nuances. Les résultats des travaux de (Zins, 1996) montrent que l'usure (SV) avec des arêtes en zircons yttrés peut être trois fois plus importante que celle des ZTA, lors d'essais de glissement de l'arête sur des panneaux à base de bois.

La déformation de l'arête peut être due à un arrondissement comme le montre (Sommer et al., 2015), dont les résultats sont données à la Figure IV-7. Les essais ont été réalisés en usinage de panneaux de fibres (MDF). La valeur du rayon d'arête après 150 mètres est de 15 μm pour le ZTA et de 20 μm pour l'alumine. L'alumine pure a l'arrondissement d'arête le plus important tandis que la nuance ACY a une stabilité d'arête supérieure aux autres grades. L'ajout d'un microchanfrein sur l'arête du ACY permet de réduire son usure d'environ 60 %.

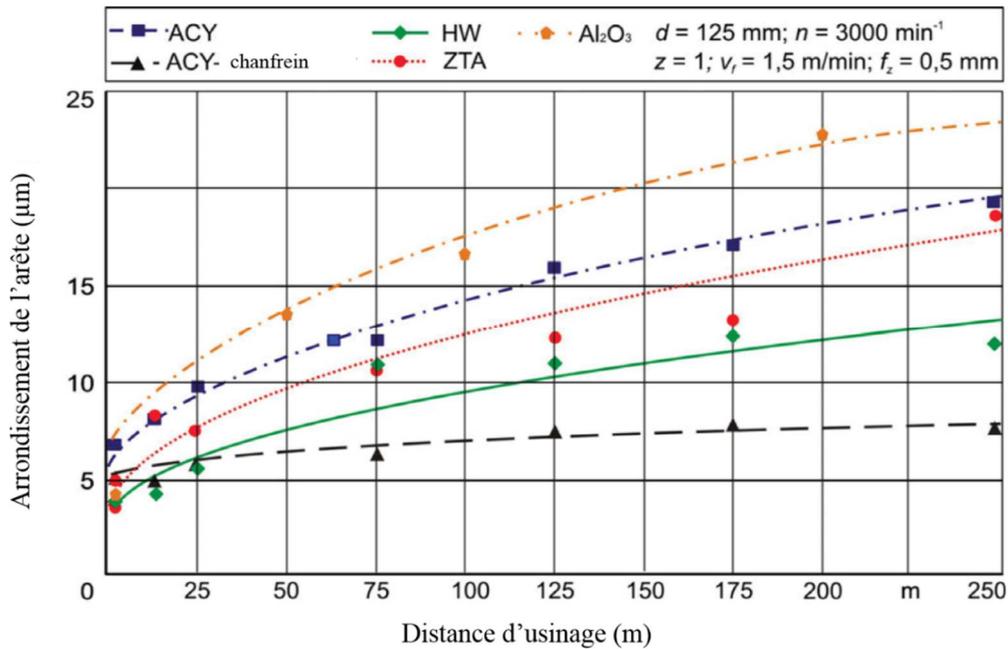


Figure IV-7: Evolution de l'arrondissement de l'arête de coupe en fonction de la distance d'usinage, Sommer et al. 2015

Les micrographies électroniques des copeaux après l'opération de fraisage sont données à la Figure IV-8. Les plus grandes particules font jusqu'à 4,46 mm, tandis que les plus fines sont de l'ordre de 250 μm. Des particules et des débris (flèches jaunes) sont présents, et recouvrent certains copeaux. Il pourrait s'agir de matière recyclée. La grande disparité des tailles moyenne est notamment liée au mélange entre corpuscules provenant des zones de densités différentes des PB. Certains copeaux présentent des signes de fractures (ronds bleus).

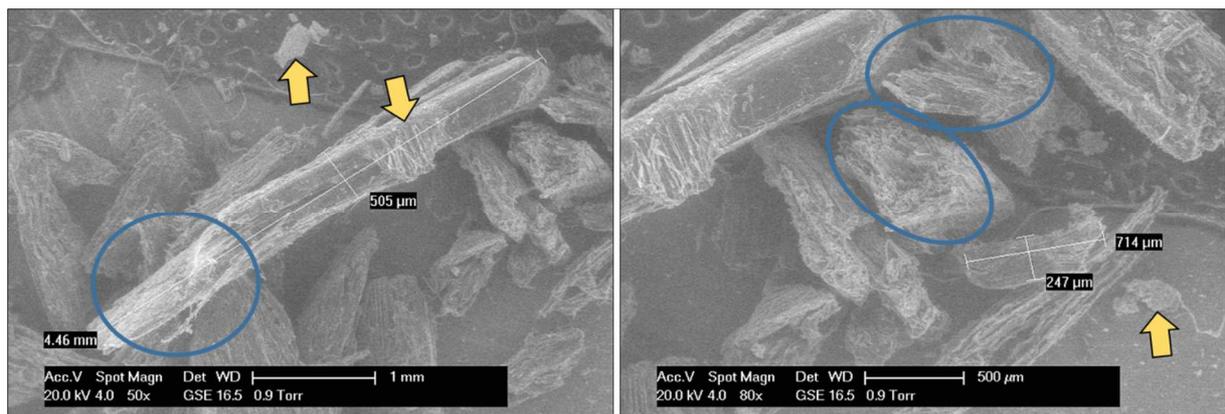


Figure IV-8: Micrographies électroniques des copeaux des panneaux de particules obtenus après l'usinage en fraisage périphérique

✓ Synthèse des résultats :

Les distances d'usinages sont indicatives, et permettent une première approche dans la comparaison des résistances à l'usure des différentes céramiques. L'utilisation des paramètres VBa et SV permet de quantifier la récession de l'arête de coupe. On peut toutefois émettre une réserve sur la mesure de l'usure des nuances de zircone G3 et G4, car leur mode de déformation (2.1, p.164) apparaît incompatible avec l'utilisation de VBa. Toutefois, on remarque que ces paramètres ne suffisent pas à quantifier une usure d'arête, car dans ce cas, le soulèvement du papier, semble aussi être fonction du type d'usure (écaillage, arrondissement etc.).

Pendant les essais d'usinage, les liaisons céramiques et métal réalisées par brasage ont toutes tenu. Néanmoins les céramiques en nuances G2 et G6 ont fissurées, et se sont détachées de leur substrat. Sur chaque outil, deux plaquettes se sont enlevées avant la fin des essais. Les tests d'usinage ont tout de même été poursuivis jusqu'à l'usure totale des outils.

Les résultats des essais d'usinage nous permettent d'établir les conclusions suivantes :

- L'alumine pure (G1), et celle avec de la zircone non stabilisée (G8) ont des résistances à l'usure supérieures aux autres compositions de céramique ;
- Les nuances d'alumines ont des performances en termes, de distance d'usinage, et de résistance à l'usure, supérieures aux nitrures de silicium ;
- Les méthodes de fabrication des outils prototypes ont permis de réaliser des essais d'usinage dans des conditions industrielles. Les résistances des liaisons céramique-métal effectuées par brasage résistent aux contraintes dynamiques de l'usinage.

1.2 Essais de tournage

1.2.1 Evolution de la température

Les mesures de température ont été réalisées avec un pyromètre infrarouge. La chaleur générée par la coupe provient du travail de création d'une nouvelle surface, ainsi que du travail de déformation plastique des copeaux. La déformation élastique du panneau de fibre, et la friction entre l'outil et la matière, sont aussi à l'origine de la création de chaleur.

La conductivité thermique des panneaux de fibres est comprise entre 0,05-0,14 W/m.K. De ce fait, il est nécessaire que la chaleur puisse s'évacuer le plus rapidement en dehors de la zone de coupe. L'objectif de ces mesures est de permettre une première approche du comportement thermique des céramiques. A partir des courbes obtenues, les montées en température des faces de coupe, dues au passage de l'outil dans les zones denses des MDF, ont été analysées. La Figure IV-9 montre l'évolution de la température lors de l'entrée de l'arête dans la zone dense du cylindre. Les courbes ont été extraites à partir de la mesure du cycle totale d'usinage. Les montées et descente en température ont été extraites pour chaque nuance, après 4 passes.

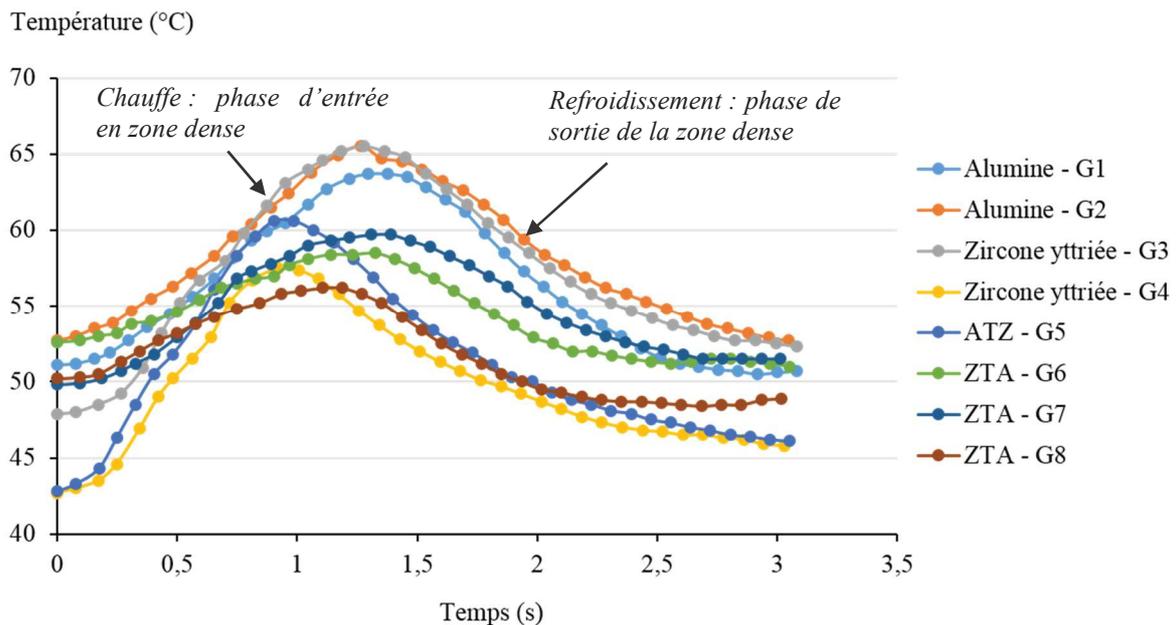


Figure IV-9: Evolution de la température des faces de coupe des céramiques lors du tournage de cylindre en MDF

Globalement, il y a plus de création de chaleur dans le cas de l'usinage avec les nuances de zircons qu'avec celles d'alumine. De plus, la diffusivité thermique des alumines pures étant la plus élevée des différentes compositions, davantage de chaleur peut être accumulée dans les plaquettes de coupe, et

évacuée plus rapidement par conduction. L'amplitude des variations de températures à l'entrée dans la zone dense (montée en température) des nuances de zircons est supérieure à celles à base d'alumine (Figure IV-10). Les nuances G6 et G8 avec 10 % de zircone ont les variations en surface les plus faibles, soient environ 5°C.s⁻¹. Les valeurs de températures, ainsi que les variations thermiques des alumines, sont plus élevées que celle des ZTA. Les variations de températures lors de la sortie de l'arête de la zone dense sont comprises entre -4,3 et -7,4°C.s⁻¹.

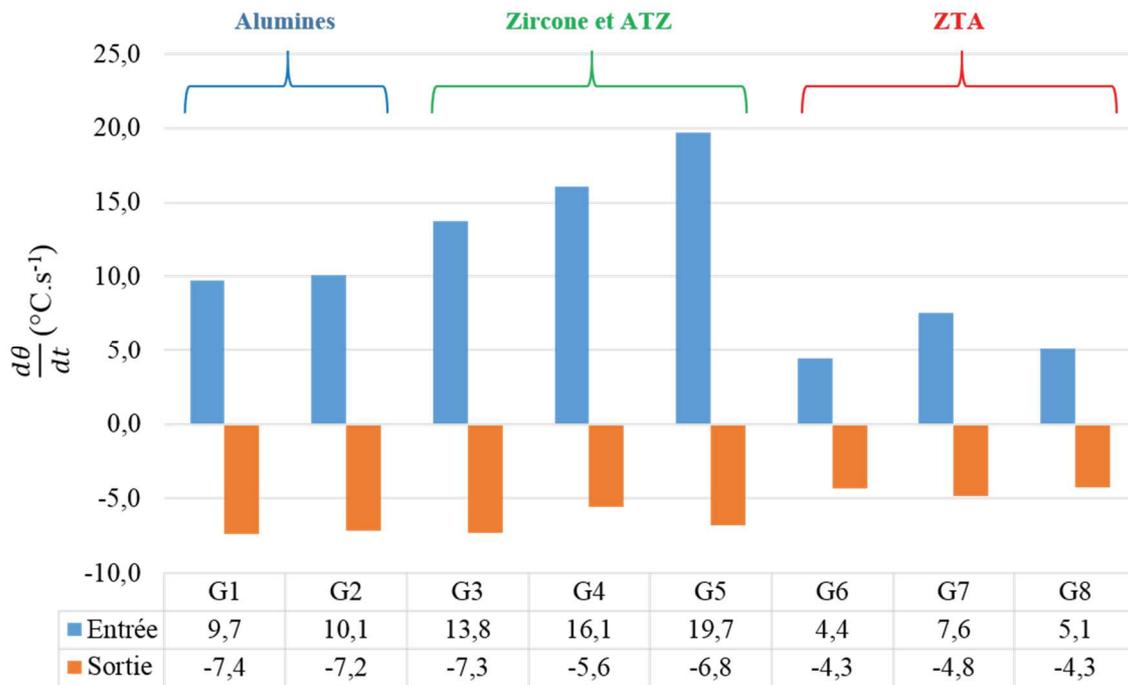


Figure IV-10: Variation de température des faces de coupe lors de l'entrée dans les zones denses du cylindre en MDF

Si l'on fait l'hypothèse que le travail nécessaire à la déformation plastique du copeau est relativement proche pour toutes les nuances de céramique, et si l'on considère que la friction outil-matière a une faible incidence sur la création de chaleur car :

- les coefficients de frottements sur du panneau de fibre de l'alumine sont de 0,20 et de 0,25 pour les ZTA (Beer et al., 2007), donc $\mu_{al} < \mu_{zta}$;
- la rugosité de la face de coupe en alumine (G1) est plus faible que celle des ZTA ;

alors, malgré le fait que le coefficient de frottement et la rugosité soient inférieurs pour les alumines, il y a tout de même plus de création de chaleur que dans le cas des ZTA. Il pourrait y avoir une différence au niveau du travail de fracture. Le mode d'usure, et l'usure des arêtes auraient une influence sur la création de chaleur lors de la coupe. Les résultats de tests de tournage sur des panneaux de particules de (Ratnasingam et al., 2010; Sheikh-Ahmad and McKenzie, 1997) montrent que la température évolue

avec l'émoussement de l'arête, qui augmente les efforts de coupe. Les résultats présentés à la Figure IV-10 ont été déterminés après 4 passes de chariotage (distance de coupe l_c , de 483 m). Les différences de température entre les compositions d'alumine peuvent aussi être en lien avec la nature du contact céramique/bois. La diminution du coefficient de frottement pourrait entraîner davantage de création de chaleur par glissement.

La masse volumique ρ de la zone usinée a une influence sur la température moyenne de l'arête (Tableau IV-1). Les valeurs moyennes ont été déterminées pendant l'usinage dans les zones 1 et 2 qui correspondent aux ρ moyens du centre (zone 1), et des faces (zone 2). L'augmentation de ρ de la zone usinée entraîne une augmentation des efforts de coupe (Sheikh-Ahmad and McKenzie, 1997), lesquels ont un impact sur la chaleur générée. La température moyenne est relativement similaire pour les céramiques, lorsque les arêtes de coupe usinent des fibres avec une masse volumique de 870 kg.m^3 .

Référence	Composition	Zone 1 - 870 kg.m^3	Zone 2 - 1050 kg.m^3
		θ moy	θ max
		(°C)	(°C)
G1	Al_2O_3	47,5	63,7
G2	Al_2O_3	49,2	66,7
G3	3Y-ZrO ₂	46,3	68,3
G4	3Y-ZrO ₂	42,5	59,2
G5	3Y-ZrO ₂ + 20 %m Al_2O_3	42,5	61,2
G6	Al_2O_3 + 10 %m 3Y-ZrO ₂	47,5	60,2
G7	Al_2O_3 + 16 %m 3Y-ZrO ₂	48,7	59,9
G8	Al_2O_3 + 10 %m ZrO ₂	47,7	57,2

Tableau IV-1: Synthèse des températures moyennes et maximales des plaquettes de coupe en fonction de la zone usinée du cylindre en MDF

Lors du tournage de MDF, les températures moyennes proches de l'arête de coupe peuvent atteindre entre 80 et 100°C, avec des outils en diamant (Kusiak, 2004). Dans le cadre de l'usinage avec des céramiques, les propriétés mécaniques doivent être stables avec l'élévation de la température sur l'arête de coupe. Les travaux de (Fukuhara and Yamauchi, 1993; Krell and Bakun, 1986) montrent que la dureté des alumines et des zircons yttrifiés diminuent avec la température. A 70°C, une réduction de la dureté de 5 % à 7 % (~90 HV10) est possible dans le cas de l'alumine et de la zircone. Les mesures effectuées ne traduisent pas la température de l'arête, qui doit être supérieure aux valeurs moyennes calculées ici. La température peut aussi affecter la stabilité chimique des céramiques. Dans le cas de l'usinage avec des nitrures de silicium, la présence d'oxygène est détectée sur l'arête de coupe. L'eau contenue dans le bois (~5-7 %) ou l'air a pu entraîner des phénomènes d'oxydation. Les alumines et les zircons ne s'oxydent pas, mais la température peut favoriser l'hydratation et la croissance lente de fissures intergranulaires (Denape, 1996; Gee, 1992)

1.2.2 Usure de la face de dépouille

Les outils de chariotage ont tous usiné sur la même distance. Après l'observation des arêtes au microscope électronique, les valeurs de VBd pour chaque nuance de céramique ont été synthétisées à la Figure IV-11. Les mesures de VBd représentent la plus grande zone endommagée sur la face de dépouille. L'usure des dépouilles des nuances G1 et G8 est la plus faible de toutes, soit environ 21 μm . Les zircons yttriés, ont les plus grandes valeurs d'endommagement, comprises entre 49 et 59 μm .

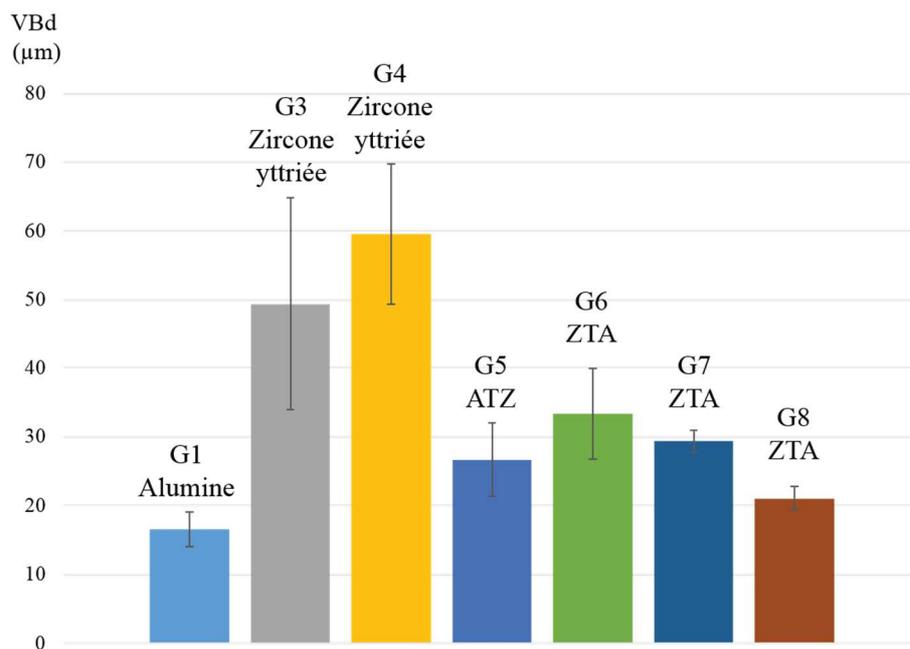


Figure IV-11: Comparaison des valeurs de VBd des faces de dépouilles après l'opération de chariotage d'un cylindre en MDF

La hiérarchie des résistances à l'usure des arêtes est similaire à celle mise en évidence lors des essais de fraisage (Figure IV-6). La comparaison des valeurs de VBd permet d'avoir un aperçu sur le comportement à l'usure par frottement de chaque céramique. Les incertitudes sur les mesures des zircons sont les plus élevées, elles atteignent 17 à 30 %. Elles sont dues à des déformations élevées de l'arête, en relation avec leur mode d'usure, qui s'effectue par arrondissement. L'utilisation du paramètre VBd n'apparaît pas adaptée pour la mesure de ce type d'usure.

Le brasage de la plaquette G2 sur le corps de l'outil, a généré des fissures dans la céramique. Ces fissures se sont propagées lors de l'usinage, amenant à la rupture de l'arête de coupe. Aucune mesure (VBd) de récession d'arêtes n'ont pu être réalisées.

– Morphologie des copeaux

Au vue des micrographies électroniques (Figure IV-12) on a bien généré des copeaux depuis le panneau de fibres. Les copeaux sont continus, et ont une épaisseur moyenne de 0,5 mm. Leur largeur est comprise entre 750 μm et 900 μm . La micrographie (b) montre que les copeaux sont formés de fibres agglomérées, qui ont une épaisseur qui varie entre 30 μm et 40 μm .

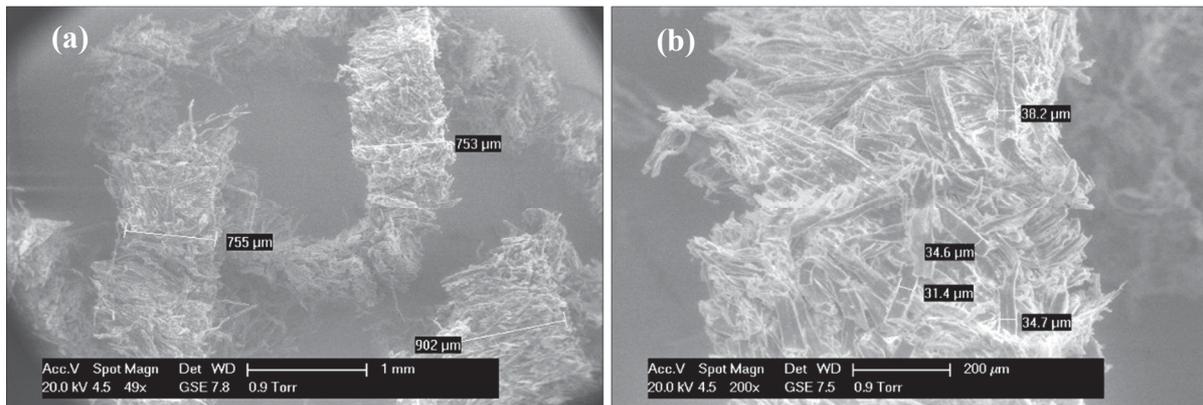


Figure IV-12: Copeaux de MDF obtenue lors du chariotage avec des outils à plaquette céramique

✓ Synthèse des résultats :

Les mesures de température à l'aide d'un pyromètre infrarouge donnent des estimations moyennes des transferts de chaleur à la surface des plaquettes de coupe. La présence de copeaux, ainsi que la variation de l'émissivité des céramiques avec la température, peuvent altérer les valeurs calculées. De plus, en dépit d'une précision de mesure de la température de 0,3 %, une dispersion peut être due à la différence de mise en position entre chaque outil lors des tests. Les différences de géométrie de l'arête, notamment au niveau de la pointe (Figure III-38, p.140), ont aussi pu contribuer à des variations sur les valeurs mesurées. La mesure de l'usure en dépouille donne un aperçu de la résistance à l'usure des céramiques en frottement sec. L'utilisation du paramètre et VBd est possible pour quantifier l'usure en dépouille, à l'exception de celle en zircone yttrée. A titre comparatif, on peut retenir que :

- Les transferts de chaleur dans les ZTA (G6, G7 et G8) sont les plus faibles ;
- L'usure de l'arête semble influencer la création de chaleur ;
- L'augmentation de la densité de la zone usinée entraîne un flux thermique plus important dans l'arête de coupe ;
- L'alumine pure (G1), et celle avec de la zircone non stabilisée (G8) ont des résistances à l'usure supérieures aux autres céramiques.

2. Mécanismes d'usure et comparaison des performances

2.1 Identification des mécanismes d'usure

L'usure des arêtes des fraises sont représentées sur les micrographies électroniques à la Figure IV-13. Les mécanismes d'usure sont différents selon les nuances de céramiques. Il y a plusieurs types de déformations d'arêtes. Les faces de coupes présentent davantage d'endommagement que les dépouilles. On note la présence de défauts sur les faces de coupe des nuances G2 (a) et G6 (d).

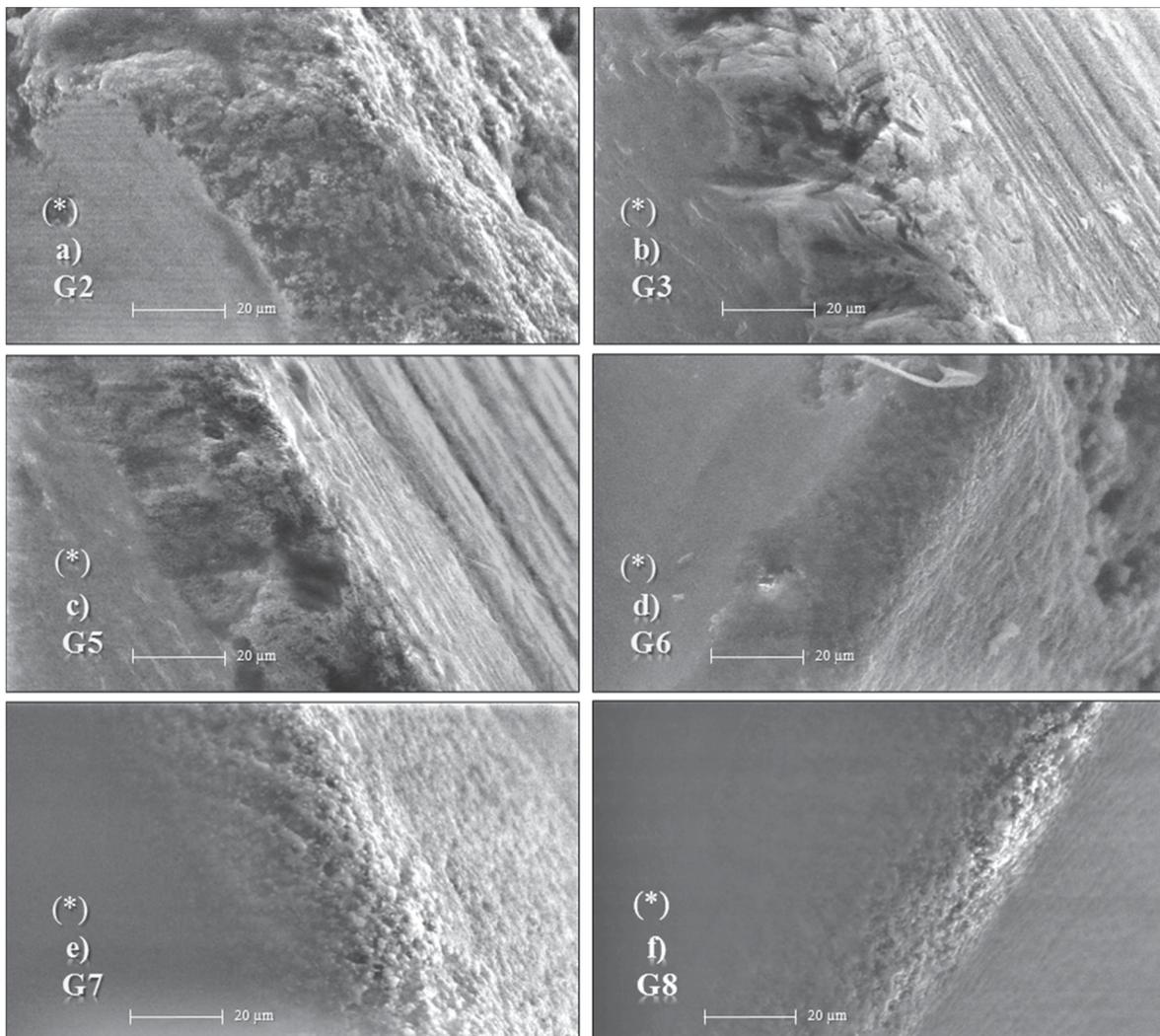


Figure IV-13: Micrographies électroniques des arêtes des mèches après fraisage, les faces de dépouilles sont marquées par (*), échelle de grossissement (x 2000, et x 2500 pour la micrographie (e))

La Figure IV-14 montre l'usure d'une arête d'alumine à phase dispersée (ZTA-G7). Les flèches rouges montrent l'absence de grains, qui ont été arrachés pendant l'opération d'usinage. Les trous ainsi formés semblent avoir la taille des grains d'alumine ($\sim 1,83 \mu\text{m}$). Les flèches bleues indiquent un aplatissement des grains, notamment sur la face de coupe. La Figure IV-15 montre l'usure de l'arête de coupe en alumine (G1). L'usure est essentiellement abrasive. Toutefois, la présence de 2 écailles a été relevée (Figure IV-20, p.171). On note l'arrachement des grains depuis les faces de coupe et de dépouilles. L'observation des micrographies électroniques indique que ce sont principalement les faces de coupe qui s'usent.

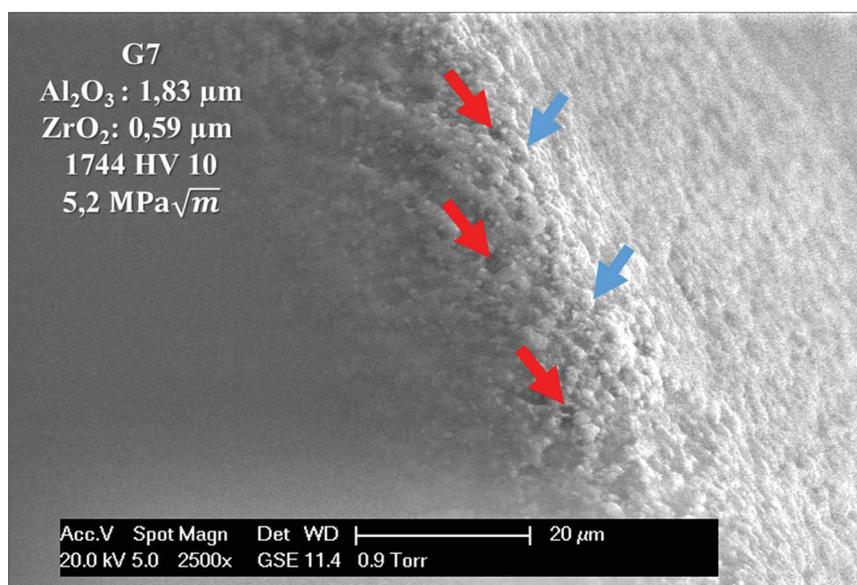


Figure IV-14: Micrographie électronique de l'usure de l'arête $\text{Al}_2\text{O}_3 + 16 \%$ 3Y-ZrO_2 (G7) après fraisage périphérique (x 2500)

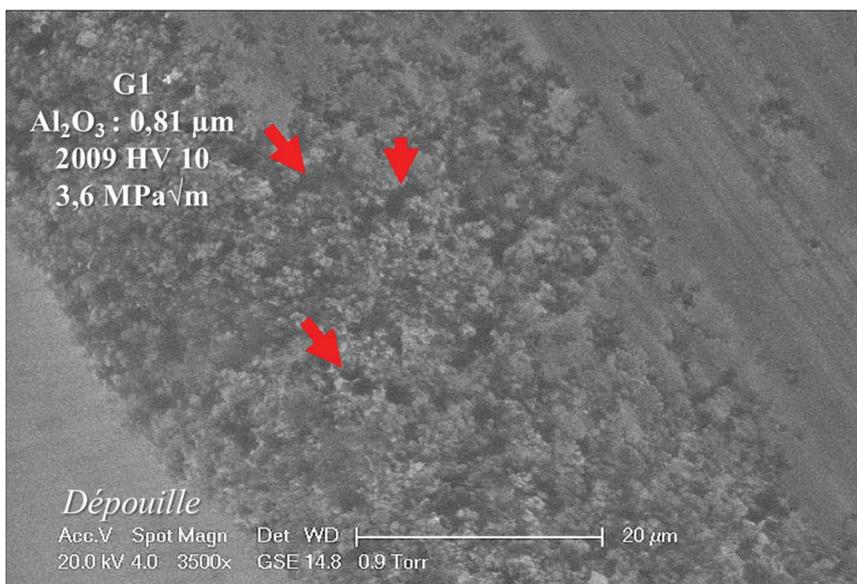


Figure IV-15: Micrographie électronique de l'usure de l'alumine (G1) fabriquée par coulage-gélification (x 3500)

Les observations des usures des dépouilles en tournage, sont synthétisées sur les micrographies électroniques à la Figure IV-16. Les trous sur les surfaces indiquent l'arrachement de grains lors de l'opération de tournage. Les usures des dépouilles des nuances G1 et G8 (a et d) sont inférieures à celles des nuances G6 et G7 (b et c). Les modes d'usures des arêtes à base d'alumine sont similaires à ceux observés en fraisage, à la Figure IV-13. La taille des grains joue un rôle sur l'usure des surfaces, car plus la taille augmente, plus les trous sont de grandes dimensions (c). Les résultats montrent que les arêtes d'alumine pure et les ZTA sont principalement usées par l'arrachement de grain.

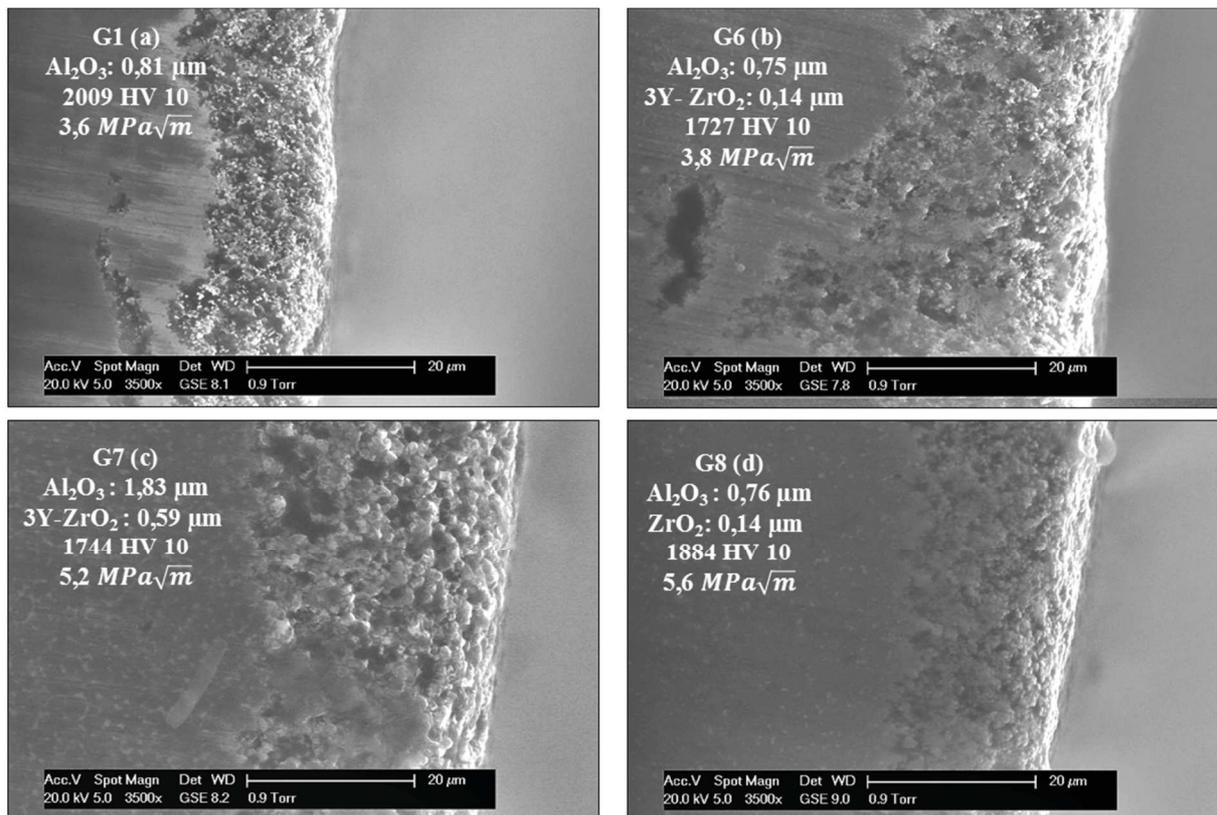


Figure IV-16: Micrographies électroniques des faces de dépouilles des arêtes de coupe à base d'alumine après l'opération de chariotage (x 3500)

L'arrachement de grain de la face de dépouille de l'alumine (a) est supérieur à celui de la nuance G8 (d). Malgré la dureté plus importante de l'alumine, l'usure par abrasion est plus conséquente. On peut émettre l'hypothèse que la résistance mécanique entre les grains de la nuance G8 est supérieure à l'alumine pure. La transformation de phase de la zircone peut augmenter la ténacité (Kishino et al., 1996; Tuan et al., 2002), et contribuer à améliorer la résistance entre les grains.

L'usure des dépouilles des arêtes à base de zircone sont représentés à la Figure IV-17. Les modes d'usures des zircons yttrifiés sont similaires, il s'agit principalement de déformations plastiques. On remarque aussi l'arrachement localisé de grains sur les surfaces (e, f). La nuance G5 indique moins de

déformations de l'arête de coupe, mais la présence d'une fissure (g). L'ajout d'une fraction d'alumine permet d'augmenter la dureté et de réduire les déformations plastiques. On remarque que les usures VBd des céramiques à base de zircon sont supérieures à celle des alumines (Figure IV-16). L'observation des arêtes de coupe montre que les modes d'usures sont identiques en fraisage et en tournage. Dans le fraisage périphérique il y a toutefois, des chocs mécaniques, alors que dans le tournage de panneaux de fibre, l'usure apparaît comme étant uniquement abrasive.

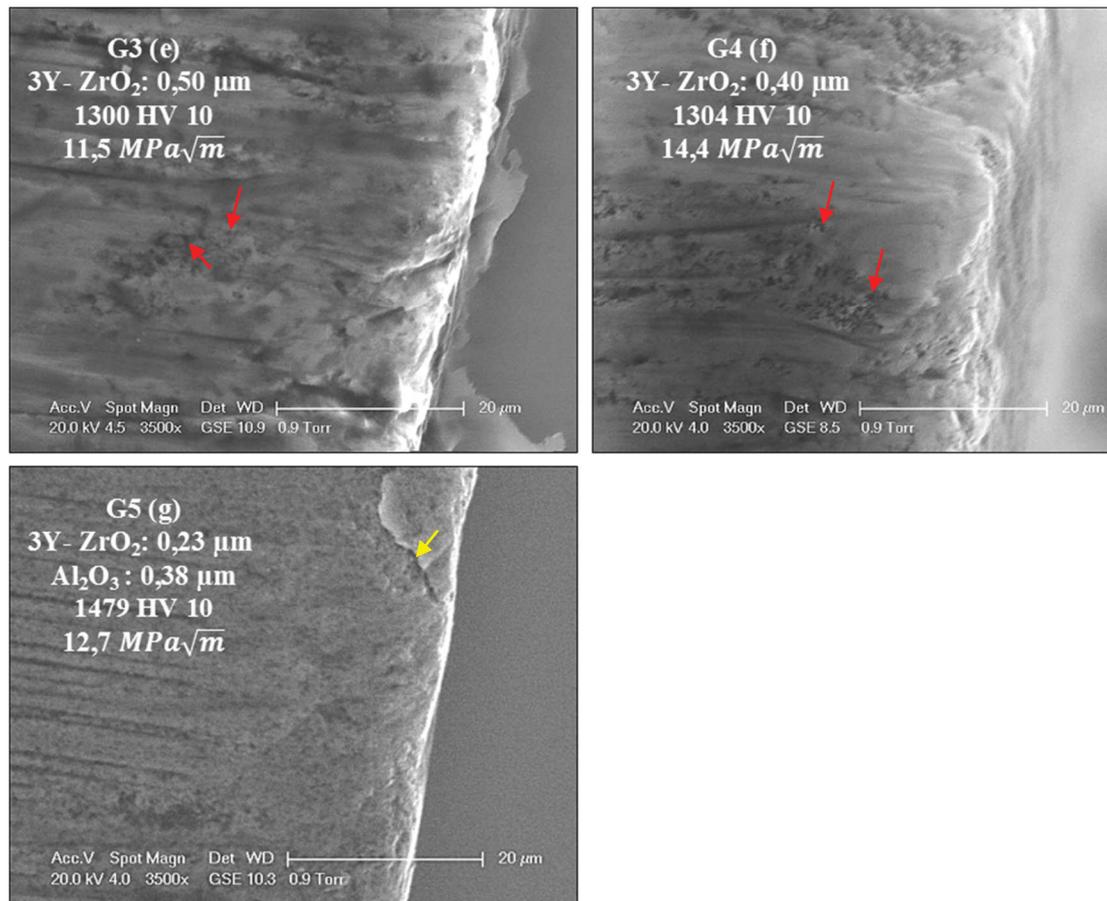


Figure IV-17: Micrographies électroniques des faces de dépouilles des arêtes de coupe à base de zircon après l'opération de chariotage (x 3500)

On peut aussi suggérer qu'en regard de la taille inférieure des plaquettes de coupes utilisées dans nos travaux, la probabilité de présence de défauts sur l'arête est moins élevée. Davantage d'essais seraient toutefois nécessaires, avec différents paramètres d'usinage, et d'autres types de panneaux à base de bois. Cependant, les performances des alumines pures indiquent que, malgré la présence d'écailles (Figure IV-20), l'arête de coupe continue d'usiner avec une qualité suffisante, en regard de la coupe du papier décoratif. La géométrie des écailles, due à la dislocation de matière, maintient une arête suffisamment tranchante. Un mécanisme d'auto-affûtage est suggéré par (Gogolewski et al., 2009).

Au vu des micrographies électroniques, on peut répertorier trois types d'usure :

- Microdéformations plastiques : c'est principalement les arêtes de coupe en zircons yttriés (b) qui présentent des microdéformations de type plastique ;
- Arrachement de grain : les arêtes de coupe en alumines et ZTA (a), (d), (e) et (f) sont sujettes à une usure abrasive par déchaussement de grains ;
- Ecaillage : les nuances G2 et G6 (a) et (d) montrent une usure liée à la propagation de fissures sur leur face de coupe ou de dépouille. Le G5 a une usure mixte car son arête de coupe présente des traces de déformations plastiques et d'arrachement de grain.

La Figure IV-18 montre le modèle utilisé pour simuler les contraintes dans l'arête de coupe. Les résultats des simulations numériques sont donnés à la Figure IV-19. La distribution des contraintes permet d'observer les zones de l'arête qui sont sollicitées, pour les différentes nuances de céramiques. La simulation prend en compte la dispersion aléatoire des phases secondaires au sein des matériaux. Une charge de 100 N a été appliquée au bout de l'arête de coupe. La face de coupe est sollicitée en traction, les valeurs sont de l'ordre de 600 – 700 MPa. La contrainte est de 595 MPa pour la nuance G8. La face de dépouille est principalement contrainte en compression, avec des valeurs de l'ordre de -340 MPa. Les contraintes σ_{yy} entraînent du cisaillement sur la dépouille, qui est à l'origine d'un mode d'usure par écaillage, s'il y a présence de défauts. L'augmentation du rayon d'arête peut amener une réduction des contraintes. La conception d'une géométrie spécifique aux céramiques est à prévoir, comme le dimensionnement d'un microchanfrein. Les efforts en usinage sont généralement inférieurs à 100 N. Les efforts mesurés dans les travaux de (Sommer et al., 2015), avec outil à une plaquette en alumine sur du MDF, sont inférieurs à 10 N. Les essais de fraisage, sur des panneaux de fibres, effectués par (Zins, 1996) montre que les valeurs sont généralement inférieures à 20 N.

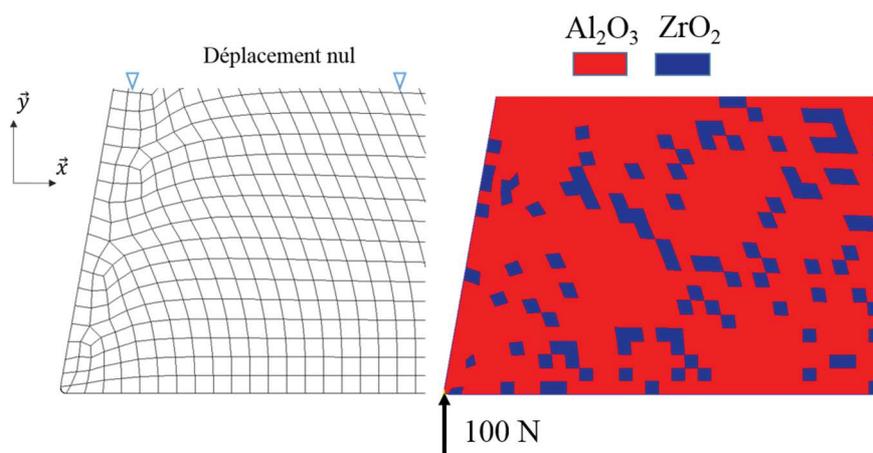


Figure IV-18: Modélisation d'une arête de coupe en céramique à phase dispersée Al_2O_3 - ZrO_2 par la méthode des éléments finis

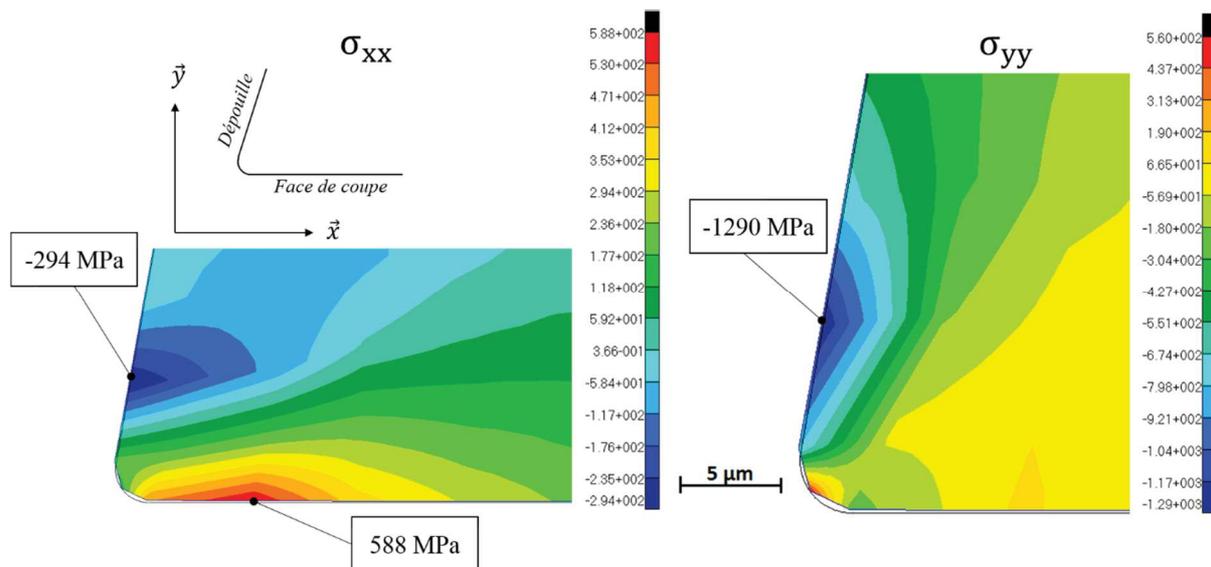


Figure IV-19: Distribution des contraintes d'usinage σ_{xx} (gauche) et σ_{yy} (droite) sur l'arête de coupe de la nuance G8

✓ Synthèse des résultats

Les modes d'usure des céramiques sont différents, en fonction de leur structure. La taille des grains, mais aussi la présence de défauts entraînent des comportements différents en usinage. Le mode d'endommagement des nuances d'alumines est l'arrachement de grain. L'élévation de la température de l'arête de coupe peut conduire à la formation d'hydrures, à cause de l'humidité contenue dans le bois ou l'air. Cela peut avoir pour effet de réduire la résistance des joints de grains, notamment lorsque la taille des grains est inférieure au micromètre (Gee, 1992; Krell, 1996a). De ce fait, la température pourrait favoriser l'usure par abrasion, notamment dans le cas des nuances d'alumine. En effet, les variations de température peuvent entraîner des contraintes au niveau des joints de grain (Woydt, 2013). Les nuances zircons yttrées se déforment plastiquement, et ne semblent pas adaptées à l'usinage de matériaux à base de bois. Leurs arêtes s'émoussent rapidement, ce qui conduit à des créations de chaleur plus importantes, qui traduisent des efforts de coupe plus importants que les nuances à base d'alumine. L'utilisation des critères SV, VBa et VBd permettent de quantifier, en première approche, la récession de l'arête. L'utilisation d'un profilomètre de type *GFM Mikro-CAD*, comme proposé par (Sommer et al., 2015) permettrait de mesurer le rayon de l'arête et les faces de coupe et de dépouille. La caractérisation de l'usure pourrait prendre en compte l'évolution de la rugosité de ces faces. Au vu des usures observées par microscope électronique, on peut retenir que :

- l'usure des nuances d'oxydes d'aluminium se fait principalement par abrasion, tandis que l'usure des nuances d'oxydes de zirconium se fait principalement par déformation plastiques ;
- la présence de défaut dans l'arête induit un mode d'usure par écaillage ;

2.2 Influence des défauts sur l'usure

La géométrie de l'arête a une influence sur la distribution des contraintes. Plus la valeur de l'angle de bec augmente, plus les sollicitations sont élevées. La présence de défauts, induite par l'affûtage des faces, peut influencer la stabilité de l'arête, et générer des écailles au niveau des zones comprimées (Figure IV-19). Le dimensionnement de la géométrie de l'arête de coupe est donc à étudier dans le cas d'outils en céramique, car les performances en usinage peuvent être améliorées (Sommer et al., 2015; Claudia Strehler et al., 2011). La Figure IV-20 montre la présence d'écailles sur l'arête, suite à la propagation de fissure depuis des microfissures présents sur les faces de dépouilles des nuances G2 et G6. L'usure des dépouilles se fait par écaillage lorsqu'il y a présence de défaut (a, b). Lorsque la structure est exempte de défauts, l'usure est principalement abrasive (c). Les ténacités des nuances G1, G2 et G6 sont identiques ($3,6-3,8 \text{ MPa}\sqrt{m}$).

La Figure IV-21 montre que la porosité résiduelle peut aussi induire un mode d'usure par écaillage. Les micrographies électroniques données à la Figure IV-13 montrent que l'arête de la même composition (nuance G8) ne présente pas d'écailles. La différence de densité entre ces nuances est supérieure à 5 %, (dans notre cas 99,3 %). La présence de porosité entraîne donc l'écaillage de l'arête.

Malgré une densité de plus de 99,8 %, l'arête en nuance G1 présente de même des défauts après usinage (agrandissement x 1200, figure d), mais en moins grand nombre que les nuances G2 et G6. Ces défauts peuvent atteindre 70-80 μm de largeur et plus de 200 μm de long. Cela provient d'un endommagement lié à l'affûtage par rectification.

La nature fragile des céramiques est sensible à présence de défaut : microfissures, ou porosité résiduelle, qu'ils soient induits lors du frittage, ou pendant la fabrication de l'outil. Pendant l'usinage, la présence de ces défauts entraîne un mode d'usure par écaillage. La présence d'écailles sur les faces de dépouilles ne semble pas diminuer la qualité de la coupe, étant donné les distances d'usinage de la nuance d'alumines G1, avec des écailles, et de la nuance G8 (sans écailles). L'influence de l'écaillage doit encore être étudiée, car il induit tout de même une récession plus importante de l'arête, que lors d'une usure purement abrasive.

On retiendra que les défauts microstructuraux et la porosité, dus au procédé de fabrication des céramique (CIP, MI) entraînent des modes d'usure par écaillage. L'utilisation d'une méthode qui permet d'éviter la formation de microfissures après le frittage, permet de réduire l'usure des arêtes de coupe. La technologie de fabrication de céramique par coulage-gélification présente donc un avantage conséquent par rapport au CIP ou au MI.

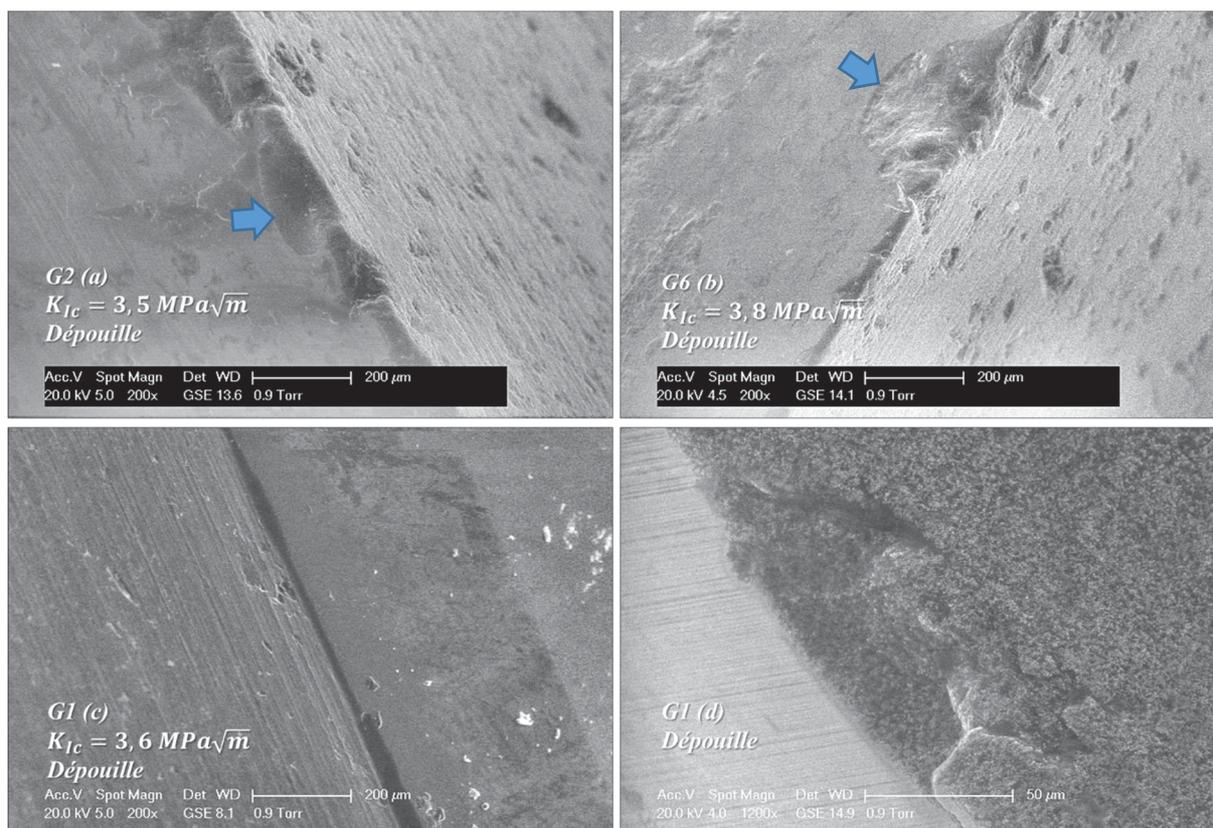


Figure IV-20: Micrographies électroniques des faces de dépouilles des arêtes de coupe des nuances G2 (a, x 200) et G6 (b, 200), et G1 (c, x 200 et d, x 1200) après usinage de panneaux de particules

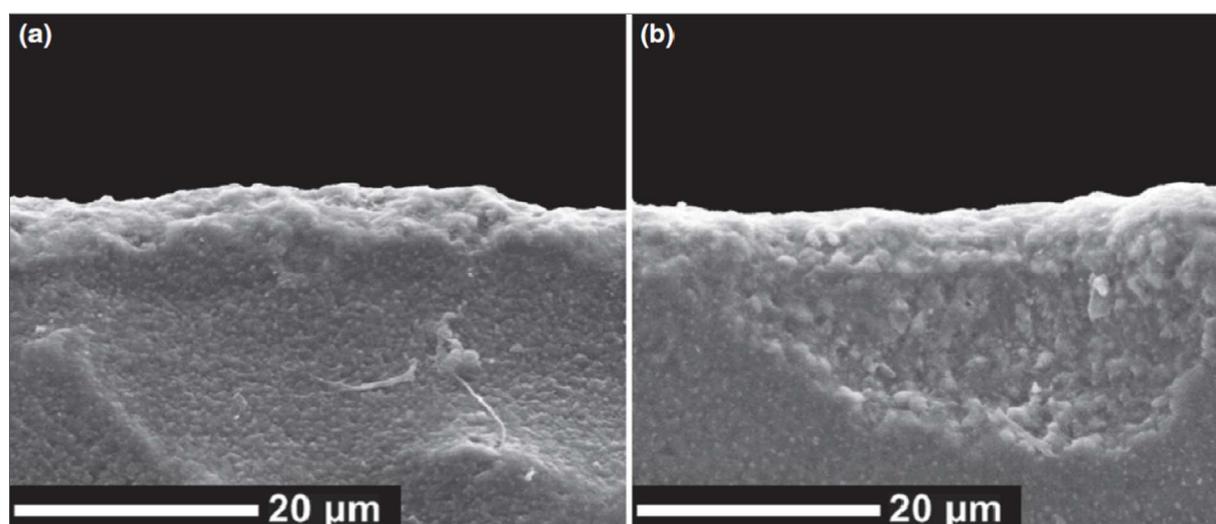


Figure IV-21: Micrographies électronique d'une arête de coupe en Al_2O_3 -10 % ZrO_2 fabriquée par moulage par injection (MI), Sommer et al.2015 (x 1700)

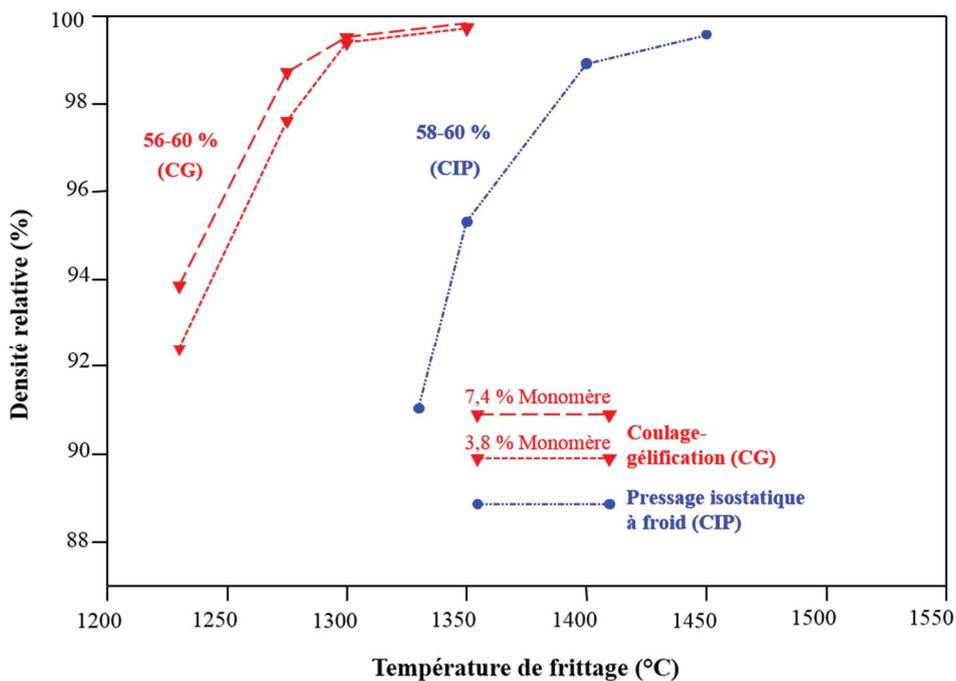
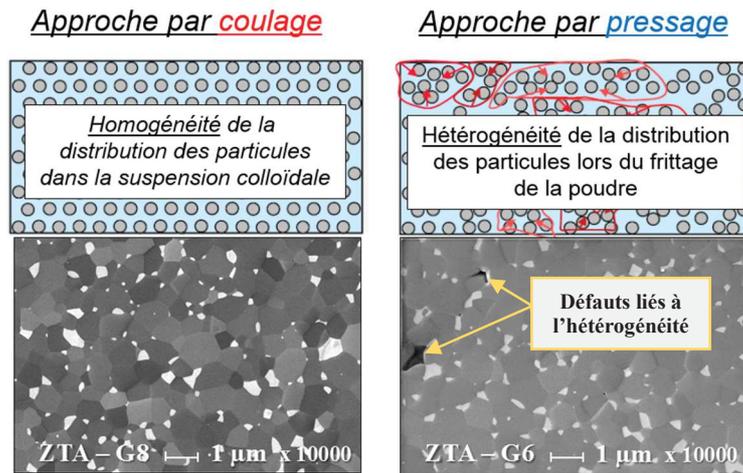


Figure IV-22: Influence de l'homogénéité des corps crus sur l'évolution de la densité lors du frittage d'une alumine par CG et CIP, Krell et Klimke, 2009

L'homogénéité des corps crus a une influence sur l'évolution de la densité lors du frittage CG ou CIP. La Figure IV-22 (Krell et al., 2009) montre que la meilleure homogénéité des corps crus obtenus par CG, a pour conséquence un travail de frittage inférieur par rapport au CIP. Cela se traduit notamment par l'emploi d'une plage de température de cuisson plus basse. Le frittage final par HIP n'a que peu d'influence sur les propriétés mécaniques et la densité finale de la céramique si la structure initiale (avant-HIP) présente des fissures de grandes tailles, liées à une mauvaise homogénéité (e.g. G2 et G6, dû à des différences de contraction lors du refroidissement). Dans le cadre du développement d'outils de coupe, la fiabilité mécanique, qui est en lien avec la dispersion de la résistance à l'usure, est fonction de l'homogénéité des corps, et de la présence de défauts.

2.3 Influence des contraintes résiduelles sur l'usure

Les opérations de brasage, ainsi que l'affûtage de l'arête par rectification, ont engendré des contraintes résiduelles dans les plaquettes de coupe. A partir des analyses de contraintes résiduelles par diffraction de rayons X, on peut rappeler les points suivants :

- Les ZTA : les contraintes de compression et de traction à la surface de la G8 sont supérieures aux autres ZTA (+10 %). Les contraintes de cisaillement sont inférieures à celle des autres ZTA (-20 %);
- Les alumines : les grains sont sollicités en traction (50 – 80 MPa) ;
- Les zircons : les contraintes de compression atteignent entre 3 et 4 GPa ;
- Les contraintes moyennes de compression en surfaces des nuances G6, G7 et G8 sont respectivement comprises entre -324, -604 MPa et -374 MPa.

Le cas de la nuance G8 - ZTA

Si l'on considère les distances d'usinage réalisées, ainsi que l'usure des arêtes nuance G8, on peut stipuler que la compression de la surface ne semble pas augmenter l'usure. Au contraire, dans le cas d'une usure par frottement, (He et al., 1997) la résistance à l'usure en glissement des ZTA est améliorée grâce à ces contraintes résiduelles de compression sur la surface d'usure. Ces dernières sont engendrées par la transformation de phase quadratique-monoclinique après l'affûtage par rectification. Les résultats des essais de fraisage, de tournage ainsi que la littérature sur le frottement (Beer et al., 2007; Guo et al., 2013) indiquent que la zircone non stabilisée réduit l'usure lors d'essais de frottement. Une estimation de la contrainte résiduelle moyenne de compression σ_s est possible à partir de la relation proposée par (Kishino et al., 1996).

Cette contrainte résiduelle de surface σ_s est calculée à partir de l'augmentation du volume de phase monoclinique due à la transformation, depuis la relation :

$$\sigma_s = \frac{1}{3} \left(\frac{\Delta V}{V} \right) \frac{E \cdot V_i}{1-\nu} \quad (\text{IV-1})$$

$\frac{\Delta V}{V}$: augmentation du volume associé à la transformation (%)

V_i : volume de la phase de zircone au sein de l'alumine (%)

E : module d'Young (GPa)

ν : coefficient de Poisson

Afin de déterminer le pourcentage de phase monoclinique sur la face de coupe des ZTA, des analyses Rietveld ont été effectuées au sein de l'institut *IKTS Fraunhofer* après l'opération de rectification. La proportion de phase monoclinique des nuances G6, G7 et G8 a respectivement augmenté de 100 %, 39 % et 45 % (Tableau IV-2). A partir de la relation (IV-1), et de l'augmentation du volume de la phase monoclinique (45 %), on peut estimer que la contrainte résiduelle moyenne de compression sur la face de coupe de la nuance G8 est d'environ -441 MPa . Cette valeur rejoint celle déterminée par diffraction de rayons X, qui était de -328 MPa . Cela nous permet de confirmer que les contraintes résiduelles sur la face de coupe sont bien dues à un changement de phase quadratique-monoclinique de la zirconne, et que cette contrainte participe à augmenter la résistance à l'abrasion, grâce à la compression des grains en surface.

Réf.	ZTA	Analyse Rietveld par diffraction de rayons X	
		Fraction monoclinique ZrO_2	$\Delta V/V$
G6	10% 3Y-ZrO ₂	1,4	100 %
G7	16% 3Y-ZrO ₂	1,75	39 %
G8	10% ZrO ₂	2,94	45 %

Tableau IV-2: Taux de transformation quadratique-monoclinique de la zirconne, déterminé par la méthode de Rietveld en diffraction de rayons X après rectification de la face de coupe

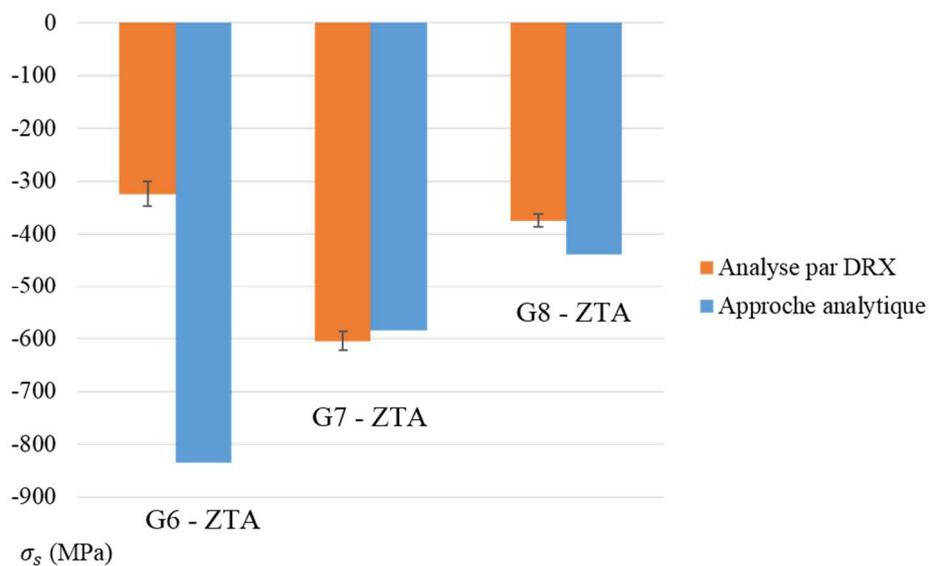


Figure IV-23: Contraintes résiduelles moyennes σ_s sur la face de coupe des nuances de ZTA

La Figure IV-23 montrent les valeurs de contraintes moyennes déterminées par diffraction de rayons X (DRX) et depuis la relation (IV-1). Les valeurs de contraintes résiduelles moyennes déterminées depuis ces deux méthodes concordent. La différence élevée de valeurs à la surface de la nuance G6, entre l'approche par DRX et depuis la relation (IV-1), montrent que les défauts présents à la surface ont contribué à relaxer de moitié la contrainte, notamment par la propagation de fissures.

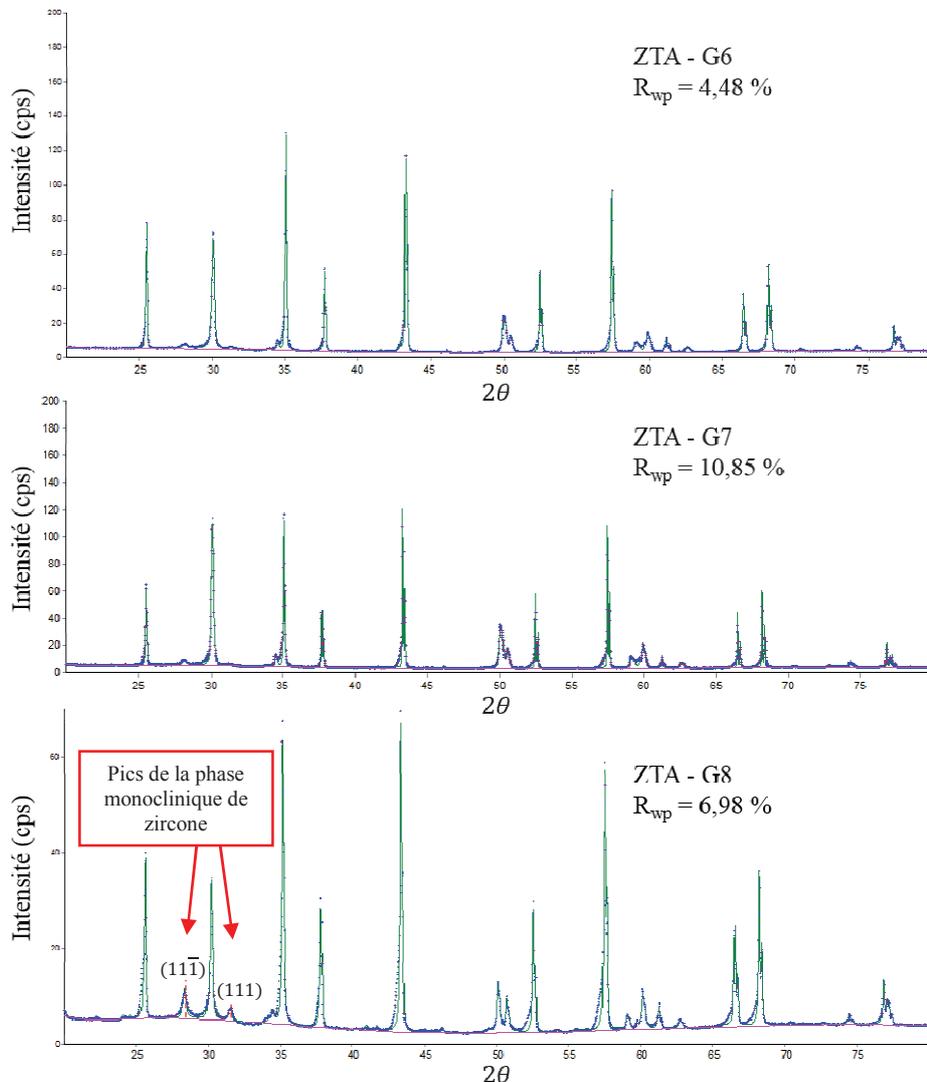


Figure IV-24: Diffractogrammes des analyses en diffraction de rayons X par la méthode de Rietveld effectuées sur les ZTA après rectification mécanique, (source du rayonnement : $\text{Cu-K}\alpha_1 = 0,1541 \text{ nm}$)

La Figure IV-24 présente les diffractogrammes obtenus en utilisant la méthode Rietveld. Le paramètre R_{wp} représente le facteur de pondération du profil, qui traduit le degré de convergence entre le modèle structural et les pics mesurés. La précision des mesures peut être altérée dans le cas où un large pourcentage de l'intensité totale diffractée provient du fond (Toby, 2006). Au vu du faible bruit de fond et des valeurs de R_{wp} , on peut estimer que les résultats sur les proportions de phase monoclinique de zirconium sont fiables.

Le cas des zircons yttrisés

La transformation de phase due à l'affûtage de l'arête entraîne des contraintes de cisaillement entre la surface et la couche inférieure ($\sim 1-3 \mu\text{m}$) qui tend à équilibrer les contraintes de compression. Dans les ZTA les grains de zircon sont répartis entre les grains d'alumine, ce qui limite le cisaillement à des zones plus localisées, et n'affecte pas la résistance à l'usure par frottement. Ce cisaillement favorise la propagation de fissures entre les joints de grain des nuances de zircons, et augmente l'usure en frottement. Au sein de la nuance G5 à base de zircon, qui comporte 20 % d'alumine, le cisaillement des grains d'alumine est le plus élevé (-185 MPa), ce qui réduit leur résistance à l'arrachement.

Le cas de la nuance G7 - ZTA

La différence élevée de distance d'usinage (-40%) entre la nuance G7 et G8, qui possèdent des propriétés mécaniques proches en termes de dureté et de ténacité ($\sim 8 \%$), peut s'expliquer par une population de microfissures plus élevée dans la G7. Ces microfissures sont dues à des contraintes internes apparaissant au refroidissement post-frittage. Plus le volume de zircon au sein de l'alumine est important, plus il y a de microfissures entre les joints de grains (Rühle et al., 1987), à cause d'une différence de dilatation entre les grains d'alumine et de zircon. Ces contraintes internes sont d'autant plus élevées pour des tailles de grains supérieures à $1 \mu\text{m}$. Elles sont donc plus importantes dans la nuance G7 que dans la nuance G8, car la taille moyenne des grains est deux fois plus grande (Krell, 1996a). Au final, la présence de davantage de microfissures à cause de ces contraintes entre les grains contribue à réduire la résistance à l'usure abrasive de la nuance G7.

On peut donc retenir deux choses :

- l'apport d'une seconde phase de zircon non stabilisée dans l'alumine améliore la stabilité mécanique de l'arête de coupe. La déviation d'une fissure principale grâce au mécanisme de microfissuration est donc envisageable, lorsque l'alumine possède une phase dispersée de zircon. L'influence des défauts dus au brasage et à l'affûtage est donc réduite ;
- un renforcement de la surface de coupe et de dépouille due à la transformation de la zircon est donc à l'origine de l'amélioration de la résistance à l'usure abrasive, en augmentant l'énergie nécessaire à l'arrachement des grains. Les paramètres de rectification des surfaces de l'arête doivent donc être dimensionnés, car la résistance peut aussi être diminuée par la création d'une population de défauts sous formes de microfissures (Zhang et al., 2003).

2.4 Corrélation entre propriétés physiques et performances

Le classement des différentes céramiques en fonction de leur performance en fraisage périphérique est représenté dans le Tableau IV-3. La résistance à l'usure en usinage semble être fonction de plusieurs propriétés nominales comme la densité relative, la dureté, la résistance à la flexion et la ténacité.

Classement	Distance d'usinage (m.l)	Nuance	Densité relative (%)	Dureté HV 10	Résistance à la flexion (MPa)	Ténacité K_{Ic} (MPa \sqrt{m})
1	240	G8	99,3	1884	716	5,6
		G1	99,8	2009	661	3,6
2	140	G7	97,4	1744	412	5,2
		Si ₃ N ₄	99,0	1739	765	5,4
3	101	G5	97,0	1479	1708	12,7
4	93-91	G2	98,8	1808	186	3,5
		G6	97,0	1727	190	3,8
5	49,5	G4	99,9	1304	1416	14,4
6	38	G3	99,9	1300	1088	11,5

Tableau IV-3: Classement des céramiques en fonction de leurs performances en fraisage

Au vu des résultats en usinage, on peut retenir les points suivants :

1. la dureté semble être la propriété la plus importante, car les nuances G8 et G1 ont effectuées les distances d'usinage les plus importantes ;
2. les performances et les propriétés mécaniques de la nuance G7 et du nitrure de silicium (Si₃N₄) sont similaires ;
3. malgré les résistances à la rupture et les ténacités les plus élevées, les performances des zircons yttrifiés sont les plus basses. L'ajout de 20% d'alumine (G5) double la durée de vie et réduit l'usure dans un facteur 3. L'augmentation de la dureté améliore la résistance à l'usure des zircons ;
4. au-delà d'une dureté de 1800 HV 10, lorsque la densité relative est supérieure à 99 %, la ténacité n'a pas d'influence. La fabrication par coulage-gélification (CG) des nuances G1 et G8 a permis de limiter la formation de défauts, et de ce fait, la différence de ténacité de plus de 50 % n'intervient pas dans la résistance à l'usure.

Les observations au microscope électronique ont permis de voir que le mode d'usure principale des céramiques oxydes, et notamment des alumines, est l'arrachement de grain. De ce fait, la résistance mécanique entre les grains est un paramètre essentiel pour améliorer la résistance à l'usure abrasive. Les travaux de (Krell, 1996b) mettent en évidence que plus la taille de grain diminue et plus les phases vitreuses et les contraintes résiduelles entre les grains diminuent également. Cela a pour effet une meilleure stabilité mécanique au niveau des joints de grain. La taille des grains et la densité des céramiques sont donc des paramètres plus importants que la dureté ou la ténacité. La nuance G1 a la ténacité la plus faible, mais l'usure se fait principalement par abrasion. La ténacité a moins d'influence sur la résistance à l'usure en usinage, lorsque les corps ont une densité supérieure à 99 %. Les résultats d'usinage de (Sommer et al., 2015) stipulent que la réduction de la taille des grains, permettrait d'améliorer la résistance à l'arrachement des grains. L'auteur fait l'hypothèse que si la structure est exempte de défauts, et la taille de grain fine ($< 1 \mu\text{m}$), alors les propriétés mécaniques comme la dureté ont un impact sur les performances *in situ*. Les résultats obtenus dans ces essais confirment cette hypothèse. L'utilisation d'un procédé de fabrication tel que le coulage-gélification présente donc un avantage par rapport au CIP conventionnel.

Dans le cadre du développement d'outils en nitrure de silicium, (C. Strehler et al., 2011) stipule que les propriétés mécaniques comme la dureté ou la ténacité n'ont pas de corrélations avec les performances en usinage. Le paramètre le plus important, afin de préserver l'intégrité de l'arête de coupe, est la phase intergranulaire présente dans les nitrures de silicium. Toutefois, la présence de porosité affecte la durée de vie en usinage à cause de l'apparition d'écailles sur l'arête. Les performances en usinage des nuances G7 et du Si_3N_4 sont similaires. Cela montre que, malgré une ténacité et une densité plus élevée du nitrure de silicium, sa résistance à l'usure ne s'en trouve pas améliorée face à la nuance d'oxyde d'aluminium. Il est donc possible que la résistance mécanique entre les grains soit inférieure dans le cas du Si_3N_4 à cause de la présence d'une phase vitreuse.

La taille des grains et la densité sont les paramètres les plus importants dans le développement d'une céramique pour l'usinage de matériaux à base de bois. Les résultats des essais de fraisage montrent que si la taille de grain est inférieure à $0,8 \mu\text{m}$ et la densité est supérieure à 99 %, alors la dureté a un rôle sur la résistance à l'usure. La fabrication par coulage-gélification de céramiques à structure submicronique présente donc un intérêt pour le développement d'outils de coupe pour cette application.

3. Synthèse

L'alumine pure, et l'alumine avec 10 % de zircone ont les meilleures performances en usinage, en termes de distances d'usinage et de résistance à l'usure. Les nuances de zircones ont achevé les distances les plus faibles. Les mesures de transferts de chaleur dans les céramiques ont montré que les températures pouvaient atteindre entre 60 et 70°C près de la zone de coupe, à environ 1 mm de l'arête. Aucune corrélation n'a pu être établit entre l'usure en usinage et la température. La création de chaleur semble être est fonction du type d'usure de l'arête, et de la densité du matériau usiné. Le mode d'usure par déformation plastique en zircone, entraîne un arrondissement des arêtes, qui semble être à l'origine d'une création de chaleur plus importante que pour les autres céramiques. La rugosité des faces de l'arête, et les coefficients de frottement ne semblent pas affecter la création de chaleur. La meilleure diffusivité thermique des céramiques à base d'alumine, en font de meilleurs candidats en tant que matériaux de coupe que les bases de zircone. Davantage d'études sont nécessaires pour voir comment l'influence de la diminution de la dureté sur l'arête de coupe influence l'usure en usinage.

L'usure des nuances d'alumine se fait principalement par abrasion, tandis que les arêtes en zircones se déforment plastiquement. Les résultats des simulations numériques indiquent que les contraintes de cisaillement sont élevées sur les faces de dépouilles, et peuvent entraîner la formation d'écailles. La présence de défauts sur les faces de l'arête, tels que des porosités résiduelles ou des microfissures, favorise l'usure par écaillage. La mise en forme d'arête de coupe avec des géométries adaptée est donc nécessaire, car les faibles valeurs de rayons souhaitées dans le domaine de l'outillage du bois (Eblagon et al., 2007), entraînent des contraintes élevées.

La fabrication de la céramique ainsi que celle des outils prototypes, ont une influence sur l'usure en usinage. La présence de microfissures lors du refroidissement post-frittage empêche la réalisation d'outils. En effet, les contraintes résiduelles dues au brasage peuvent générer la propagation de fissures qui amène le décollement de la céramique de son substrat. L'affûtage de l'arête engendre principalement la transformation de phase quadratique-monoclinique sur les faces de coupe. Ces transformations induisent des contraintes de compression et de cisaillement dans les grains de zircone. Dans le cas des zircones yttriés, ce changement de structure réduit la résistance à l'usure, tandis qu'il augmente celle des ZTA.

Les nuances Al_2O_3 -10 % ZrO_2 , et l'alumine pure, toutes deux réalisées par coulage-gélification, ont les meilleures performances en usinage, grâce à des structures exemptes de défaut, une faible taille de grain ($< 1 \mu\text{m}$), et une dureté élevée (1900-2000 HV 10). De plus, les mécanismes de renforcement de l'arête grâce à des transformations de phase, permettent une amélioration de la résistance à l'usure abrasive en usinage.

4. Conclusion

Les comportements des céramiques en usinage ont montré que leurs performances dépendent principalement de leurs structures. L'alumine pure et l'alumine à phase dispersée de zircon non stabilisée ont montré les plus grandes résistances à l'usure en usinage de panneaux de particules et de fibres.

L'usure des arêtes de coupe en zircons est due à des déformations plastiques, et celle à base d'alumine sont sujettes à l'arrachement cyclique de grain. Il ne semble pas exister de corrélation évidente entre les propriétés mécaniques nominales et le comportement à l'usure. La dureté améliore la résistance à l'usure en usinage, lorsque la structure de la céramique possède une taille de grain et une densité supérieure à 99 %. La présence de défauts tels que des pores ou des microfissures dues au procédé de fabrication de la céramique et de l'outil entraînent une usure par écaillage. Le choix du procédé de fabrication est donc primordial. Le coulage-gélification permet de fabriquer des corps ayant des propriétés physiques, en matière de taille de grains et de densité, supérieures au pressage isostatique à froid (CIP).

L'apport d'une phase de zircon améliore la résistance à l'usure abrasive, si la structure est exempte de défauts. Le renforcement se fait grâce à une transformation de phase de la zircon. Deux mécanismes permettent d'améliorer la stabilité mécanique de l'arête et d'éviter la formation d'écaillés lors de l'usinage :

- la résistance à l'usure abrasive, grâce aux contraintes résiduelles sur la face de coupe ;
- la ténacité, par microfissuration, qui permet de dévier la propagation de fissures depuis des défauts.

La fabrication de l'alumine pure et l'alumine avec 10 % de zircon, par coulage-gélification et HIP permet l'obtention d'une structure de haute densité, qui entraîne une résistance accrue à l'usure par abrasion. Le comportement physique et mécanique de ces compositions de céramique nécessite davantage d'essais en usinage. Les méthodes de brasage et de rectification utilisées pour la fabrication des prototypes, ouvrent la voie à la conception de différents types d'outils, dans la perspective d'un développement industriel.

L'état de la technique a montré que les céramiques n'étaient pas des matériaux fiables, compte-tenu de la dispersion trop élevée des durées de vie en usinage, comprise entre 28-40 %. Néanmoins, les résultats de fraisage montrent que si l'endommagement est réduit lors de la fabrication des outils, alors la géométrie et notamment le nombre de dents Z , peuvent réduire la dispersion de l'usure, et donc augmenter la fiabilité.

Bibliographie

- Beer, P., Gogolewski, P., Klimke, J., Krell, A., 2007. Tribological Behaviour of Sub-micron Cutting-ceramics in Contact with Wood-based Materials. *Tribol. Lett.* 27, 155–158.
- Denape, J., 1996. Céramiques à usages mécaniques et thermomécaniques. Techni.
- Eblagon, F., Ehrle, B., Graule, T., Kuebler, J., 2007. Development of silicon nitride/silicon carbide composites for wood-cutting tools. *J. Eur. Ceram. Soc.* 27, 419–428.
- Fukuhara, M., Yamauchi, I., 1993. Temperature dependence of the elastic moduli, dilational and shear internal frictions and acoustic wave velocity for alumina, (Y)TZP and β' -sialon ceramics. *J. Mater. Sci.* 28, 4681–4688. doi:10.1007/BF00414258
- Gee, M.G., 1992. The formation of aluminium hydroxide in the sliding wear of alumina. *Wear* 153, 201–227. doi:10.1016/0043-1648(92)90270-I
- Gogolewski, P., Klimke, J., Krell, A., Beer, P., 2009. Al₂O₃ tools towards effective machining of wood-based materials. *J. Mater. Process. Technol.* 209, 2231–2236. doi:10.1016/j.jmatprotec.2008.06.016
- Guo, X.L., Cao, P.X., Liu, H.N., Teng, Y., Guo, Y., Wang, H., 2013. Tribological Properties of Ceramics Tool Materials in Contact with Wood-Based Materials. *Adv. Mater. Res.* 764, 65–69. doi:10.4028/www.scientific.net/AMR.764.65
- He, Y.J., Winnubst, A.J.A., Burggraaf, A.J., Verweij, H., van der Varst, P.G.T., de With, G., 1997. Sliding wear of ZrO₂-Al₂O₃ composite ceramics. *J. Eur. Ceram. Soc.* 17, 1371–1380.
- Kishino, J., Nishiyama, A., Sakuma, T., 1996. Mechanical properties of sinter-forged Al₂O₃-ZrO₂ ceramics. *J. Mater. Sci.* 31, 4991–4995. doi:10.1007/BF00355892
- Krell, A., 1996a. Improved hardness and hierarchic influences on wear in submicron sintered alumina. *Mater. Sci. Eng. A* 209, 156–163. doi:10.1016/0921-5093(95)10155-1
- Krell, A., 1996b. Improved hardness and hierarchic influences on wear in submicron sintered alumina. *Mater. Sci. Eng. A* 209, 156–163. doi:10.1016/0921-5093(95)10155-1
- Krell, A., Bakun, O.V., 1986. High-temperature hardness of Al₂O₃-base ceramics. *Acta Metall.* 34, 1315–1319. doi:10.1016/0001-6160(86)90018-0
- Krell, A., Hutzler, T., Klimke, J., 2009. Transmission physics and consequences for materials selection, manufacturing, and applications. *J. Eur. Ceram. Soc.* 29, 207–221.
- Kusiak, A., 2004. Caractérisation thermique des outils revêtus en usinage du bois (Thèse doctorat). Université de Bordeaux I, France.
- Nanoceram, 2004. Cutting tools and miniaturised parts with complex geometry based on nano powders.
- Ratnasingam, J., Ma, T.P., Ramasamy, G., 2010. Tool Temperature and Cutting Forces during the Machining of Particleboard and Solid Wood. *J. Appl. Sci.* 10, 2881–2886.
- Rühle, M., Evans, A.G., McMeeking, R.M., Charalambides, P.G., Hutchinson, J.W., 1987. Microcrack toughening in alumina/zirconia. *Acta Metall.* 35, 2701–2710. doi:10.1016/0001-6160(87)90269-0
- Sheikh-Ahmad, McKenzie, 1997. Measurement of Tool Wear and Dulling in the Machining of Particleboard, P. Presented at the Proceedings of the 13th International Wood Machining Seminar.
- Sommer, F., Talpeanu, D., Kern, F., Gadow, R., Heisel, U., 2015. Medium Density Fiberboard Machining and Wear Behavior of Injection-Molded Ceramic Composite Wood Cutting Tools. *Int. J. Appl. Ceram. Technol.* 12, 147–156. doi:10.1111/ijac.12144
- Strehler, C., Ehrle, B., Weinreich, A., Kaiser, B., Graule, T., Aneziris, C.G., Kuebler, J., 2011. Lifetime and Wear Behavior of Near Net Shaped Si₃N₄/SiC Wood Cutting Tools. *Int. J. Appl. Ceram. Technol.* doi:10.1111/j.1744-7402.2011.00690.x
- Strehler, C., Parlinska-Wojtan, M., Blugan, G., Speisser, B., Ehrle, B., Aneziris, C.G., Graule, T., Kuebler, J., 2011. Influence of intergranular phases on edge integrity of Si₃N₄/SiC wood cutting tools. *J. Eur. Ceram. Soc.* 31, 2711–2719. doi:10.1016/j.jeurceramsoc.2011.01.021
- Toby, B., 2006. R factors in Rietveld analysis: How good is good enough? *Powder Diffr.* 21, 67–70.
- Tuan, W.H., Chen, R.Z., Wang, T.C., Cheng, C.H., Kuo, P.S., 2002. Mechanical properties of Al₂O₃/ZrO₂ composites. *J. Eur. Ceram. Soc.* 22, 2827–2833. doi:10.1016/S0955-2219(02)00043-2

- Woydt, M., 2013. Tribologie des céramiques. Tech. Ing.
- Zhang, B., Zheng, X., Tokura, H., Yoshikawa, M., 2003. Grinding induced damage in ceramics. J. Mater. Process. Technol. 132, 353–364. doi:10.1016/S0924-0136(02)00952-4
- Zins, M.E., 1996. Einsatz keramischer Schneidstoffe bei der Zerspanung von Holzwerkstoffen mit Schaftfräsern. RWTH Aachen.

Conclusion générale et perspectives

Les essais d'usinage avec des nuances de céramiques à base d'alumine et de zircone ont montré des résultats encourageants lors de la coupe de matériaux à base de bois. Les modes d'usures des céramiques se font principalement par arrachement cyclique de grain pour les compositions d'alumine, et par microdéformations plastiques des arêtes à base de zircone. L'utilisation de céramiques avec des tailles de grain submicroniques augmente la résistance à l'usure abrasive par rapport à des tailles de grains supérieurs à 1 μm , et leur structure exempte de défauts limitent l'usure par écaillage. L'alumine avec 10 % de zircone non stabilisée a présenté les meilleures performances en termes de durée de vie et de résistance mécanique de l'arête de coupe. Les flux thermiques mesurés à la surface des plaquettes de coupe, indiquent que l'usinage avec les alumines à phase dispersée de zircone crée moins de chaleur qu'avec les autres nuances. Le rôle de la température sur l'usure reste néanmoins à approfondir.

Il existe aujourd'hui deux axes de développement parallèles de céramiques pour l'usinage de matériaux à base de bois :

- la fabrication de nitrure de silicium par pressage isostatique à froid (CIP) (Strehler et al., 2011a) ;
- le moulage par injection (MI) de nuances d'oxyde d'aluminium (Frank Sommer et al., 2013).

C'est grâce à une structure exempte de défauts, tels que des microfissures ou des porosités, et une dureté plus élevée, que les oxydes d'aluminium ont des performances supérieures aux nuances développées dans les travaux précédents. C'est principalement grâce à l'utilisation du procédé de fabrication par coulage-gélification, que les structures des oxydes ont des densités jusqu'à 6 % plus élevées que celle issues du MI, et une taille de grain submicronique, qui favorisent la résistance à l'usure abrasive. Concernant les nitrures de silicium, il s'avère que la présence de phase vitreuse au niveau des joints de grains soit à l'origine de performances moins élevées que les oxydes d'aluminium en usinage.

Des compositions d'alumine avec de 5 à 25 % de zircone non stabilisée vont être développées, afin d'étudier plus précisément la contribution de la zircone sur la résistance à l'usure lors de la coupe de matériaux abrasifs. Les matériaux fabriqués par coulage-gélification (CG) ont montré des performances en usinage supérieures à ceux réalisés par pressage isostatique à froid (CIP), liés à des structures exemptes de défauts (microfissures), des plus hautes densités, et des tailles de grains plus faibles. Toutefois, le développement et l'industrialisation du procédé de coulage est nécessaire, car il n'est pas utilisé à l'échelle industrielle. Le faible coût de l'équipement, comparé à celui du CIP, qui nécessite l'emploi de deux presses supplémentaires, permettrait de réduire le coût de production. Une étude qui vise le développement de cette méthode est en cours au sein de l'entreprise *Diamonde*.

Les méthodes du double brasage, et l'affûtage par rectification des arêtes de coupe ouvrent la voie à la conception d'outil d'usinage avec des plaquettes en céramique. Les défauts microstructuraux et les inhomogénéités présentes après le frittage, peuvent amener la rupture de la céramique, notamment lors des opérations de brasage, dues à la propagation de fissure. L'affûtage mécanique des arêtes par rectification peut aussi avoir une influence sur la stabilité mécanique des arêtes de coupe. Dans le cas des alumines pures, l'enlèvement de matière à l'aide de particules abrasives en diamant peut générer des du cisaillement dans les grains, qui favorisent leur déchaussement. Dans le second cas, les contraintes liées à la rectification peuvent induire des contraintes surfaciques de compression ce qui peut améliorer la ténacité des faces de l'arête de coupe, et réduire l'usure abrasive.

La géométrie des outils ainsi que les paramètres d'usinage du fraisage périphérique nécessitent des études supplémentaires. L'usinage par enlèvement de copeaux avec des céramiques de haute pureté chimique et sans additif, conduit à un comportement plus fragile que les outils industriels comme le PCD ou le carbure, où la présence d'une seconde phase métallique améliore la ductilité. La conception d'outils à plaquette céramique doit prendre en compte ce caractère fragile, notamment lors de la fabrication. La taille des plaquettes ainsi que leurs nombres ont une influence sur l'usure et l'apparition d'écailles, car la probabilité de présence de défaut diminue avec le volume de matière sollicité au niveau des arêtes de coupe. Des investigations supplémentaires sont nécessaires pour comprendre le comportement physique des arêtes de coupe pendant l'usinage. Dans le but de suivre l'évolution de grandeurs liées à l'usure de l'arête, un Centre d'Usinage pour la Recherche et le Développement (*CURD*) est en cours de développement par la société *Diamonde* (Figure 1). Des nouvelles méthodes sont en cours de développement, et s'intéressent notamment à l'évolution du formol, et de la morphologie des copeaux, sur la durée de vie de l'outil. Des mesures de température moyenne des plaquettes d'outils, de rugosité des tranches des panneaux et de l'écailage du décor sont aussi testées. La synthèse de ces paramètres en fonction de la distance usinée permettrait d'avoir des informations sur le comportement à l'usure de l'arête pendant son cycle de vie. La Figure 1 montre l'installation d'instruments de mesure sur les modules d'usinage, on y retrouve notamment :

- (a) : mesure de température à l'aide d'un pyromètre infrarouge ;
- (b) : mesure de l'état de surface du décor avec un capteur à triangulation laser ;
- (c) : mesure des efforts de coupe avec un dynamomètre rotatif ;
- (d) : mesure des émissions gazeuses, comme le formaldéhyde, à l'aide d'un système d'échantillonnage.

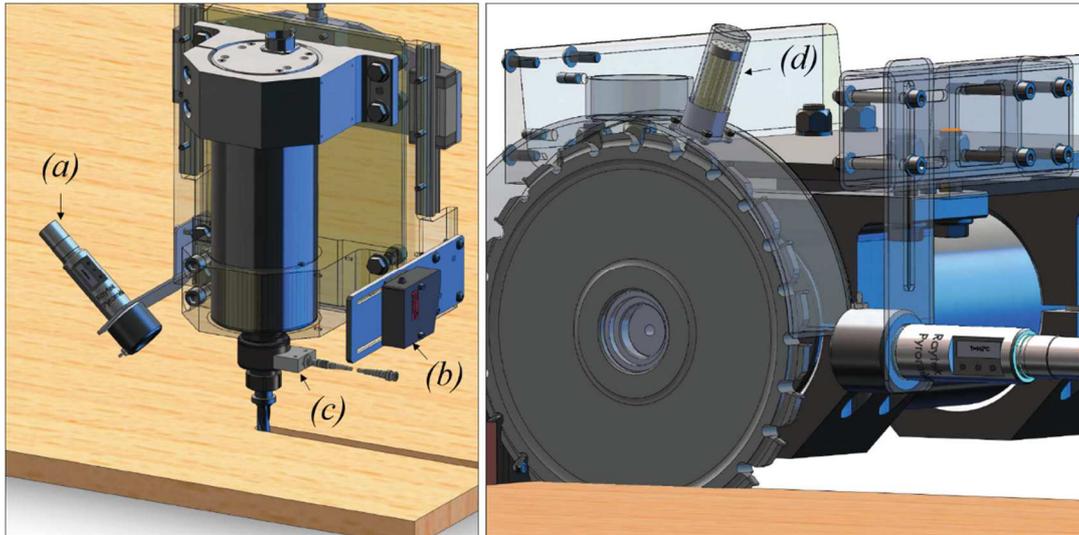


Figure 1: Illustration d'un module de fraisage (gauche), et d'un module de déchetage (droite) sur le centre d'usinage CURD

Il n'existe actuellement aucun outil de coupe en céramique pour l'usinage de matériaux à base de bois, dans le domaine industrielle. Les résultats de ces travaux montrent que les alumines pures, et les alumines avec de la zircone non stabilisée, produites par coulage-gélification, présentent une opportunité pour le développement d'outils de coupe. De plus, l'étude d'une méthode de fabrication des outils par brasage et rectification, permet le développement de davantage de prototypes pour plus d'essais en usinage. Suite à ces investigations, en mai 2015, la société *Diamonde* présente pour la première fois des outils d'usinage à plaquettes céramique au salon international du bois *LIGNA*, à Hanovre en Allemagne.

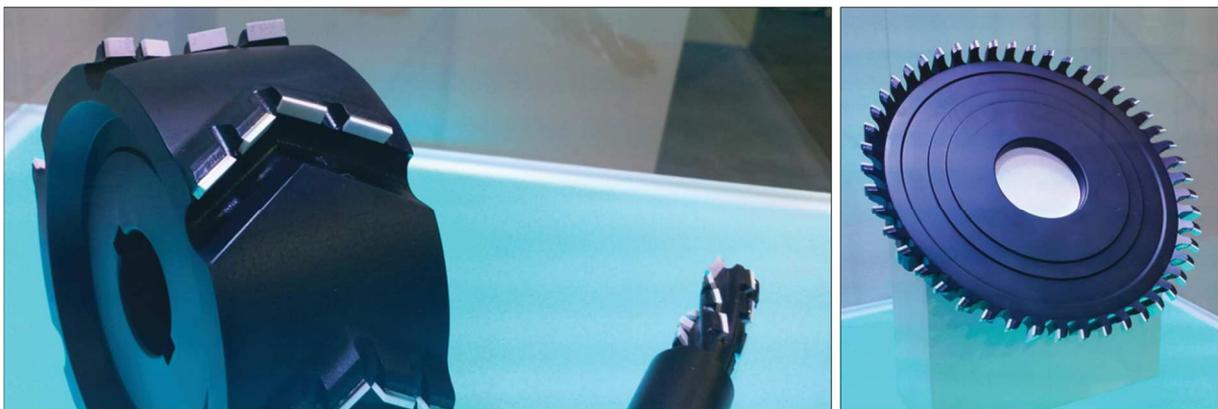


Figure 2: Photographie d'outils prototypes en céramique au salon du bois *LIGNA*, à Hanovre. A gauche, deux outils de fraisage, et à droite un décheteur

Timothée GRUNDER
**« Contribution à l'application de
céramiques d'Al₂O₃ et de 3Y-ZrO₂
à structures submicroniques à
l'usinage de matériaux dérivés du
bois »**

Résumé

Les céramiques à base d'Al₂O₃ et de 3Y-ZrO₂ à structures submicroniques présentent, au vu de leurs propriétés physiques et mécaniques, un fort potentiel pour l'usinage de composites en bois. Neuf nuances ont été développées par coulage-gélification (CG) et par pressage isostatique à froid (CIP). Elles ont ensuite été testées en usinage dans des conditions industrielles de coupe. L'objectif de la thèse a été la compréhension, à partir de ces résultats, des mécanismes d'usure, afin d'identifier les propriétés physiques et mécaniques nécessaires pour l'usage d'un matériau nouveau pour cette application. Des outils prototypes de fraisage et de tournage ont été conçus. L'état d'endommagement et les contraintes résiduelles dans la céramique, dus aux étapes de fabrication des prototypes, ont été déterminés. Les résultats des expérimentations de coupe montrent que différents mécanismes opèrent sur l'usure des céramiques. Pour les nuances d'alumine, l'usure de l'arête se fait par arrachement cyclique de grains, tandis que les nuances à base de zirconie se déforment plastiquement. Il apparaît que les propriétés physiques, telles que la taille de grain et la densité, sont prédominantes sur les propriétés mécaniques. L'utilisation de céramiques à structure submicronique avec des densités supérieures à 99 % améliore les performances en usinage. C'est la nuance Al₂O₃-10 % ZrO₂ produite par CG qui a montré la meilleure résistance à l'usure en usinage. L'apport d'oxyde de zirconium non stabilisé entraîne une meilleure stabilité entre les grains de l'arête de coupe.

Mots-clés: céramiques, outils de coupe, comportement mécanique, structure submicronique

Abstract

High mechanical properties of sub- μm grain Al₂O₃ and 3Y-ZrO₂ present high potential for the cutting of wood-based materials. Nine grades were produced by gelcasting (GC) and cold isostatic pressing (CIP). They were tested in real industrial conditions. From those results, this thesis' aim was to highlight the wear mechanisms in cutting, and then deduce major physical and mechanical properties that are task of material development. Consequently, prototypes for cutting trials have been developed. As a result, the manufacturing of prototype tools, X-Ray diffraction, analytical and numerical investigations were performed to quantify residual stress that occurred in ceramic. Observation of the results of experimentations in machining showed different wear modes. For alumina's grade, single grain pull-out was the main wear mechanism of the cutting edge, while microplastic deformation occurred in zirconia's composition. Physical properties of ceramic structure, like grain size and density, are more important than mechanical properties. To improve cutting lifetime, density must be higher than 99%, with a structure with sub- μm grain size. It appeared that there was a predominant role of micromechanical stability while cutting abrasive materials. Fracture toughness or thermal shock resistance seem to have marginal influence when ceramic were produce by low-defect process like GC. Regarding all ceramic grades the Al₂O₃-10ZrO₂ made by GC showed the highest wear resistance in machining. Unstabilized zirconia brought micromechanical stability between grains of the cutting edge while working.

Keywords: sub- μm ceramics, cutting tools, mechanical behavior