



**HAL**  
open science

# Caractérisation et modélisation de l'état mécanique et microstructural des sous-couches affectées par l'usinage de finition du cuivre Cu-c2 et impact sur la résistance à la corrosion.

Lamice Denguir

## ► To cite this version:

Lamice Denguir. Caractérisation et modélisation de l'état mécanique et microstructural des sous-couches affectées par l'usinage de finition du cuivre Cu-c2 et impact sur la résistance à la corrosion.. Génie mécanique [physics.class-ph]. Ecole nationale supérieure d'arts et métiers - ENSAM, 2016. Français. NNT : 2016ENAM0029 . tel-01570865

**HAL Id: tel-01570865**

**<https://pastel.hal.science/tel-01570865>**

Submitted on 1 Aug 2017

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

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

École doctorale n° 432 : Science des Métiers de l'Ingénieur

## Doctorat ParisTech

**Confidentiel**  
Jusqu'au 31/07/2017

### T H E S E

pour obtenir le grade de docteur délivré par

**École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers**

**Spécialité " Génie Mécanique – Procédés de fabrication "**

*présentée et soutenue publiquement par*

**Lamice DENGUIR**

le 8 Décembre 2016

## **Caractérisation et modélisation de l'état mécanique et microstructural des sous-couches affectées par l'usinage de finition du cuivre Cu-c2 et impact sur la résistance à la corrosion**

Directeur de thèse : **Guillaume FROMENTIN**

Co-directeur de thèse : **Vincent VIGNAL**

Co-encadrant de thèse : **José OUTEIRO**

#### Jury

<b>Mr. Pierre MONTMITONNET</b> , Directeur de Recherche CNRS, CEMEF, Mines ParisTech	Président
<b>Mme. Halina KRAWIEC</b> , Professeur des Universités, AGH, Université des Sciences et Technologies	Rapporteur
<b>Mr. Joel RECH</b> , Professeur des Universités, LTDS, ENI Saint-Etienne	Rapporteur
<b>Mr. Tarek MABROUKI</b> , Professeur des Universités, DGM, ENI Tunis	Rapporteur
<b>Mr. Guillaume FROMENTIN</b> , Professeur des Universités, LaBoMaP, Arts et Métiers ParisTech	Examineur
<b>Mr. José OUTEIRO</b> , Maître de Conférences, LaBoMaP, Arts et Métiers ParisTech	Examineur
<b>Mr. Vincent VIGNAL</b> , Directeur de Recherche CNRS, ICB, Université de Bourgogne-Franche Comté	Examineur

#### Invité

**Mr. Rémy BESNARD**, Ingénieur, CEA Valduc

Caractérisation et modélisation de l'état mécanique et microstructural  
des sous-couches affectées par l'usinage de finition du cuivre Cu-c2 et  
impact sur la résistance à la corrosion

Lamice A. DENGUIR



# Avant-propos

Ce travail a été effectué au sein du LaBoMaP Arts et Métiers ParisTech de Cluny et à l'ICB UBFC avec un co-financement CEA / Institut Carnot ARTS.

Je tiens en premier lieu à remercier M. Pierre MONTMITONNET, professeur au CEMEF Mines ParisTech de Sophia-Antipolis pour avoir fait l'honneur d'accepter de présider ce jury de thèse. J'exprime également ma gratitude à M. Joel RECH et M. Tarek MABROUKI, professeurs au LTDS de l'ENI-St Etienne et au DGM, ENI de Tunis respectivement, ainsi que Mme Halina KRAWIEC, professeure à AGH, Université des Sciences et Technologies de Cracovie, pour avoir accepté d'évaluer les travaux présentés dans ce mémoire.

Je remercie également mon directeur de thèse M. Guillaume FROMENTIN du LaBoMaP Arts et Métiers ParisTech, mon co-directeur de thèse M. Vincent VIGNAL de l'ICB UBFC, mon encadrant M. José OUTEIRO du LaBoMaP Arts et Métiers de Cluny ainsi que M. Rémy BESNARD du commissariat à l'énergie atomique et aux énergies alternatives CEA de Valduc pour leurs suivis, leurs exigences, leurs rigueurs, leurs remarques et surtout leurs supports sur les plans scientifique, administratif et moral tout au long de mes travaux depuis mon projet de master de recherche jusqu'à la fin de ma thèse de doctorat. C'est un vrai honneur et un plaisir de travailler sous leur tutelle et une expérience professionnelle très enrichissante.

Je tiens à remercier M. Bertrand COULON et M. Rémy PORCHERAY pour leurs efforts sur le plan administratif pour garantir le bon déroulement des travaux.

Je remercie aussi mes collaborateurs M. Sébastien CAMPOCASSO qui a fait son post-doctorat en support à cette thèse (partie mesure des déformations plastiques par corrélation d'images) et Mme. Pei Shan WANG qui a effectué son master de recherche en support à la partie caractérisation expérimentale et numérique du comportement du cuivre.

Je tiens à remercier les équipes des laboratoires avec lesquels j'ai collaboré durant ces années de travaux de thèse :

- au LaBoMaP – Arts et Métiers de Cluny : de l'équipe UGV : M. Gilles DETROYAT, M. Gilles DELHOMME et M. Éric DUFOUR pour leurs aides lors de la fabrication des échantillons, M. Richard CHATAIN pour ses démonstrations sur les machines et les profilomètres, et M. Serge BORECKI pour son aide sur les machines. De l'équipe IMS : M.

Denis LAGADRILLERE pour les essais de microdureté et les mesures au MEB, M. Pierre BARBIER et M. Lucas PUTIGNY pour leurs aides à la préparation des échantillons pour la micrographie, M. Romaric MASSET pour le traitement thermique du cuivre, M. Aurélien BESNARD et Mme Maria-Rosa ARDIGO pour leurs démonstrations sur le profilomètre optique et la micrographie, et enfin de l'équipe MUB M. Jean Claude BUTAUD, M. Guillaume POT et M. Bertrand MARCON pour les essais de caractérisation mécanique.

- à l'ICB – UBFC : M. Nicolas GEOFFROY pour les mesures des contraintes résiduelles, M. Frédéric HERBST pour les micrographies par *EBSD* et M. Jocelin POINSOT pour la fabrication des microcapillaires des microcellules électrochimiques.

- au CEA – Valduc : M. Sylvain FLOURIOT et M. Philippe MARTINUZZY pour les essais de compression aux barres d'Hopkinson.

- au LTDS – ENISE : M. Christophe CLAUDIN et M. Joel RECH pour les essais de frottement.

- au LAMPA – Arts et Métiers de Angers : M. Cyril FISCHER et Mme Eliane GIRAUD pour les essais de compression quasi-statiques.

- au Département de Génie Physique – Université de Coimbra : M. Antonio Castanhola BATISTA pour les mesures des contraintes résiduelles et des densités de dislocations par la diffraction aux rayons X.

- à l'INSA de Lyon : M. Yancheng ZHANG pour son aide à résoudre les problèmes de modélisation sous ABAQUS.

Aux enseignants chercheurs du LaBoMaP, à leur tête M. Gérard POULACHON, merci pour vos remarques, vos démonstrations et vos conseils précieux.

Aux doctorants du LaBoMaP et de l'ICB, en particulier de l'équipe usinage et de l'équipe corrosion : merci pour les échanges et la bonne ambiance de travail que vous créez. Je félicite ceux qui ont déjà soutenu leurs thèses et leur souhaite une excellente continuation dans leurs vies professionnelles. Pour ceux qui restent, je leur souhaite bon courage pour la suite.

Enfin, une grande pensée à ma famille, surtout mes parents qui ont fait beaucoup de sacrifices pour que leurs enfants arrivent jusqu'au bout de leurs ambitions.

## Résumé

La durabilité des composants mécaniques en général et leur résistance à la corrosion en particulier ont une importance primordiale dans l'industrie moderne, qu'elle concerne la production d'énergie, les produits chimiques, le transport, les machines, les matériels médicaux, ou même les composants électroniques. Pour des pièces obtenues par usinage, il est donc nécessaire d'améliorer leur durée de vie et de réduire le risque de défaillance prématurée en améliorant leur intégrité de surface. Ainsi, une compréhension de l'effet du procédé sur l'intégrité de surface induite par usinage et ses conséquences au niveau de sa résistance à la corrosion sont les clés pour relever ces défis.

Cette thèse traite le cas particulier de l'usinage de finition du cuivre Cu-c2 et son impact sur la résistance à la corrosion. D'abord, une étude expérimentale comparative du tournage et de la coupe orthogonale est effectuée. Ensuite, vu sa simplicité, la coupe orthogonale fait l'objet de la suite de l'étude. Un modèle numérique est développé pour la prédiction de l'intégrité de surface induite par la coupe. Il utilise une nouvelle loi constitutive du Cu-c2 tenant en compte les transformations microstructurales et l'état des contraintes dans le matériau. Enfin, les résultats issus des études expérimentales ainsi que des simulations numériques concernant l'intégrité de surface sont statistiquement traités dans une analyse multi-physique, dans la perspective d'établir le lien entre la résistance à la corrosion, l'intégrité des surfaces et la physique de la coupe.

## **Abstract**

The functional performance and life of mechanical components in general and their corrosion resistance in particular are of prime importance in the modern industry, as far as energy production, transportation, machines, medical and even electronic components are concerned. In the case of machined components, it is essential to improve their life and to reduce the premature failure by improving their surface integrity. So, a comprehension of the effect of the machining process mechanics on surface integrity and its consequences on corrosion resistance are essential.

This thesis deals with the particular case of finishing machining of oxygen free high conductivity copper (OFHC) and its impact on the surface integrity and corrosion resistance. Firstly, a comparative experimental study between turning and orthogonal cutting is performed. Then, due to its simplicity, orthogonal cutting makes the object of the pursuit of the study. A numerical model is developed to predict the surface integrity induced by the cutting process. It uses a new constitutive model for OFHC copper taking into account microstructural transformations and the state of stress in the work material. Finally, the results issued from experimental studies and the numerical simulations are statistically treated in a multi-physical analysis with the objective of establishing the relationship between corrosion resistance, surface integrity and cutting physics.



# Table des matières

<b>Avant-propos</b> .....	<b>3</b>
<b>Résumé</b> .....	<b>5</b>
<b>Abstract</b> .....	<b>6</b>
<b>Table des matières</b> .....	<b>7</b>
<b>Nomenclature</b> .....	<b>11</b>
<b>Introduction générale</b> .....	<b>15</b>
<b>Chapitre I - Etat de l'Art : usinage, intégrité de surface et durabilité</b> .....	<b>19</b>
<i>I.1 Mécanique de la coupe</i> .....	20
I.1.1 Notions de base : tournage et coupe orthogonale .....	20
I.1.2 Notions de base : géométrie de coupe .....	22
<i>I.2 Intégrité de surface induite par usinage</i> .....	23
I.2.1 Facteurs influençant l'intégrité de surface en usinage.....	23
I.2.2 Etat mécanique de la surface usinée .....	25
I.2.2.1 Les contraintes résiduelles induites par usinage .....	25
I.2.2.2 Effet de la géométrie de coupe sur l'état mécanique de la surface usinée .....	26
I.2.3 Etat métallurgique de la surface usinée .....	27
I.2.3.1 Phénoménologie de la recristallisation dynamique .....	28
I.2.3.2 Modélisation de la recristallisation dynamique .....	29
<i>I.3 Modélisation de l'état mécanique et microstructural induits par l'usinage</i> .....	30
I.3.1 Historique de la modélisation du comportement du matériau .....	30
I.3.2 Exemples de modélisations du comportement du cuivre Cu-c2.....	33
I.3.2.1 Approche phénoménologique : exemple de la loi Johnson-Cook modifiée par Andrade.....	33
I.3.2.2 Approche semi-phénoménologique : exemple de la loi de Bai-Wierzbicki .....	34
I.3.2.3 Approche physique : exemple du modèle d'Estrin.....	36
I.3.3 Simulation numérique de la coupe par la Méthode des Eléments Finis .....	42
I.3.3.1 Concepts basiques de la MEF.....	43
I.3.3.2 Approche Lagrangienne vs approche Eulérienne .....	45
I.3.3.3 Temps d'intégration Explicite et Implicite .....	46
I.3.3.4 Application à la simulation de la coupe.....	47
<i>I.4 Impact de l'usinage sur la durabilité</i> .....	50
I.4.1 Définitions .....	50
I.4.1.1 Mécanismes de corrosion .....	50
I.4.1.2 Passivité des métaux .....	53
I.4.2 Relation entre l'intégrité de surface et l'électrochimie locale .....	54
I.4.2.1 Tenue des métaux à la corrosion à l'échelle microscopique .....	54
I.4.2.2 Cas des surfaces de cuivre .....	55
I.4.3 Relation entre l'intégrité de surface et la tenue des surfaces à la corrosion en milieu agressif .....	56

<b>Chapitre II - Méthodes et techniques expérimentales pour la caractérisation de l'intégrité de surface et de la durabilité .....</b>	<b>59</b>
II.1 Plan des essais .....	60
II.1.1 Tournage en dressage .....	60
II.1.2 Coupe orthogonale en rabotage .....	62
II.2 Caractérisation de la mécanique de la coupe .....	63
II.2.1 Machines-outils .....	63
II.2.2 Mesure des efforts .....	64
II.2.3 Mesure du rapport de compression du copeau .....	65
II.2.4 Mesure des Déformations.....	65
II.3 Caractérisation de l'intégrité de surface .....	66
II.3.1 Topographie .....	66
II.3.2 Contraintes résiduelles .....	67
II.3.3 Densité de dislocations.....	69
II.3.4 Taille des grains .....	71
II.3.5 Microdureté .....	71
II.4 Caractérisation de la durabilité .....	72
II.4.1 Electrochimie locale .....	73
II.4.1.1 Notions .....	73
II.4.1.2 Procédure expérimentale .....	74
II.4.2 Corrosion en brouillard salin.....	75
II.4.2.1 Manipulation .....	75
II.4.2.2 Traitement numérique .....	76
II.4.2.3 Evaluation du volume de cuivre attaqué en fin d'essai.....	77
<b>Chapitre III - Caractérisation expérimentale de l'intégrité de surface et de la durabilité ..</b>	<b>81</b>
III.1 Etude du tournage : cas du dressage .....	82
III.1.1 Efforts .....	82
III.1.2 Morphologie du copeau et rapport de compression .....	83
III.1.3 Topographie de la surface usinée.....	84
III.1.4 Contraintes résiduelles dans la pièce usinée .....	85
III.1.5 Electrochimie locale.....	86
III.1.5.1 Effet des saillis et des creux sur les courbes de polarisation .....	86
III.1.5.2 Effet de la vitesse de coupe $V_c$ .....	87
III.1.5.3 Effet de l'avance $f$ .....	88
III.1.5.4 Récapitulatif des résultats de l'électrochimie locale des surfaces dressées ...	88
III.1.6 Résistance à la corrosion en brouillard salin.....	89
III.2 Etude de la coupe orthogonale en rabotage .....	90
III.2.1 Efforts .....	90
III.2.2 Morphologie et rapport de compression du copeau .....	91
III.2.3 Topographie de la surface usinée.....	92
III.2.4 Contraintes résiduelles dans la pièce usinée .....	92
III.2.5 Déformations plastiques dans la pièce usinée.....	96
III.2.5.1 Résultats de la méthode de corrélation d'images numériques .....	96
III.2.5.2 Résultats de l'analyse des pics de diffraction des rayons-X .....	99
III.2.6 Microstructure dans la pièce usinée .....	100
III.2.6.1 Densité de dislocations .....	100
III.2.6.2 La taille des grains .....	101

III.2.6.3 La microdureté HV .....	103
III.2.7 Electrochimie locale.....	104
III.2.7.1 Récapitulatif et comparaison des résultats .....	105
III.2.8 Résistance à la corrosion sous atmosphère saline .....	106
III.2.8.1 Dégradation du cuivre usiné sous l'oxyde vert.....	108
<i>III.3 Synthèse des résultats et comparaison entre le tournage en dressage et la coupe orthogonale en rabotage .....</i>	<i>111</i>
III.3.1 Efforts .....	112
III.3.2 Morphologie des copeaux et rapport de compression des copeaux .....	112
III.3.3 Topographie de la surface usinée.....	112
III.3.4 Contraintes résiduelles dans la pièce usinée .....	112
III.3.5 Microstructure dans la pièce usinée .....	113
III.3.6 Déformation plastique et microdureté dans la pièce usinée.....	113
III.3.7 Réactivité électrochimique.....	113
III.3.8 Résistance à la corrosion.....	113
<b>Chapitre IV - Modélisation et simulation numérique de l'Intégrité de Surface .....</b>	<b>115</b>
IV.1 Modélisation du comportement mécanique du cuivre Cu-c2.....	116
IV.1.1 La loi de plasticité.....	116
IV.1.1.1 Formulation de la loi.....	116
IV.1.1.2 Méthodologie d'identification des coefficients de la loi de plasticité .....	117
IV.1.1.3 Essais mécaniques pour l'identification des coefficients de la loi de plasticité et pour la caractérisation du comportement élastique .....	118
IV.1.1.4 Identification des coefficients de la loi de plasticité.....	122
IV.1.2 La loi d'endommagement .....	126
IV.1.2.1 Initiation de l'endommagement .....	127
IV.1.2.2 Evolution de l'endommagement.....	128
IV.1.3 La loi d'évolution microstructurale .....	129
IV.2 Modélisation du contact outil/Cu-c2.....	130
IV.2.1 Essais pour l'identification de la loi de frottement .....	131
IV.2.2 Formulation de la loi de contact .....	132
IV.3 Modèle de la coupe orthogonale du cuivre Cu-c2 .....	134
IV.3.1 Géométrie du modèle et maillage .....	134
IV.3.2 Conditions aux limites .....	135
IV.3.3 Interactions .....	135
IV.3.4 Matériaux de l'outil et de la pièce .....	136
IV.3.5 Simulation de la formation des contraintes résiduelles .....	137
IV.4 Comparaison entre les résultats simulés et expérimentaux .....	138
IV.4.1 Comparaison à l'échelle macroscopique .....	138
IV.4.1.1 Rapport de compression du copeau .....	138
IV.4.1.2 Efforts de coupe.....	140
IV.4.2 Comparaison à l'échelle méso-microscopique .....	141
IV.4.2.1 Contraintes résiduelles.....	141
IV.4.2.2 Microdureté.....	143
IV.4.2.3 Taille des grains .....	144
IV.4.2.4 Densité de dislocations .....	144
<b>Chapitre V - Analyse multi-physique : Coupe – Intégrité de Surface – Durabilité .....</b>	<b>147</b>

<i>V.1 Relations conditions de coupe – intégrité de surface – durabilité .....</i>	<i>148</i>
V.1.1 Démarche statistique .....	148
V.1.1.1 Analyse de la corrélation.....	148
V.1.1.2 Analyse de la variance (ANOVA) .....	149
V.1.1.3 Etapes de l’analyse.....	150
V.1.2 Résultats de l’analyse statistique.....	153
<i>V.2 Compréhension physique de l’impact des conditions de coupe sur l’intégrité de surface et ses conséquences sur la résistance à la corrosion.....</i>	<i>156</i>
V.2.1 Origine physique de l’impact des conditions de coupe sur l’intégrité de surface	157
V.2.1.1 Relation entre les contraintes résiduelles et les conditions de coupe.....	157
V.2.1.2 Relation entre la couche plastifiée en dessous de la surface usinée et les conditions de coupe.....	160
V.2.1.3 Relation entre la microdureté, la taille des grains et les conditions de coupe	161
V.2.1.4 Relation entre la rugosité et les conditions de coupe .....	162
V.2.2 Origine physique de l’impact des paramètres de l’intégrité de surface sur la résistance à la corrosion .....	163
V.2.2.1 Impact des contraintes résiduelles et de la couche plastifiée sur la résistance à la corrosion.....	163
V.2.2.2 Impact de la microstructure et de la microdureté sur la corrosion.....	164
V.2.2.3 Impact de la topographie sur la résistance à la corrosion .....	164
V.2.2.4 Chimie de la corrosion du cuivre .....	165
<b><i>Conclusion générale et perspectives .....</i></b>	<b><i>167</i></b>
<b>Références bibliographiques .....</b>	<b>171</b>
<b>Annexes .....</b>	<b>179</b>
<b>Liste des communications et publications relatives à la thèse .....</b>	<b>191</b>
<b>Liste des Figures.....</b>	<b>192</b>
<b>Liste des Tableaux .....</b>	<b>197</b>

# Nomenclature

$(\sigma_p)_{def}$ [MPa]	Contrainte d'écoulement au déclenchement de la recristallisation
$(\sigma_p)_{rec}$ [MPa]	Contrainte d'écoulement juste avant la recristallisation
<b>2D</b>	Bidimensionnel
<b>3D</b>	Tridimensionnel
$A_{ZH}$	Constante de la loi du coefficient de Zener-Hollomon
$A$ [MPa]	Paramètre de la loi de Johnson Cook égal à la contrainte d'écoulement à la limite élastique
<b>AAR</b>	Acuité d'arête relative
<b>ALE</b>	Arbitraire Lagrangien Eulérien
$a_p$ [mm]	Profondeur de passe
$B$ [MPa]	Paramètre de la loi de Johnson Cook déterminé expérimentalement
$b$ [m]	Amplitude du vecteur de Burgers
$C$	Paramètre de la loi de Johnson Cook déterminé expérimentalement
$C_0$	Constante de la relation de Hall-Petch
$C_1$	Constante de la relation de Hall-Petch
<b>CCR</b>	Chip Compression Ratio
<b>CEA</b>	Commissariat à l'énergie atomique et alternative
<b>CFC</b>	Cubique à faces centrées
$C_p$ [J/K]	Capacité calorifique
<b>CPE4RT</b>	Élément quadrilatère en déformation plane couplé température-déplacement
<b>CR</b>	Contrainte résiduelle
<b>Cu</b>	Cuivre
$Cu_2(OH)_3Cl$	Atacamite
<b>Cu-c2</b>	Oxygen free high conductivity copper OFHC
$d$ [ $\mu$ m]	Profondeur en sous-couche
<b>D</b>	Coefficient de dépendance à l'accumulation d'endommagement
$d_{grain}$ [ $\mu$ m]	Taille du grain
$d_0$ [ $\mu$ m]	Taille des grains initiale
$D_{1..5}$	Paramètres d'endommagement
$ddp$ [mV]	Différence de potentiel
$d_{hkl}$ [m]	Distance interréticulaire
<b>DRV</b>	Restauration dynamique
<b>DRX</b>	Recristallisation dynamique
$E$ [GPa]	Module d'élasticité de Young
$e$	Charge d'un électron
$E_{cor}$ [mV]	Potentiel libre de corrosion
<b>EDD</b>	Évolution de la densité de défauts
$E_b$ [mV]	Potentiel de transpassivation-piqûre
<b>ET</b>	Modèle de Estrin Toth
<b>EWf</b>	Electron work function
$f$ [mm/tr]	Avance par tour

$f_v$	<i>Fraction volumique des joints des grains</i>
$F_i$	<i>Indice de Fisher</i>
$F$ [N]	<i>Effort résultant</i>
$F_c$ [N]	<i>Effort de coupe</i>
$F_p$ [N]	<i>Effort de pénétration</i>
$F_a$ [N]	<i>Effort d'avance</i>
$F_t$ [N]	<i>Effort de pénétration en coupe orthogonale</i>
$G$ [GPa]	<i>Module de cisaillement</i>
$g_0$ [J/mol]	<i>Énergie d'activation normalisée à 0°K</i>
$h$ [mm]	<i>Épaisseur coupée</i>
$HV$ [HV]	<i>Microdureté de Vickers</i>
$H_{HP}$ [HV]	<i>Dureté selon Hall-Petch</i>
$H_i$	<i>Coefficient d'Andrade</i>
$H(T)$	<i>Fonction d'Andrade</i>
$hkl$	<i>Indices de Miller</i>
$h_{max}$ [mm]	<i>Épaisseur maximale du copeau</i>
$h_{s,max}$ [mm]	<i>Épaisseur maximale locale du copeau non coupé</i>
$I$ [ $\mu$ A]	<i>Densité de courant</i>
<b>IACS</b>	<i>International Association of Classification Societies LTD</i>
$I_{cath}$ [ $\mu$ A]	<i>Densité de courant du domaine cathodique</i>
$I_{pass}$ [ $\mu$ A]	<i>Densité de courant de passivation</i>
<b>IS</b>	<i>Intégrité de surface</i>
<b>ISO</b>	<i>International Organization of Standardization</i>
<b>JC</b>	<i>Johnson Cook</i>
<b>JMAK</b>	<i>Johnson Mehl Avrami Kolmogorov</i>
$k$ [J.K <sup>-1</sup> ]	<i>Constante de Boltzmann</i>
<b>KM</b>	<i>Modèle de Kocks Mecking</i>
$m_{ZH}$	<i>Constante de la relation de Zener-Hollomon pour le diamètre des grains</i>
$m$	<i>Paramètre de la loi de Johnson Cook déterminé expérimentalement</i>
$M$ [kg]	<i>Masse atomique</i>
<b>MPU</b>	<i>Modèle physique unifié</i>
$n_{ZH}$	<i>Constante de la relation de Zener-Hollomon pour la déformation critique</i>
$n$	<i>Paramètre de la loi de Johnson Cook déterminé expérimentalement</i>
<b>NaCl</b>	<i>Chlorure de sodium</i>
<b>OMC</b>	<i>Organisation mondiale de la corrosion</i>
$P$ [MPa]	<i>Pression hydrostatique</i>
<b>ppm</b>	<i>Parties par million</i>
<b>PTW</b>	<i>Preston Tonks Wallace</i>
$Q$ [J]	<i>Énergie d'activation d'autodiffusion du réseau</i>
<b>QST</b>	<i>Quick Stop Test</i>
$R$ [J.mol <sup>-1</sup> .K <sup>-1</sup> ]	<i>Constante des gaz parfaits</i>
$r$	<i>Coefficient de corrélation de Bravais-Pearson</i>

$R_a$ [nm]	<i>Rugosité arithmétique</i>
$R_{a\_peak}$ [nm]	<i>Rugosité localisée aux sommets des stries d'usinage</i>
$R_{a\_valley}$ [nm]	<i>Rugosité localisée aux creux des stries d'usinage</i>
<b>RGB</b>	<i>Red Green Blue</i>
$R_t$ [nm]	<i>Rugosité à hauteur maximale de profil</i>
$r_\beta$ [μm]	<i>Rayon d'acuité d'arête</i>
$r_c$ [mm]	<i>Rayon du bec de l'outil</i>
<b>SKI</b>	<i>Statens Kärnkraftinspektion</i>
$S_a$ [nm]	<i>Rugosité surfacique arithmétique</i>
$T$ [K]	<i>Température</i>
$Ti$	<i>Titane</i>
$T_M$ [K]	<i>Température maximale à l'interface outil-copeau</i>
$T_m$ [K]	<i>Température de fusion</i>
$T_N$ [K]	<i>Température maximale entre l'outil et la pièce</i>
$T_r$ [K]	<i>Température de référence</i>
$t_s$ [mm]	<i>Épaisseur de la bande de cisaillement</i>
$U_x$ [mm]	<i>Déplacement suivant la direction x</i>
$U_y$ [mm]	<i>Déplacement suivant la direction y</i>
$v_c$ [s <sup>-1</sup> ]	<i>Vitesse de glissement des dislocations dans une cellule</i>
$V_c$ [m/min]	<i>Vitesse de coupe</i>
$V_f$ [m/min]	<i>Vitesse d'avance</i>
$V_s$ [m/s]	<i>Vitesse de glissement</i>
<b>VSI</b>	<i>Vertical scanning interferometry</i>
$V_x$ [m/s]	<i>Vitesse suivant la direction x</i>
$V_y$ [m/s]	<i>Vitesse suivant la direction y</i>
<b>WC</b>	<i>Carbure de tungsten</i>
<b>Z</b>	<i>Paramètre de Zener Hollomon</i>
<b>ZA</b>	<i>Zerelli Armstrong</i>
$\alpha$ [°]	<i>Angle de dépouille</i>
$\alpha_a$ [K <sup>-1</sup> ]	<i>Coefficient de dilatation thermique</i>
$\alpha_c$ [°]	<i>Angle de dépouille dans le plan de coupe</i>
$\alpha_G$	<i>Paramètre lié à la force des interactions joint de grain-dislocation</i>
$\alpha_n$ [°]	<i>Angle de dépouille normal</i>
$\alpha_p$	<i>Paramètre lié à la force des interactions forêt de dislocation-dislocation</i>
$\alpha_\rho$	<i>Constante d'adoucissement thermique</i>
$\beta_{ZH}$	<i>Constante de la relation de Zener-Hollomon pour le diamètre des grains</i>
$\beta$	<i>Exposant du régime surmené</i>
$\gamma$ [°]	<i>Angle de coupe</i>
$\epsilon$	<i>Déformation</i>
$\dot{\epsilon}$ [s <sup>-1</sup> ]	<i>Vitesse de déformation</i>
$\epsilon_p$	<i>Déformation plastique</i>

$\dot{\varepsilon}_0$ [s <sup>-1</sup> ]	Vitesse de déformation de référence
$\varepsilon_{0..4}$	Paramètres correspondants à la fonction $\varepsilon_{cr}$
$\varepsilon_{cr}$	Déformation plastique équivalente critique
$\varepsilon_f$	Déformation plastique équivalente à la rupture
$\varepsilon_p$	Déformation plastique équivalente
$\varepsilon_r$ [°]	Angle du bec de l'outil
$\varepsilon_{\phi\psi,hkl}$	Déformation locale des plans (hkl)
$\zeta$	Constante de la relation de Zener-Hollomon pour la déformation critique
$\theta$ [°]	Angle d'incidence du rayon X
$\theta_{max}$ [°]	Angle $\theta$ maximal
$\kappa$ [W.m <sup>-1</sup> .K <sup>-1</sup> ]	Conductivité thermique
$\kappa_r$ [°]	Angle de direction d'arête
$\lambda$ [μm]	Longueur d'onde du rayonnement X
$\lambda_s$ [°]	Angle d'inclinaison d'arête
$\mu$	Coefficient de frottement
$\mu_{adh}$	Coefficient de frottement adhésif
$\nu$	Coefficient de Poisson
$\rho$ [μm/μm <sup>3</sup> ]	Densité de dislocations
$\rho_b$ [μm/μm <sup>3</sup> ]	Densité de dislocations aux joints des grains
$\rho_f$ [μm/μm <sup>3</sup> ]	Densité des forêts de dislocations
$\rho_i$ [μm/μm <sup>3</sup> ]	Densité de dislocations à l'intérieur du grain
$\rho_m$ [μm/μm <sup>3</sup> ]	Densité de dislocations mobiles
$\sigma$	Écart type
$\sigma_{eq}$ [MPa]	Contrainte équivalente
$\sigma_0$ [MPa]	Contrainte d'écoulement à la limite élastique
$\sigma_{11}$ [MPa]	Contrainte résiduelle en surface suivant la direction 1
$\sigma_{22}$ [MPa]	Contrainte résiduelle en surface suivant la direction 2
$\sigma_{cir}$ [MPa]	Contrainte résiduelle circonférentielle
$\sigma_{rad}$ [MPa]	Contrainte résiduelle radiale
$\sigma_{th}$ [MPa]	Composante thermique de la contrainte
$\sigma_x$ [MPa]	Contrainte résiduelle dans la direction longitudinale
$\sigma_y$ [MPa]	Contrainte résiduelle dans la direction transversale
$\sigma_e$ [MPa]	Limite d'élasticité
$\Phi$ [°]	Angle de rotation propre
$\Psi$ [°]	Angle de précession



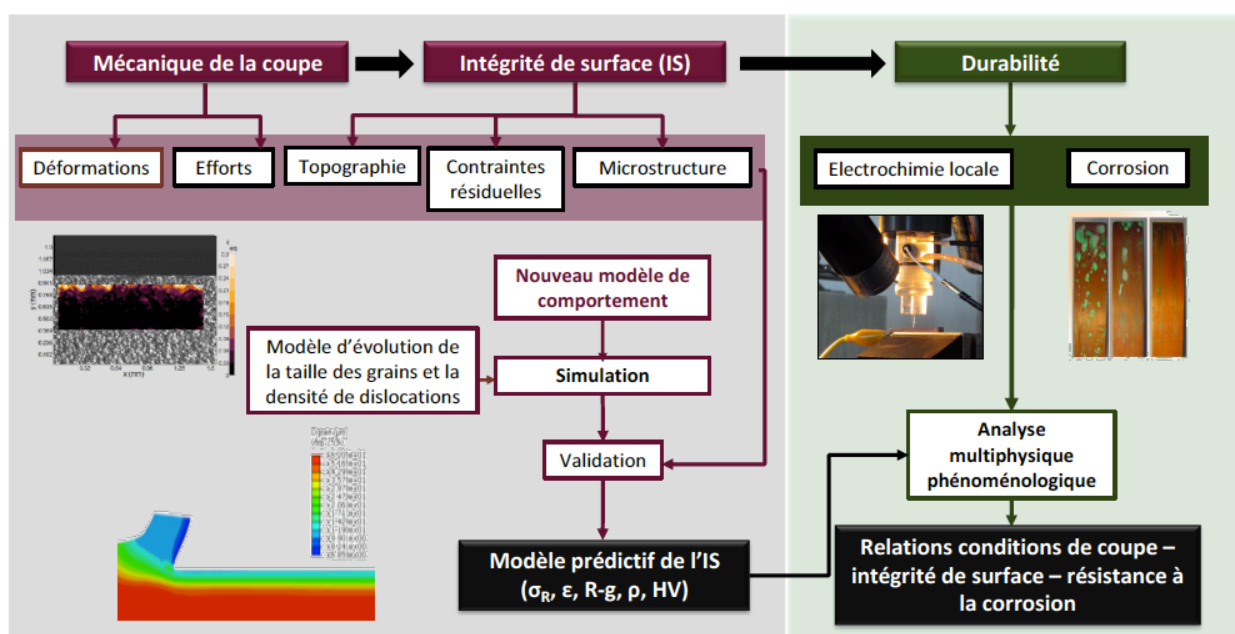
# *Introduction générale*

La durabilité des composants mécaniques en général et leur résistance à la corrosion en particulier ont une importance primordiale dans l'industrie moderne, qu'elle concerne la production d'énergie, des produits chimiques, le transport, les machines, les matériels médicaux, ou même les composants électroniques. Sur le plan économique, l'Organisation Mondiale de la Corrosion *OMC* (<http://corrosion.org>) estime le coût des défaillances dues à la corrosion entre 3 et 4% du PIB des pays industrialisés, ce qui la qualifie d'être un ennemi industriel redoutable. Désormais, pour des pièces obtenues par usinage, il est donc nécessaire d'améliorer la fiabilité de la prédiction de la durée de vie de leurs surfaces ainsi que leurs risques de défaillance prématurée. Ainsi, une compréhension de l'effet du procédé d'usinage sur l'intégrité de surface des composants usinés et ses conséquences au niveau de sa résistance à la corrosion seront les clés pour relever ces défis.

Le tournage de finition est l'une des opérations d'usinage fréquemment utilisées dans l'industrie moderne. On le trouve dans la production des pièces à forte valeur ajoutée, comme celles utilisées pour le transport des fluides en industrie nucléaire. Pour leur bon fonctionnement et surtout la sécurité d'utilisation, une maîtrise de la précision dimensionnelle et de la durée de vie sont fortement recherchées. Par exemple, la corrosion par piqûre à un certain moment de la vie des surfaces des canisters en cuivre utilisés pour le stockage en profondeur des déchets des centrales nucléaires a été une problématique sérieusement traitée par le *SKI* (commissariat à l'énergie nucléaire suédois) pour le choix de l'environnement de dépôt (Erikson & Hermanson 1997). Désormais, l'impact particulier du tournage sur l'intégrité de surface, et par conséquent son reflet sur la durabilité des pièces usinées doivent être rigoureusement pris en compte lors du choix de l'outil de coupe et des paramètres d'usinage. En effet, la coupe par enlèvement de matière induit au cours du processus des modifications géométriques, mécaniques et microstructurales de la surface et des sous-couches (Jawahir et al. 2011). Ces changements peuvent influencer le fonctionnement, la résistance aux sollicitations et le vieillissement des composants mécaniques en service. A titre d'exemple, durant une année, parmi les 60% des défaillances persistantes dans les grandes industries chimiques causées par la corrosion, plus que 20% de ces défaillances sont dues aux contraintes résiduelles de traction en sous-couches des surfaces des pièces (Brinksmeier et al. 1982).

Le présent projet traite de l'usinage de finition du cuivre Cu-c2, et vise la caractérisation expérimentale et la modélisation de l'intégrité de surface induite par la coupe dans la perspective d'évaluer l'impact du procédé sur la résistance à la corrosion. En plus de l'intérêt scientifique de l'investigation, l'étude est motivée par l'intérêt économique lié à la durabilité des produits à fortes valeurs, à la qualité du produit fini et doit contribuer à la maîtrise de l'opération d'usinage et à la prévision des changements microstructuraux.

La démarche globale suivie au cours de ce cette étude peut se résumer comme suit (cf. Figure 1) :



**Figure 1.** Démarche globale du projet.

Deux types d'essais de coupe sont réalisés, le tournage en dressage et la coupe orthogonale en rabotage, suivis par une caractérisation expérimentale de l'influence des conditions de coupe sur la mécanique de la coupe, et par conséquent sur l'intégrité de surface et la corrosion. La mécanique de la coupe est analysée en termes des efforts et du rapport de compression du copeau. L'intégrité de surface est analysée d'un point de vue mécanique (déformation/écrouissage, contraintes résiduelles, dureté), topographique (rugosité) et microstructural (taille des grains, densité de dislocations, microdureté). Le comportement à la corrosion est caractérisé aux moyens d'essais électrochimiques (électrochimie locale) et d'essais de vieillissement en milieu salin. La comparaison entre la coupe 3D (tournage en dressage) et la coupe orthogonale basée sur la section coupée étant évaluée, la suite de l'étude est menée uniquement en coupe orthogonale. Dans un deuxième temps, un modèle numérique prédictif de l'évolution de l'intégrité de surface usinée suite à la coupe orthogonale a été

élaboré. Il permet le calcul des contraintes résiduelles, déformations, tailles des grains et densités de dislocations. Afin d'accomplir ce modèle, il est nécessaire d'utiliser une loi de comportement mécanique du Cu-c2 et une loi de contact outil (WC-Co) / pièce (Cu-c2) convenables. Elles doivent être adaptées aux phénomènes physiques mis en jeu lors de la coupe. Pour cette raison, une nouvelle loi constitutive du Cu-c2 est proposée et les coefficients de cette loi sont identifiés pour le cas spécifique du cuivre de l'étude, en se basant sur les résultats d'essais mécaniques. De même, la loi de contact de Zorev (1966) est utilisée, intégrant un coefficient de frottement de Coulomb en fonction de la vitesse de glissement, obtenue à partir d'essais tribologiques qui reproduisent les conditions de contact en usinage (pression de contact, vitesse de glissement et refroidissement). Une fois que le modèle de la coupe orthogonale du cuivre Cu-c2 est achevé et validé par les résultats expérimentaux, il est utilisé pour simuler différentes conditions de coupe. Les résultats de ces simulations sont utilisés pour étayer l'analyse multi-physique liant la coupe, l'intégrité de surface et la résistance à la corrosion.

En définitive, l'apport de cette thèse peut se résumer dans les quatre points suivants :

- L'étude comparative des configurations de coupe orthogonale et de tournage en dressage.
- La proposition d'un nouveau modèle de comportement mécanique du cuivre Cu-c2 en tenant compte les effets de la déformation, vitesse de déformation, température, transformations microstructurales et de l'état de triaxialité des contraintes.
- L'élaboration d'un modèle numérique de la coupe orthogonale, utilisé pour la prévision de l'évolution de l'intégrité de surface englobant les contraintes résiduelles, ainsi que l'évolution des variables microstructurales comme la densité de dislocation, la taille des grains et la microdureté.
- L'analyse de la corrosion du Cu-c2 intégrant les aspects liés à la coupe (procédé), à l'intégrité de surface et à la corrosion.

Le plan du mémoire de la thèse s'articule autour de cinq chapitres :


- Le premier chapitre fait l'état de l'art de la mécanique de la coupe, son impact sur l'intégrité de surface, la modélisation de la coupe (y compris la loi constitutive du matériau usiné) et l'impact du procédé sur la résistance à la corrosion et électrochimie local.

- Le second chapitre explique toutes les méthodes expérimentales utilisées pour effectuer les essais de coupe et les analyses pendant et après la coupe, notamment : l'intégrité de surface, la réactivité électrochimique et la résistance à la corrosion des pièces usinées.

- Le troisième chapitre présente l'analyse des résultats expérimentaux de la mécanique de la coupe, de l'intégrité de surface et du comportement électrochimique et de la résistance à la corrosion des surfaces usinées.

- Dans le quatrième chapitre, le modèle de la coupe orthogonale utilisant une nouvelle loi de comportement mécanique du Cu-c2 est développé et appliqué pour simuler les aspects thermomécaniques pendant la coupe et ses conséquences sur l'intégrité des surfaces usinées. Les coefficients de cette loi de comportement sont identifiés par une approche hybride expérimentale / numérique, pour le cas spécifique du cuivre Cu-c2 de l'étude, en s'appuyant sur les résultats des essais mécaniques.

- Enfin, dans le cinquième chapitre, les résultats issus de l'étude expérimentale ainsi que de la simulation numérique sont statistiquement traités dans une analyse multi-physique, dans la perspective d'établir le lien entre la résistance à la corrosion, l'intégrité des surfaces et les conditions de coupe. Les origines physiques des phénomènes mis en jeux seront enfin expliquées.



# *Chapitre I*

## *Etat de l'Art : usinage, intégrité de surface et durabilité*

*« The purpose of Art is the lifelong construction of a state of wonder »*  
Glenn Gould

*Le procédé de mise en forme par enlèvement de matière à l'outil coupant appliqué aux métaux est couramment utilisé dans l'industrie mécanique. Néanmoins, les modélisations analytiques ou numériques, développées pour la coupe, n'arrivent pas encore à être fidèles à la réalité et sont limitées à la prise en compte d'un nombre réduit de variables qui n'engloberaient pas nécessairement la totalité des phénomènes physiques mis en jeu. Par conséquent, l'aspect prédictif de ces modèles demeure, aujourd'hui encore, un point important à développer.*

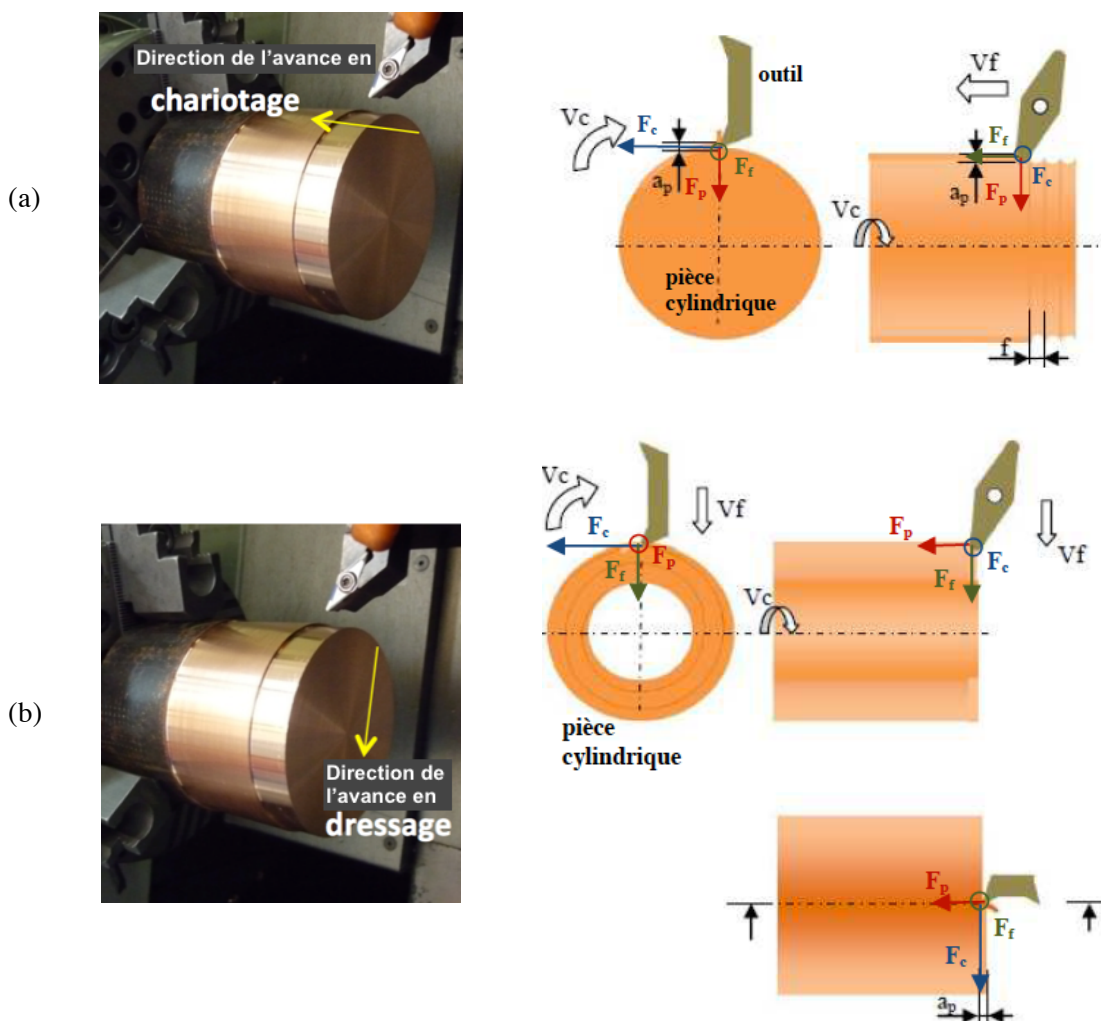
*Dans ce chapitre, l'état de l'art des mécanismes d'enlèvement de matière en finition est présenté, en particulier les phénomènes physiques qui peuvent apparaître au niveau de la surface usinée. Ensuite, un état de l'art des modèles constitutif du matériau pour la prédiction de l'intégrité de surface est exposé. Puis, la modélisation numérique par éléments finis appliquée à la coupe est expliquée. Enfin, un état de l'art sur l'impact de l'usinage sur la résistance à la corrosion est présenté au dernier paragraphe de ce chapitre.*

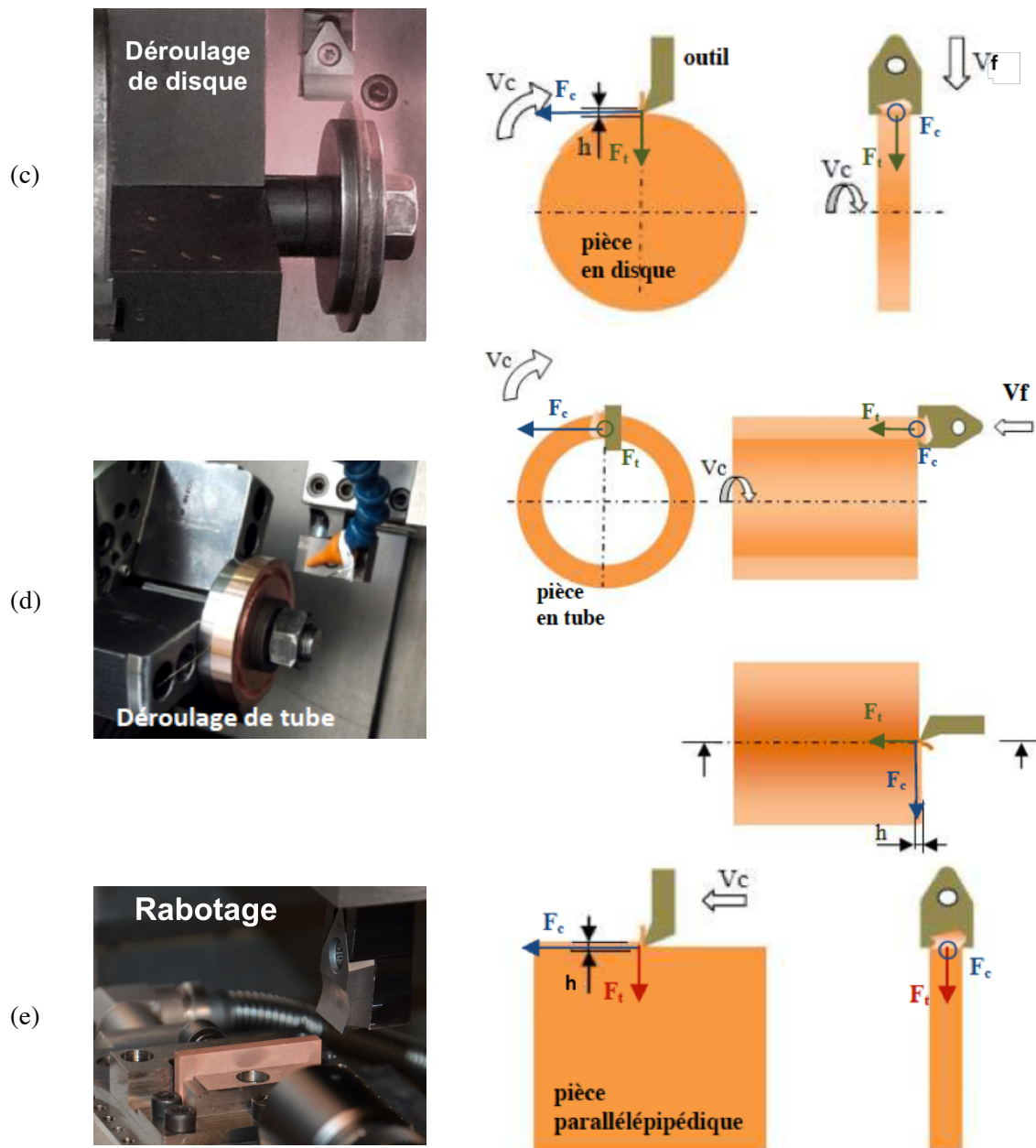
## I.1 Mécanique de la coupe

Cette section présente les notions de coupe mécanique et d'intégrité de surface induite par l'usinage seront expliquées.

### I.1.1 Notions de base : tournage et coupe orthogonale

Le tournage est une opération de coupe par enlèvement de matière. Les deux configurations typiques de tournage sont le chariotage et le dressage. Dans le cas du chariotage, l'outil avance dans la direction de l'axe de la pièce, comme l'indique la Figure 2a. Dans le cas du dressage, l'outil avance dans la direction radiale de la pièce (cf. Figure 2b). Dans ces deux cas, l'effort de coupe résultant se décompose en trois composantes : l'effort de coupe  $F_c$  parallèle à la vitesse de coupe  $V_c$ , l'effort d'avance  $F_f$  parallèle à la vitesse d'avance  $V_f$ , et l'effort de pénétration  $F_p$  orthogonal au plan portant  $V_c$  et  $V_f$ . De plus, la surface obtenue contient des stries d'usinage dépendant de la géométrie du bec de l'outil et de l'avance.





**Figure 2.** Différentes configurations en tournage ((a) chariotage (b) dressage) et en coupe orthogonale ((c) coupe orthogonale sur disque (d) coupe orthogonale sur tube (e) rabotage) et représentation des efforts associés.

Cependant, il est possible de trouver des configurations d'usinage où la vitesse de coupe  $V_c$  et la vitesse d'avance  $V_f$  sont perpendiculaires à l'arête de coupe de l'outil, résultant d'efforts qui se décomposent principalement en deux composantes dans la direction de coupe  $F_c$  et dans la direction de pénétration  $F_t$ , perpendiculaire à l'arête de coupe. Il s'agit des configurations en coupe orthogonale : le déroulage de disque (cf. Figure 2c), le déroulage de tube (cf. Figure 2d), et le rabotage (cf. Figure 2e).

L'objectif étant de simplifier l'étude en passant de la configuration de coupe typique 3D en dressage à une coupe orthogonale en rabotage plus simple à étudier du fait d'une section coupée

constante et d'un nombre réduit de paramètres mis en jeux. De plus, l'instrumentation expérimentale et la simulation numérique sont plus faciles à mettre en œuvre, En effet, quel que soit l'opération de coupe choisie, les mêmes phénomènes physiques peuvent avoir lieu au niveau du contact en dépouille en usinage de finition, à faibles épaisseurs coupées, ainsi qu'au niveau du contact outil/copeau.

### I.1.2 Notions de base : géométrie de coupe

Pour la bonne compréhension de la géométrie de coupe utilisée dans cette étude (cf. Figure 3), certaines définitions relatives à la coupe orthogonale sont à retenir :

- L'épaisseur de coupe  $h$  correspond à la distance entre le plan de la surface initiale à enlever et le plan de la surface usinée.
- L'épaisseur du copeau  $h_1$  correspond à la distance entre la face de coupe de l'outil et la surface libre du copeau.
- L'angle de coupe  $\gamma$  est l'angle entre le plan de référence orthogonal à la vitesse de coupe et le plan de la face de coupe.
- L'angle de dépouille  $\alpha$  est l'angle entre le plan de la face de dépouille et la surface usinée.
- Le rayon d'acuité d'arête de coupe  $r_\beta$  est le rayon de l'arête engagée de l'outil.

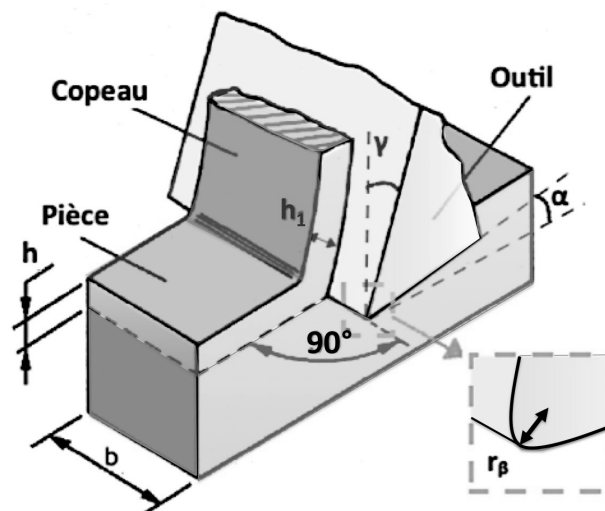
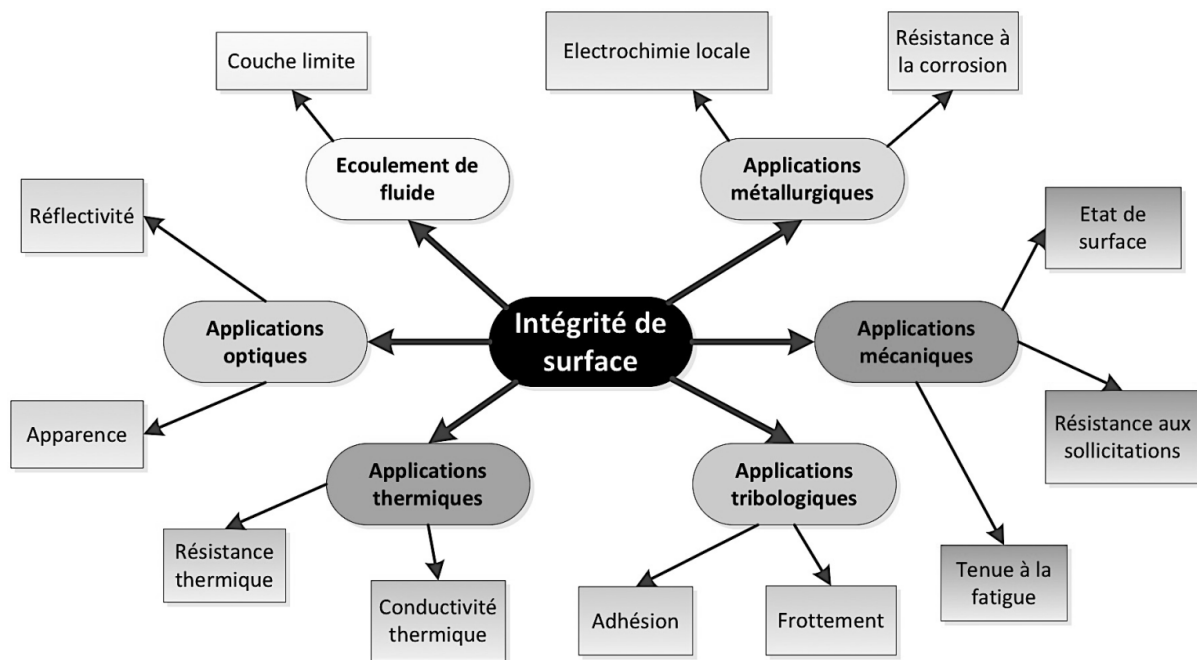


Figure 3. Géométrie de coupe (coupe orthogonale).



## I.2 Intégrité de surface induite par usinage

L'intégrité de surface est l'ensemble des caractéristiques permettant de qualifier une surface vis-à-vis d'une application donnée (Mondelin 2012). L'intégrité de surface dans le sens de l'ingénierie peut être définie comme un ensemble de plusieurs propriétés (superficielles et en sous-couches) de la surface qui affectent la performance de cette surface en service (Jawahir et al. 2011). Ces paramètres englobent d'abord la surface finie, la texture et le profil. Ils influencent la fatigue, la corrosion, la résistance à l'usure, l'adhésion et les propriétés de diffusion. Dès qu'applicables, d'autres propriétés de service telles que les propriétés optiques, l'absorption, les couches limites, l'émissivité, la résistance au frottement, la tenue en fatigue, la résistance aux sollicitations, la mouillabilité, les propriétés biologiques et chimiques, etc. sont également influencées (cf. Figure 4).



**Figure 4.** Intégrité de surface dans les différents domaines d'application.

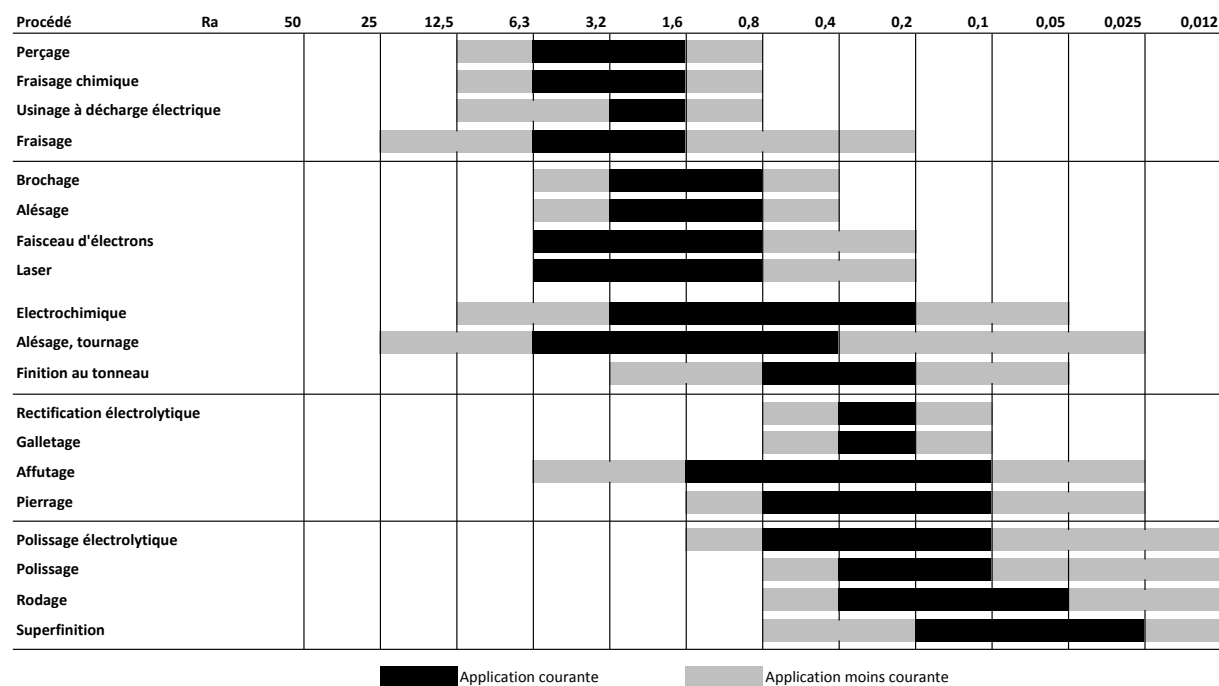
### I.2.1 Facteurs influençant l'intégrité de surface en usinage

Egalement pour l'usinage, l'intégrité de surface caractérise les états morphologique, mécanique, et métallurgique de la pièce modifiés par le procédé de fabrication (Field et Khales 1964). Tenant en compte les différents types de transfert d'énergie mis en jeu au cours de l'usinage, les principaux facteurs influençant l'intégrité de surface sont la température générée par le procédé, les contraintes appliquées, les transformations de phase, les déformations plastiques en surface, les déchirures et les fissurations (Davim 2010). Chaque type d'outil laisse une trace unique dans la surface usinée. La direction dominante du motif de la surface est

influencée par la technique d'usinage. En effet, la surface sera affectée par différents facteurs liés à l'outil de coupe (stabilité, géométrie de coupe, usure d'outil), la machine (stabilité, environnement d'usinage, lubrification, conditions de coupe, puissance et rigidité) et la pièce (structure et qualité du matériau, conception, bridage, procédés de fabrication précédents). En particulier, la stabilité dynamique et statique du système global du procédé a une conséquence sur la surface réalisée (Grzezick et al. 2010).

Les conditions d'usinage choisies induisent une intégrité de surface normale ou extrême. La condition normale fait référence aux conditions de coupe donnant un état de surface approprié à l'opération choisie (cf. Figure 5). Un usinage avec des arêtes de coupe ayant un rayon d'acuité relatif faible ( $h/r_\beta < 10$ ) produit un bon état de surface. Par conséquent, l'intégrité de surface est meilleure, vu que les perturbations en dépouille sont minimales. Avec la progression de l'usure de l'outil, le rayon de l'arête de coupe peut augmenter un faciès d'usure apparaît en face de dépouille favorisant le frottement et la génération de chaleur en dépouille ; ces conditions dégradées engendrent une intégrité de surface médiocre (Griffiths 2001).

La Figure 5 illustre les plages usuelles des rugosités arithmétiques  $R_a$  engendrées par les procédés d'usinage traditionnels et non conventionnels sous les conditions normales de coupe. Des valeurs supérieures ou inférieures de  $R_a$  peuvent être obtenues sous différentes conditions de coupe, en ébauche, demi-finition et finition.



**Figure 5.** Rugosités arithmétiques  $R_a$  typiques des surfaces obtenues par les différents procédés d'usinage (Davim 2010).

## **I.2.2 Etat mécanique de la surface usinée**

Désormais, le procédé d'usinage, en particulier de finition, met en jeu plusieurs phénomènes physiques qui altèrent par conséquent l'intégrité de surface.

### **I.2.2.1 Les contraintes résiduelles induites par usinage**

Les contraintes résiduelles sont définies comme des contraintes mécaniques dans un corps solide, qui n'est éventuellement pas exposé à des forces ou des moments et qui ne contient pas de gradient de température (Denkena et al. 2008). Elles peuvent être attribuées à des charges mécaniques ou thermiques qui apparaissent lors d'un procédé d'usinage de manière interdépendante (Brinksmeier et al. 1982; Lin et Lo 1997). Les charges mécaniques engendrent généralement des contraintes de compression et les charges thermiques des contraintes de traction. La combinaison des deux détermine l'état final des contraintes résiduelles dans la pièce usinée (Bacaria 2001).

Dans un premier temps, l'effet mécanique a été considéré comme responsable de la génération de contraintes résiduelles, et l'effet thermique a été vu comme un facteur à rôle secondaire (Henriksen 1951). Cette hypothèse a été remise en question par Okushima et Kakino (1971), mais Lin et Lin (1992) ont numériquement confirmé que cette hypothèse est probablement correcte, du moins pour un outil à arête vive. Lorsque l'usure en dépouille augmente, Liu et Barash (1976) ont proposé que le mécanisme thermique devient pertinent et influence les contraintes résiduelles. Ils ont aussi trouvé que, pour une profondeur de passe donnée, les contraintes résiduelles sont proportionnelles à la longueur du plan de cisaillement, mais ils n'ont pas donné d'explication physique correspondante. Zone-Chin Lin (1997) a constaté en simulation que si l'effet de la température n'est pas considéré, plus la vitesse de coupe est élevée, plus les contraintes résiduelles de la pièce sont grandes et plus la surface est déformée. Cependant, il a trouvé que l'effet de la température engendre une réduction des contraintes résiduelles de la pièce usinée et limite les déformations en surface. Matsumoto et al. (1999) ont constaté que les contraintes résiduelles sont dues au cycle de charge que le matériau a subi au cours de l'usinage. De même ont-ils identifié la déformation du matériau (compression) en amont de l'outil comme responsable majeure des contraintes résiduelles de traction trouvées après l'usinage, malgré que, plus tard, leurs résultats ont été remis en question par (Jacobus et al. 2000). Grâce à différentes méthodes expérimentales de mesure de température, Bacci da Silva et Wallbank (1999) ont fait le constat suivant : la partie la plus importante de la chaleur est due au travail fourni pour la formation du copeau, avec la plus

grosse proportion de chaleur évacuée dans le copeau, et une partie faible dans la pièce. Cette proportion communiquée à la pièce peut être plus grande pour les épaisseurs coupées faibles et les petits angles de cisaillement, mais pour les grandes épaisseurs coupées, cette proportion est minimale. Ce résultat souligne la particularité des échanges thermiques lors de l'opération de finition.

En somme, les contraintes résiduelles induites par usinage ne sont autres que le résultat des interactions thermiques et des chargements mécaniques mis en jeu lors de la coupe.

### **I.2.2.2 Effet de la géométrie de coupe sur l'état mécanique de la surface usinée**

Comme les épaisseurs coupées sont assez faibles en finition par rapport au rayon d'acuité de l'arête de coupe  $r_\beta$ , des phénomènes particuliers peuvent apparaître au cours de la coupe au niveau de la zone de contact en dépouille. Ces phénomènes, essentiellement le labourage (Albrecht 1960) et le retour élastique de la surface usinée (Astakhov 2006), dépendent certes de plusieurs paramètres, et se manifestent dans la topographie résultante et l'état des contraintes résiduelles ainsi que la microstructure (Gravier et al. 2012).

En effet, depuis 1965, Bitans et Brown (1965) ont constaté que la déformation plastique du matériau usiné est gouvernée par le rayon d'acuité d'arête  $r_\beta$ . Étayant encore plus cette théorie, prenant en considération les aspects thermiques, Outeiro (2007) et al. (2006) ont trouvé qu'une augmentation du rayon d'arête mène à une réduction de la quantité de chaleur transportée par le copeau ; une réduction de la chaleur communiquée à l'outil est observée quand un revêtement est utilisé. Un effet combiné mène à l'augmentation de la quantité de chaleur conduite dans la pièce (résultat d'études menées sur les aciers AISI 316L et AISI 1045). La température maximale à l'interface outil-copeau  $T_M$  augmente toujours avec l'acuité d'arête relative (AAR) définie comme étant le rapport  $h/r_\beta$ , avec  $h$  l'épaisseur de coupe, et  $r_\beta$  le rayon d'acuité d'arête de l'outil), quand la température maximale entre l'outil et la pièce  $T_N$  tend à se stabiliser autour d'un certain niveau de température. Ceci peut s'expliquer par la réduction de la longueur de contact outil-copeau et l'augmentation de la longueur du contact en dépouille (Zorev 1966).

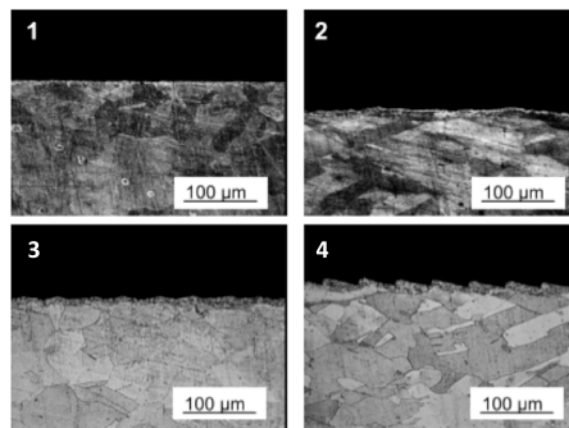
D'autres paramètres ont été testés par M'Saoubi et al. (1999) : la vitesse de coupe, l'avance, l'angle de coupe, la nuance et le revêtement de l'outil. Ils ont trouvé que l'avance augmente la profondeur affectée par les contraintes résiduelles en traction dans l'acier 316L, sans grande influence du reste. Néanmoins, dans le cas du fraisage de l'aluminium, Denkena et Leon (2008) ont observé que l'augmentation de la vitesse de coupe accroît les contraintes en compression,

le rayon de bec de l'outil  $r_\epsilon$  influence les contraintes résiduelles, avec un effet de l'avance  $f$  plus faible.

L'influence du  $r_\beta$  sur le contact en dépouille a fait également l'objet des investigations de Woon et al. (2008) qui a découvert la présence d'une zone de stagnation. Cet aspect a été repris par Salvatore (2011). Il a remarqué que la diminution de  $r_\beta$  favorise la coupe en minimisant les efforts. Il a de même trouvé que le frottement baisse sensiblement avec la vitesse et la température d'interface. Si la température de la pièce dépasse celle des transformations de phase au cours du procédé comme dans le cas des aciers, une augmentation de volume peut apparaître et conduire à une contribution de compression au niveau des contraintes résiduelles. Pour la relaxation des contraintes, Dehmani et al. (2013) affirment que le phénomène de retour élastique en est le responsable.

### I.2.3 Etat métallurgique de la surface usinée

Dans le cas du cuivre Cu-c2 monophasé, les échanges thermiques s'additionnent à la déformation plastique induite par l'usinage. Ils affectent non seulement l'état des contraintes, mais aussi la microstructure (cf. Figure 6) en termes de texture, densité de dislocations et tailles des grains qui, eux-mêmes, constituent les éléments clés pour l'étude de l'intégrité de surface.



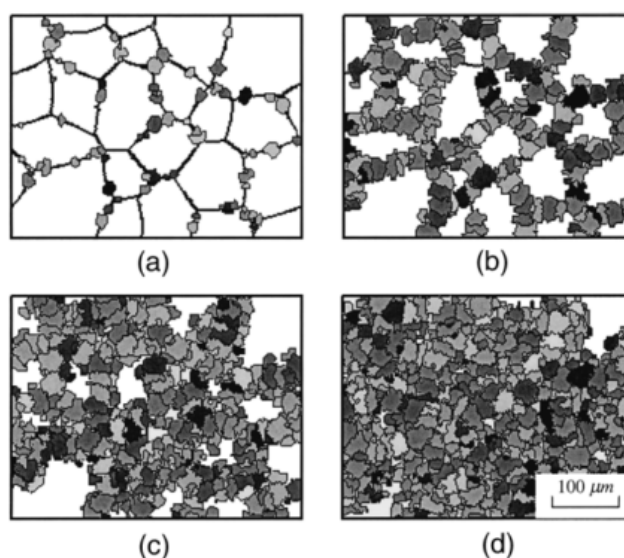
**Figure 6.** Observation des sous-couches de Cu-c2 induites par le tournage sous différentes conditions de coupe : (1)  $V_c = 138$  m/min,  $a_p = 0.05$  mm,  $f = 0.05$  mm/tr avec lubrification (2)  $V_c = 138$  m/min,  $a_p = 0.3$  mm,  $f = 0.2$  mm/tr sans lubrification (3)  $V_c = 86$  m/min,  $a_p = 0.3$  mm,  $f = 0.2$  mm/tr avec lubrification (4)  $V_c = 86$  m/min,  $a_p = 0.05$  mm,  $f = 0.05$  mm/tr sans lubrification (Gravier 2009).

Le développement de modèles décrivant les phénomènes de changements microstructuraux est une tâche compliquée, quand il s'agit de prédire les textures cristallographiques, cinétiques, microstructures, et propriétés mécaniques dans le contexte des mises en formes (Raabe et al. 2004) et notamment procédé d'usinage par enlèvement de matière. En effet, des

phénomènes tels que la recristallisation dynamique peuvent apparaître dans le cuivre Cu-c2 (Bissey-Breton et al. 2011), et les modifications dans l'état métallurgique (pureté chimique, état thermodynamique, texture cristallographique, hétérogénéité de structure, microstructure acquise d'étapes précédentes du procédé) ainsi que les conditions aux limites externes (temps, champ de température, champ de déformation, joint thermique et contraintes mécaniques) doivent être pris en considération pour les simulations (Miodownik 2002; Ferry 2002).

### I.2.3.1 Phénoménologie de la recristallisation dynamique

La recristallisation dynamique (*DRX*) est un mécanisme d'adoucissement associé à la déformation plastique à haute température des matériaux métalliques ayant une énergie de défaut d'empilement faible à moyenne (Fan et al. 2010). La nucléation de nouveaux grains recristallisés dépend de l'accumulation des dislocations dans le matériau déformé. La densité de dislocations est contrôlée par deux processus en compétition durant la déformation à haute température : la génération continue des dislocations due à l'écoulement plastique, menant à un écrouissage, et une annihilation des dislocations due à la restauration dynamique (*DRV*), menant à un effet d'adoucissement (cf. Figure 7).



**Figure 7.** Microstructure du Cu-c2 simulée au cours d'un processus thermomécanique à vitesse de déformation  $2 \times 10^{-3} s^{-1}$  et température de  $775^\circ K$ . Les déformations sont : (a) 0.25 ; (b) 0.35 ; (c) 0.5 ; (d) 0.7 respectivement. La taille initiale du grain étant  $83 \mu m$ . (Ding et Guo 2001).

La recristallisation dynamique apparaît quand la densité de dislocations atteint une valeur critique (Sandström et Lagneborg 1974; Derby 1991). Pour les matériaux ayant relativement une haute énergie de défaut d'empilement, le mouvement des dislocations est relativement facile, la restauration dynamique peut atteindre un équilibre dynamique avec écrouissage à des niveaux de dislocations faibles, et la densité de dislocations ne peut pas atteindre la valeur

critique de la recristallisation dynamique. Par contre, pour des matériaux avec des énergies de défaut d'empilement faibles à moyennes, la restauration dynamique est moins rapide, et les dislocations peuvent s'accumuler jusqu'à une densité suffisamment grande pour déclencher la recristallisation dynamique. Les sites de nucléation se trouvent généralement sur les joints des grains et à l'intérieur des grains à haute énergie de défaut d'empilement (Luton et Sellars 1969; Roberts 1978). La mobilité des joints des grains recristallisés est proportionnelle à la différence des densités de dislocation entre l'intérieur et l'extérieur de ces grains (Sandström et Lagneborg 1974). La cinétique de la fraction du volume recristallisé est déterminée par la vitesse de nucléation des grains et la mobilité des joints des grains est directement influencée par les conditions de travail à chaud (Ding et Guo 2001).

### I.2.3.2 Modélisation de la recristallisation dynamique

Le défi principal de l'utilisation des modèles multi-échelles de la recristallisation se base sur la sélection du modèle le plus adéquat pour l'application visée : quelle propriété microstructurale doit être simulée et quel type de propriété doit être calculé de ces informations sur la microstructure ? De plus, les prédictions des textures et des aspects microstructuraux (Raabe 2000) doivent être séparées des propriétés fonctionnelles et mécaniques du matériau.

Le verrou le plus pertinent de la *DRX* est l'établissement de la relation entre le comportement macroscopique et mésoscopique ; il s'agit du flux de la déformation plastique et les changements microstructuraux avec la métallurgie physique (nucléation, grossissement des grains, impact et variation des dislocations). En effet, peu de modèles fournissent un lien effectif entre les propriétés métallurgiques de la *DRX* et son comportement à cause de la complexité des dislocations et l'évolution de la microstructure par la nucléation répétée, le grossissement et l'impact des nouveaux grains. Plusieurs modèles phénoménologiques et semi-empiriques pour les processus thermomécaniques et la *DRX* ont été développés. Pour la théorie de l'écroutissage lié à la variation de la densité de dislocations, trois types de modèles ont été proposés. Le modèle à un paramètre (modèle *KM*) (Kocks 1976; Mecking 1981) détermine l'état mécanique du matériau déformé. Ce modèle est utilisé pour calculer les contraintes et la variation de la densité de dislocation au cours du processus de déformation à chaud. Le second modèle (Estrin et Kubin 1986) est similaire au précédent, sauf que c'est un modèle à deux paramètres : la dislocation mobile et la forêt de dislocations. Le troisième modèle (Nes 1997) considère l'influence de la taille cellulaire / sub-granulaire, la densité de dislocation intérieure

sub-granulaire et la densité de dislocations aux joints sub-granulaires sur l'évolution des contraintes.

### **I.3 Modélisation de l'état mécanique et microstructural induits par l'usinage**

Dans ce paragraphe, un état de l'Art de l'évolution de la modélisation du comportement du matériau usiné est présenté, suivi de trois exemples détaillés de modèles constitutifs, qui ont inspiré le modèle développé dans cette thèse.

#### **I.3.1 Historique de la modélisation du comportement du matériau**

Le modèle du matériau, décrivant le comportement au cours de la déformation, est une des composantes clés de toute simulation numérique du processus de coupe. En effet, le choix de la loi de comportement affecte la fidélité de la prédiction. La pertinence de cette prédiction dépend de la physique de déformation prise en compte dans le modèle.

Le modèle de Johnson-Cook (JC) (1985) est un modèle constitutif largement utilisé en simulation d'usinage. Ce modèle est purement phénoménologique où les mécanismes de déformation à l'échelle microscopique et les transformations microstructurales au cours de la déformation plastique ne sont pas pris en compte. Le modèle de Zerilli-Armstrong (ZA) (1987) est aussi largement utilisé lors de la simulation de la coupe. Ce modèle est semi-phénoménologique car il tient en considération les mécanismes de dislocation. Cependant, il ne tient pas compte explicitement l'évolution de la microstructure et ses effets sur les contraintes au cours de la déformation.

Depuis lors, la modélisation du comportement du matériau a évolué, et les modélisations mécaniques rejoignent petit à petit les modèles métallurgiques en intégrant des termes et paramètres liés à l'évolution de la microstructure, essentiellement la taille des grains et la densité de dislocations. Andrade et al. (1994) ont modifié la loi de Johnson-Cook pour la modélisation du comportement du cuivre Cu-c2 en la multipliant par une fonction qui tient compte du phénomène de recristallisation dynamique. Les modèles phénoménologiques n'ont pas cessé de se développer pour mieux s'approcher de la réalité de la coupe. Néanmoins, les modèles des matériaux ont souvent été calibrés en utilisant les données de la contrainte d'écoulement pour des plages de déformation qui ne sont pas représentatives de la coupe, à cause des limitations technologiques des méthodes de caractérisation dynamique du matériau. Ainsi, les modèles des matériaux sont-ils inévitablement extrapolés hors de leur domaine de



calibration lorsqu'ils sont utilisés dans des modèles *EF* de coupe, engendrant de mauvaises prédictions à hautes déformations et à hautes vitesses de déformations typiquement rencontrées lors de l'usinage des métaux.

Plus tard, Umbrello et Filice (2009 ; 2011) ont introduit deux lois phénoménologiques d'évolution de la dureté pour être utilisées en couplage avec la loi de comportement du matériau dans un modèle phénoménologique. Ce modèle a été amélioré par Caruso et al. (2011) pour suivre l'évolution de la taille des grains via le paramètre de Zener-Hollomon ( $Z$ ) basé sur la relation citée par Yanagimoto et al. (1998) ( $D = D_0 \beta_{ZH} Z^{m_{ZH}}$ ) avec  $D$  le diamètre du grain,  $\beta_{ZH}$  et  $m_{ZH}$  constantes et  $D_0$  diamètre initial du grain. Selon cette relation, la recristallisation dynamique a lieu quand la déformation plastique dépasse un seuil critique de déformation ( $\varepsilon_{cr}$ ) défini par ( $\varepsilon_{cr} = \zeta \sqrt{D_0 Z^{n_{ZH}}}$ ) où  $\zeta$  et  $n_{ZH}$  sont des constantes. Néanmoins, l'évolution de la taille du grain dans ce modèle n'a pas d'effet explicite sur la contrainte d'écoulement.

Rotella et al. (2013) ont utilisé la même relation que Caruso et al. (2011) pour suivre la recristallisation dynamique lors du tournage de l'alliage AA7075-T651. De surcroît, ils ont appliqué une relation de type Hall-Petch citée par Hughes et al. (1986) ( $H_{HP} = C_0 + C_1/\sqrt{D}$ ; où  $C_0$  et  $C_1$  sont des constantes) pour modéliser la dureté comme un résultat du raffinement des grains. Ceci implique que la dureté est une caractéristique dépendante de la microstructure. En conséquence, les dépendances de la contrainte d'écoulement à la déformation et à la microstructure sont négligées dans ce modèle.

En ce qui concerne la modélisation physique, Ding et Shin (2011) ont adopté le modèle basé sur la densité de dislocations développé par (Estrin et Kubin 1986; Tóth et al. 2002) pour simuler la formation du copeau et le raffinement des grains dans le titane pur. Considérant la structure de la cellule de dislocation comme précurseur de l'évolution de la structure du grain, Ding et Shin (2011) ont tracé l'évolution de la taille de la cellule au cours de la coupe orthogonale du titane pur pour modéliser le raffinement des grains correspondant. Cependant, la limitation du modèle d'Estrin est qu'il assume l'existence d'une structure de cellule de dislocations établie précédant la déformation et par conséquent il est valable uniquement pour les matériaux qui se déforment suffisamment pour permettre à la structure de la cellule de se développer (Lemiale et al. 2010). De plus, la taille du grain dans le modèle d'Estrin est formulée en fonction de la densité de dislocation totale englobant l'intérieur de la cellule ainsi que les joints. Ceci implique que le raffinement des grains peut apparaître même en l'absence de recristallisation dynamique si la combinaison des mécanismes de l'écrouissage et de la

régénération dynamique cause une augmentation de la densité de dislocation totale. Ding et Shin (2011) ont également appliqué le modèle d'Estrin pour la prédiction de la formation du copeau et du raffinement des grains lors de la coupe orthogonale du cuivre Cu-c2 sous différentes conditions de coupe. Plus tard (2013a et 2013b), ils ont également appliqué le modèle d'Estrin à l'usinage d'aciers et d'alliage d'aluminium Al 6061-T6.

Parallèlement aux travaux présentés précédemment, Svoboda et al. (2010) ont adopté un modèle de plasticité physique développé par Lindgren et al. (2008) pour simuler la coupe orthogonale de l'acier inoxydable 316L. Leur modèle est basé sur le mécanisme de glissement de dislocation et la contrainte d'écoulement est formulée comme une sommation des résistances des dislocations au mouvement imposé par les obstacles à portée courte (contrainte thermique) et à portée longue (contrainte athermique). La densité de dislocations et la concentration de vides sont prises comme variables internes et la contrainte d'écoulement a été exprimée comme fonction explicite de ces variables de la microstructure. Cependant, ce modèle ne propose pas d'équation d'évolution des tailles des grains, ce qui indique l'absence de raffinement des grains dû aux effets de la recristallisation dynamique.

Pour combler les déficits du modèle précédent, Liu et al. (2014) ont récemment développé un modèle physique unifié du matériau qui intègre explicitement l'évolution de la microstructure (particulièrement de la recristallisation dynamique) dans la loi constitutive en vue de décrire le comportement du matériau à l'échelle macroscopique au cours de la déformation plastique. Le modèle unifié a été établi sur la connaissance que la déformation plastique à l'échelle macroscopique n'est autre que le résultat d'interactions à l'échelle microscopique entre les dislocations mobiles et les différentes barrières à longues et courtes portées. La densité de dislocations moyenne et la taille des grains ont été formulées pour permettre la prédiction de la microstructure du copeau et de la surface usinée. Plus tard, Liu et al. (2014) ont implémenté leur modèle en simulation de la coupe orthogonale pour la prédiction des efforts de coupe, de la distribution des contraintes, et de l'évolution de la microstructure résultante. Cependant, la validation du modèle a été limitée à des vitesses de coupe faibles. Néanmoins, le modèle de Liu et al. (2014) prend en compte l'évolution de la microstructure via deux lois d'évolution et l'amplitude de la densité de dislocation et la taille des grains sont mises à jour itérativement avec la progression de la déformation. Ce modèle a été encore modifié par Liu et al. (2015) pour inclure l'effet du glissement des dislocations susceptible d'être activé à hautes vitesses de déformations. Ce modèle a été calibré et implémenté dans une simulation de coupe orthogonale du cuivre Cu-c2.

### I.3.2 Exemples de modélisations du comportement du cuivre Cu-c2

Dans ce paragraphe, trois modélisations à trois approches différentes traitant le cas du Cu-c2 seront détaillées. Ces modèles ici donnés à titre d'exemples ont inspiré le modèle développé dans cette thèse.

#### I.3.2.1 Approche phénoménologique : exemple de la loi Johnson-Cook modifiée par Andrade

La loi de Johnson-Cook est l'une des modélisations les plus utilisées et les plus simples à mettre en œuvre. Sa forme originelle est :

$$\sigma = (\sigma_0 + B\varepsilon^n)(1 + c \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}) \left( 1 - \left( \frac{T - T_r}{T_m - T_r} \right)^m \right) \quad \text{Eq. I.1}$$

$\sigma_0$ ,  $B$ ,  $n$ ,  $C$ , et  $m$  sont des paramètres déterminés expérimentalement :  $T$ ,  $T_r$ , et  $T_m$  sont respectivement les températures courante, de référence (généralement 298 °K) et de fusion.  $\dot{\varepsilon}_0$  est la vitesse de déformation de référence. Johnson et Cook (1985) ont testé cette loi sur le cuivre Cu-c2 ayant les propriétés suivantes :

	Unités	Valeurs pour le Cu-c2
<b>Traitement thermique</b>		
Température du traitement	°K	700
Temps de maintien	minutes	60
Dureté	Rockwell	F-30
Taille des grains	μm	60-90
<b>Autres propriétés</b>		
Module d'Young E	GPa	124
Coefficient de Poisson ν		0.34
Module de cisaillement G	GPa	46
Module d'élasticité isostatique	GPa	129
Masse volumique ρ	kg/m <sup>3</sup>	8960
Conductivité κ	W/mK	386
Chaleur spécifique C <sub>p</sub>	J/kgK	383
Diffusivité	m <sup>2</sup> /s	0.000113
Coefficient de dilatation α <sub>d</sub>	°K <sup>-1</sup>	0.00005
Température de fusion T <sub>m</sub>	°K	1356

**Table 1.** Propriétés physiques du Cu-c2.

Les valeurs de ces paramètres pour le Cu-c2 recuit sont présentées dans la Table 2 :

Paramètres	Valeurs
A [MPa]	90
B [MPa]	292
n	0.31
C	0.025
m	1.09
$\dot{\varepsilon}_0$ [s <sup>-1</sup> ]	1

**Table 2.** Les paramètres de la loi de Johnson-Cook (Johnson et Cook 1985).

Dans l'équation (Eq. I.1), l'adoucissement thermique est graduel et ne peut pas s'accommoder avec un changement de contrainte d'écoulement dû à la recristallisation dynamique ou la transformation de phase. En effet, des tentatives préliminaires à caler les données expérimentales dans l'équation de Johnson-Cook résultent de peu de corrélations. La manière la plus simple par laquelle ce changement dans la contrainte d'écoulement, lié à la recristallisation dynamique, peut être incorporé est à travers la fonction  $H(T)$  qui caractérise le modèle d' Andrade et al. (1994) :

$$\sigma = (\sigma_0 + B\varepsilon^n)(1 + c \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}) \left( 1 - \left( \frac{T - T_r}{T_m - T_r} \right)^m \right) H(T) \quad \text{Eq. I.2}$$

Cette fonction réductrice inclue une fonction échelon de la température, défini par :

$$u(T) = \begin{cases} 0 & \text{quand } T < T_c \\ 1 & \text{quand } T \geq T_c \end{cases} \quad \text{Eq. I.3}$$

où  $T_c$  est la température à laquelle le phénomène critique (recristallisation dynamique, transformation de phase, etc.) a lieu. Donc,  $H(T)$  a la forme :

$$H(T) = \frac{1}{1 - (1 - \hat{H})u(T)} \quad \text{Eq. I.4}$$

Une valeur peut être attribuée à  $\hat{H}$ , la constante réductrice exprimant le changement fractionnel dans la contrainte d'écoulement à la température du phénomène critique :

$$\hat{H} = \frac{(\sigma_f)_{rec}}{(\sigma_f)_{def}} \quad \text{Eq. I.5}$$

où  $(\sigma_f)_{rec}$  et  $(\sigma_f)_{def}$  sont les contraintes d'écoulement correspondant à la situation juste avant et après recristallisation. La réduction de la contrainte d'écoulement induite par la recristallisation dynamique est le résultat direct du mécanisme d'annihilation de la structure des dislocations produites par la déformation plastique.

### I.3.2.2 Approche semi-phénoménologique : exemple de la loi de Bai-Wierzbicki

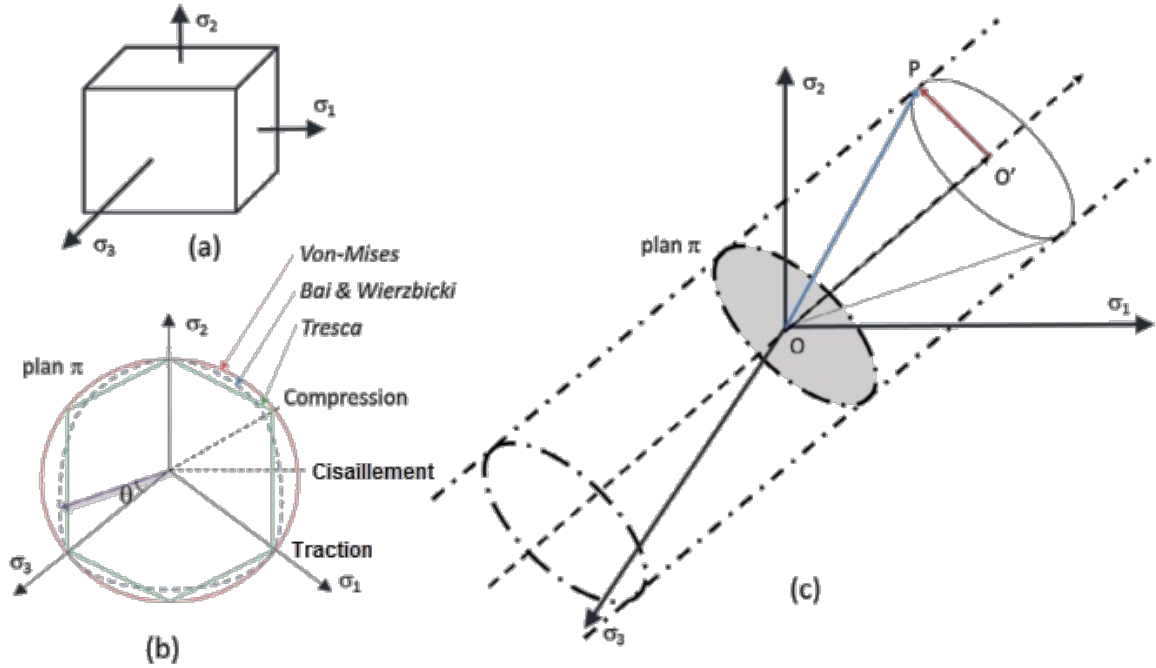
Le modèle constitutif de Bai et Wierzbicki (2008) a la particularité de tenir compte de l'impact de l'état des contraintes sur le comportement du matériau. En effet, il est formulé en termes de triaxialité des contraintes ( $\eta$ , pression normalisée), et du paramètre de l'angle de Lode ( $\theta$ ). Pour un tenseur de contraintes  $[\sigma]$  et un déviateur des contraintes  $[\mathbf{S}]$ , trois invariants ( $p$ ,  $q$ ,  $r$ ) peuvent être exprimés par les équations suivantes :

$$p = -\sigma_m = -\frac{1}{3} tr([\sigma]) = -\frac{1}{3}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) \quad \text{Eq. I.6}$$

$$q = \bar{\sigma} = \sqrt{3J_2} = \sqrt{\frac{3}{2}[S]:[S]} = \sqrt{\frac{1}{2}[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]} \quad \text{Eq. I.7}$$

$$r = \left[ \frac{27}{2} \det([S]) \right]^{1/3} = \left[ \frac{27}{2} (\sigma_1 - \sigma_m)(\sigma_2 - \sigma_m)(\sigma_3 - \sigma_m) \right]^{1/3} \quad \text{Eq. I.8}$$

$$[S] = [\sigma] + p[I] \quad \text{Eq. I.9}$$



**Figure 8.** (a) Volume différentiel avec les axes des contraintes principales. (b) Angle de Lode dans le plan  $\pi$ , le cercle rouge représente la contrainte équivalente de von Mises, l'hexagone vert celle de Tresca, et la ligne en pointillés celle de Bai-Wierzbicki. (c) Schéma représentatif de l'état de contrainte arbitraire dans l'espace des trois contraintes principales (Bai et Wierzbicki 2008).

Ici,  $[S]$  et  $[I]$  sont le tenseur déviateur des contraintes et le tenseur identité, respectivement. Les trois contraintes principales sont notées  $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$  et  $\sigma_3$  avec  $\sigma_1 \geq \sigma_2 \geq \sigma_3$ . La pression hydrostatique  $p$  est positive en compression, quand  $\sigma_m$  est positive en traction. La triaxialité  $\eta$  est définie par :

$$\eta = \frac{-p}{q} = \frac{\sigma_m}{\bar{\sigma}} = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3\bar{\sigma}} \quad \text{Eq. I.10}$$

Pour mieux expliquer le concept de la triaxialité des contraintes et l'angle de Lode, un volume différentiel 3D ayant trois contraintes principales ( $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$  et  $\sigma_3$ ) peut être géométriquement représenté par la Figure 8.

La triaxialité des contraintes devient :

$$\eta = \frac{\sigma_m}{\bar{\sigma}} = \frac{\sqrt{2}}{3} \frac{|OO'|}{|O'P|} \quad \text{Eq. I.11}$$

L'angle de Lode ( $\theta$ ) est défini par le plan déviateur (ou plan  $\pi$ ) et il est connu comme l'angle entre le tenseur des contraintes qui passe du plan déviateur et l'axe principal des contraintes.

$$\tan(\theta) = \frac{2\sigma_2 - \sigma_1 - \sigma_3}{\sqrt{3}(\sigma_1 - \sigma_3)} \quad \text{Eq. I.12}$$

De plus, l'angle de Lode peut être écrit de la manière suivante pour illustrer la relation avec le troisième invariant déviateur de contrainte :

$$\xi = \left(\frac{r}{q}\right)^3 = \cos(3\theta) \quad \text{Eq. I.13}$$

Le modèle de plasticité proposé par Bai et Wierzbicki englobe les effets de l'écroutissage, de la triaxialité des contraintes et de l'angle de Lode. Le potentiel plastique est donné par l'équation suivante :

$$f = \sqrt{\frac{3}{2}}[S]:[S] - \sigma(\bar{\varepsilon}_{pl}, \eta, \theta) = 0 \quad \text{Eq. I.14}$$

La formulation du comportement plastique en termes de déformation plastique, triaxialité et angle de Lode est décrite dans l'équation suivante :

$$\sigma(\varepsilon_{pl}, \eta, \theta) = \sigma(\bar{\varepsilon}_{pl}) \left[ 1 - c_\eta(\eta - \eta_0) \right] \left[ c_\theta^s + (c_\theta^{ax} - c_\theta^s) \left( \gamma - \frac{\gamma^{m+1}}{m+1} \right) \right] \quad \text{Eq. I.15}$$

Le premier terme de l'équation est la fonction d'écroutissage isotrope de Ludwik donnée par l'équation (Eq. I.16) où  $\sigma_y$  est la contrainte d'écoulement,  $K$  et  $n$  les coefficients d'écroutissage. Le deuxième terme de l'équation (Eq. I.14) est l'effet de la triaxialité des contraintes où  $c_\eta$  est un paramètre du matériau et  $\eta_0$  est la triaxialité de référence. Le troisième terme de ce modèle est la dépendance à l'angle de Lode. Les quatre paramètres du matériau  $c_\theta^s$  et  $c_\theta^{ax}$  sont calibrés. Le paramètre  $\gamma$  défini dans l'équation (Eq. I.17) est la différence entre la contrainte de von Mises et celle de Tresca dans le plan déviateur de contrainte.

$$\sigma(\bar{\varepsilon}_{pl}) = \sigma_y + K \bar{\varepsilon}_{pl}^n \quad \text{Eq. I.16}$$

$$\gamma = \frac{\sqrt{3}}{2 - \sqrt{3}} [\sec(\theta - \pi/6) - 1] \quad \text{Eq. I.17}$$

### I.3.2.3 Approche physique : exemple du modèle d'Estrin

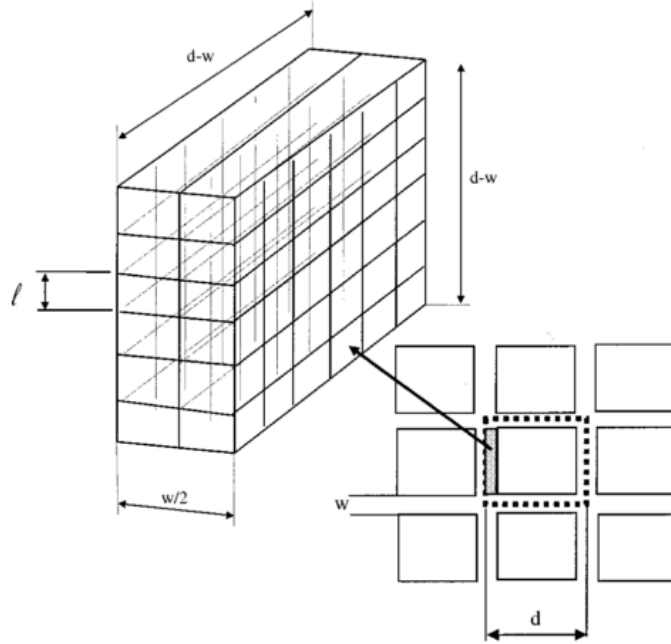
Le modèle d'Estrin et al. (1998) est basé sur l'arrangement cellulaire des dislocations dans lequel un matériau monophasé est considéré comme un composite d'une matrice forte constituée des joints des cellules et d'un liant doux formé de l'intérieur des cellules (Tóth et al. 2002).

*i) Evolution de la densité de dislocations à l'intérieur des cellules*

Les cellules sont supposées avoir une forme cubique d'arête  $d$  et d'une épaisseur de joint de cellule  $w$  (cf. Figure 9). La fraction de volume du joint de la cellule s'écrit donc :

$$f_v = \frac{d^3 - (d-w)^3}{d^3} \quad \text{Eq. I.18}$$

Considérons une image simplifiée de la structure de dislocation d'un joint dans la Figure 9.



**Figure 9.** Géométrie de la structure de la cellule (Tóth et al. 2002).

La longueur totale des dislocations dans un élément de cette figure est donnée par :

$$L = (d-w)^2 \frac{w}{2} \rho_w \quad \text{Eq. I.19}$$

$L$  peut être également écrite en termes de longueur de la maille et ainsi comme une fonction du nombre de mailles de la surface constituant la face intérieure de la cellule :

$$L = \frac{3}{2} Nw \quad \text{Eq. I.20}$$

Pour des raisons statistiques, seulement chaque second segment de dislocation peut être considéré comme une source potentielle de Frank-Read. Comme il y a deux segments dans chaque maille, le nombre total des sources de dislocations est :

$$n_d = \frac{1}{2} 2N = N \quad \text{Eq. I.21}$$

Combinant les équations Eq. I.18 et Eq. I.20, l'équation suivante est obtenue :

$$n_d = \frac{1}{3}(d-w)^2 \rho_w \quad \text{Eq. I.22}$$

Les dislocations venant des joints peuvent activer une certaine fraction des sources de Frank-Read des interfaces (qui vont être caractérisées par le facteur  $\alpha^*$ ). Dans un temps  $dt=2l/v_w$ , où  $v_w$  est la vitesse de glissement de dislocations dans le joint, les six joints émettent de nouvelles dislocations de longueur  $d-w$  qui sont intégrées à l'intérieur de la cellule. Par ce processus, la densité de dislocations à l'intérieur de la cellule augmente de :

$$(\dot{\rho}_c)^+ = \frac{3\alpha^* n_d v_w}{(d-w)^2 l} \quad \text{Eq. I.23}$$

Maintenant, en employant la relation d'Orowan :

$$\dot{\gamma} = \rho_w b v_w \quad \text{Eq. I.24}$$

et en utilisant la formule  $l=\sqrt{3}/\sqrt{\rho_w}$  pour un espacement moyen des dislocations, comme dans la relation (Eq. I.19), la vitesse de génération de la densité de dislocation de la cellule est donnée par :

$$(\dot{\rho}_c)^+ = \frac{\alpha^* \sqrt{\rho_w}}{\sqrt{3} b} \dot{\gamma}_w \quad \text{Eq. I.25}$$

Certaines dislocations quittent l'intérieur de la cellule et font partie de la structure du joint. Elles sont à une distance  $v_c dt$  où  $v_c$  désigne la vitesse de glissement de la dislocation dans la cellule et  $dt$  le temps d'incrément considéré. Une fraction de ces dislocations (exprimée par un facteur  $\beta^*$ ) va finir par se placer dans le joint. Utilisant de nouveau la relation d'Orowan, écrite à l'intérieur de la cellule :

$$\dot{\gamma}_c = \rho_c b v_c \quad \text{Eq. I.26}$$

en plus de la relation (Eq. I.23), la vitesse de perte de densité à l'intérieur de la cellule est obtenue par :

$$(\dot{\rho}_c)_{walls}^- = -\beta^* \frac{6\dot{\gamma}_c}{bd(1-f_v)^{1/3}} \quad \text{Eq. I.27}$$

Un troisième mécanisme qui contribue aux changements dans  $\rho_c$  est l'annihilation mutuelle des dislocations à l'intérieur de la cellule. Ce processus de régénération dynamique est susceptible d'être gouverné par le glissement dévié de dislocation engendrant une perte de vitesse :

$$(\dot{\rho}_c)_{cs}^- = -k_0 \left( \frac{\dot{\gamma}_c}{\dot{\gamma}_0} \right)^{-1/n} \dot{\gamma}_c \rho_c \quad \text{Eq. I.28}$$



Ici ( $k_0$ ) est une constante ; le paramètre  $n$  qui caractérise la sensibilité de la vitesse de déformation au processus d'annihilation est inversement proportionnel à la température absolue et augmente avec l'énergie de défaut d'empilement.

Les trois processus de dislocations exprimés dans les équations (Eq. I.25), (Eq. I.27) et (Eq. I.28) résultent dans l'équation différentielle suivante pour la variation de  $\rho_c$  :

$$\dot{\rho}_c = \alpha^* \frac{1}{\sqrt{3}} \frac{\sqrt{\rho_w}}{b} \dot{\gamma}_w - \beta^* \frac{6\dot{\gamma}_c}{bd(1-f_v)^{\frac{1}{3}}} - k_0 \left( \frac{\dot{\gamma}_c}{\dot{\gamma}_0} \right)^{-\frac{1}{n}} \dot{\gamma}_c \rho_c \quad \text{Eq. I.29}$$

ii) Evolution de la densité de dislocations aux joints des cellules

Les dislocations quittant l'intérieur de la cellule doivent être intégrées dans la structure du joint. Elles font augmenter la densité de dislocation du joint par :

$$(\dot{\rho}_w)^{+(dep)} = \frac{6\beta^* \dot{\gamma}_c (1-f_v)^{2/3}}{bdf_v} \quad \text{Eq. I.30}$$

La différence entre (Eq. I.30) et (Eq. I.26) est due à la différence entre le volume du joint (six éléments du joint) et celui de l'intérieur de la cellule.

Un autre processus qui augmente la densité de dislocations dans les joints est l'activation des sources de Frank-Read aux interfaces par les dislocations arrivant de l'intérieur de la cellule. Ce processus est similaire à celui exprimé dans (Eq. I.29) ; cependant, il agit dans le sens opposé. Ce terme de gain peut être estimé comme suit :

Durant un incrément de temps  $dt$ , le nombre de ces dislocations qui sont supposées bouger vers le joint se trouvant à une distance  $v_c dt$  de l'interface est :

$$n = \beta^* 6\rho_c v_c dt (d-w) \quad \text{Eq. I.31}$$

Le nombre des sources de Frank-Read sur leur longueur  $d-w$  est :

$$N = \frac{d-w}{2l} \quad \text{Eq. I.32}$$

Chaque source est supposée produire une nouvelle dislocation de longueur  $(d-w)$ . Maintenant utilisant les équations (Eq. I.31) et (Eq. I.32) avec la relation ( $l=\sqrt{3}/\sqrt{\rho_w}$ ), la vitesse de génération de la densité de dislocations au joint aux sources de Frank-Read peut être obtenue par :

$$(\dot{\rho}_w)^{+(FR)} = \frac{\sqrt{3}\beta^* \dot{\gamma}_c (1-f_v) \sqrt{\rho_w}}{f_v b} \quad \text{Eq. I.33}$$

Le processus de glissement dévié dans le joint doit aussi être pris en compte, ce qui peut être fait similairement à (Eq. I.28) donnant l'augmentation au terme d'annihilation :

$$(\dot{\rho}_w)_{cs}^- = -k_0 \left( \frac{\dot{\gamma}_w}{\dot{\gamma}_0} \right)^{-1/n} \dot{\gamma}_w \rho_w \quad \text{Eq. I.34}$$

Les trois processus décrits dans les équations (Eq. I.30), (Eq. I.33) et (Eq. I.34) peuvent être résumés dans l'équation d'évolution de la densité de dislocations dans les joints suivante :

$$\dot{\rho}_w = \frac{6\beta^* \dot{\gamma}_c (1-f_v)^{2/3}}{bdf_v} + \frac{\sqrt{3}\beta^* \dot{\gamma}_c (1-f_v) \sqrt{\rho_w}}{f_v b} - k_0 \left( \frac{\dot{\gamma}_w}{\dot{\gamma}_0} \right)^{-1/n} \dot{\gamma}_w \rho_w \quad \text{Eq. I.35}$$

*iii) Complément à la description constitutive*

Les équations (Eq. I.29) et (Eq. I.35) qui représentent la cinétique de l'évolution des densités de dislocations peuvent être complétées par la relation entre la taille de cellule moyenne  $d$  et la moyenne de l'espacement des dislocations en fonction de la densité de dislocations totale  $\rho_{tot}$  :

$$d = \frac{K}{\sqrt{\rho_{tot}}} \quad \text{Eq. I.36}$$

où  $K$  est une constante. Dans le modèle présent,  $\rho_{tot}$  peut être calculée comme une somme pondérée des densités de dislocations aux joints et à l'intérieur des cellules :

$$\rho_{tot} = f_v \rho_w + (1-f_v) \rho_c \quad \text{Eq. I.37}$$

Un élément important du modèle est la considération de l'évolution de la fraction de volume des joints des cellules, qui est basé sur les observations expérimentales. Selon (Muller et al. 1995),  $f_v$  diminue avec la déformation de façon monotone. L'évolution de  $f_v$  dans le cuivre est approximée par la fonction empirique suivante :

$$f_v = f_\infty + (f_0 - f_\infty) \cdot \exp\left(-\frac{\gamma_r}{\tilde{\gamma}_r}\right) \quad \text{Eq. I.38}$$

où  $f_0$  est la valeur initiale de  $f_v$ , et  $f_\infty$  est la valeur de saturation aux grandes déformations. La quantité  $\gamma_r$  est la vitesse de glissement. ( $f_0 = 0.25$ ,  $f_\infty = 0.06$  et  $\tilde{\gamma}_r = 3.2$ ) (Estrin et al. 1998). Considérant que la contrainte de cisaillement et la vitesse de glissement sont liées par :

$$\tau_w^r + \tau_w^i = \tau_w^0 \left( \frac{\dot{\gamma}_w}{\dot{\gamma}_0} \right)^{\frac{1}{m}} \quad \text{Eq. I.39}$$

$$\tau_c^r + \tau_c^i = \tau_c^0 \left( \frac{\dot{\gamma}_c}{\dot{\gamma}_0} \right)^{\frac{1}{m}} \quad \text{Eq. I.40}$$

avec  $\tau_w^r$  et  $\tau_c^r$  les contraintes de cisaillement résultantes de charges extérieures, quand  $\tau_w^i$  et  $\tau_c^i$  sont les contraintes internes dans les joints et à l'intérieur des grains, respectivement.  $m$  est l'inverse du coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation. Les quantités  $\tau_w^0$  et  $\tau_c^0$  représentent les contraintes de cisaillement à la vitesse de glissement de référence  $\dot{\gamma}_0$  dans les joints et à l'intérieur des grains respectivement. Les deux évoluent avec les densités de dislocations suivant la relation de Taylor :

$$\tau_w^0 = \alpha G b \sqrt{\rho_w} \quad \text{Eq. I.41}$$

$$\tau_c^0 = \alpha G b \sqrt{\rho_c} \quad \text{Eq. I.42}$$

avec  $G$  le module de cisaillement,  $b$  le vecteur de Burgers, et  $\alpha$  une constante égale à 0.25.

Les équations d'évolution des densités de dislocations incluent la vitesse de déformation en cisaillement. La contrainte de cisaillement résolue n'est de même pas une quantité unique ; elle varie d'un système de glissement à un autre. Pour simplifier, Tóth et al. (2002) supposent que les dislocations d'un grain soient identiques et que leurs réponses mécaniques puissent être caractérisées par une contrainte de cisaillement résolue unique ( $\dot{\gamma}_w$  et  $\dot{\gamma}_c$ ). Ces vitesses de glissement sont considérées de sorte qu'elles soient les mêmes à l'intérieur et aux joints du grain. Suivant l'hypothèse de Taylor de la déformation uniforme :

$$\dot{\gamma}_w = \dot{\gamma}_c = \dot{\gamma}_r \quad \text{Eq. I.43}$$

Cette hypothèse de l'uniformité des déformations peut être justifiée comme suit : grâce à la haute densité de dislocations aux joints, ils sont plus résistants que l'intérieur des grains et forment une matrice dure renfermant des intérieurs de grains doux. Avec cette topologie de la structure continue et dure des joints, il se peut que les joints forcent l'intérieur doux des cellules à suivre la même déformation. Donc, d'un point de vue mécanique, l'hypothèse de la déformation uniforme de la structure « composite » des cellules est crédible.

Dans ce paragraphe, un état de l'Art des modèles constitutifs utilisés pour le matériau usiné a été présenté. En simulation de la coupe, ces modèles de comportement sont implémentés dans des modèles numériques pouvant avoir des formulations différentes. Dans le paragraphe

suivant, la modélisation numérique par éléments finis de la coupe va être présentée en expliquant les différentes formulations possibles pour la simulation de l'usinage.

### **I.3.3 Simulation numérique de la coupe par la Méthode des Eléments Finis**

Le principe de base de la méthode des éléments finis (*MEF*) est la division d'un domaine continu en un nombre fini de sous-domaines, appelés éléments finis. Donc, étant initialement complexe, le problème continu est divisé en un nombre fini de problèmes discrets et indépendants. C'est une méthode qui fournit une approximation de la solution des problèmes d'états en les résolvant en certains points de l'espace. Ces problèmes d'états sont des problèmes mathématiques qui permettent la description d'un comportement continu par le biais d'équations différentielles partielles à dépendance temporelle et spatiale. Avec un corps réel, les variables d'état, comme la contrainte ou la température, sont des fonctions de chaque point générique. Par conséquent, les problèmes mathématiques de ce type contiennent un nombre infini d'inconnues.

Il s'agit d'une méthode bien établie pour l'analyse numérique des problèmes mécaniques, de dynamique des fluides et de thermodynamique. En fabrication, en particulier en mise en forme, la *MEF* a prouvé qu'elle présente un outil indispensable également dans la recherche et dans les applications industrielles. Ce chapitre met l'accent sur les concepts pertinents dans le domaine des grandes déformations comme elles apparaissent dans le processus de coupe.

Le développement majeur de la *MEF* a commencé dans les années 1950, principalement dans les activités issues du domaine de mécanique des structures. Cependant, plusieurs principes fondamentaux ont été développés plus tôt. Leur origine provient du génie civil et des mathématiques appliquées comme d'autres disciplines. Le terme « méthode des éléments finis » a été utilisé tout au début par Clough (1960).

Depuis leurs débuts (Tay et al. 1976), les modèles numériques qui traitent la coupe des métaux s'intéressent à la formation du copeau, pouvant tenir compte de la géométrie de l'outil, comme le rayon d'acuité d'arête  $r_\beta$ . On trouve également des études qui se focalisent sur la zone tertiaire et au retour élastique en dépouille (Nakayama et al. 1988). Depuis lors, plusieurs configurations et formulations ont été testées pour simuler la coupe (Table 3).

Référence	Opération	Configuration	Modélisation	Copeau	Frottement	Temps d'usage simulé
(Shet et Deng 2003)	Coupe orthogonale	2D	Lagrangien explicite	Critère de séparation	Coefficient constant	0.62 ms
(Salio et al. 2006)	Coupe orthogonale	2D	Lagrangien implicite	Remaillage	Coefficient constant	3.1 ms
(Nasr et al. 2007)	Coupe orthogonale	2D	ALE explicite	Ecoulement de la matière	Coefficient constant	~ ms
(Sasahara et al. 2004)	Chariotage	2x2D	Lagrangien	Critère de séparation	Loi non linéaire	~ ms
(Attanasio et al. 2009)	Coupe orthogonale	3D	Lagrangien Incrémental +ALE	Remaillage	Coefficient constant	15 ms
(Valiorgue 2008)	Chariotage	3D	Lagrangien implicite	Non modélisé	Coefficient variable	~ s
(Mondelin 2012)	Chariotage	2D	Hybride-ALE	Non modélisé	Coefficient variable	0.38 s


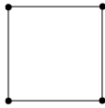
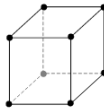

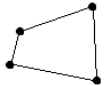


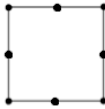
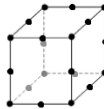
**Table 3.** Comparaison des différents types de simulations d'usage.

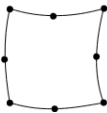
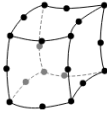
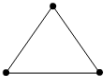
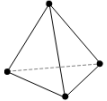
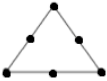


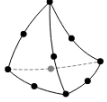
### I.3.3.1 Concepts basiques de la MEF

L'application de la *MEF* à un certain problème fait référence à l'analyse par éléments finis (*AEF*). Généralement, l'*AEF* incorpore les étapes suivantes :

#### *i) La discrétisation du domaine continu*

Au cours de la discrétisation de l'espace continu, le domaine de la solution est divisé en un nombre fini de sous-domaines. Ces sous-domaines sont appelés éléments finis. La forme géométrique appliquée aux éléments dépend de la nature du problème. La Table suivante montre les types d'éléments possibles :

Géométrie / forme de la fonction	Une dimension	Deux dimensions	Trois dimensions
Rectangle / Linéaire			
Quadrilatère général / Linéaire			
Rectangle / Quadratique			

Quadrilatère curviligne / Quadratique		
Triangle / Linéaire		
Triangle / Quadratique		
Triangle curviligne / Quadratique		

**Table 4.** Formes des éléments, positions nodales et degré de la fonction de forme.

### ii) Sélection des fonctions d'interpolation

Comme les propriétés géométriques de l'élément doivent être déterminées, les nœuds et les fonctions d'interpolation doivent être affectés aux éléments. Les fonctions d'interpolation définissent comment les variables d'états sont-elles interpolées dans chaque élément. Généralement, des polynômes sont utilisés pour effectuer cette tâche et les nœuds sont utilisés comme pivots du polynôme respectif. Dépendant du type d'élément sélectionné, le degré du polynôme utilisé pour l'interpolation peut varier (Table 4).

### iii) Détermination des propriétés de l'élément

Après la discrétisation du domaine et la sélection des fonctions d'interpolation, les propriétés des éléments doivent être définies. Elles décrivent le comportement des éléments d'un point de vue physique. Dans d'autres termes, les propriétés des éléments représentent le lien entre les inconnues primaires du système (comme les déplacements) et les inconnues secondaires (comme les contraintes). En vue d'obtenir les propriétés de l'élément, différentes approches peuvent être suivies. L'approche la plus commune est l'approche variationnelle dans laquelle une fonction est poussée à l'extrême. La minimisation de l'énergie potentielle est une approche courante.

### iv) Assemblage des équations de l'élément

Dans le but de trouver les propriétés du système complet représenté par les éléments, les matrices des équations des éléments sont combinées pour former la matrice des équations du système. La procédure d'assemblage repose sur le fait que les variables d'état aux nœuds communs des éléments adjacents ont la même valeur.

*v) Résolution du système d'équations*

La table des équations simultanées résultant du processus d'assemblage est résolue numériquement dans le but d'obtenir les variables de champ. Ce processus inclut l'application de procédures d'intégration numériques qui demandent une évaluation des intégrales aux points discrets d'un élément, dits points d'intégration. Un schéma d'intégration numérique courant est la quadrature Gaussienne. Les variables d'état sont calculées aux points d'intégration et interpolées aux autres positions dans l'élément correspondant.

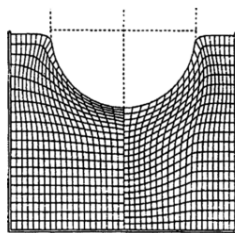
Les étapes de base de l'Analyse par Eléments Finis sont toujours les mêmes. Cependant, se basant sur certaines hypothèses impliquées avec le code EF, les packs des logiciels de résolution peuvent être classés en différentes catégories comme décrites dans les paragraphes suivants.

**I.3.3.2 Approche Lagrangienne vs approche Eulérienne**

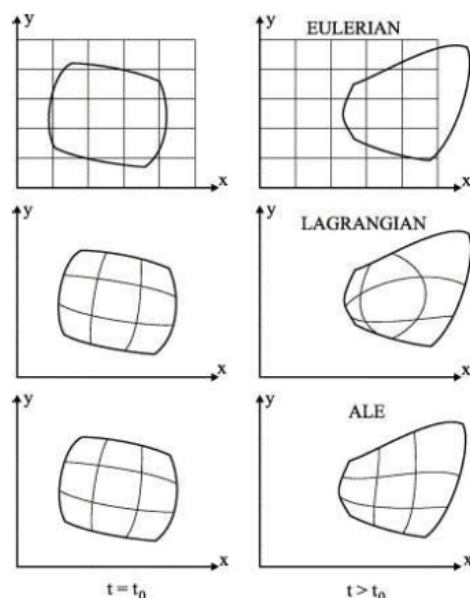
La discrétisation du domaine continu peut se baser sur plusieurs approches. Les approches les plus connues sont la Lagrangienne et l'Eulérienne.

L'approche Lagrangienne suppose que les nœuds d'un élément se déplacent avec le domaine continu, se déplaçant sur un nœud, un observateur peut voir les changements des variables d'états de la particule tout au long du procédé physique. Un inconvénient de l'approche Lagrangienne est la distorsion du maillage Eléments Finis en cas de larges déplacements de la matière. Les grandes déformations plastiques de la matière, comme elles apparaissent en coupe des métaux, demandent donc une régénération fréquente du maillage EF. Cette procédure est dite remaillage. Par conséquent à la génération du nouveau maillage, un cycle de remaillage complet requiert l'interpolation de toutes les variables d'état de l'ancien maillage au nouveau maillage généré. Dépendant du nombre de cycles de remaillages faits, cette procédure demande plus de temps de calcul et introduit plus ou moins une erreur significative à la simulation, ce qui apparaît suite au lissage des variables d'état.

L'approche Eulérienne suppose que les particules du domaine se déplacent dans un maillage fixe, un observateur sur un nœud du maillage Eulérien peut observer les états de toutes les particules qui passent par cette position. Cette approche est particulièrement convenable pour l'analyse des processus stationnaires et elle est fréquemment utilisée en mécanique des fluides.



**Figure 10.** Comparaison de la discrétisation produite par la méthode Lagrangienne (gauche) et la méthode ALE (droite) (Iurea 2014).



**Figure 11.** Schémas explicatifs des formulations Lagrangienne, Eulérienne et ALE (Proudian 2012).

L'approche Arbitraire Lagrangienne Eulérienne (ALE) devient intéressante en cas de problèmes de grandes déformations. Elle apparaît comme alternative au deux approches précédentes. Elle combine la Lagrangienne à l'Eulérienne, ne demande pas au maillage d'adhérer au matériau, ni au maillage d'être fixe dans l'espace. Indépendamment du mouvement du matériau, le maillage est en mouvement continu dans le but de maintenir une forme optimale des éléments.

### I.3.3.3 Temps d'intégration Explicite et Implicite

Plusieurs codes *EF* qui sont conçus pour manipuler les grandes déformations plastiques utilisent des schémas d'intégration temporelle implicites, quand les codes destinés aux processus dynamiques utilisent des schémas d'intégration explicites.

Les schémas d'intégration explicites traitent le procédé physique comme un problème dynamique pouvant être divisé en étapes temporelles. Les inconnus au temps  $t + \Delta t$  sont calculés à partir des valeurs disponibles à l'instant  $t$ . Ce schéma est stable, si le temps de l'étape  $\Delta t$  est



inférieur au temps qu'une onde élastique se propageant dans le matériau requiert pour parcourir une distance qui correspond à la plus petite arête de l'élément du modèle. En d'autres termes, le temps d'étape le plus large possible dépend de la vitesse de son dans le matériau correspondant. Pour les solides, la vitesse du son peut être calculée par :

$$c = \sqrt{\frac{E}{\rho}} \quad \text{Eq. I.44}$$

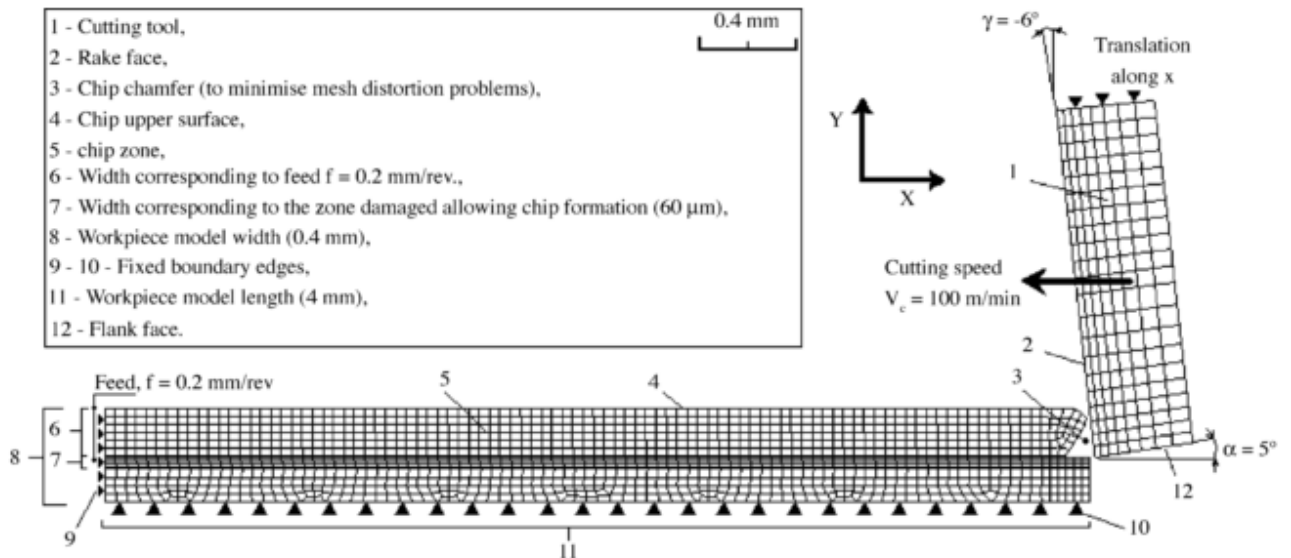
Par conséquent, le temps maximal de l'étape dépend du module d'élasticité d'Young ( $E$ ) et de la densité du matériau ( $\rho$ ). Le temps d'étape résultant peut-être de l'ordre de microsecondes, ce qui implique un grand nombre d'étapes de calcul. En augmentant artificiellement la densité du matériau, ce qui s'appelle le « mass-scaling », ou en réduisant artificiellement le temps du processus, l'utilisateur peut augmenter l'amplitude possible de l'incrément de temps et par conséquent réduire le temps de calcul. Les effets de la masse résultants de telles manipulations doivent être correctement compensés dans le but de maintenir la validité de la simulation.

Les schémas d'intégration implicites ne sont pas soumis aux limitations présentées précédemment. Les solveurs implicites sont conçus pour déterminer la solution à un temps ( $t+\Delta t$ ) considérant les valeurs de la quantité inconnue au temps  $t$  et au temps  $t+\Delta t$ . Ceci demande un système non-linéaire d'équations par le moyen de méthodes itératives comme l'algorithme de Newton-Raphson. Comparé au schéma explicite, le temps d'incrément peut augmenter d'un facteur allant jusqu'à 1000. Cependant, la solution itérative du système non-linéaire d'équations demande plus de temps et tous les effets de masse sont négligés.

#### I.3.3.4 Application à la simulation de la coupe

L'application de l'approche Lagrangienne pour la formation du copeau est apparue en littérature en utilisant une géométrie prédéfinie du copeau et des résolutions itératives par Usui et Shirakashi (1982). La majorité des premiers modèles de formation des copeaux en éléments finis reposent sur une formulation Lagrangienne (Strenkowski et Carroll 1985 ; Lin et Lin 1992 ; Zhang et Bagchi 1994 ; Shih 1995) quand très peu utilisent la formulation Eulérienne (Carroll et Strenkowski 1988). Cependant, il a été évident que la formulation Lagrangienne demande un critère de séparation du copeau de la pièce. Pour cette raison, plusieurs critères de séparation du copeau tels que la densité d'énergie de déformation, la déformation effective et les critères d'endommagement ont été implémentés dans les simulations de formation du copeau (Huang et Black 1996). Plus tard, la formulation Lagrangienne implicite avec remaillage automatique

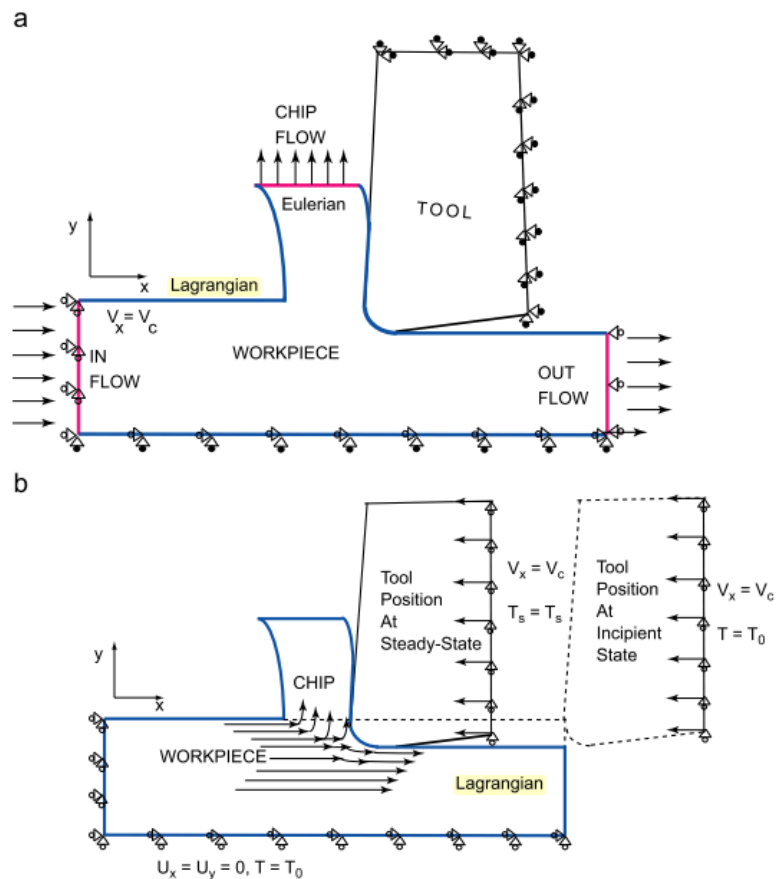
a été mise à disposition pour simuler la déformation plastique autour de l'arête de l'outil pour les copeaux continus et les copeaux segmentés pour éviter le critère de séparation (Marusich et Ortiz 1995 ; Ceretti et al. 1996 ; Özel et Altan 2000; Madhavan et al. 2000 ; Klocke et al. 2001 ; Bäker et al. 2002). Ceci n'empêche que des simulations de la coupe en formulation Lagrangienne sans technique de remaillage existent encore (Mabrouki et Rigal 2006 ; Mabrouki et al. 2008 ; Zhang et al. 2011).



**Figure 12.** Maillage utilisé dans les simulations Lagrangiennes de coupe (Mabrouki & Rigal 2006).

D'autre part, la formulation Arbitraire Lagrangienne Eulérienne (*ALE*) a été utilisée pour simuler la coupe par (Rakotomalala et al. 1993 ; Olovsson et al. 1999 ; Movahhedy et al. 2000 ; Madhavan et Adibi-Sedeh 2005 ; Özel et Zeren 2005 ; Arrazola et al. 2005). La formulation *ALE* est utilisée pour réduire le remaillage fréquent de la géométrie de la pièce dû à la distorsion au cours de la séparation autour de l'arête de coupe de l'outil. La formulation dynamique explicite s'avère efficace pour simuler des problèmes incluant de fortes déformations localisées ainsi que des changements des conditions de contact comme ceux observés en usinage.

En pratique, un modèle *ALE* peut soit avoir des conditions aux limites mixtes Eulériennes et Lagrangiennes (cf. Figure 13a) (Mondelin et al. 2013) soit avoir des conditions aux limites purement Lagrangiennes (cf. Figure 13b) (Arrazola et Özel 2010).



**Figure 13.** Simulation EF pour la formulation ALE avec (a) des conditions aux limites Eulériennes et Lagrangienne (b) des conditions aux limites purement Lagrangiennes (Arrazola et Özel 2010).

En ce qui concerne le matériau d'étude le Cu-c2, plusieurs investigations ont traité son cas : Lin et Lo (1997) ont simulé la coupe orthogonale ultra-précise avec un outil diamant, utilisant comme loi de comportement celle de Johnson-Cook en formulation Lagrangienne. Bacaria (2001) a repris la modélisation avec une formulation ALE. Davies et al. (2003) ont introduit le modèle de friction du matériau dans ses calculs. Ils visaient plutôt la prévision des températures d'usinage et leur interprétation. Ils ont testé les modèles de Johnson-Cook, le modèle Zerelli-Armstrong *bbc*, et la loi de sensibilité à la vitesse de déformation. List (2004) a amélioré la modélisation de l'interface outil-copeau en calant ses résultats sur des mesures expérimentales du flux thermique ainsi que les efforts et la géométrie du copeau. Ding et Shin (2011) ainsi que Atmani et al. (2015) ont également utilisé une formulation ALE pour simuler le raffinement des grains au cours de l'usinage du cuivre Cu-c2. Liu et al. (2015) ont adopté pour la simulation de la coupe du cuivre Cu-c2 avec prédiction de l'intégrité de surface une formulation Lagrangienne avec la technique de remaillage.

## I.4 Impact de l'usinage sur la durabilité

Comme les propriétés mécaniques, physiques et microstructurales des matériaux peuvent être affectées significativement par l'usinage, les propriétés électrochimiques et la résistance à la corrosion peuvent l'être aussi. Mais avant d'aborder ce sujet, quelques notions sur la corrosion des métaux sont rappelées dans le paragraphe suivant.

### I.4.1 Définitions

La corrosion des métaux est marquée par deux étapes : l'amorçage et la propagation. L'amorçage correspond à la durée requise pour que les conditions physico-chimiques déclenchent le phénomène de corrosion. Il s'effectue soit par dépassivation, soit par mise à nu du matériau non passivé par dissolution d'hétérogénéités métallurgiques. Cette étape correspond à la dissolution du métal par la réaction d'oxydation suivante :



Grâce à cette dissolution, les électrons libérés sont consommés par la réduction des éléments présents dans la solution selon des réactions cathodiques. Le mouvement des électrons mis en jeu par ces réactions se traduit par l'apparition d'un courant électrique qui peut être mesuré. La formation d'oxydes protecteurs ainsi que les produits de la corrosion peuvent conduire à la re-passivation de la surface, d'où à la métastabilité du phénomène. Ainsi, est-il clair que la vitesse de re-passivation de la surface peut déterminer la stabilité du système.

#### I.4.1.1 Mécanismes de corrosion

Quand deux parties d'une structure possèdent un potentiel électrique différent, elles sont susceptibles de former une pile électrochimique appelée pile de corrosion. La différence de potentiel ( $ddp$ ) est soit la conséquence d'une hétérogénéité du matériau (différentes phases, joints de grains, inclusion, ségrégations) ou de l'environnement (aération, pH, convection, température). En l'absence de contact électrique entre les électrodes où la différence de potentiel est observée, à chacune correspond un potentiel libre de corrosion  $E_{cor}$ . Il dépend des conditions expérimentales et peut être mesuré par rapport à une électrode de référence.

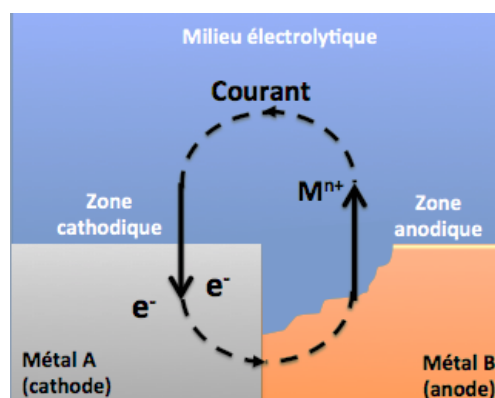
La Table 5 récapitule les origines des piles de corrosion et les phénomènes physiques qui lui sont associés.

Origine de la différence de potentiel	Nom du phénomène
Contact entre deux métaux différents	Corrosion galvanique
Différente accessibilité de l'oxygène	Corrosion par pile d'aération, corrosion caverneuse
Précipitation aux joints des grains	Corrosion intergranulaire
Dépassivation locale par anions agressifs	Corrosion par piqûres
Différence de température	Corrosion par pile thermique

**Table 5.** *Origine des piles de corrosion (Landolt 2003).*

*i) Corrosion galvanique*

La corrosion galvanique est due à la formation d'une pile électrochimique entre deux métaux où le métal le moins résistant se dégrade. C'est une des formes de corrosion les plus fréquentes en milieu aqueux. Les zones où se produisent les réactions anodique (corrosion du matériau) et cathodique (réduction de l'oxydant) sont distinctes (cf. Figure 14). Cette localisation des réactions est essentiellement liée à une hétérogénéité provenant du métal, du milieu ou des conditions physico-chimiques à l'interface.



**Figure 14.** *Principe de la corrosion galvanique.*

*ii) Corrosion caverneuse*

La corrosion caverneuse est associée à la présence d'une zone confinée avec un faible volume d'eau et une vitesse d'écoulement proche de zéro (joints, interstices, dépôts). Ce phénomène induit une différence d'accessibilité d'oxygène ou d'autres formes chimiques entre deux parties d'une structure, créant une pile de corrosion.

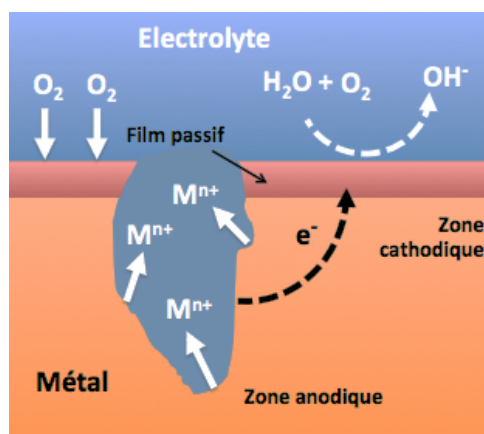
*iii) Corrosion intergranulaire*

La corrosion intergranulaire est une attaque sélective aux joints des grains ou à leur voisinage immédiat, alors que le reste du matériau n'est pas attaqué. Ce type de corrosion peut être dû

soit à la présence d'impuretés dans le joint, soit à l'appauvrissement (ou enrichissement) local en l'un des constituants quand il s'agit d'alliage.

#### iv) Corrosion par piqûre

La corrosion par piqûre désigne une attaque locale d'une surface passive (§I.4.1.2). Elle nécessite la présence d'anions agressifs et d'un oxydant. Elle a lieu lorsque le potentiel de corrosion dépasse le potentiel de piqûre  $E_b$ . Elle se manifeste par la formation de cavités dites piqûres. La Figure 15 montre le mécanisme de corrosion par piqûres. En effet, en présence d'un oxydant, une pile de corrosion se forme entre la surface extérieure qui est passive et cathodique, et l'intérieur de la piqûre, qui est actif et anodique. Le rapport des surfaces anode/cathode étant petit, la corrosion devient très rapide à l'intérieur de la piqûre. Les cavités ainsi créées deviennent vite profondes.



**Figure 15.** Corrosion par piqûre : réactions anodique et cathodique.

La valeur du potentiel de piqûre  $E_b$  dépend du processus d'amorçage et de la cinétique de croissance et de repassivation, donc de la nature chimique et de la microstructure du métal, de l'état de surface, notamment de la présence d'inclusions, de la composition chimique de l'électrolyte (anions agressifs et non agressifs), de la température et des conditions de convection (Landolt 2003).

#### v) Corrosion sous contrainte

La corrosion sous contrainte résulte de l'action commune de la corrosion et d'une contrainte mécanique (déformation du métal sous l'effet de contraintes appliquées ou résiduelles). Ce phénomène concerne un grand nombre de matériaux, notamment passivables dont le film protecteur se rompt localement sous l'action des contraintes (cf. Figure 16), entraînant alors une corrosion localisée.

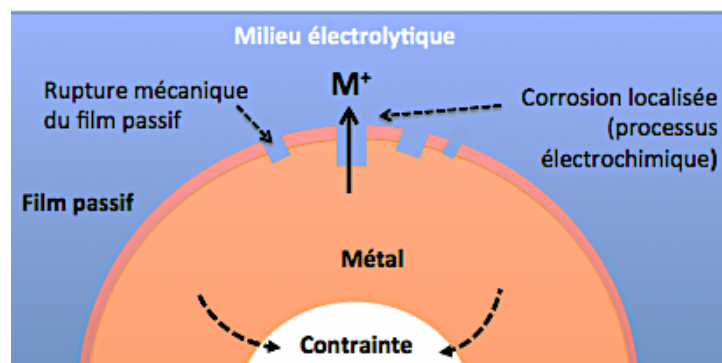


Figure 16. Principe de la corrosion sous contrainte.

#### I.4.1.2 Passivité des métaux

Les métaux passifs possèdent en surface une couche mince d'oxyde, donc un film passif, qui sépare le métal de l'électrolyte (Landolt 2003). La Figure 17 illustre la variation de la densité de courant partiel du cuivre Cu-c2 en fonction du potentiel obtenue par un essai électrochimique potentiodynamique.

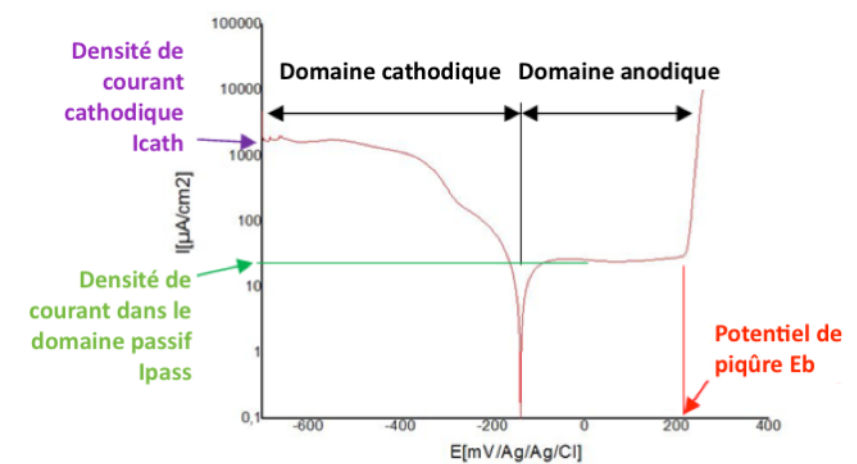


Figure 17. Courbe de polarisation (Denguir et al. 2014).

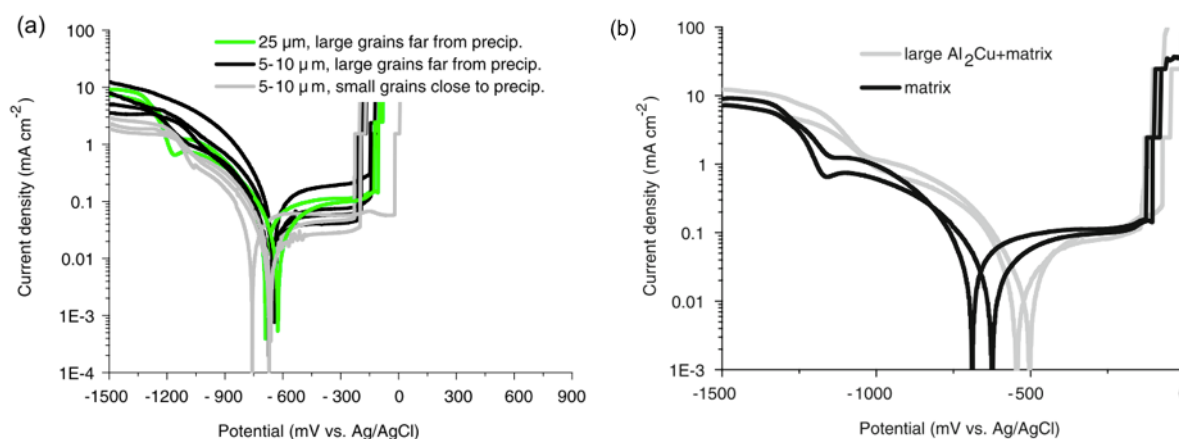
Ce type de courbes permet de définir les paramètres nécessaires pour décrire le comportement à la corrosion des métaux passivants. Au potentiel de passivation, la courbe de polarisation atteint un maximum qui correspond au début du domaine anodique, où se situe la densité de courant de passivation  $I_{pass}$ . A ce potentiel, le métal passe de l'état actif à l'état passif. Dans ce domaine, la densité de courant passif caractérise la vitesse de dissolution du métal passivé. Le potentiel de transpassivation  $E_b$  indique la fin du palier de courant correspondant au domaine passif. Au-delà, la densité du courant partiel anodique augmente à cause de la dissolution transpassive. Quand cette dissolution n'est pas uniforme et que des piqûres se forment comme dans le cas du Cu-c2 en présence d'une solution saline, le potentiel de transpassivation  $E_b$  est appelé potentiel de piqûre.

## I.4.2 Relation entre l'intégrité de surface et l'électrochimie locale

Grâce à son importance fonctionnelle et économique, la résistance des métaux à la corrosion a fait l'objet de plusieurs investigations, surtout que les piqûres et la corrosion intergranulaire peuvent agir comme des sites potentiels d'initiation des fissures, résultant de défaillances (Ghosh et al. 2007). Parmi ces travaux, certains s'intéressent à la relation entre les paramètres de l'intégrité de surface et la résistance à la corrosion.

### I.4.2.1 Tenue des métaux à la corrosion à l'échelle microscopique

Plusieurs métaux ont fait l'objet d'étude de la tenue à la corrosion à l'échelle microscopique. A titre d'exemple, les aciers inoxydables duplex ayant une structure austénitique et ferritique peuvent être considérés comme métaux à microstructure complexe. Grâce aux différences des propriétés mécaniques dans les deux phases ainsi que leur morphologie, une distribution hétérogène des déformations est générée (Mary et al. 2007). Ce gradient de déformation peut affecter les propriétés physico-chimiques du matériau (Vignal et al. 2006). En effet, Vignal et Kempf (2007) ont effectué des mesures électrochimique locale utilisant une solution de NaCl avec la technique de la microcellule électrochimique (Krawiec et al. 2006) sur ce type d'acier ayant une surface contenant des plans de glissement et des microfissures. Ils ont proposé un critère mécanique-électrochimique menant à une amélioration significative de la réaction anodique et/ou cathodique ainsi que la piqûre des matériaux déformés. Une autre étude a été menée par Krawiec et al. (2009) sur l'électrochimie locale de l'alliage d'aluminium AlCu<sub>4</sub>Mg<sub>1</sub> contenant de larges précipités. Elle a montré que les sites les plus actifs sont également ceux qui correspondent aux microfissures et aux endommagements de la matrice du matériau.



**Figure 18.** Courbes de polarisation locales obtenues à vitesse de balayage  $16.6 \text{ mV}\cdot\text{s}^{-1}$  sur (a) des spécimens à matrice AlCu<sub>4</sub>Mg<sub>1</sub> (b) des spécimens à matrice et précipité Al<sub>2</sub>Cu (Krawiec et al. 2009).

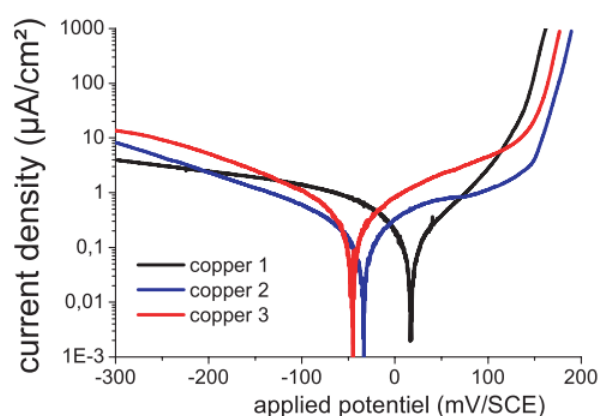


Cependant, les courbes de polarisation locales faites dans les sites contenant les précipités mais sans défauts induits par la déformation sont très proches de celles obtenues dans les grains loin des précipités (cf. Figure 18).

En somme, l'hétérogénéité du matériau, l'endommagement et les microfissures dues aux déformations se montrent comme les principaux précurseurs du changement du comportement électrochimique du matériau métallique.

#### I.4.2.2 Cas des surfaces de cuivre

Etant à microstructure monophasé, d'autres aspects de l'intégrité de surface sont pris en compte lors de l'étude du comportement électrochimique local du cuivre. Il est alors nécessaire de quantifier les contraintes résiduelles, les textures, et la microstructure induite par le procédé. Dans l'étude de Bissey-Breton et al. (2007) traitant le tournage du cuivre Cu-c2, l'influence du rayon de bec de l'outil de coupe, de la vitesse de coupe et du lubrifiant sur les contraintes et la texture a été évaluée. Par la suite, l'effet de ces paramètres de l'intégrité de surface sur le comportement électrochimique a été étudié. Ils ont trouvé que le gradient des contraintes près de la surface dépend de la géométrie de l'outil et de la profondeur de passe, et que la profondeur de passe la plus faible et la présence de lubrifiant engendrent un potentiel de corrosion plus anodique (cf. Figure 19). Plus tard, Bissey-Breton et al. (2011) ont trouvé une relation entre les paramètres de l'intégrité de surface (la rugosité et les contraintes résiduelles) et le potentiel libre de corrosion lors d'essais testant l'effet de la solution aérée de NaCl sur l'électrochimie locale du Cu-c2.



**Figure 19.** Courbes de polarisation potentiodynamique déterminées sur les surfaces usinées dans  $1\text{ M NaClO}_4$  à  $1\text{ mV}\cdot\text{s}^{-1}$  pour (copper 1) une profondeur de passe en chariotage  $a_p = 0.05\text{ mm}$  avec lubrification (copper 2)  $a_p = 0.3\text{ mm}$  sans lubrification (copper 3)  $a_p = 0.3\text{ mm}$  avec lubrification (Bissey-Breton et al. 2007).

Une démonstration théorique de l'impact de la rugosité sur la moyenne de la fonction de travail des électrons (Electron Work Function *EWF*), dans le cas du cuivre correspondant à une diminution de l'*EWF*, a été effectuée par Li et Li (2006). En revanche, ils ont considéré une augmentation de la fluctuation de cette fonction. En effet, une telle fluctuation peut promouvoir la formation de microélectrodes et, par conséquent, accélérer la corrosion. En plus de la microstructure et de la morphologie, la sollicitation mécanique, notamment la déformation plastique induite par le procédé, possède un impact sur la réactivité électrochimique de la surface. D'autre part, Yin et Li (2005) ont trouvé que la taille initiale des grains, les joints de grains et les macles ont un impact sur le profil des contraintes résiduelles qui affecte l'usure corrosive des surfaces de cuivre quand elles sont exposées à une solution saline de NaCl.

### **I.4.3 Relation entre l'intégrité de surface et la tenue des surfaces à la corrosion en milieu agressif**

Concernant l'usinage, quelques travaux ont été effectués pour déterminer le comportement en corrosion de surfaces usinées. En effet, Gurvich et Shubadeeva (1971) ont constaté de manière qualitative que les différentes manières de préparation de la surface par usinage ont une influence sur la détérioration des surfaces en acier inoxydable usiné. Des travaux plus récents ont été réalisés par Cammett et Prevey (2015) sur l'aluminium et l'acier et ont confirmé l'influence d'une exposition à un brouillard salin pendant 500 heures sur la résistance à la fatigue. D'autre part, Bouzid Sai et Triki (2006) ont testé un acier austénite-ferritique dans l'eau de mer synthétique et ont trouvé que l'élévation de température induite par la coupe engendre des contraintes résiduelles de traction et par la suite elles induisent une tenue à la corrosion médiocre par rapport à celle induite par la rectification ou le galetage.

En ce qui concerne le Cu-c2, certains travaux ont porté sur la résistance à la corrosion atmosphérique, simulée par des essais d'exposition en brouillard salin, notamment de Gravier et al. (2012b) où l'influence de la contrainte quadratique, la texture cristallographique, la lubrification et la rugosité a été quantifiée. Les observations des surfaces ont révélé une dissolution générale du cuivre sous l'apparition d'atacamite  $\text{Cu}_2(\text{OH})_3\text{Cl}$  et paratacamite, et la proposition d'un modèle (cf. Figure 81) de dégradation des surfaces usinées en présence d'un brouillard salin.

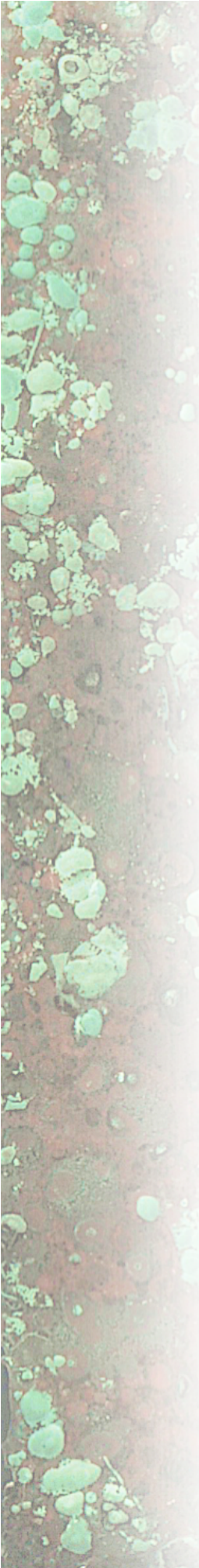
## Conclusion du chapitre

Dans ce chapitre bibliographique, des notions de base concernant la coupe et l'intégrité de surface sont éclaircies. Un état de l'Art concernant la modélisation du comportement mécanique et microstructural est présenté, et son application à la simulation numérique de la coupe est abordée. Ensuite, des notions de base nécessaires à la compréhension de l'étude de la résistance à la corrosion des surfaces sont définies. Elles sont suivies d'une présentation de l'état de l'art concernant l'impact de l'intégrité des surfaces métalliques sur la tenue à la corrosion.

En somme, les recherches ont montré que le comportement des métaux par rapport à la résistance à la corrosion est influencé par l'état mécanique, morphologique, et microstructural des surfaces en question. Pour cette raison, l'un des objectifs de cette thèse, traitant le cas particulier des surfaces en Cu-c2 obtenues par usinage de finition, est la quantification de ces relations de manière phénoménologique. Mais avant ceci, il faut déterminer cet état d'intégrité de surface.

Deux démarches complémentaires sont mises en place : la caractérisation expérimentale et la simulation numérique. Elles sont détaillées dans les chapitres suivants.





## *Chapitre II*

# *Méthodes et techniques expérimentales pour la caractérisation de l'intégrité de surface et de la durabilité*

*“من لا يشرب من بئر التجربة سوف يموت عطشا في صحراء الجهل”*  
"Celui qui ne puise pas du puit de l'expérience mourra de soif  
dans le désert de l'ignorance"  
Proverbe arabe

*La caractérisation expérimentale de l'intégrité de surface induite par usinage nécessite la mise à disposition de plusieurs moyens expérimentaux et la maîtrise des techniques associées. En effet, dans la perspective de relever l'impact de la variation des conditions de coupe entre le tournage et la coupe orthogonale sur l'état mécanique, la topographie et la microstructure des surfaces usinées, ainsi que leur résistance à la corrosion, un plan des essais de coupe est effectué avec instrumentation en ligne et des traitements en post-processus.*

*Dans ce chapitre, les méthodologies expérimentales utilisées pour l'étude de la coupe et pour les analyses de l'intégrité de surface ainsi que pour la durabilité sont expliquées.*

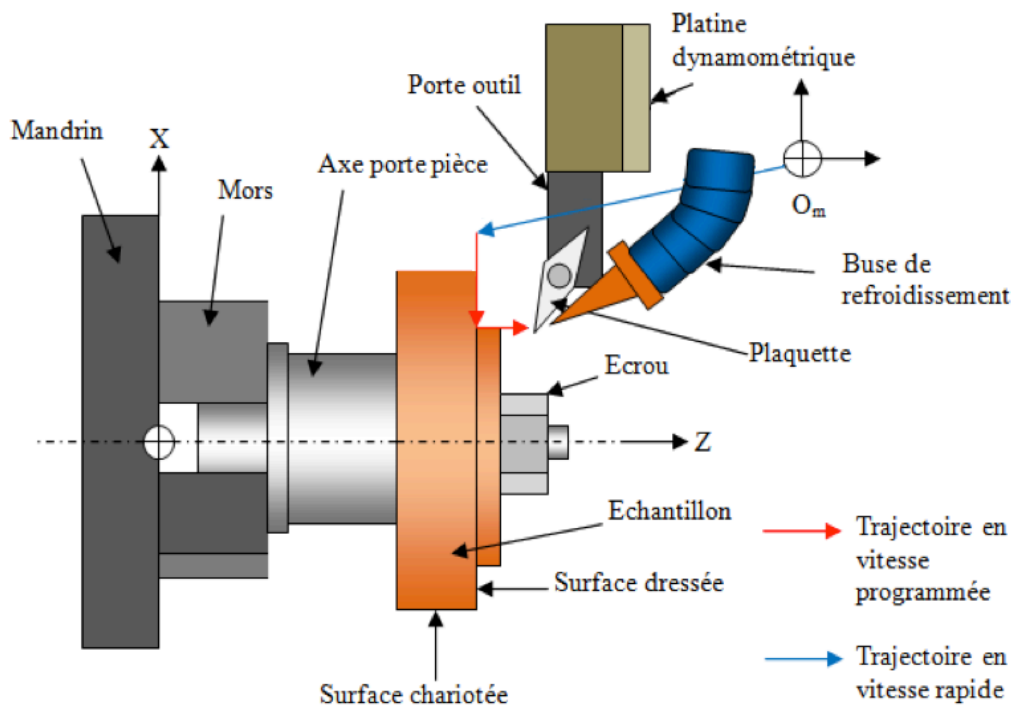
## II.1 Plan des essais

Dans ce paragraphe, le plan des essais expérimentaux suivi pour la caractérisation de l'intégrité de surface du Cu-c2 induite par l'usinage est détaillé.

### II.1.1 Tournage en dressage

La configuration de coupe conventionnelle choisie est le dressage de finition de disques. La Figure 20 schématise le montage de l'essai.

L'objectif des essais de tournage de finition du Cu-c2 consiste à évaluer l'influence de la variation des paramètres de coupe : l'avance  $f$  et la vitesse de coupe  $V_c$ , sur l'intégrité de surface et par la suite la résistance à la corrosion. Deux niveaux de vitesses sont considérés (90 m/min et 120 m/min) avec 3 niveaux d'avance (0.1 mm/tr, 0.15 mm/tr et 0.2 mm/tr). Le plan d'expérience complet renferme  $2^1 \times 3^1 = 6$  combinaisons, auxquelles est ajouté un essai à  $V_c = 90$  m/min et  $f = 0.07$  mm/tr (Table 6 et Table 7), avance trop faible qui peut faire surgir une intégrité de surface particulière suite à une éventuelle apparition du phénomène de labourage du cuivre Cu-c2. Chaque essai est répété une fois. Les paramètres sont :  $\alpha$  l'angle de dépouille,  $\gamma$  l'angle de coupe,  $r_\beta$  le rayon d'acuité d'arête,  $f$  l'avance et  $a_p$  profondeur de passe (cf. Figure 21).  $EL$  désigne les paramètres d'électrochimie locale dans les Tables suivantes (Table 6 et Table 7).



**Figure 20.** Configuration d'usinage en coupe conventionnelle : tournage en dressage d'un disque.

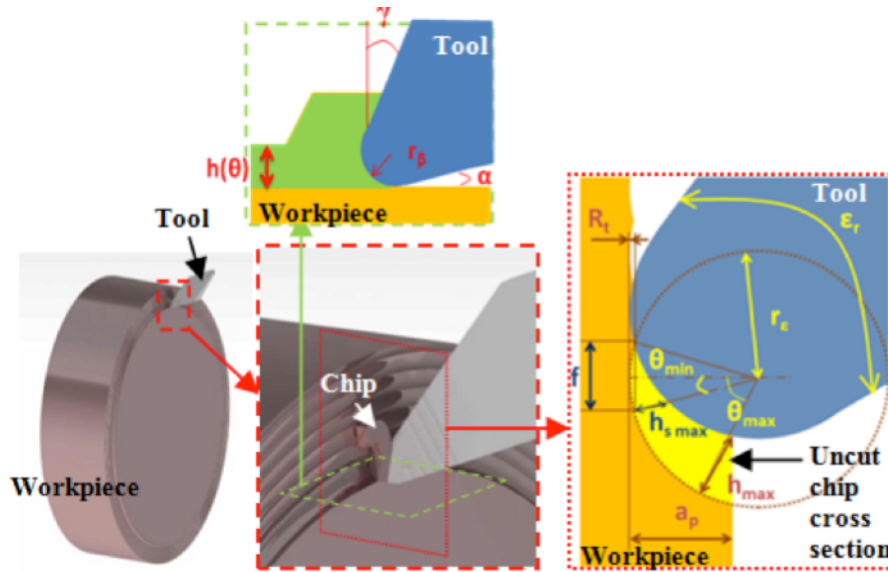


Figure 21. Géométrie de coupe en dressage (Denguir et al. 2014).

N <sup>bre</sup> de tests	Géométrie de l'outil			Géométrie de coupe				Mesures en ligne	Mesures post-processus		
	$\alpha$ [°]	$\gamma$ [°]	$r_\beta$ [ $\mu\text{m}$ ]	$f$ [mm/tr]	$a_p$ [mm]	$h_{\max}$ [mm]	$h_{\max}/r_\beta$	Efforts	EL	Viellissement	Microrugosité
2	7	20	10	0.07	0.5	0.011	1.1	oui	oui	oui	oui
2	7	20	10	0.10	0.5	0.038	3.8	oui	oui	oui	oui
2	7	20	10	0.15	0.5	0.084	8.4	oui	oui	oui	oui
2	7	20	10	0.20	0.5	0.129	12.9	oui	oui	oui	oui

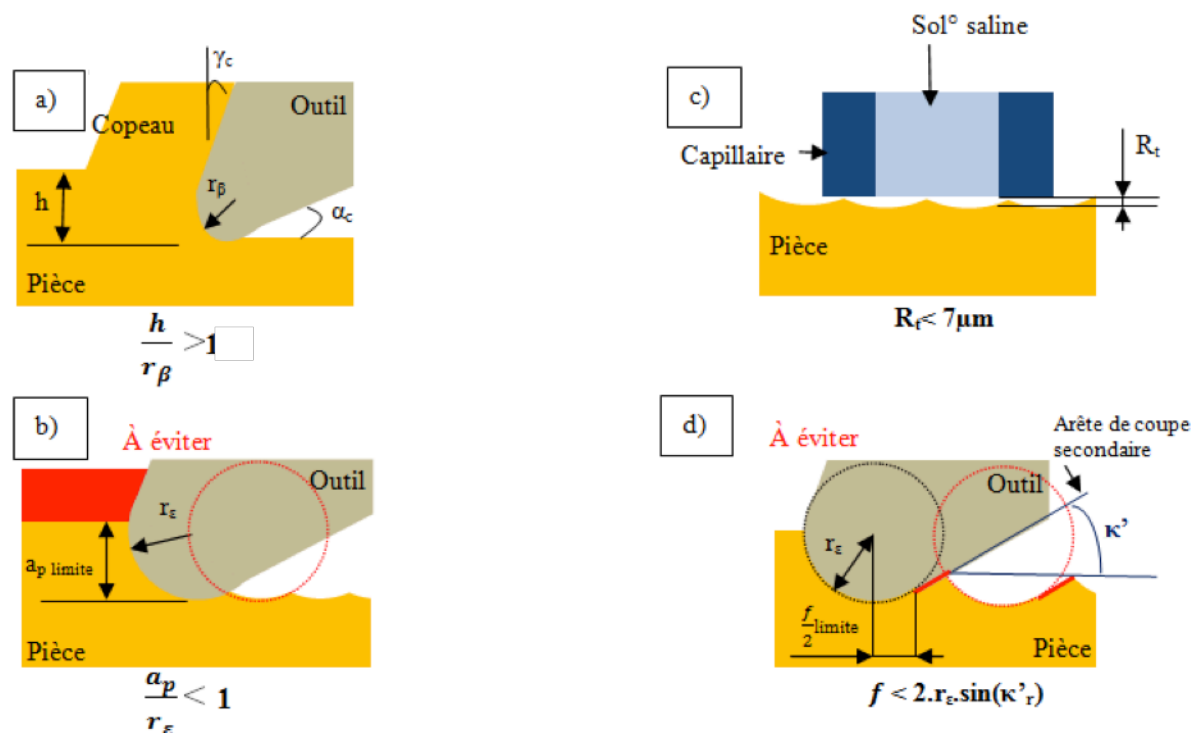
Table 6. Plan des essais en dressage à  $V_c = 90$  m/min.

N <sup>bre</sup> de tests	Géométrie de l'outil			Géométrie de coupe				Mesures en ligne	Mesures post-processus		
	$\alpha$ [°]	$\gamma$ [°]	$r_\beta$ [ $\mu\text{m}$ ]	$f$ [mm/tr]	$a_p$ [mm]	$h_{\max}$ [mm]	$h_{\max}/r_\beta$	Efforts	EL	Viellissement	Microrugosité
2	7	20	10	0.10	0.5	0.038	3.8	oui	oui	non	oui
2	7	20	10	0.15	0.5	0.084	8.4	oui	oui	non	oui
2	7	20	10	0.20	0.5	0.129	12.9	oui	oui	non	oui

Table 7. Plan des essais en dressage à  $V_c = 120$  m/min.

Pour un choix judicieux des paramètres en coupe 3D (ici dressage), il a fallu que les conditions choisies remplissent certains critères. En effet, pour garder l'angle de coupe effectif égal à l'angle de coupe  $\gamma$  de l'outil, le rapport épaisseur coupée  $h$  par acuité d'arête  $r_\beta$  doit vérifier  $h/r_\beta > 1$  (cf. Figure 22a). Ensuite, pour usiner juste avec le rayon du bec de l'outil, il

faut que le rapport profondeur de passe  $a_p$  par rayon de bec de l'outil  $r_\epsilon$  vérifie  $a_p/r_\epsilon < 1$  (cf. Figure 22b). Puis, pour pouvoir garder un profil en arcs de cercles sans usiner avec l'arête de coupe secondaire, il faut que l'avance  $f$  soit inférieure à une valeur limite  $f < 2.r_\epsilon.\sin(\kappa'_r)$  (cf. Figure 22d). Enfin, la rugosité à hauteur maximale de profil  $R_t$  ne doit pas dépasser  $7 \mu\text{m}$  pour que le capillaire des tests de microcellule électrochimique puisse bien adhérer aux surfaces testées (cf. Figure 22c).



**Figure 22.** Critères contraignant le choix des conditions d'usinage en tournage : a) Condition sur l'épaisseur coupée  $h$  b) Condition sur la profondeur de passe  $a_p$  c) Condition sur la rugosité à hauteur maximale de profil  $R_t$  d) Condition sur l'avance  $f$ .

## II.1.2 Coupe orthogonale en rabotage

Comme une opération de coupe 3D demeure assez complexe à étudier en termes de modélisation et instrumentation du processus expérimental, une configuration simplifiée est traitée : la coupe orthogonale. Elle doit procurer des informations qui s'approchent le plus possible de l'état généré par la coupe 3D. Cette configuration permettra de traduire ce qui se passe au niveau de la surface générée.

Les paramètres à faire varier entre les essais de coupe orthogonale sont l'épaisseur coupée  $h$  (0.05 mm et 0.2 mm), la vitesse de coupe  $V_c$  (90 m/min et 120 m/min), mais aussi l'angle de coupe  $\gamma$  (20° et 30°) et l'angle de dépouille  $\alpha$  (5° et 10°).

Ayant un plan d'expérience complet à 4 variables à 2 niveaux chacune, le nombre total de configurations à tester est  $2^4 = 16$ .



N <sup>bre</sup> de tests	Géométrie de l'outil			Géométrie de coupe			Mesures en ligne		Mesures post-processus		
	$\alpha$ [°]	$\gamma$ [°]	$r_\beta$ [ $\mu\text{m}$ ]	$h$ [mm]	$h/r_\beta$	$b$ [mm]	Efforts	Déformations	EL	Vieillessement	Micro- rugosité
2	5	20	10	0.05	5	4	oui	oui	oui	oui	oui
2	5	20	10	0.20	20	4	oui	oui	oui	oui	oui
2	10	20	10	0.05	5	4	oui	oui	oui	oui	oui
2	10	20	10	0.20	20	4	oui	oui	oui	oui	oui
2	5	30	10	0.05	5	4	oui	oui	oui	oui	oui
2	5	30	10	0.20	20	4	oui	oui	oui	oui	oui
2	10	30	10	0.05	5	4	oui	oui	oui	oui	oui
2	10	30	10	0.20	20	4	oui	oui	oui	oui	oui

**Table 8.** Plan des essais en coupe orthogonale à vitesse de coupe  $V_c = 90$  m/min.

N <sup>bre</sup> de tests	Géométrie de l'outil			Géométrie de coupe			Mesures en ligne		Mesures post-processus		
	$\alpha$ [°]	$\gamma$ [°]	$r_\beta$ [ $\mu\text{m}$ ]	$h$ [mm]	$h/r_\beta$	$b$ [mm]	Efforts	Déformations	EL	Vieillessement	Micro- rugosité
1	5	20	10	0.05	5	4	oui	oui	oui	non	oui
1	5	20	10	0.20	20	4	oui	oui	oui	non	oui
1	10	20	10	0.05	5	4	oui	oui	oui	non	oui
1	10	20	10	0.20	20	4	oui	oui	oui	non	oui
1	5	30	10	0.05	5	4	oui	oui	oui	non	oui
1	5	30	10	0.20	20	4	oui	oui	oui	non	oui
1	10	30	10	0.05	5	4	oui	oui	oui	non	oui
1	10	30	10	0.20	20	4	oui	oui	oui	non	oui

**Table 9.** Plan des essais en coupe orthogonale à vitesse de coupe  $V_c = 120$  m/min.

## II.2 Caractérisation de la mécanique de la coupe

Dans ce paragraphe, les moyens expérimentaux utilisés au cours de l'usinage seront présentés.

### II.2.1 Machines-outils

Les essais de coupe sont menés à sec, sauf que, pour garantir le refroidissement lors du contact outil / pièce et l'évacuation des copeaux, le système de refroidissement à l'air filtré

comprimé (vortex) AirMasters® I57030F est adopté. Sa pression d'alimentation est de 8 bars et la fraction refroidie est de 50%. La température à la sortie est de  $-5^{\circ}$ .

Paramètre	Valeur	Désignation
$r_{\varepsilon}$ [mm]	0.8	Rayon du bec de l'outil
$r_{\beta}$ [ $\mu\text{m}$ ]	10	Rayon d'acuité d'arête
$\alpha_n$ [ $^{\circ}$ ]	7	Angle de dépouille
$\gamma_n$ [ $^{\circ}$ ]	20	Angle de coupe
$\kappa_r$ [ $^{\circ}$ ]	127.5	Angle de direction d'arête en dressage
$\varepsilon_r$ [ $^{\circ}$ ]	35	Angle de pointe de l'outil
$\lambda_s$ [ $^{\circ}$ ]	0	Angle d'inclinaison d'arête

**Table 10.** Paramètres de la géométrie de l'outil de dressage.

Pour l'opération de dressage, une plaquette rhombique de type VCGT 160408 AK10 en carbure non revêtu est montée sur un porte-outil de type SVHBL 2020 K16. Elle est effectuée sur le tour CN SOMAB™ T400. Les paramètres géométriques de l'outil sont définis dans la Table 10.

Pour l'opération de rabotage, chaque plaquette en carbure non revêtu de nuance AK20 (de type ARNO™ référence 213202 affûtée chez AIF) est montée sur un porte-plaquette SXCCN 2020 (de type Profil Cut de référence 59011-100-B). Le rabotage se fait par centre d'usinage CN à 3 axes DMG™ DMC85V. Les paramètres géométriques de l'outil sont définis dans la Table 11.

Paramètre	Valeur	Désignation
$r_{\beta}$ [ $\mu\text{m}$ ]	10	Rayon d'acuité d'arête
$\alpha$ [ $^{\circ}$ ]	5-10	Angle de dépouille
$\gamma$ [ $^{\circ}$ ]	20-30	Angle de coupe
$\lambda_s$ [ $^{\circ}$ ]	3	Angle d'inclinaison d'arête

**Table 11.** Paramètres de la géométrie de l'outil de rabotage.

## II.2.2 Mesure des efforts

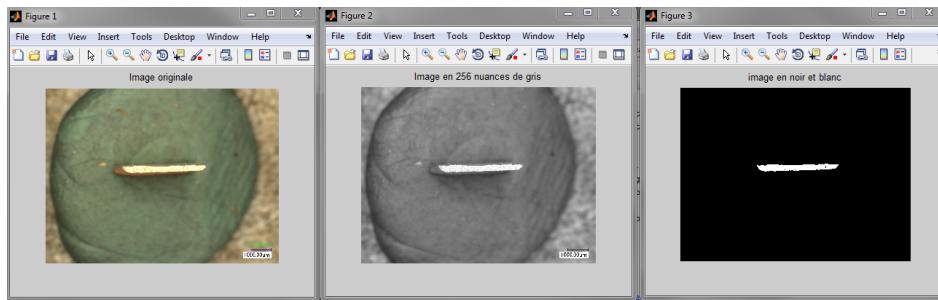
Pour la mesure des efforts de coupe en dressage, une platine dynamométrique de type KISTLER™ 9121 et un amplificateur de charge de type KISTLER™ 5019B en plus d'une carte d'acquisition NI sont utilisés. Pour l'acquisition, le logiciel DasyLab® 13.0 est pris. Le gain est réglé à 60 N/V, la résolution est de 0.009 N, la fréquence d'échantillonnage est de 1 kHz, et la taille de bloc est de 512 échantillons. La méthode de calibrage des paramètres de mesure est détaillée à l'Annexe N°1.

### II.2.3 Mesure du rapport de compression du copeau

Le rapport de compression du copeau  $CCR$  est calculé comme suit :

$$CCR = \frac{\text{Aire de la section transversale du copeau}}{\text{Aire de la section coupée}} \quad \text{Eq. II.1}$$

Pour le cas du rabotage du cuivre, la section du copeau obtenu n'a pas une forme régulière (l'épaisseur du copeau  $h_1$  n'est pas uniforme surtout aux bords). Pour calculer cette surface, un script Matlab<sup>®</sup> est développé dans le but de trouver la section réelle du copeau, ayant pour entrée l'image de la section polie prise au microscope optique Keyence VHX<sup>TM</sup>.



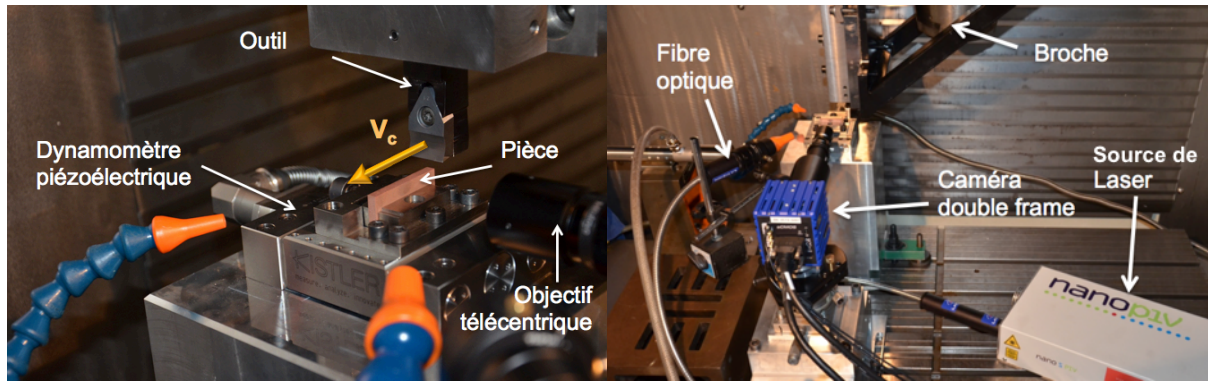
**Figure 23.** Traitement de l'image de la section du copeau par la script Matlab<sup>®</sup>.

En effet, le script permet d'isoler la section du copeau de l'image, la transformer en surface blanche sur fond noir et calculer l'aire de la surface blanche comme dans la (cf. Figure 23).

### II.2.4 Mesure des Déformations

Pour la mesure des déformations plastiques équivalentes résultantes de l'opération d'usinage de finition, particulièrement le rabotage en coupe orthogonale, un dispositif expérimental (cf. Figure 24) a été mis en place. En effet, il est composé de :

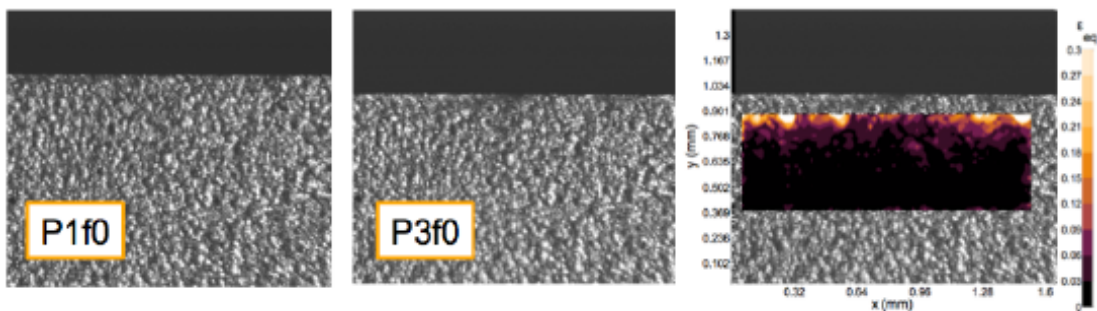
- Une caméra double-frame LaVision<sup>TM</sup> Imager sCMOS (de résolution 2560×2160 pixels codés sur 16 bits) munie d'un objectif télécentrique Mitutoyo<sup>TM</sup>, type ML 10× avec un champ visualisé = 1.7×1.4 mm, et avec une résolution de 0.66 μm/pixel.
- Un laser Nd:YAG à pulsation double (Litron model NS30-15) synchronisé avec la caméra et dont la durée de l'impulsion fixe le temps d'exposition de la caméra.
- Le logiciel de corrélation d'image CorreliQ4<sup>®</sup>. La méthode de calcul utilisée par ce logiciel ainsi que le principe de la corrélation d'image sur la base de déplacement arbitraire, les fonctions de forme, les fonctions d'interpolation, la mesure du déplacement et la sensibilité au bruit sont expliqués dans la référence de Besnard et al. (2006).



**Figure 24.** Dispositif expérimental pour les essais de rabotage.

Le traitement des images se fait comme suit (Outeiro et al. 2015) : 4 paires d'images sont acquises dans chaque test. Chaque paire contient 2 frames avec un inter-frame de  $15 \mu s$  :

- 2 paires avant le test  $P_{0f_0, f_1}$  et  $P_{1f_0, f_1}$  pour évaluer les incertitudes.
- 1 paire  $P_{2f_0, f_1}$  au cours du test pour analyser la formation du copeau.
- 1 paire  $P_{3f_0, f_1}$  après la coupe.



**Figure 25.** Exemple d'évaluation des déformations sur un doublet d'images par CorreliQ4<sup>®</sup>.

Pour obtenir les déformations totales, la corrélation se fait entre  $P_{1f_0}$  et  $P_{3f_0}$ . Pour les déformations plastiques résiduelles, la corrélation se fait entre  $P_{1f_0}$  et  $P_{3f_0}$  (cf. Figure 25).

## II.3 Caractérisation de l'intégrité de surface

Après les essais d'usinage, les surfaces usinées ont subi des tests de caractérisation concernant la topographie, les contraintes résiduelles, les densités de dislocations, les tailles des grains et les microduretés.

### II.3.1 Topographie

Dans le cadre de l'analyse de l'intégrité des surfaces étudiées, il est primordial de connaître la topographie résultante des opérations de finition, essentiellement trouver la rugosité arithmétique  $R_a$  et la hauteur maximale de profil  $R_t$ .

Pour mesurer la rugosité des surfaces usinées, un interféromètre (cf. Figure 26b) Wyko™ modèle NT1100 fonctionnant en mode VSI (Vertical Scanning Interferometry) de résolution de 2 nm dans le plan de mesure et son logiciel d'acquisition Veeco® sont utilisés. Ce moyen permet la reconstitution de la topographie de la surface traitée par le principe de l'interférométrie à la lumière blanche. Les paramètres de rugosité ont été calculés après une application d'un filtre gaussien de 0.8 mm à l'aide de ce logiciel.

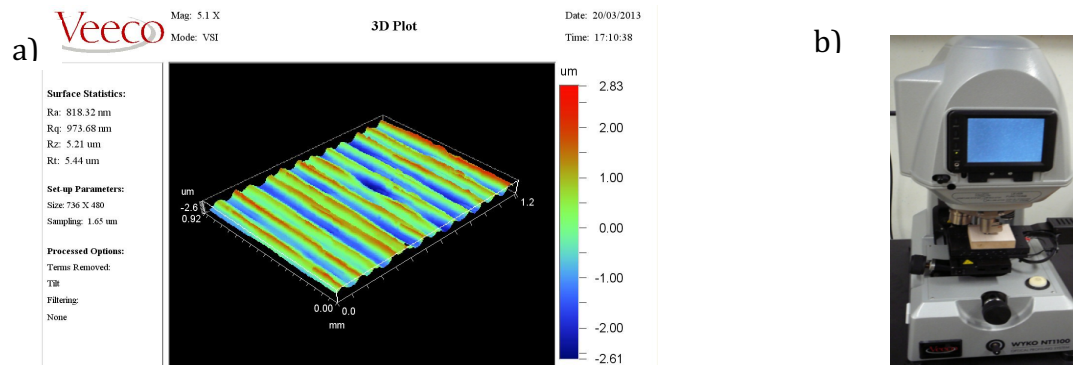


Figure 26. (a) Interface du logiciel d'acquisition Veeco® (b) l'interféromètre optique Wyko®.

### II.3.2 Contraintes résiduelles

Les mesures des contraintes par diffraction des rayons X sont réalisées à l'aide d'un diffractomètre PROTO™ IXRD constitué d'un générateur à rayons X, une tête goniométrique équipée de deux détecteurs à fibres optiques, d'un PC de pilotage et un logiciel d'analyse des contraintes XRDwin®.

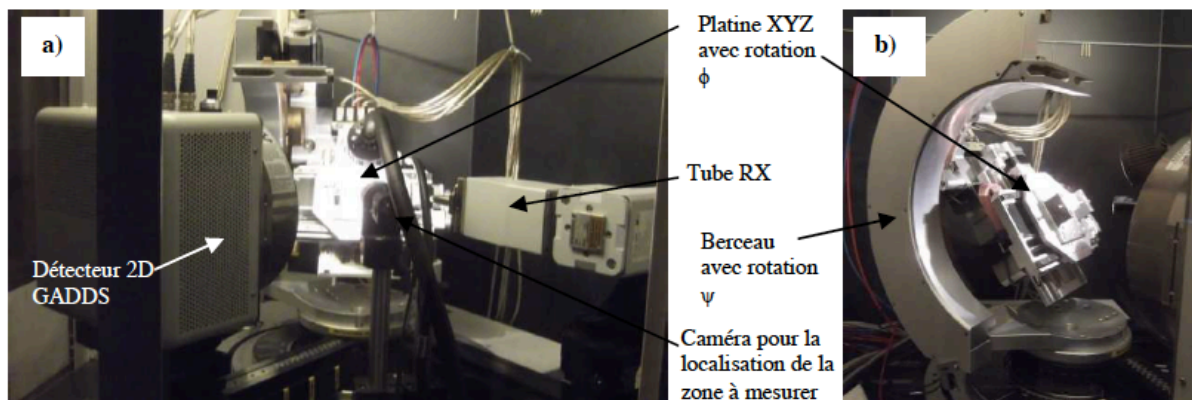


Figure 27. Diffractomètre (a) vue globale (b) vue du berceau d'Euler.

Un rayonnement X est diffracté par le matériau selon les conditions de Bragg. La détermination des contraintes dans le cuivre, étant un métal de structure cristalline régulière, est faisable par diffraction des rayons X. En effet, la position angulaire  $\theta$  d'une raie de

diffraction peut être reliée à la distance interréticulaire  $d_{hkl}$  associée à la famille de plan  $(hkl)$  selon la relation de Bragg :

$$2d_{hkl} \sin \theta = \lambda \quad \text{Eq. II.2}$$

où  $\lambda$  est la longueur d'onde du rayonnement X. La détermination des déformations locales est basée sur la mesure du déplacement angulaire des pics de diffraction induit par une petite variation homogène de la distance inter-réticulaire  $\Delta d = d_{hkl} - d_0$  ( $d_{hkl}$  étant la position mesurée et  $d_0$  étant la position du pic lorsque le matériau est libre de toute contrainte). Cette variation  $\Delta d$  est obtenue en modifiant la relation de Bragg :

$$\Delta d = -\frac{1}{2}d_0 \cotan(\theta)\Delta 2\theta \quad \text{Eq. II.3}$$

La variation  $\Delta d$  est ensuite reliée à la déformation  $\varepsilon_{\phi\psi, hkl}$  locale des plans  $(hkl)$  dans le repère d'Euler en l'assimilant à un déplacement par rapport à une valeur initiale  $d_0$  :

$$\varepsilon_{\phi\psi, hkl} = \frac{\Delta d}{d_0} \quad \text{Eq. II.4}$$

La technique des  $\sin^2\psi$  utilise cette relation entre les mesures de déplacement des pics de diffraction (obtenues par diffraction des rayons X) et les déformations locales du matériau. Après une étape de transition d'échelle, la mécanique des milieux continus permet d'exprimer le déplacement angulaire du pic de diffraction  $\Delta 2\theta$  en fonction des contraintes en surface (notes ici  $\sigma_{11}$  et  $\sigma_{22}$ ) selon la relation :

$$\varepsilon(\phi, \psi) = \frac{1}{2}S_2\sigma_{22} \sin^2(\psi) + S_1(\sigma_{11} + \sigma_{22}) \quad \text{Eq. II.5}$$

avec  $S_1 = -\nu/E$  et  $S_2 = 2(1+\nu)/E$  tel que  $\nu$  est le coefficient de Poisson et  $E$  est le module d'Young.

En somme, cette technique permet d'accéder à l'état de contrainte du volume de matière analysé en utilisant les distances inter-réticulaires  $d_{hkl}$  comme jauges de déformation.

Pour le cuivre pur, les rayons X peuvent pénétrer à l'intérieur de la pièce sur une profondeur de l'ordre de  $5 \mu\text{m}$ . Les valeurs des constantes élastiques utilisées dans le cadre de cette technique sont :  $S_1 = -3.13 \times 10^{-6} \text{ MPa}^{-1}$  et  $1/2S_2 = 11.79 \times 10^{-6} \text{ MPa}^{-1}$ . Les paramètres de diffraction pris en compte lors des mesures effectuées sur les échantillons sont tels que le rayonnement utilisé est de type  $K\alpha$  du Mn sous 18 kV à 4 mA, le plan de diffraction choisi est

le plan (3 1 1), la longueur d'onde est  $\lambda = 0.210314$  nm, la position d'une raie de diffraction du cuivre dans ce plan correspond à un angle d'attaque et d'émission de  $2 \times \theta_0 = 149.09^\circ$ , et la surface irradiée est limitée par un collimateur de diamètre 1 mm. En ce qui concerne les conditions d'acquisition, les angles d'orientation varient de  $-45.45^\circ$  à  $45.45^\circ$  pour l'angle de précession  $\psi$  (30 positions) et de  $-30$  à  $30^\circ$  pour l'angle de rotation propre  $\phi$  (15 positions). Le temps d'acquisition par angle  $\phi$  est 1 seconde  $\times 30$ , les oscillations en  $\phi$  sont évaluées à  $\pm 2^\circ$ . La position du pic de diffraction est calculée avec une gaussienne de 70%. Le calcul des contraintes subit un traitement elliptique, et les incertitudes déterminées par l'équipement correspondent à une fois l'écart type.

### II.3.3 Densité de dislocations

A partir de la largeur des pics des diffractions par rayons X, trois paramètres peuvent être tirés : la largeur du pic  $b(s)$ , la moyenne de la taille cohérente du domaine  $D$ , et la déformation moyenne quadratique  $\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$ . La largeur du pic de diffraction  $b(s)$  est un indicateur global de l'état de la microstructure du matériau.  $D$  est la taille du domaine cristallin parfait dans une direction cristallographique.  $\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$  représente la distorsion dans une direction donnée induite par les défauts autour des domaines cohérents. Ces trois paramètres sont associés à la qualité des défauts cristallographiques, principalement les dislocations, et leurs distributions. Le modèle de Williamson et Smallmann (1956) permet le calcul de la densité de dislocation moyenne dans le matériau d'étude. La densité de dislocations est obtenue en utilisant la taille du domaine cohérent et la distorsion moyenne :

$$\rho_{moyenne} = \frac{c \langle \varepsilon_L^2 \rangle^{1/2}}{Db} \quad \text{Eq. II.6}$$

avec  $b$  le vecteur de Burgers,  $c$  un paramètre de la distribution des dislocations égal à 12 pour les réseaux cristallins de type cubique à faces centrées et  $L$  est la longueur totale de la colonne sur laquelle les distorsions inélastiques internes sont moyennées.

Le pic de diffraction des rayons X peut être représenté par une intégrale de Fourier dans l'espace réciproque après élimination de l'élargissement instrumental. Quand il n'y a pas de défaut d'empilement, le pic de diffraction est symétrique, uniquement à la partie réelle des coefficients de Fourier est considérée. Ici,  $s = 2 \sin \theta / \lambda$ ,  $\theta$  angle de diffraction et  $\lambda$  longueur d'onde (Lu 1995). Pour remonter aux densités de dislocations, il est intéressant d'évaluer les micro-contraintes directement de la largeur du pic. Cette largeur intégrale du pic est définie par :

$$b = \left( \int (s) ds \right) / I_{\max} \quad \text{Eq. II.7}$$

Avec l'utilisation de la fonction de Cauchy pour simuler le pic de diffraction, l'amplitude due à la microdéformation est égale à :

$$b^D(s) = \sqrt{2\pi} \langle \varepsilon^2(L) \rangle^{1/2} \cdot s \quad \text{Eq. II.8}$$

Il est à noter que la distorsion quadratique moyenne (micro-déformation)  $\langle \varepsilon^2(L) \rangle$  a une valeur moyenne constante (indépendante de  $L$ ) pour un pic de diffraction donné  $b^D(s)$  qui est une fonction de  $s = 2\sin\theta/\lambda$ . L'élargissement dû à l'effet de la taille est donné par :

$$b^S(s) = 1 / D_1 \quad \text{Eq. II.9}$$

Donc la largeur totale (profil de Cauchy) est de la forme :

$$b(s) = b^D(s) + b^S(s) = 1 / D_1 + \sqrt{2\pi} \langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2} \cdot s \quad \text{Eq. II.10}$$

Delhez et al. (1982) ont proposé une méthode de détermination de  $D_1$  et  $\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$  dans le cas d'une fonction de profil pseudo-Voigt :

- La forme de chaque profil de fonction (proportion gaussienne  $g$ ) peut être caractérisée par le rapport de l'amplitude totale à moitié du maximum  $2w$  de la largeur intégrale  $b$ .

$$\frac{2w}{b} = \left[ \left( \frac{\pi^{0.5}}{2(\ln(2))^{0.5}} \right) + g \left[ \frac{\pi}{2} - \frac{\pi^{0.5}}{2(\ln(2))^{0.5}} \right] \right]^{-1} \quad \text{Eq. II.11}$$

- Les largeurs intégrales des composantes de Cauchy et de Gauss peuvent être obtenues en utilisant les relations suivantes :

$$\frac{b_c}{b} = 0.017475 + 1.500484g - 0.534156g^2 \quad \text{Eq. II.12}$$

$$\frac{b_G}{b} = 0.184446 + 0.812692(1 - 0.998497g)^{0.5} - 0.659603g + 0.445542g^2 \quad \text{Eq. II.13}$$

-  $D_1$  et  $\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$  peuvent être déterminés par :

$$D_1 = \frac{\lambda}{2b_c \cos\theta} \quad \text{Eq. II.14}$$

$$\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2} = \frac{b_G}{2\sqrt{2\pi} \tan\theta} \quad \text{Eq. II.15}$$

avec  $\lambda$  la longueur d'onde et  $\theta$  l'angle de Bragg. Retrouvant l'équation (Eq. II.6), la densité de dislocations est donc calculée.



### II.3.4 Taille des grains

La mesure de la taille des grains de cuivre Cu-c2 est effectuée par une méthode optique. En effet, afin d'obtenir une évaluation de l'évolution du profil de la taille des grains, la procédure suivante (décrite dans la Figure 28) est adoptée :

- La surface à observer est polie et attaquée automatiquement par la machine de polissage électrolytique Struers™ LectroPol-5 utilisant l'électrolyte Struers™ D2 (acide phosphorique) convenable pour le cuivre et les alliages de cuivre.
- L'épaisseur polie attaquée est gérée par le temps de polissage choisi dans le programme. Le niveau de mesure voulu est vérifié par un comparateur au  $1/1000$ .
- La surface est observée au microscope optique muni d'un filtre polarisateur.
- L'image issue de la micrographie optique est traitée par le logiciel MagniSci® pour identifier les joints des grains et calculer l'aire de chaque grain. Le résultat est sous forme de rapport statistique de la distribution des tailles des grains dans la zone analysée.

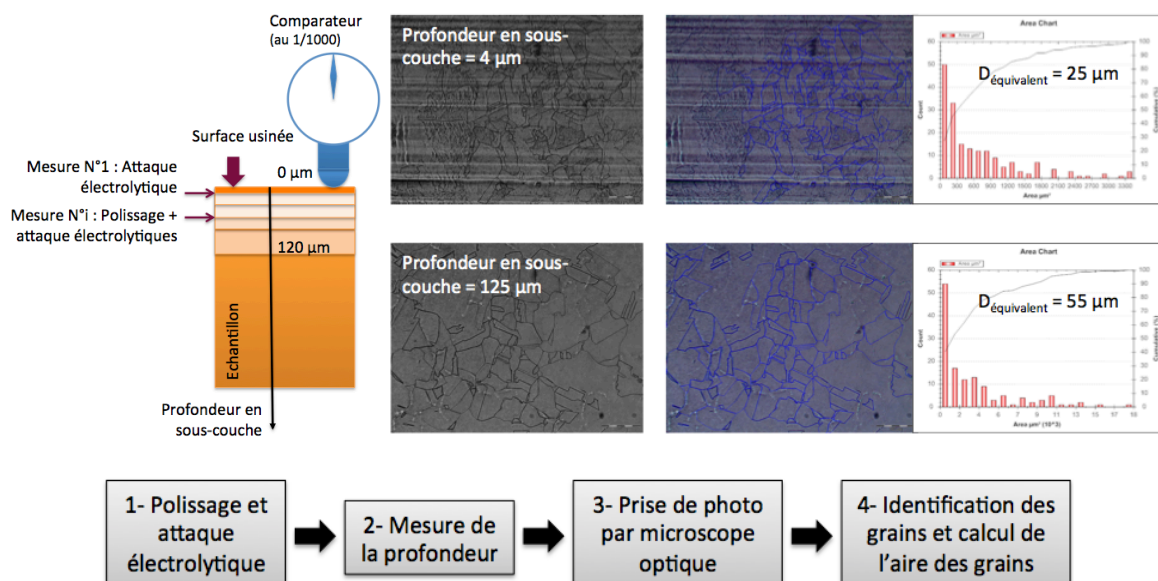


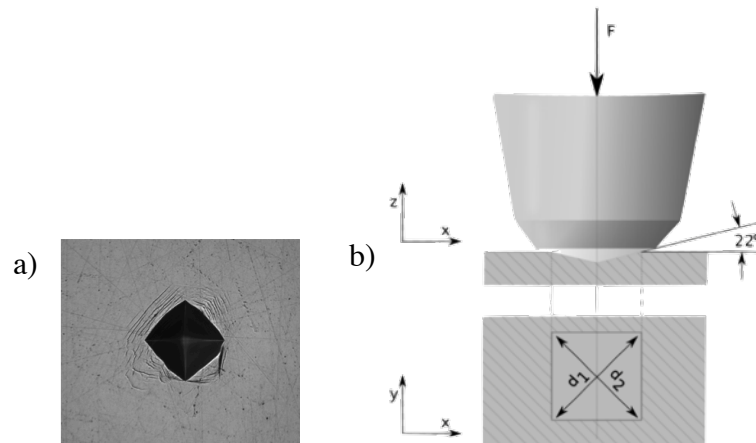
Figure 28. Méthode de mesure du profil d'évolution de la taille des grains.

### II.3.5 Microdureté

La microdureté Vickers HV est mesurée selon la norme EN ISO 6507-1 en utilisant un processus automatisé de mesures multiples sur la machine TUKON™1202 de Wilson Hardness®. Le principe consiste à appliquer une charge sur la surface à tester via une pointe pyramidale normalisée en diamant et récupérer les dimensions de l'empreinte carrée résultante (cf. Figure 29) afin d'en déduire la dureté HV correspondant à :

$$HV = \frac{2F \sin\left(\frac{136^\circ}{2}\right)}{gd^2} \quad \text{Eq. II.16}$$

où  $F$  correspond à la force appliquée,  $d$  la moyenne des diagonales de l'empreinte, et  $g$  l'accélération de pesanteur.



**Figure 29.** (a) Empreinte de l'indenteur sur la face latérale de l'échantillon en cuivre Cu-c2 (b) Schéma de principe de l'essai de dureté Vickers.

Pour l'étude du cuivre Cu-c2, comme un profil d'évolution de la microdureté en profondeur est recherché, la face latérale de l'échantillon est polie, ensuite soumise à des séries d'indentations (cf. Figure 29) partant de la surface usinée. La charge utilisée est de 25 grammes.

## II.4 Caractérisation de la durabilité

Sous certaines conditions de coupe, l'usinage de finition induit un champ de contraintes résiduelles dans le matériau et modifie significativement la microstructure en sous-couche. La rugosité de la surface est également altérée. L'étude expérimentale est faite pour quantifier l'influence des paramètres de coupe sur la topographie de la surface, les contraintes résiduelles, et la microstructure du matériau d'étude. La méthode numérique par éléments finis est utilisée pour calculer les profils des contraintes et évaluer les transformations microstructurales dans le matériau usiné sous différentes conditions de coupe.

Comme les propriétés mécaniques et microstructurales sont significativement affectées par l'usinage, le comportement électrochimique et la résistance à la corrosion sont également affectés. Dans ce paragraphe, les techniques utilisées pour tester le comportement des surfaces usinées sont présentées à deux échelles : locale par des tests d'électrochimie locale, et globale par des essais de corrosion de longue durée sous atmosphère saline.

## II.4.1 Electrochimie locale

L'objectif de ces essais est l'étude des effets de la variation des paramètres de coupe sur les courbes de polarisation.

### II.4.1.1 Notions

Il est à rappeler que les courbes de polarisation obtenues grâce à des tests d'électrochimie locale permettent de quantifier le comportement d'une surface dans les domaines cathodiques et anodiques. Le domaine anodique donne une information sur les réactions de dissolution du matériau.

En effet, dans un milieu donné, le métal qui se passive spontanément résiste mieux à la corrosion qu'un métal actif. Il faut donc étudier les paramètres thermomécaniques et cinétiques qui contrôlent la passivation spontanée du métal. Cette passivation spontanée et stable requiert les deux conditions suivantes : ( $E_p < E_{rev,ox}$ ) et ( $i_{pass} < |i_{cath}|$ ) avec  $E_p$  le potentiel de passivation,  $i_{pass}$  la densité de courant de passivation,  $E_{rev,ox}$  le potentiel réversible de l'oxydant, et  $i_{cath}$  la densité de courant cathodique pour la réduction de l'oxydant au potentiel de passivation. Le métal qui a une densité de courant de passivation plus faible que la valeur absolue du courant cathodique correspond à un état de passivité stable, donc à une vitesse de corrosion faible (Landolt 2003).

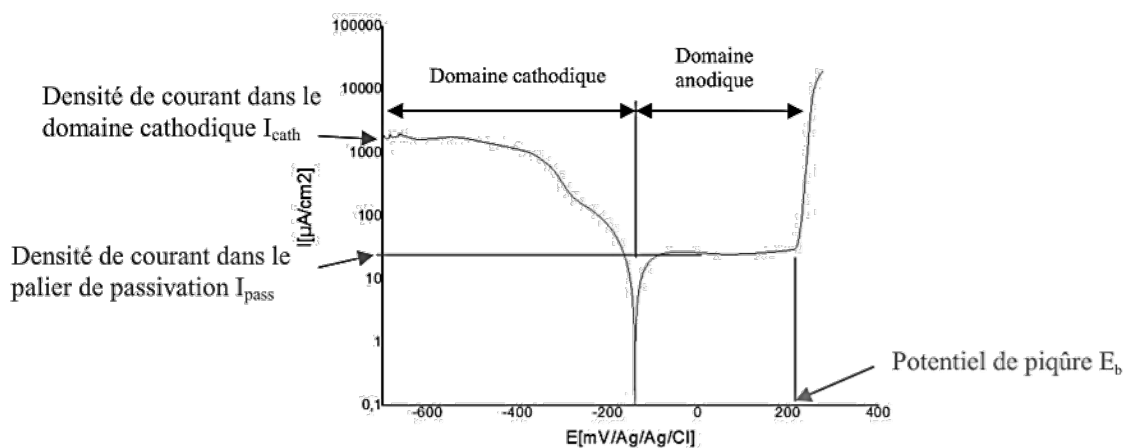


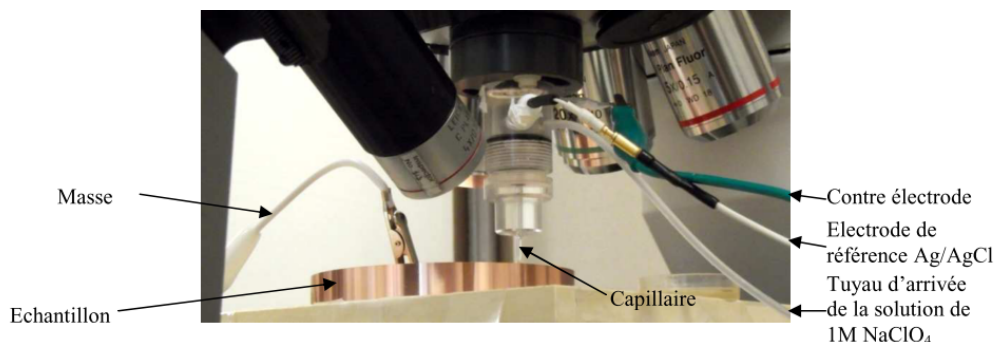
Figure 30. Structure d'une courbe de polarisation.

La variation des paramètres de coupe induit des variations des états topographiques, mécaniques et microstructuraux (paramètres de l'intégrité de surface) des sous-couches de la surface usinée, et par conséquent la variation des paramètres électrochimiques des courbes de polarisations. La Figure 30 montre les paramètres électrochimiques associés à ces courbes,

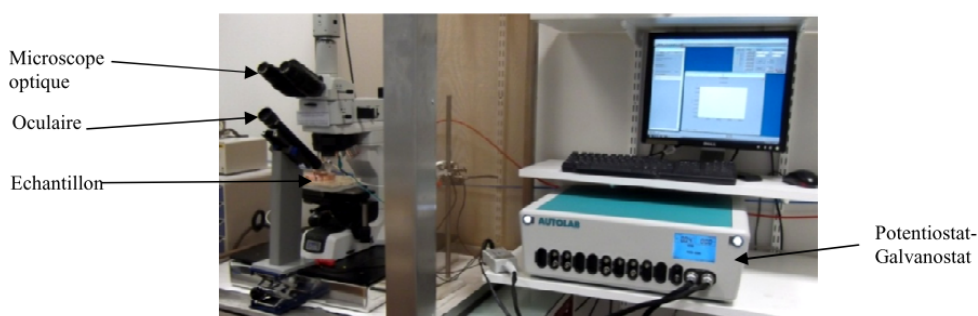
notamment : la densité de courant dans le domaine cathodique  $I_{cath}$ , la densité de courant dans le palier de passivation  $I_{pass}$ , l'étendue du domaine anodique, et le potentiel de piqûre  $E_p$ .

#### II.4.1.2 Procédure expérimentale

La technique d'analyse électrochimique locale est basée sur l'utilisation d'un micro-capillaire qui confine l'électrolyte à la surface testée. Elle sollicite l'usage d'une microcellule composée d'un micro-capillaire dont l'extrémité est couverte d'un dépôt de silicone afin d'éviter les fuites d'électrolyte et les formations de crevasses durant les mesures. La microcellule est fixée à la tourelle d'un microscope optique haute résolution afin de positionner avec précision la microcellule sur la surface de l'échantillon (cf. Figure 31). Grâce à une cage de Faraday et un potentiostat bas bruit et haute résolution muni de câbles doublement blindés, tout bruit d'origine électromagnétique susceptible de perturber les mesures est supprimé (cf. Figure 32).



**Figure 31.** Disposition de l'échantillon, du microcapillaire et des électrodes.



**Figure 32.** Vue d'ensemble du dispositif expérimental pour les essais d'électrochimie locale à la microcellule.

Dans cette étude, l'électrolyte utilisé est la solution aérée  $\text{NaClO}_4$  1M. L'électrode de référence est l'Ag/AgCl. Un capillaire de diamètre  $50 \mu\text{m}$  est utilisé. Le choix du diamètre peut s'expliquer comme suit : pour les surfaces issues du dressage, les courbes de polarisation concernent les creux et les saillis des stries d'usure. Pour ces mesures, le micro-capillaire est positionné comme dans la Figure 33. Pour pouvoir s'insérer dans un creux, son diamètre doit

être inférieur à la distance minimale entre deux stries d'usinage, ce qui correspond à l'avance  $f$  minimale en dressage.

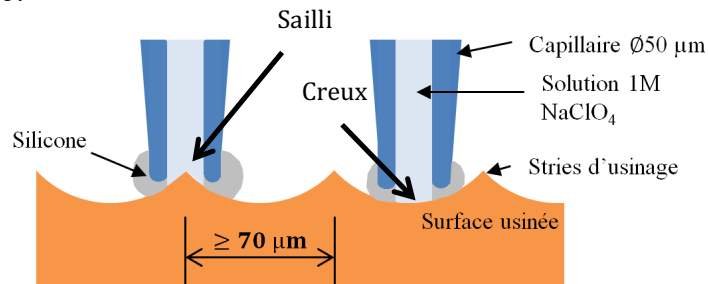


Figure 33. Position du microcapillaire lors des mesures sur les surfaces dressées.

## II.4.2 Corrosion en brouillard salin

L'objectif de ces essais de corrosion sous atmosphère saline est de suivre l'évolution du vieillissement des surfaces usinées dans un environnement corrosif.

### II.4.2.1 Manipulation

Les échantillons de cuivre Cu-c2 usinés sont mis dans une armoire étanche à atmosphère contrôlée constituée d'un brouillard salin de 0.1 M NaCl à un débit continu de 9 mL/h à  $24 \pm 1^\circ\text{C}$ .

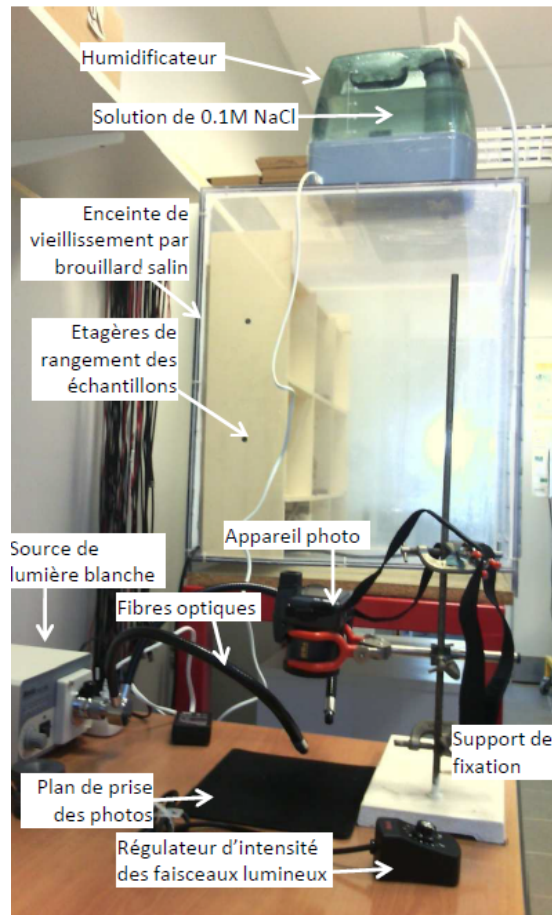


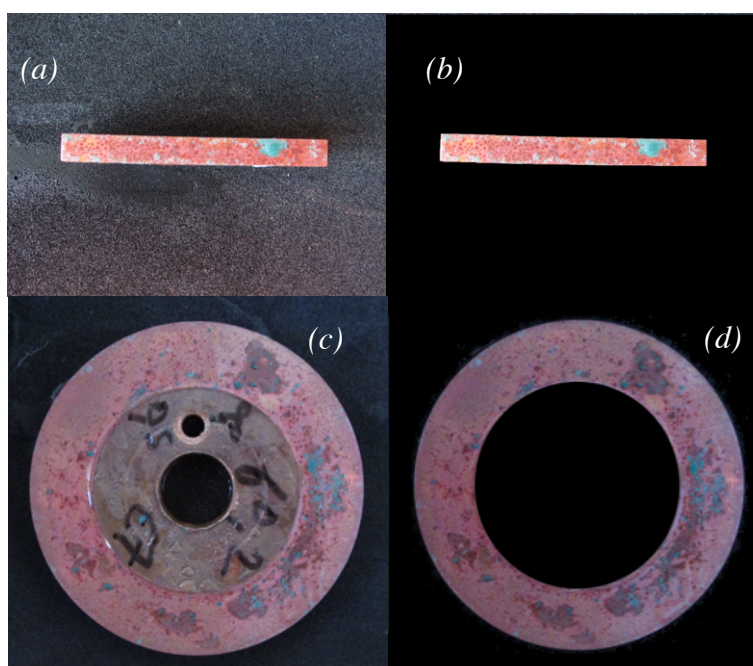
Figure 34. Dispositif expérimental.

A chaque intervalle de temps d'exposition, les échantillons sont pris en photos pour calculer l'évolution de la surface oxydée. L'éclairage à la lumière blanche est réglé, et la caméra est mise au point de sorte à garder les couleurs naturelles et l'image nette.

Les échantillons sont mis sur les étagères du centre de l'enceinte de vieillissement (cf. Figure 34). A chaque heure de mesure, les échantillons sont sortis et pris en photos un par un.

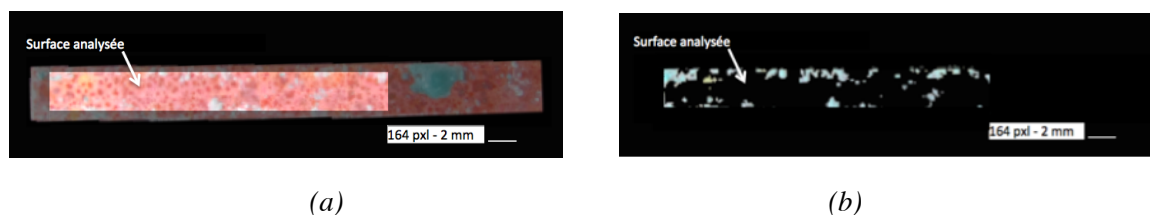
#### II.4.2.2 Traitement numérique

Ces images sont retouchées de manière à isoler la surface d'étude (cf. Figure 35). Le calcul du pourcentage de vert dans la surface est fait grâce à des scripts développés sous Matlab<sup>®</sup>.



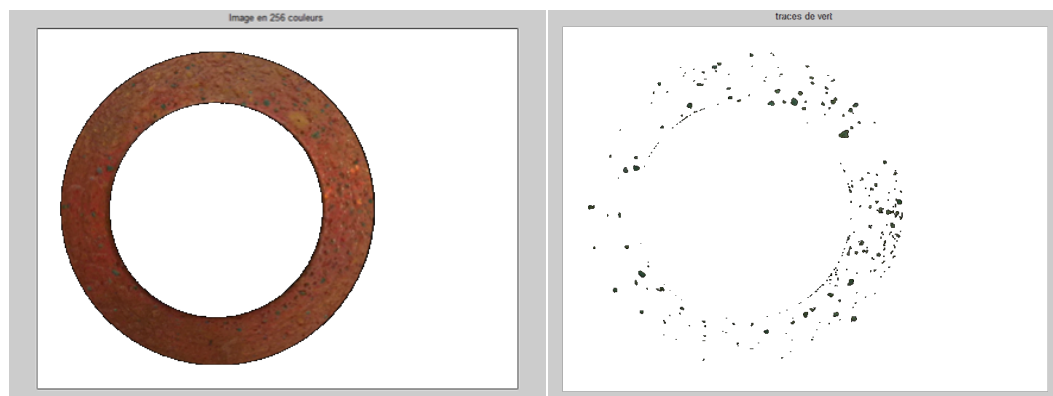
**Figure 35.** Images de la surface de l'échantillon (a) obtenu en rabotage avant retouches (b) après retouches (c) obtenu en dressage avant retouches (d) après retouches.

La première étape que fait le script est la conversion de l'image en 256 couleurs. Cette conversion permet d'alléger le calcul en stockant dans la mémoire l'image comme une matrice de 3 tableaux, où chaque tableau correspond à une couleur primaire (tableau 1 : rouge, tableau 2 : vert et tableau 3 : bleu) rempli de chiffres entre 0 et 255 (256 nuances de la couleur où 0 correspond au noir et 255 au blanc). La deuxième étape est le calcul de la surface totale analysée de l'échantillon. Cette surface représente uniquement une partie de l'échantillon pour éviter l'influence des effets de bords et l'instabilité de la coupe au début de l'opération de rabotage (cf. Figure 36a). La troisième étape est l'isolation des taches vertes (cf. Figure 36b). Le programme affiche la valeur de la surface verte en pixels, et le pourcentage de corrosion de la surface.



**Figure 36.** (a) Image convertie en 256 couleurs (b) Isolation des taches vertes.

La procédure suivie pour l'exploitation des images des surfaces disques est similaire à la précédente (cf. Figure 37).



**Figure 37.** Isolation des taches vertes sur les surfaces disques.

Pour résumer : les échantillons de cuivre Cu-c2 usinés sont mis dans une atmosphère contrôlée constituée d'un brouillard salin de 0.1 M NaCl à un débit de 9 mL/h à  $24 \pm 1^\circ\text{C}$ . A chaque intervalle de temps donné, les échantillons sont pris en photos pour calculer l'évolution de la surface oxydée. Ensuite les images sont traitées sous Matlab® en 4 étapes : conversion en 256 couleurs, filtrage pour l'isolation des traces de vert, comptage du nombre de pixels verts, et enfin calcul du pourcentage oxydé de la surface par division de ce nombre sur la totalité des pixels représentant la surface analysée. Les essais s'arrêtent quand le temps d'exposition atteint 2556 heures. L'évaluation de l'erreur est donnée à l'Annexe N°2.

#### II.4.2.3 Evaluation du volume de cuivre attaqué en fin d'essai

L'objectif de cette manipulation consiste à déterminer le volume de cuivre ayant réagi par  $\text{mm}^2$  couvert d'atacamite (la couleur verte). La démarche suivie se résume dans ces 5 points :

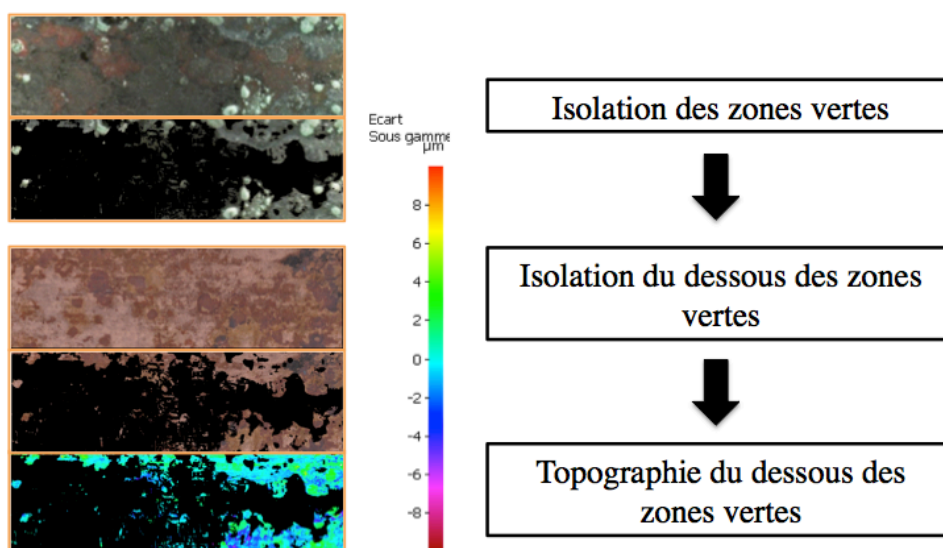
- 1- Prise de photo de la surface oxydée par microscopie optique à haute résolution (avec le microscope Keyence™)
- 2- Prise de photo de la surface nettoyée des oxydes avec le microscope Keyence™.
- 3- Isolement de la surface test de dimensions 2 mm x 8 mm sous le microscope Alicona™.

4- Analyse de la topographie par mesure optique utilisant la variation de la distance focale sous Alicona™.

5- Calcul du volume de Cu-c2 disparu de la surface oxydée par traitement automatique des images sous Matlab® grâce à un script développé dans la thèse faisant les tâches suivantes :

- a) Isolation des zones vertes (couvertes d'atacamite) à partir de la photo de la surface oxydée.
- b) À partir de l'image de la même surface nettoyée, isolement des topographies des zones correspondantes au-dessous des zones vertes uniquement.
- c) Visualisation de la topographie correspondante aux zones filtrées uniquement. Le niveau 0 correspond au plan moyen porteur des stries d'usinage (ayant  $R_a < 800$  nm).
- d) Le programme calcule un volume de cuivre disparu (creux) en dessous des zones couvertes d'atacamite et le divise par la surface verte analysée, ce qui donne une profondeur moyenne du substrat dissout comme suit :

$$\text{Creux moyen } (\mu\text{m} / \text{mm}^2 \text{ vert}) = \frac{\sum_{i \in \text{zones isolées}} \text{profondeur du pixel}_i \times \text{aire du pixel}_i}{\sum_{i \in \text{zones isolées}} \text{aire du pixel}_i} \quad \text{Eq. II.17}$$



**Figure 38.** Evaluation du volume de cuivre attaqué par  $\text{mm}^2$  couvert d'atacamite.

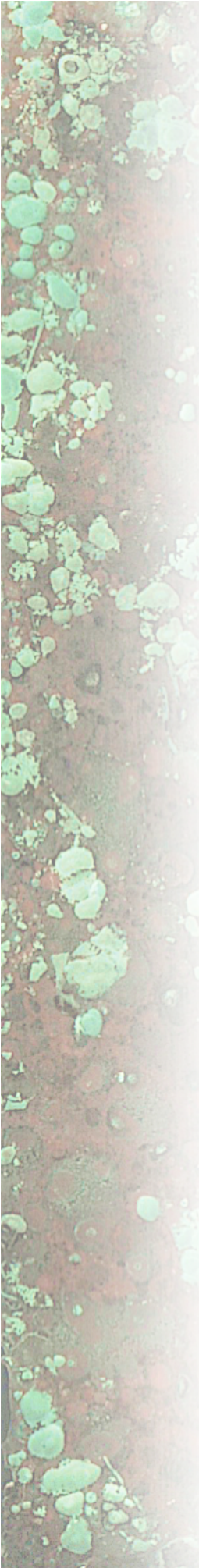


## Conclusion du chapitre

Dans ce chapitre, les techniques expérimentales appliquées aux surfaces usinées ont été présentées. Elles concernent les trois axes d'investigation de ce projet : la mécanique de la coupe (les machines et outils de coupe utilisés, la mesure des efforts de coupe, le rapport de compression du copeau), l'intégrité de surface (la topographie, la mesure des déformations par corrélation d'image, les contraintes résiduelles, les densités de dislocations, la taille des grains, la microdureté), et la résistance à la corrosion (l'électrochimie locale et la résistance à la corrosion sous atmosphère saline).

Dans le chapitre suivant, les résultats de la caractérisation expérimentale seront détaillés dans les deux configurations : de tournage en dressage et de coupe orthogonale en rabotage.





# *Chapitre III*

## *Caractérisation expérimentale de l'intégrité de surface et de la durabilité*

*« Life is an experiment in which you may fail or succeed. Explore more, expect least »*  
Santosh Kalwar

*Dans ce chapitre, les résultats obtenus lors du dressage du cuivre Cu-c2 sont comparés à ceux obtenus en coupe orthogonale en configuration de rabotage pour identifier les points communs concernant l'impact de l'usinage sur l'intégrité de surface et la corrosion.*

*Les comparaisons concernent les efforts, la topographie de la surface usinée, les contraintes résiduelles, l'électrochimie locale et la résistance à la corrosion sous atmosphère saline. Pour les autres paramètres nécessaires à la suite de l'étude (déformation, densité de dislocations, taille des grains et microdureté), les résultats sont donnés uniquement pour le rabotage en raison de la difficulté d'instrumentation et de mesure dans le cas du dressage.*

*Les résultats en coupe orthogonale de ce chapitre complétés par les résultats de la simulation numérique de la coupe au Chapitre IV sont utilisés dans le Chapitre V pour l'analyse multi-physique.*

### III.1 Etude du tournage : cas du dressage

Les aspects de la mécanique de la coupe traités dans cette étude sont : les efforts (de coupe, d'avance et de pénétration), la topographie de la surface usinée, ainsi que les déformations et contraintes résiduelles sur cette même surface.

#### III.1.1 Efforts

Les résultats des mesures (cf. Figure 39) concernent les surfaces obtenues par dressage à quatre avances (0.07 mm/tr ; 0.10 mm/tr ; 0.15 mm/tr et 0.20 mm/tr) et deux vitesses de coupe (90 m/min et 120 m/min) avec une profondeur de passe constante et égale à 0.5 mm.

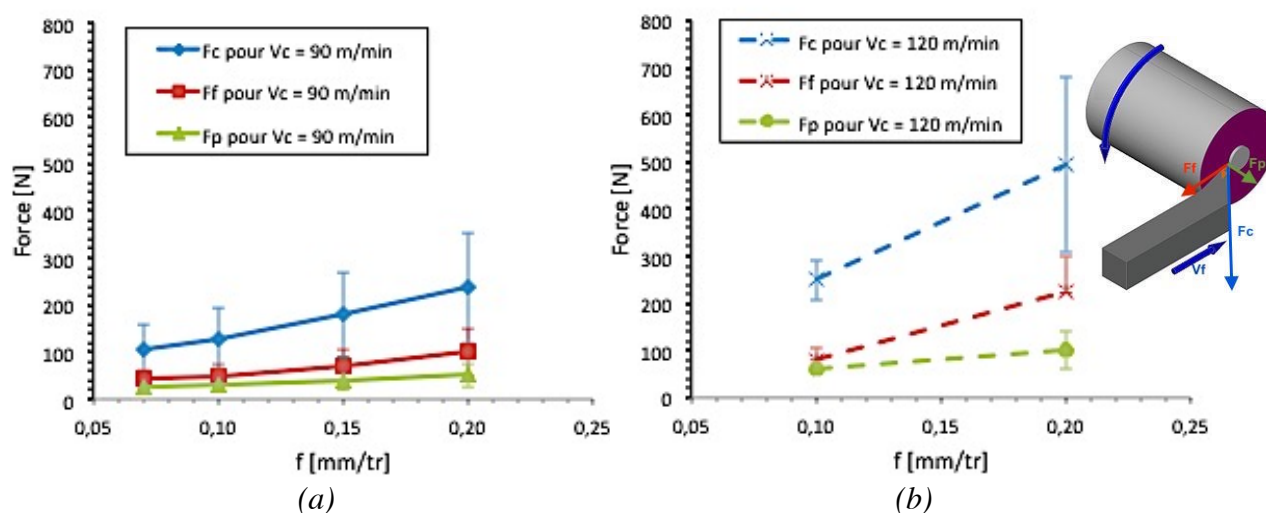


Figure 39. Efforts mesurés en dressage à : (a)  $V_c = 90$  m/min ; (b)  $V_c = 120$  m/min.

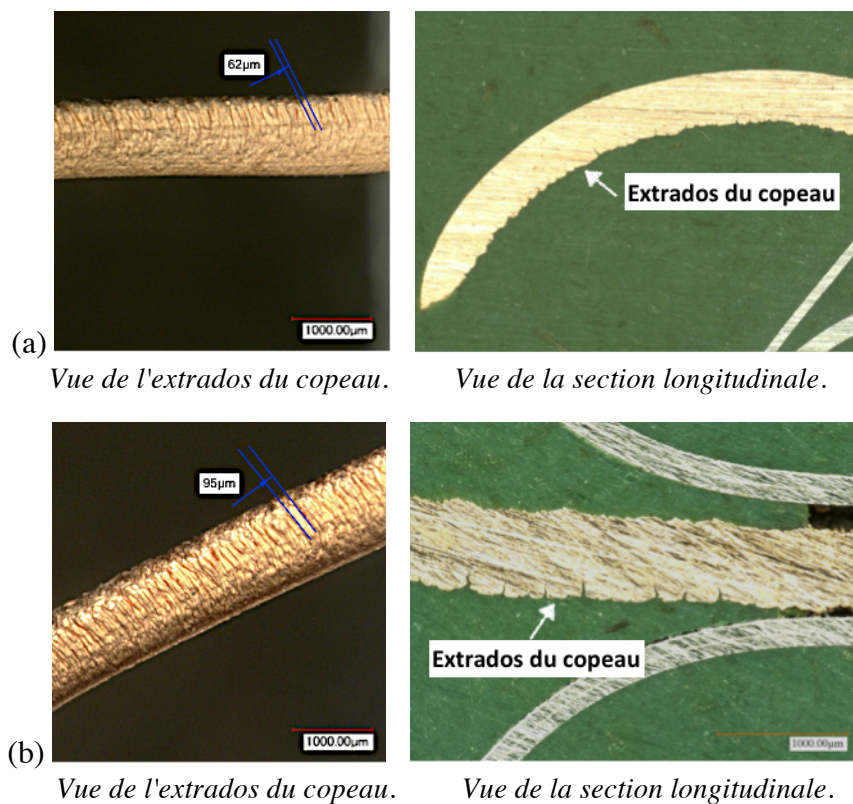
Les résultats montrent que l'augmentation de la vitesse de 90 à 120 m/min et de l'avance de 0.05 à 0.2 mm/tr engendre une élévation des efforts de coupe, et que l'écart entre la valeur maximale et la valeur minimale de l'effort mesuré s'accroît avec l'augmentation de l'avance. Dans la littérature, il se trouve que l'augmentation de la vitesse engendre plutôt une diminution des efforts (Chen 2000) (Ozel et al. 2005), justifiée par un possible adoucissement thermique dans le matériau usiné, ou une neutralité dans la réponse des efforts (Korkut et Donertas 2007). L'influence atypique de la vitesse de coupe peut être justifiée par un changement du coefficient de frottement entre les deux matériaux en contact et un éventuel changement de l'angle effectif de coupe là où il y a adhésion du matériau de la pièce sur l'outil (Zorev 1966). Cette variation des efforts non typique est vue dans le cas de l'usinage des aciers structuraux AISI 5130 (30KH dans la norme GOST 10702 (1978)) et AISI 5132 (35KH dans la norme GOST 10702 (1978)) pour des vitesses de coupe entre 40 et 120 m/min (Zorev 1966). La variation du coefficient de frottement est en effet vue dans les essais expérimentaux menés par la suite dans §IV.2.2 lors

de la détermination de la loi de frottement entre l'outil et le cuivre Cu-c2. Ce coefficient varie entre 0.1 et 0.4 selon la vitesse de glissement.

### III.1.2 Morphologie du copeau et rapport de compression

La morphologie du copeau obtenue par dressage est identique pour toutes les conditions de coupe testées : copeaux continus longs enroulés avec un profil périodique à l'extrados, sauf que cette périodicité est plus visible quand l'avance est plus importante. En effet, pour les avances les plus élevées, la fréquence de segmentation (ou de festonnement) du copeau diminue et les segments (festons) deviennent plus marqués (cf. Figure 40b). Cet effet du copeau festonné est plus visible en tournage dur (Poulachon et Moisan 2000), par contre pour un matériau hautement ductile comme le cuivre Cu-c2 recuit, il est beaucoup moins visible, où le copeau est continu avec de petits segments difficilement distinguables (Astakhov 1999).

En ce qui concerne le rapport de compression du copeau mesuré par la méthode décrite en §II.2.3, Figure 41 montre un rapport élevé (entre 4 et 6) qui diminue avec l'augmentation de l'avance  $f$ . En effet, pour un matériau particulièrement ductile, il a été démontré par Astakhov et al. (1997) que l'augmentation de l'avance engendre la formation d'un copeau plus épais.



**Figure 40.** Morphologie des copeaux obtenus à  $V_c = 90$  m/min pour : (a)  $f = 0.1$  mm/tr ; (b)  $f = 0.2$  mm/tr.

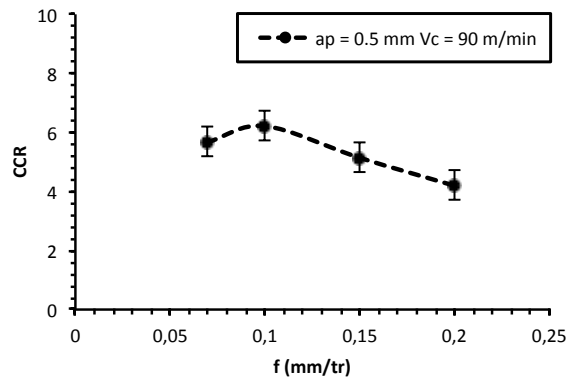


Figure 41. Rapport de compression du copeau en dressage à  $V_c = 90$  m/min.

### III.1.3 Topographie de la surface usinée

La topographie des surfaces dressées est tracée grâce à l'interférométrie optique avec les paramètres décrits dans le paragraphe §II.3.2. Les mesures sont effectuées dans le sens radial de la pièce, et le sens circonférentiel (le sens des stries d'usinage) (cf. Figure 42a).

Les résultats (cf. Figure 42b) montrent que, dans le sens radial, la rugosité ne dépend que de la géométrie des stries d'usinage, donc de l'avance  $f$  et du rayon de bec de l'outil de coupe  $r_\epsilon$  utilisés. Par contre, dans le sens circonférentiel, une valeur de la rugosité arithmétique  $R_a$  de 700 nm est observée. En effet, regardant les profils 2D des surfaces usinées (cf. Figure 43), des micro-arrachements sont perçus aux sommets des stries. En effet, étant un matériau très ductile et sensible à l'élévation de température induite par l'usinage, le copeau se forme par rupture ductile, et à sa racine, la matière reste collée à la surface générée. Les valeurs dans cette direction dépendent également de la zone de mesure du profil, vu que la position des arrachements est aléatoire.

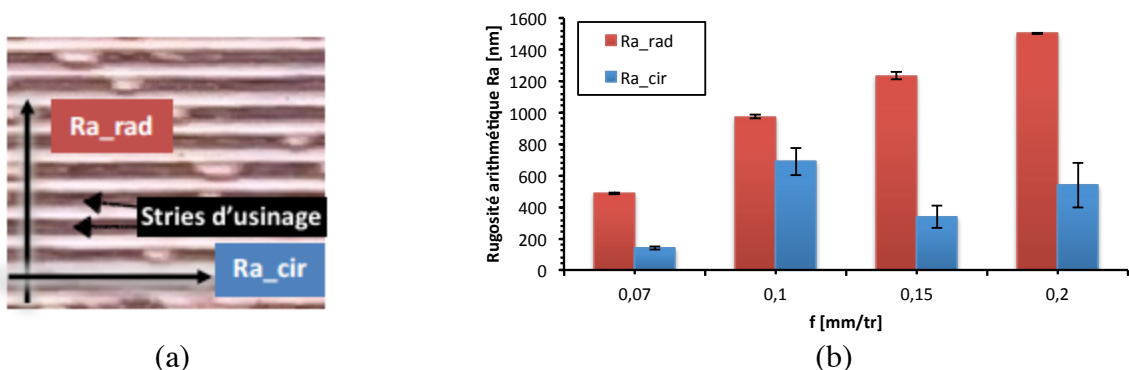
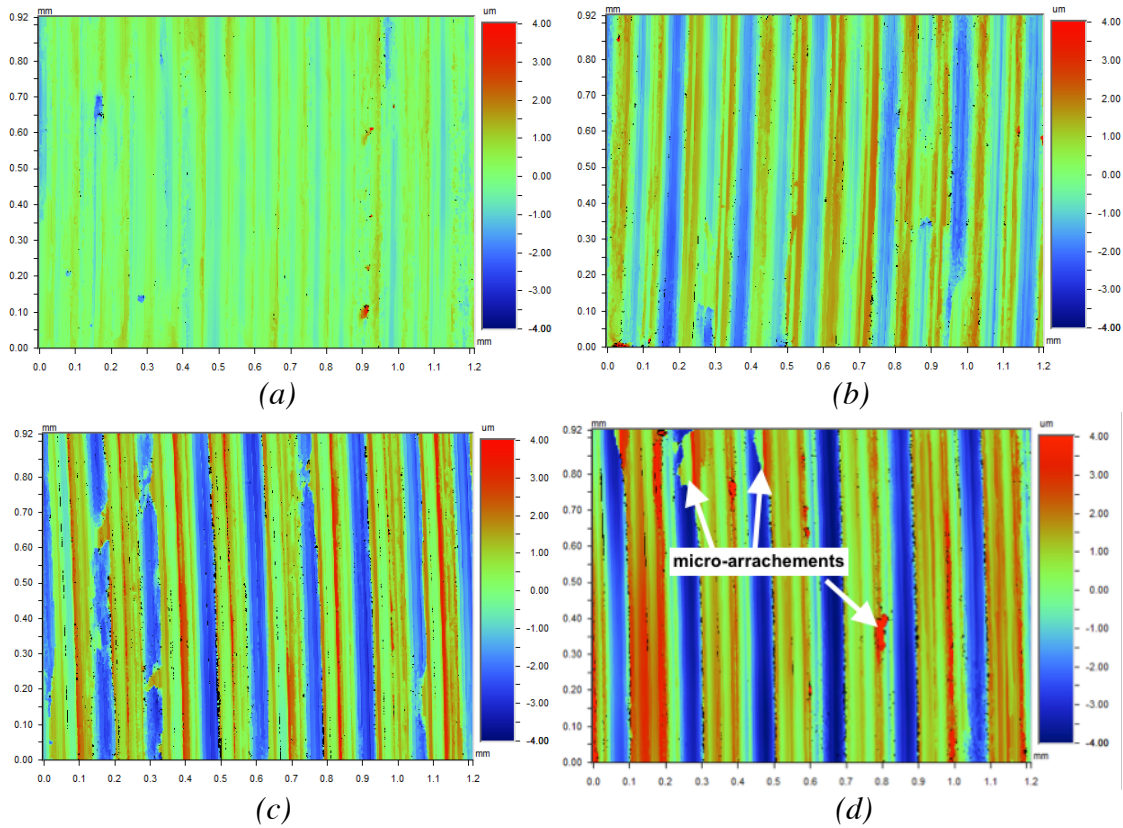


Figure 42. (a) directions de mesure de la rugosité  $R_a$ ; (b) valeurs de  $R_a$  des surfaces dressées à  $V_c = 90$  m/min (dans la direction radiale,  $R_{a\_rad}$ , et dans la direction circonférentielle,  $R_{a\_cir}$ ).



**Figure 43.** Topographie des surfaces obtenues par dressage à  $V_c = 90$  m/min et différentes avances : (a)  $f = 0.07$  mm/tr ; (b)  $f = 0.1$  mm/tr ; (c)  $f = 0.15$  mm/tr ; (d)  $f = 0.2$  mm/tr.

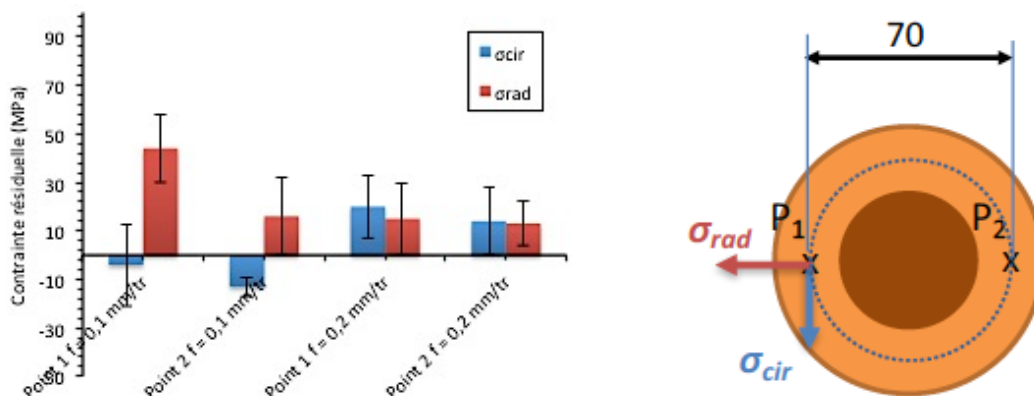
### III.1.4 Contraintes résiduelles dans la pièce usinée

Les contraintes résiduelles sont mesurées par la méthode de diffraction des rayons X avec la procédure et les paramètres décrits dans le §II.3.2. Elles sont prises dans la direction radiale  $\sigma_{rad}$ , et dans la direction circonférentielle  $\sigma_{cir}$ . Les points de prise de mesure sont situés aléatoirement dans la surface dressée nettes de l'échantillon (pas de rayures dues au frottement des copeaux sur la surface).

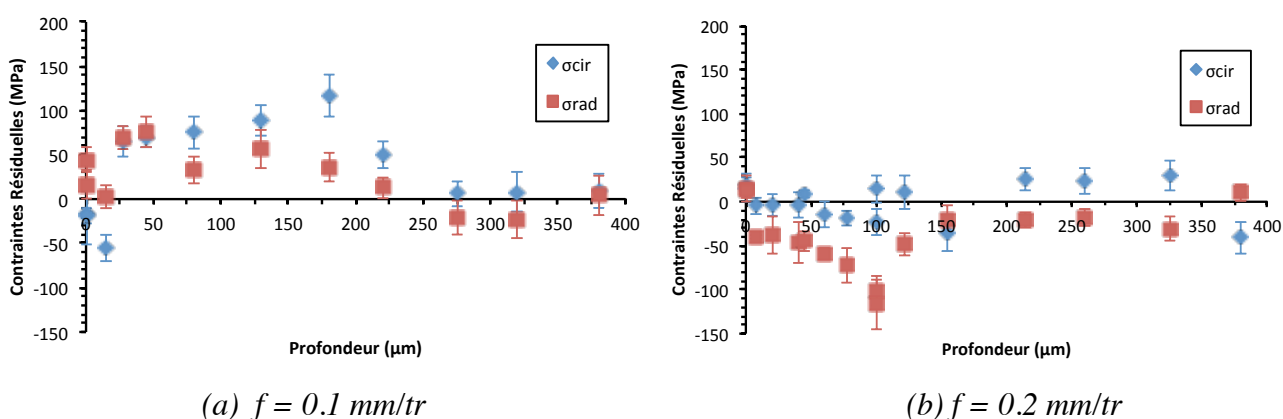
L'histogramme (cf. Figure 44) montre que les contraintes en surface de l'échantillon obtenu à  $f = 0.1$  mm/tr ne sont pas homogènes. En effet, cet échantillon présente une contrainte résiduelle de traction dans le sens radial au le 1<sup>er</sup> point de mesure plus élevée que celle au 2<sup>ème</sup> point. Cependant, la surface de l'échantillon obtenu à une avance  $f$  de 0.2 mm/tr montre une contrainte résiduelle de traction dans les deux points avec des modules très proches.

Par contre, les profils de mesure des contraintes en profondeur sont plus révélateurs de l'effet de l'avance sur la distribution des contraintes en sous-couches (cf. Figure 45). En effet, dans l'échantillon usiné à  $f = 0.1$  mm/tr se trouve une sous-couche de 20  $\mu$ m ayant une contrainte résiduelle de compression dans le sens circonférentiel suivie d'une sous-couche de 200  $\mu$ m ayant une contrainte résiduelle de traction. Par contre, pour l'échantillon usiné à  $f = 0.2$  mm/tr,

il y a une sous-couche de seulement  $170 \mu\text{m}$  ayant une contrainte de compression dans le sens radial.



**Figure 44.** Contraintes résiduelles mesurées aux surfaces dressées à  $V_c = 90 \text{ m/min}$ ,  $a_p = 0.5 \text{ mm}$ .



**Figure 45.** Contraintes résiduelles mesurées en sous-couche des surfaces dressées à  $V_c = 90 \text{ m/min}$ ,  $a_p = 0.5 \text{ mm}$  et (a)  $f = 0.1 \text{ mm/tr}$  (b)  $f = 0.2 \text{ mm/tr}$ .

### III.1.5 Electrochimie locale

Les résultats des essais concernent les surfaces obtenues par dressage à 4 avances ( $f = 0.07 \text{ mm/tr}$  ;  $0.10 \text{ mm/tr}$  ;  $0.15 \text{ mm/tr}$  et  $0.20 \text{ mm/tr}$ ) et deux vitesses de coupe ( $V_c = 90 \text{ m/min}$  et  $120 \text{ m/min}$  avec une profondeur de passe  $a_p = 0.5 \text{ mm}$ ).

#### III.1.5.1 Effet des saillis et des creux sur les courbes de polarisation

Pour chaque surface testée, 3 mesures sont faites dans les creux, et 3 autres sont faites dans les saillis pour évaluer la répétabilité des essais ainsi que l'influence de la topographie induite par la géométrie de coupe. La disposition du microcapillaire selon les saillis et les creux est déjà expliquée dans la Figure 33.

Les résultats sont présentés dans la Figure 46. Il est remarquable que les essais sont répétables et que la microrugosité (sur les saillis comme sur les creux) ne montre aucun impact



sur les courbes de polarisation, donc il n'y a pas d'influence sur le comportement électrochimique local. Ce résultat est prévisible. En effet, il est démontré dans une étude ultérieure (Gravier 2009) que si une différence est observée dans les résultats entre les saillis et les creux, elle serait due essentiellement aux dépôts du lubrifiant entre les stries. Par contre, comme dans ce cas l'usinage se fait à sec et le refroidissement est assuré par air filtré, les mesures sur les saillis et les creux donnent des résultats similaires.

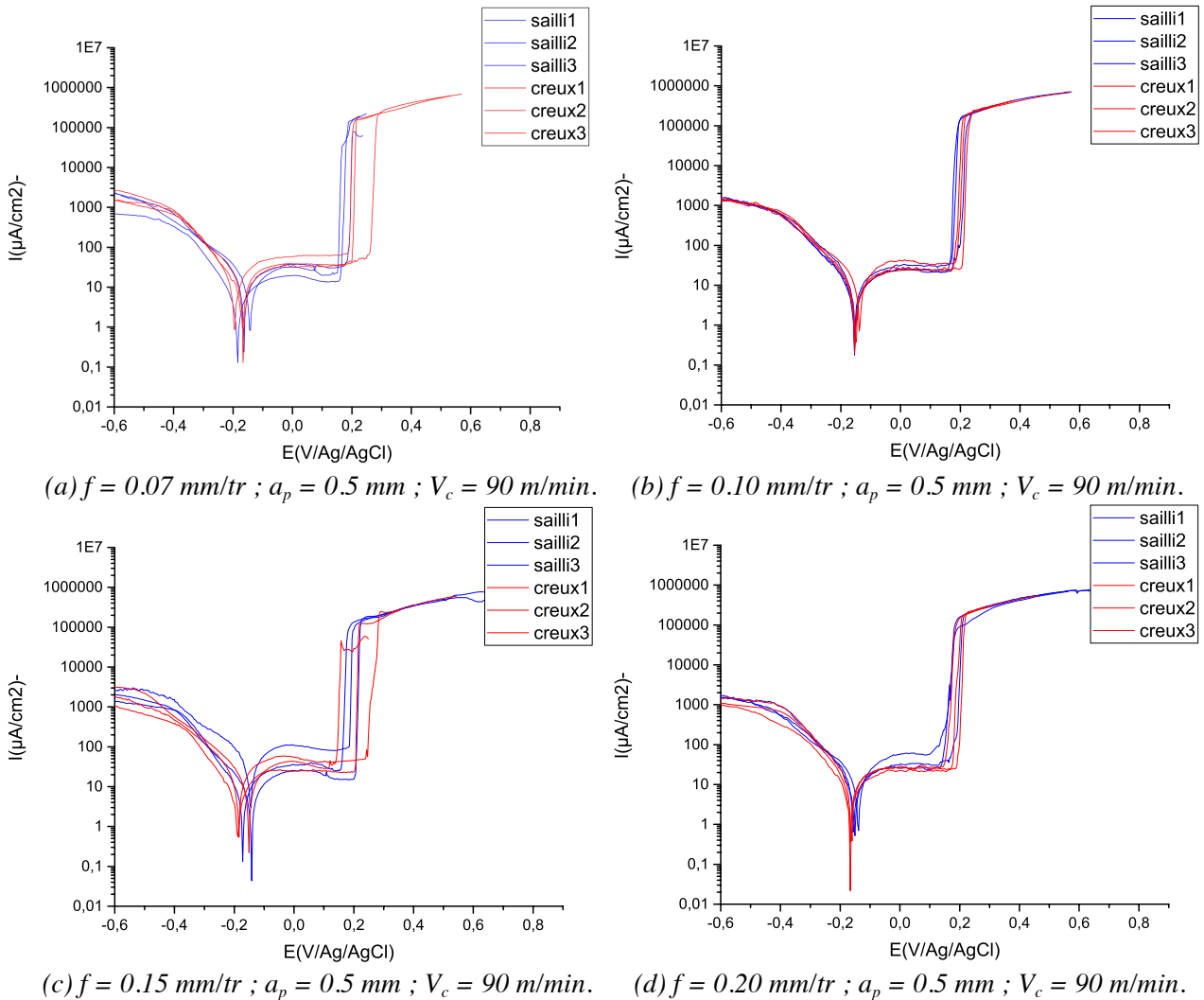
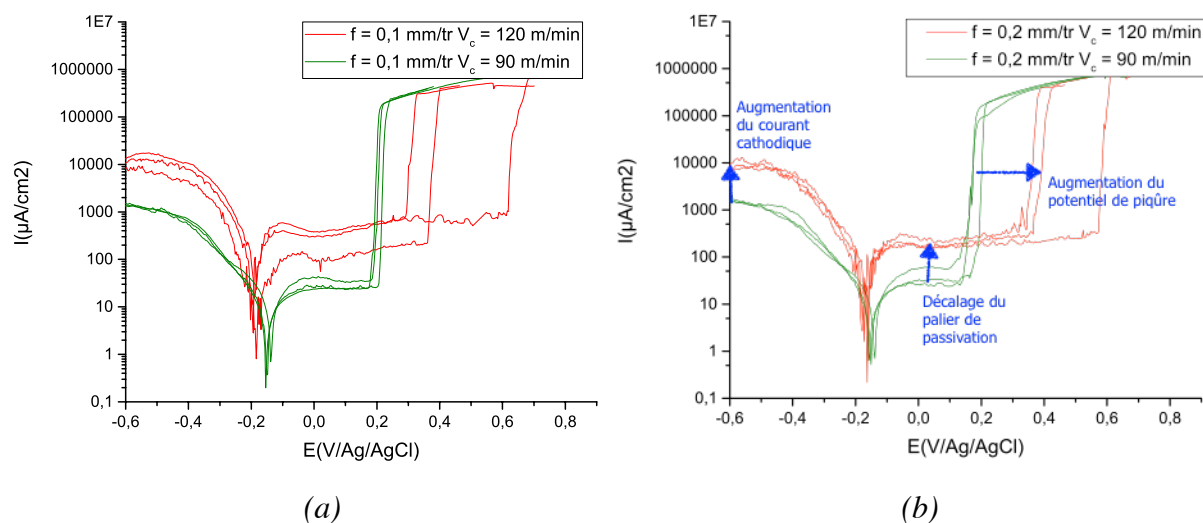


Figure 46. Courbes de polarisation pour les surfaces dressées sous les conditions de coupe.

### III.1.5.2 Effet de la vitesse de coupe $V_c$

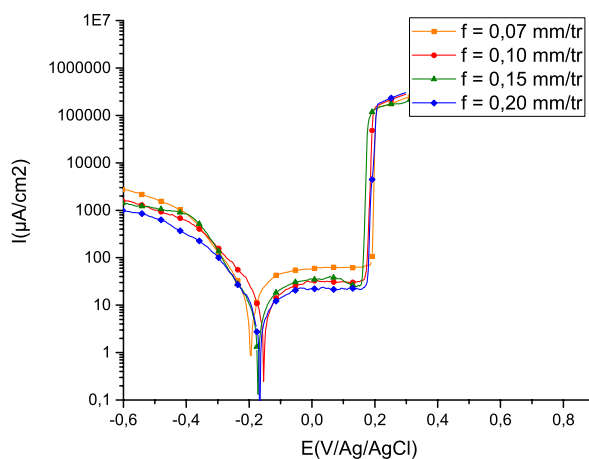
Pour  $f = 0.1 \text{ mm/tr}$  et  $0.2 \text{ mm/tr}$ , deux vitesses de coupes  $V_c = 90 \text{ m/min}$  et  $120 \text{ m/min}$  sont testées. Pour chaque échantillon, trois mesures sont faites. Il est remarquable d'après la Figure 47 que l'augmentation de la vitesse de coupe augmente le courant cathodique, la densité de courant de passivation (+8 à  $10 \text{ mA/cm}^2$ ) et le potentiel de piqure ( $0.3 \text{ V/Ag/AgCl}$ ).



**Figure 47.** Courbes de polarisation pour les surfaces dressées sous les conditions de coupe (a)  $f = 0.1$  mm/tr,  $a_p = 0.5$  mm et  $V_c = 90$  et  $120$  m/min (b)  $f = 0.2$  mm/tr,  $a_p = 0.5$  mm et  $V_c = 90$  et  $120$  m/min.

### III.1.5.3 Effet de l'avance $f$

Pour la même vitesse de coupe  $V_c = 90$  m/min et la profondeur de passe  $a_p = 0.5$  mm, une comparaison des courbes de polarisation peut être effectuée pour évaluer l'effet de l'avance  $f$ .



**Figure 48.** Courbes de polarisation pour les surfaces dressées sous les conditions de coupe  $V_c = 90$  m/min  $a_p = 0.5$  mm.

Les courbes présentées à la Figure 48 montrent que l'avance n'a pas d'effet pertinent sur les courbes de polarisation.

### III.1.5.4 Récapitulatif des résultats de l'électrochimie locale des surfaces dressées

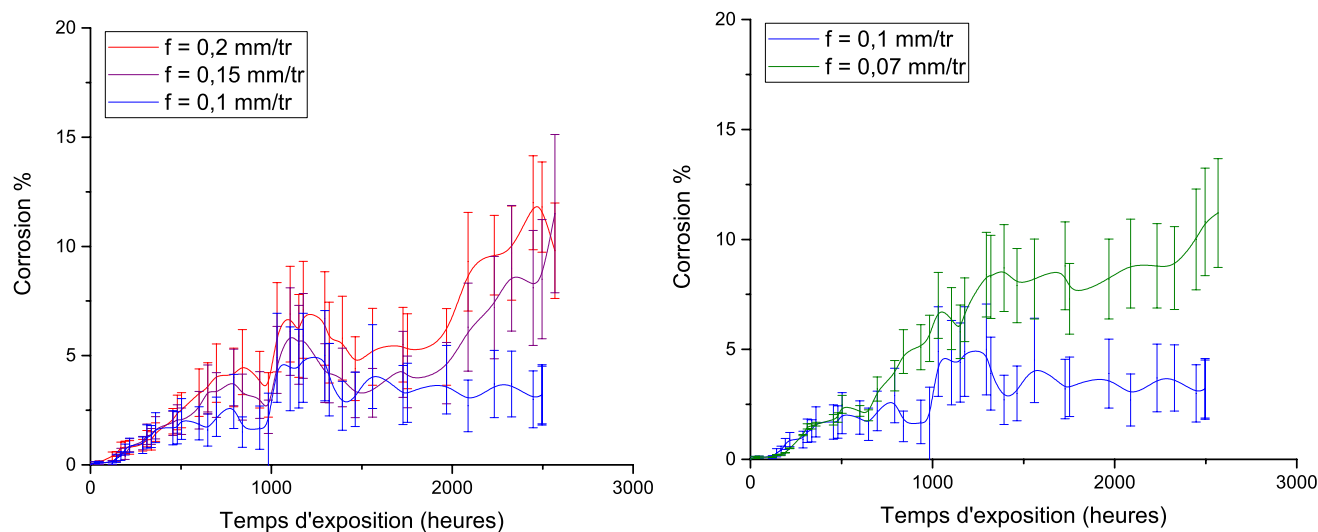
Les résultats des analyses électrochimiques locales sont classés par conditions de coupe et résumés dans le tableau suivant :

Conditions de coupe	$I_{cath}$ ( $\mu A/cm^2$ )	Ecart type sur $I_{cath}$ ( $\mu A/cm^2$ )	$I_{pass}$ ( $\mu A/cm^2$ )	Ecart type sur $I_{pass}$ ( $\mu A/cm^2$ )	$E_b$ (mV/Ag/AgCl)	Ecart type sur $E_b$ (mV/Ag/AgCl)
f = 0.07 mm/tr $V_c = 90$ m/min	1394	1310	41	21	205	54
f = 0.10 mm/tr $V_c = 90$ m/min	1415	88	33	8	180	23
f = 0.15 mm/tr $V_c = 90$ m/min	2077	1051	68	44	194	52
f = 0.20 mm/tr $V_c = 90$ m/min	1346	365	42	20	164	78
f = 0.10 mm/tr $V_c = 120$ m/min	11106	2729	310	174	457	323
f = 0.20 mm/tr $V_c = 120$ m/min	9227	2235	192	37	456	116

**Table 12.** Résultats des analyses électrochimiques locales pour les surfaces obtenues par dressage.

### III.1.6 Résistance à la corrosion en brouillard salin

Les résultats des essais concernent les surfaces obtenues en dressage à 4 avances ( $f = 0.07$  mm/tr ; 0.10 mm/tr ; 0.15 mm/tr et 0.20 mm/tr) et deux vitesses de coupe ( $V_c = 90$  m/min et 120 m/min avec une profondeur de passe  $a_p = 0.5$  mm). Les courbes d'évolution du pourcentage de corrosion des surfaces dressées sont regroupées dans la Figure 49 :



**Figure 49.** Evolution de la corrosion sous atmosphère saline des surfaces obtenues par dressage.

D'après les résultats de la Figure 49a, il est remarquable que l'augmentation de l'avance accélère la corrosion à partir de 600 heures d'exposition. Par contre, pour une avance inférieure à 0.1 mm/tr, le contraire est montré dans la Figure 49b, ce qui prouve qu'il existe une avance optimale voisine de 0.1 mm/tr donnant la meilleure résistance à la corrosion.

## III.2 Etude de la coupe orthogonale en rabotage

Dans cette section, les résultats expérimentaux issus des essais de coupe orthogonale en rabotage sont présentés. Toutes les représentations graphiques suivent le code suivant :

- Bleu : pour l'outil à  $\gamma = 20^\circ$  et  $\alpha = 5^\circ$ .
- Vert : pour l'outil à  $\gamma = 30^\circ$  et  $\alpha = 5^\circ$ .
- Rouge : pour l'outil à  $\gamma = 30^\circ$  et  $\alpha = 10^\circ$ .
- Orange : pour l'outil à  $\gamma = 20^\circ$  et  $\alpha = 10^\circ$ .

### III.2.1 Efforts

Les résultats illustrés dans les Figures Figure 50 et Figure 51 représentent les efforts de coupe  $F_c$  et de pénétration  $F_t$  pour toutes les conditions de coupe testées en rabotage, en variant l'angle de coupe  $\gamma$ , l'angle de dépouille  $\alpha$ , vitesse de coupe  $V_c$  et l'épaisseur de coupe  $h$ .

Bien qu'en rabotage, l'augmentation de la vitesse n'a pas d'effet pertinent sur les efforts, cet effet est non négligeable : il va dans le même sens que celui des résultats obtenus en dressage, surtout pour un angle de dépouille de  $5^\circ$ . En effet, l'augmentation des vitesses a engendré l'élévation des efforts. Par contre, la géométrie de coupe, essentiellement l'angle de coupe  $\gamma$ , montre un effet significatif sur la variation des efforts : une augmentation de l'angle de coupe de 33% diminue les efforts mis en jeu de 20 à 30% pour l'effort de coupe et de 40 à 60% pour l'effort de pénétration.

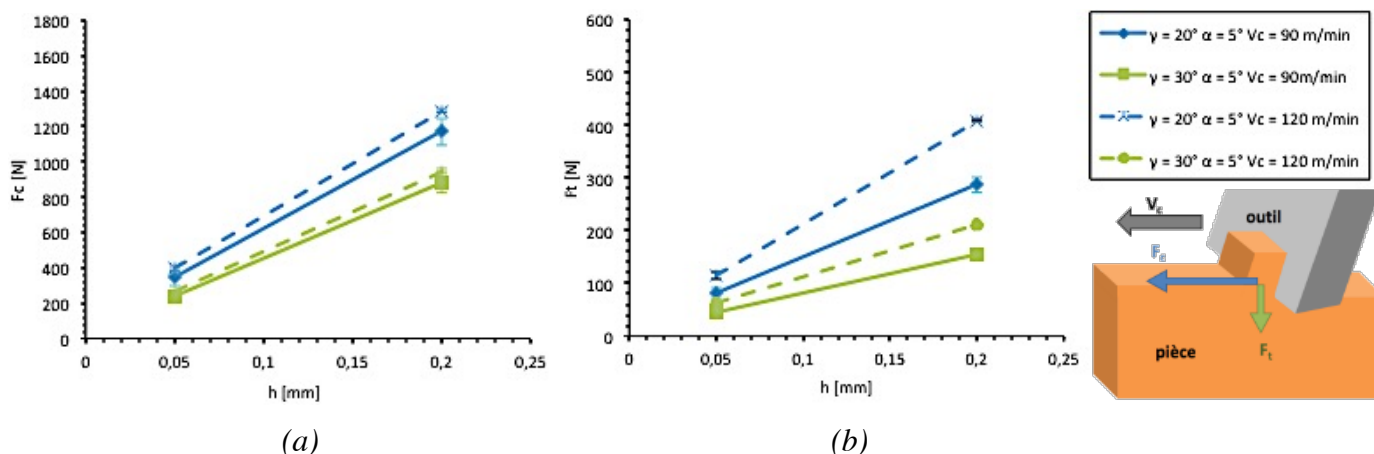


Figure 50. Efforts (a) de coupe  $F_c$  et (b) de pénétration  $F_t$  en rabotage pour  $\alpha = 5^\circ$ .

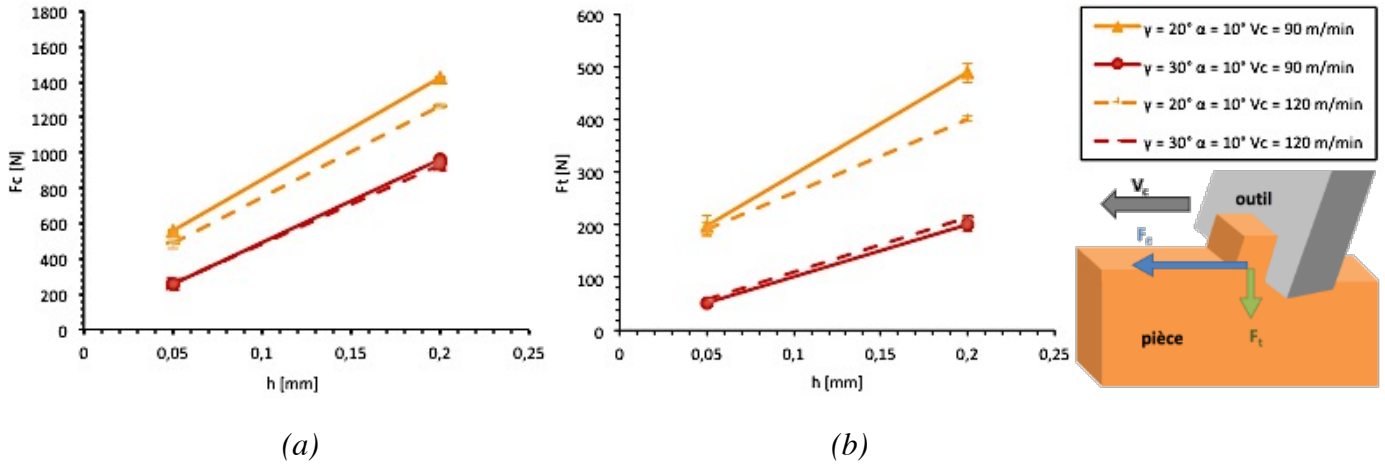


Figure 51. Efforts (a) de coupe  $F_c$  et (b) de pénétration  $F_t$  en rabotage pour  $\alpha = 10^\circ$ .

### III.2.2 Morphologie et rapport de compression du copeau

Les copeaux obtenus sont continus pour toutes les conditions testées. Concernant le rapport de compression du copeau,  $CCR$ , les mesures donnent des valeurs entre 1.4 et 2.5, sauf pour la condition de coupe ( $\gamma = 20^\circ$  ;  $\alpha = 10^\circ$  ;  $h = 0.05$  mm) avec les deux vitesses de coupe  $V_c = 90$  et 120 m/min où  $CCR$  est respectivement égal à 6.6 et 5. Ces deux derniers cas sont proches de ce qui est obtenu en dressage. Par contre, pour les autres cas, ce rapport de compression à faible épaisseur coupée  $h$  et à faible  $\gamma$  peut être expliqué par une diminution de la triaxialité de contraintes ( $\eta$ ) dans la zone de déformation primaire (en particulier dans la zone de séparation du copeau de la pièce) avec la diminution de  $h$  et  $\gamma$ , phénomène mise en évidence par Abushawashi (2013).

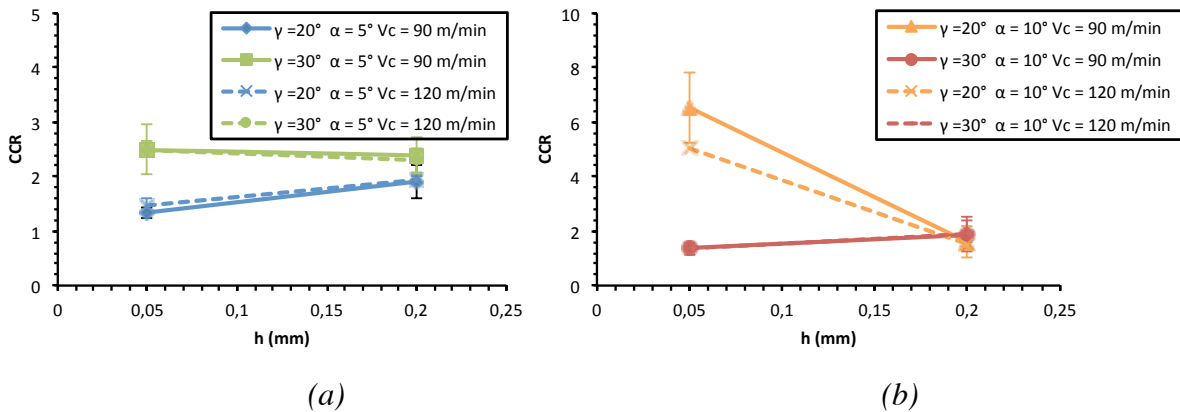
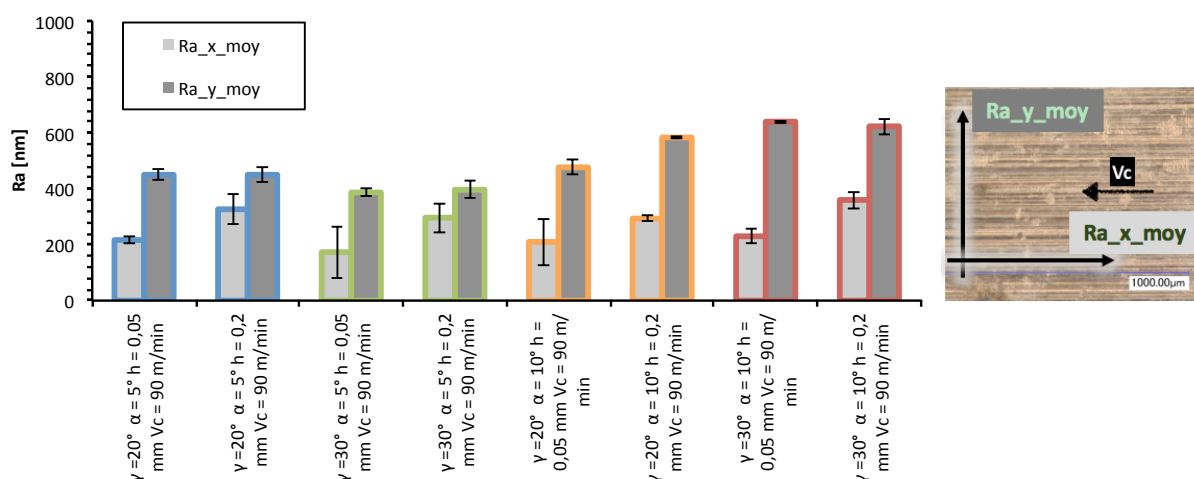


Figure 52. Rapport de compression du copeau pour : (a)  $\alpha = 5^\circ$  ; (b)  $\alpha = 10^\circ$ .

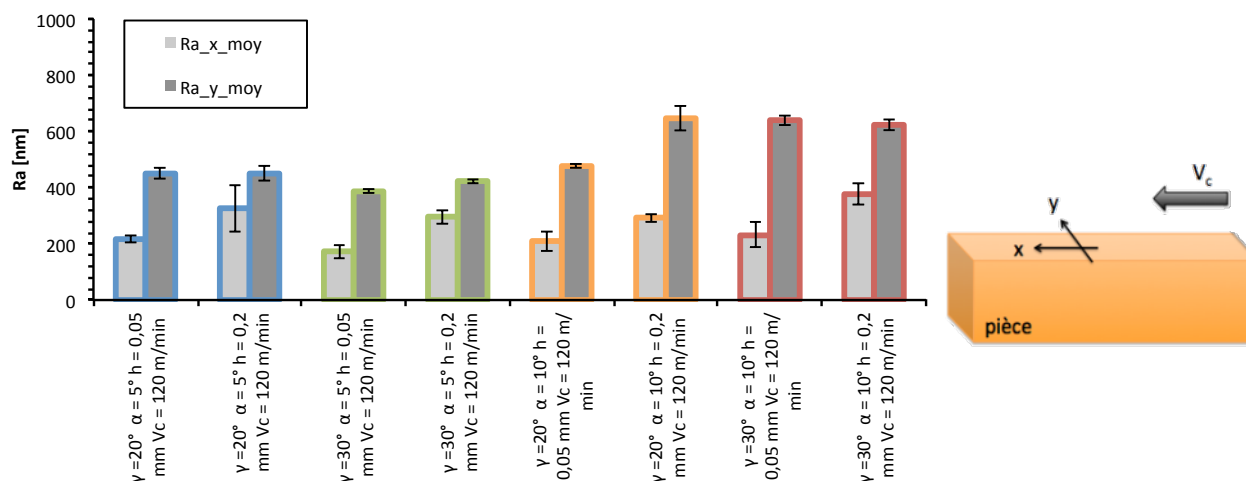
Comme la déformation à la rupture augmente avec la diminution de la triaxialité des contraintes, elle engendre une augmentation de la déformation plastique, donc un copeau plus épais.

### III.2.3 Topographie de la surface usinée

La topographie des surfaces usinées en coupe orthogonale est mesurée par interférométrie optique. Il est à noter que la direction de mesure Y est parallèle à l'arête de coupe, donc il est normal que la topographie de la surface reprenne la forme du profil de l'arête de coupe de l'outil. D'après les résultats des mesures représentés dans les Figure 53 et Figure 54, les rugosités arithmétiques  $R_a$  sont quasiment les mêmes pour toutes les conditions de coupe orthogonale choisies (inférieures à 800 nm).



**Figure 53.** Rugosité arithmétique linéique moyenne des surfaces obtenues en coupe orthogonale à  $V_c = 90$  m/min.

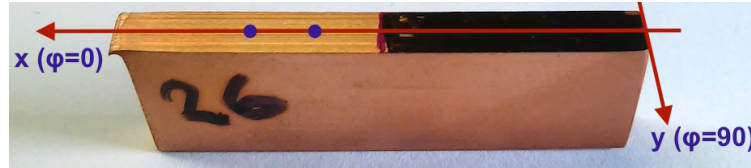


**Figure 54.** Rugosité arithmétique linéique moyenne des surfaces obtenues en coupe orthogonale à  $V_c = 120$  m/min.

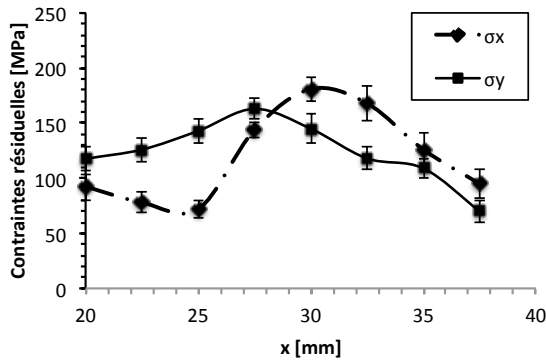
### III.2.4 Contraintes résiduelles dans la pièce usinée

Sur le même échantillon, s'éloignant du bord de 20 mm dans la direction X (la zone couverte en noir sur la Figure 55a) et effectuant une mesure des contraintes résiduelles en surface sur 8 positions réparties sur une vingtaine de millimètres, il est observé que les contraintes résiduelles

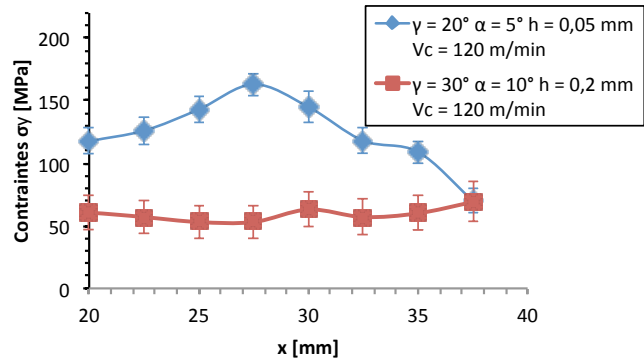
( $\sigma_x$  et  $\sigma_y$ ) varient avec un l'écart entre la valeur minimale et maximale qui peut atteindre 100 MPa, pour une surface usinée avec les conditions de coupe  $\gamma = 20^\circ$ ,  $\alpha = 5^\circ$ ,  $h = 0.05$  mm et  $V_c = 120$  m/min (cf. Figure 55b). Cette variation semble cyclique surtout pour la composante longitudinale ( $\sigma_x$ ). Pour certaines autres conditions de coupe, les variations sont moins importantes et l'écart entre la valeur minimale et maximale ne dépasse pas les 20 MPa, comme le montre la Figure 55c, pour les conditions de coupe  $\gamma = 30^\circ$ ,  $\alpha = 10^\circ$ ,  $h = 0.2$  mm et  $V_c = 120$  m/min.



(a)



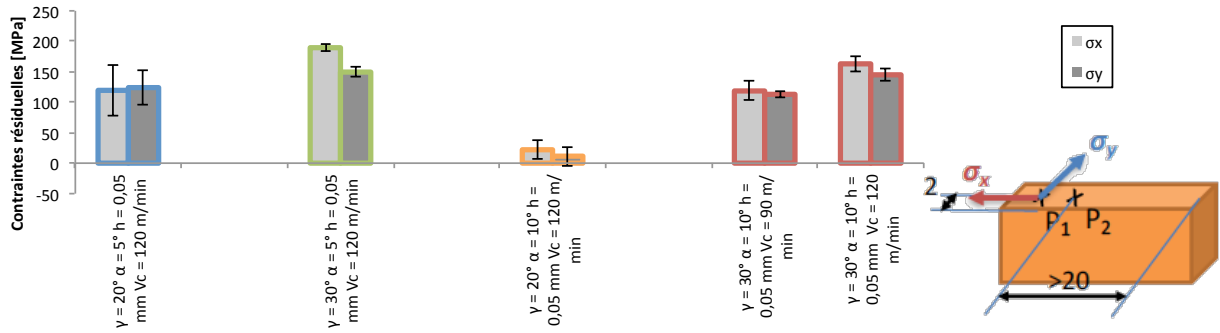
(b)



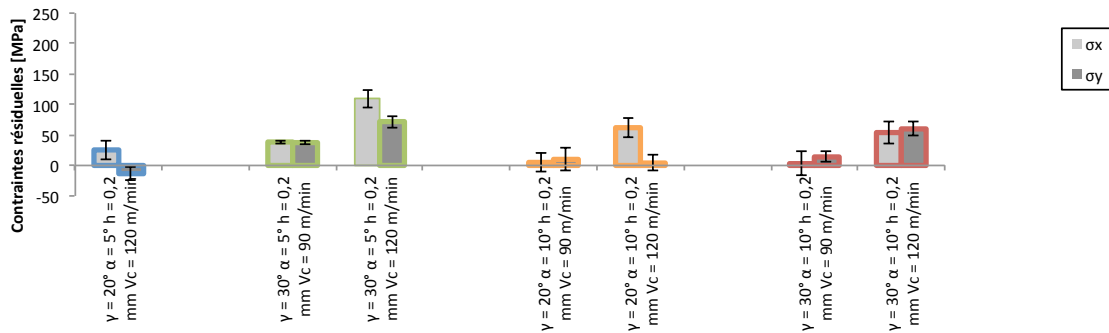
(c)

**Figure 55.** (a) Repère pour la mesure des contraintes résiduelles par diffraction des rayons-X ; (b) Contraintes résiduelles en surface pour l'échantillon usiné avec les conditions de coupe  $\gamma = 20^\circ$ ,  $\alpha = 5^\circ$ ,  $h = 0.05$  mm et  $V_c = 120$  m/min ; (c) Comparaison des contraintes résiduelle longitudinales ( $\sigma_y$ ) pour 2 conditions de coupe.

Les résultats des mesures (cf. Figure 56 et Figure 57) des contraintes en surface aux positions les plus sollicitées (positions donnant la valeur maximale) montrent que les contraintes résiduelles induites par la coupe orthogonale dans les conditions du plan d'essais choisi sont généralement de traction dans les deux directions transversale et longitudinale. Par contre, les surfaces usinées à une épaisseur coupée  $h$  de 0.05 mm se distinguent par une contrainte résiduelle de traction plus élevée (entre 100 et 200 MPa) sauf dans le cas particulier où ( $\gamma = 20^\circ$  ;  $\alpha = 10^\circ$ ) avec une valeur inférieure à 50 MPa. Pour ce qui est de l'effet de la vitesse de coupe, une augmentation de la vitesse engendre une légère élévation de la contrainte résiduelle de traction.



**Figure 56.** Contraintes résiduelles en surfaces des échantillons obtenus par rabotage à  $h = 0.05$  mm.



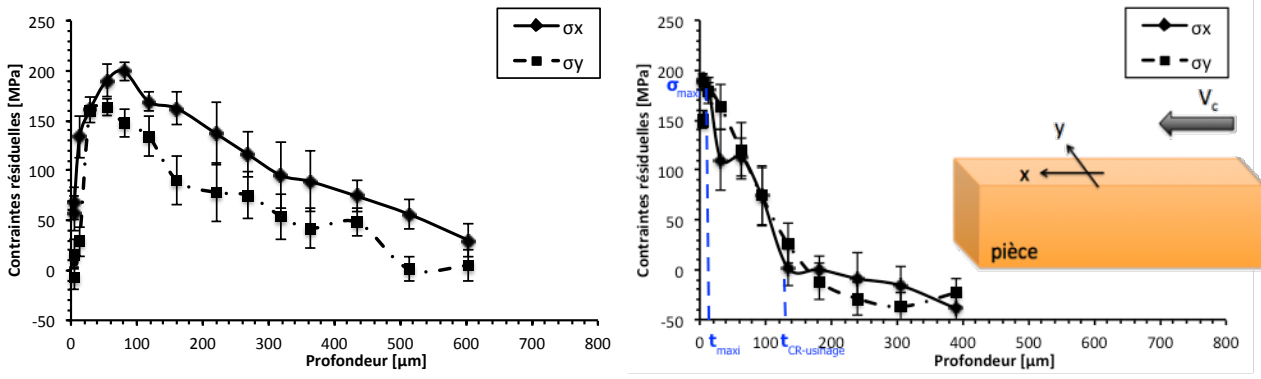
**Figure 57.** Contraintes résiduelles en surfaces des échantillons obtenus par rabotage à  $h = 0.2$  mm.

De manière à déterminer la distribution des contraintes résiduelles au-dessous de la surface, des profils des contraintes résiduelles en profondeur sont relevés pour les 6 conditions de coupe groupés dans la Figure 58.

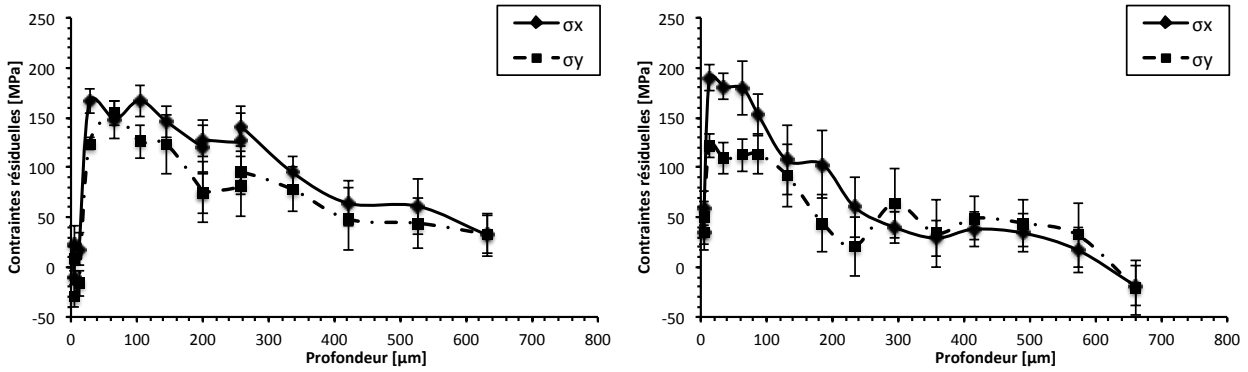
Quasiment tous les résultats montrent que les contraintes résiduelles sont de traction. La contrainte résiduelle dans les deux directions est essentiellement de traction en surface, elle augmente en profondeur pour atteindre une valeur maximale ( $\sigma_{maxi}$ ) en sous-couche (profondeur  $t_{maxi}$  dans la Figure 58b). Ensuite, elle diminue jusqu'à la valeur de la contrainte résiduelle du matériau de base avant usinage. La profondeur à partir de laquelle les contraintes résiduelles se stabilisent correspond à l'épaisseur de la couche affectée par les contraintes résiduelles d'usinage (profondeur  $t_{CR-usinage}$  dans la Figure 58b).

La Figure 60 représente les profondeurs  $t_{maxi}$  et  $t_{CR-usinage}$  pour les 6 conditions de coupe de la Figure 58. La couche affectée dépend essentiellement de l'épaisseur coupée  $h$  (augmente avec  $h$ ). Par contre, la position de la contrainte maximale ( $\sigma_x = 181 \pm 12$  MPa ;  $\sigma_y = 157 \pm 16$  MPa) est la même et égale à  $20 \pm 10 \mu\text{m}$  de la surface usinée, sauf dans le cas où les conditions de coupe sont  $\gamma = 20^\circ, \alpha = 10^\circ, h = 0.2$  mm et  $V_c = 120$  m/min, où elle est alors de  $81 \pm 10 \mu\text{m}$ . La valeur de cette contrainte maximale (cf. Figure 59) semble indépendante des conditions de coupe.

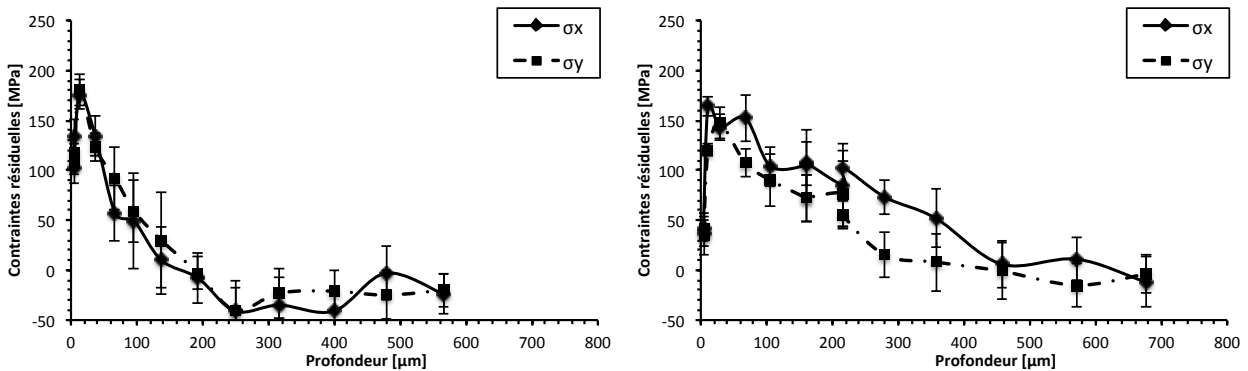




(a)  $\gamma = 20^\circ$ ,  $\alpha = 10^\circ$ ,  $h = 0.2$  mm et  $V_c = 120$  m/min. (b)  $\gamma = 30^\circ$ ,  $\alpha = 5^\circ$ ,  $h = 0.05$  mm et  $V_c = 120$  m/min.

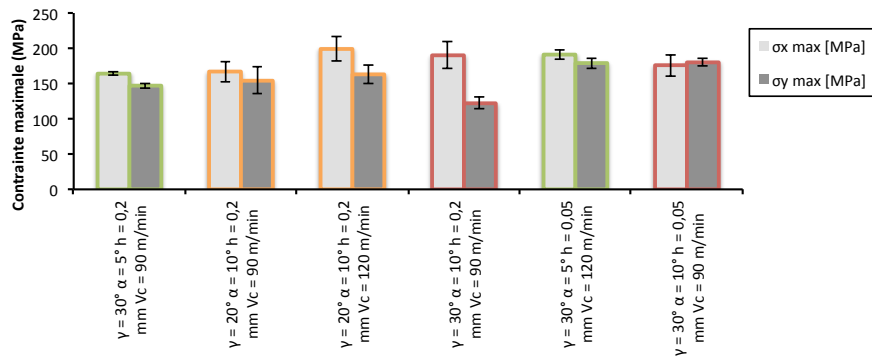


(c)  $\gamma = 20^\circ$ ,  $\alpha = 10^\circ$ ,  $h = 0.2$  mm et  $V_c = 90$  m/min. (d)  $\gamma = 30^\circ$ ,  $\alpha = 10^\circ$ ,  $h = 0.2$  mm et  $V_c = 90$  m/min.



(e)  $\gamma = 30^\circ$ ,  $\alpha = 10^\circ$ ,  $h = 0.05$  mm et  $V_c = 90$  m/min. (f)  $\gamma = 30^\circ$ ,  $\alpha = 5^\circ$ ,  $h = 0.2$  mm et  $V_c = 90$  m/min.

**Figure 58.** Contraintes résiduelles en sous-couches induites par la coupe orthogonale.



**Figure 59.** Contrainte maximale en sous-couche induite par la coupe orthogonale.

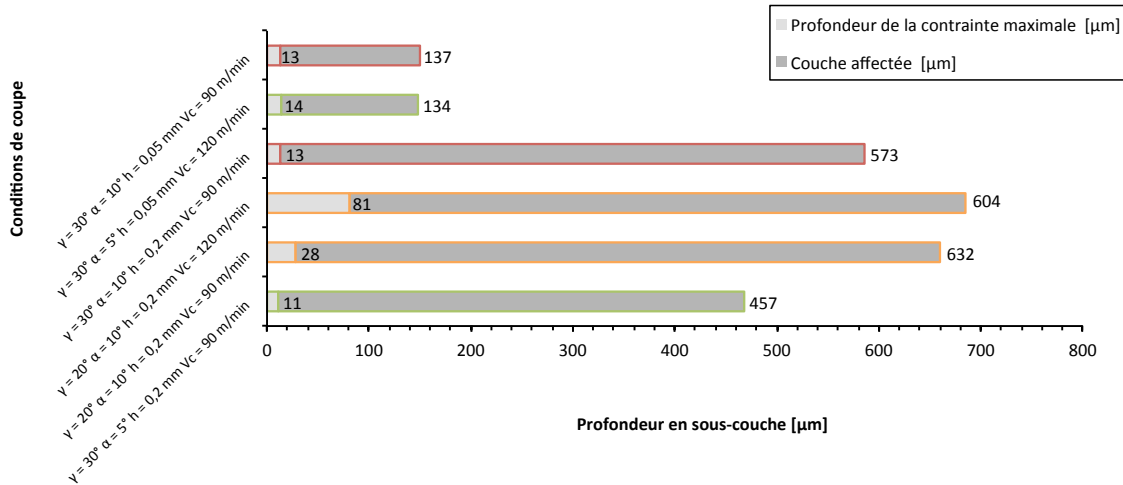


Figure 60. Couche affectée selon les conditions de coupe testées et profondeur correspondant à la contrainte résiduelle maximale.

### III.2.5 Déformations plastiques dans la pièce usinée

Les déformations plastiques dans la pièce induites par rabotage sont étudiées par deux méthodes : la corrélation d’images numériques (*Digital Image Correlation*, DIC, en Anglais) et l’analyse des largeurs des pics de diffraction des rayons-X.

#### III.2.5.1 Résultats de la méthode de corrélation d’images numériques

Tous les échantillons sont analysés au cours de la coupe par corrélation d’images numériques. À cause des hautes déformations et de l’apparition des bavures latérales, après le passage de l’outil pour les cas où l’angle de coupe est de  $20^\circ$  et l’épaisseur coupée est grande (cf. Figure 61), les corrélations d’images ne peuvent se faire qu’à une certaine distance (cf. Figure 62) de la surface usinée (de 20 à  $40 \mu\text{m}$  pour les surfaces usinées à  $h = 0,05 \text{ mm}$  et de 200 à  $300 \mu\text{m}$  pour les surfaces usinées à  $h = 0,2 \text{ mm}$ ). Le phénomène d’apparition de bavures latérales en coupe orthogonale du cuivre Cu-c2 a été souligné dans les travaux de Germain (2011) pour un angle de coupe  $\gamma$  faible en augmentant la valeur de l’épaisseur coupée  $h$ .

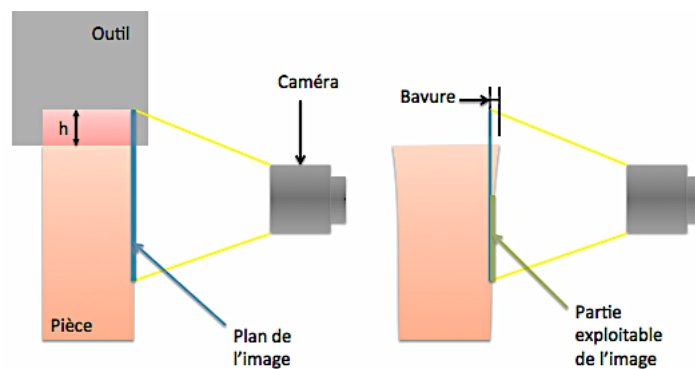
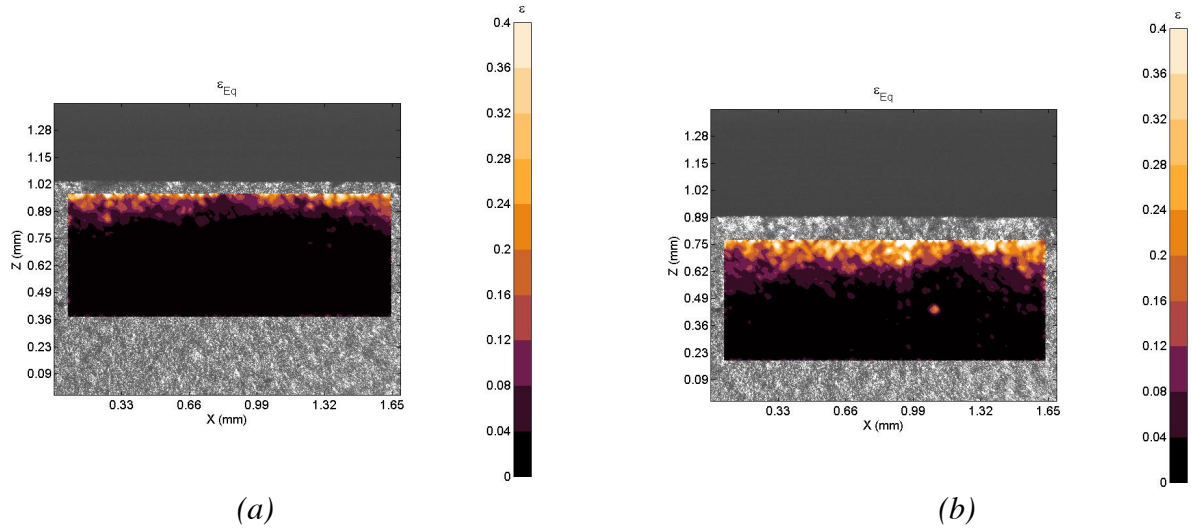
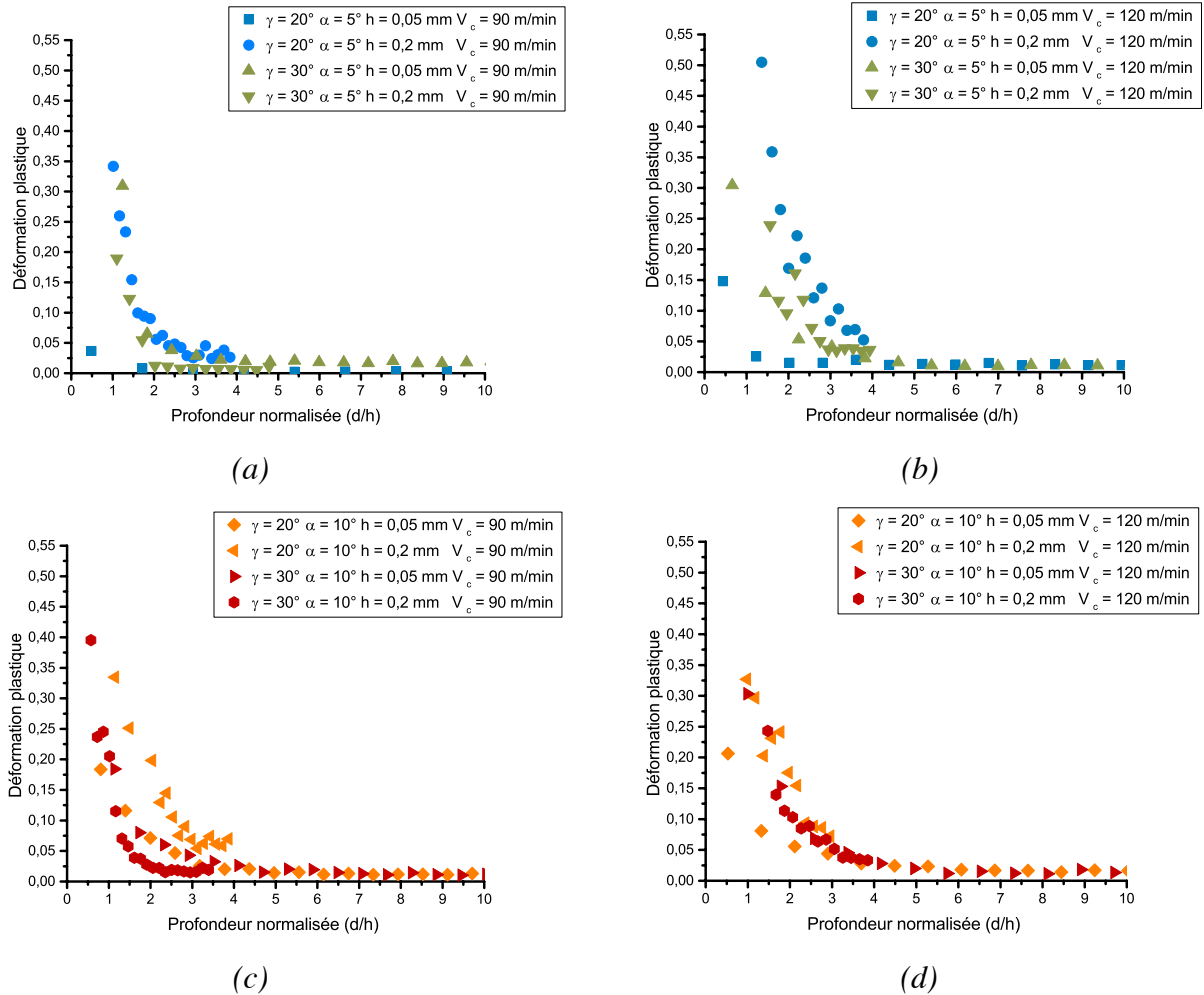


Figure 61. Schéma explicatif de la position de la surface latérale par rapport au plan de prise des images avant et après usinage.



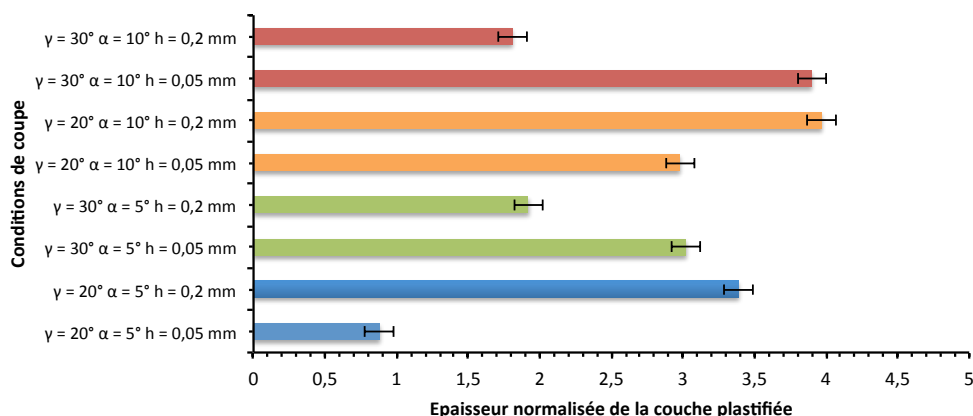
**Figure 62.** Distribution de la déformation plastique équivalente déterminée par la DIC, pour les conditions de coupe : (a)  $\gamma = 30^\circ$ ,  $\alpha = 10^\circ$ ,  $h = 0.05$  mm et  $V_c = 90$  m/min ; (b)  $\gamma = 30^\circ$ ,  $\alpha = 10^\circ$ ,  $h = 0.2$  mm et  $V_c = 90$  m/min.



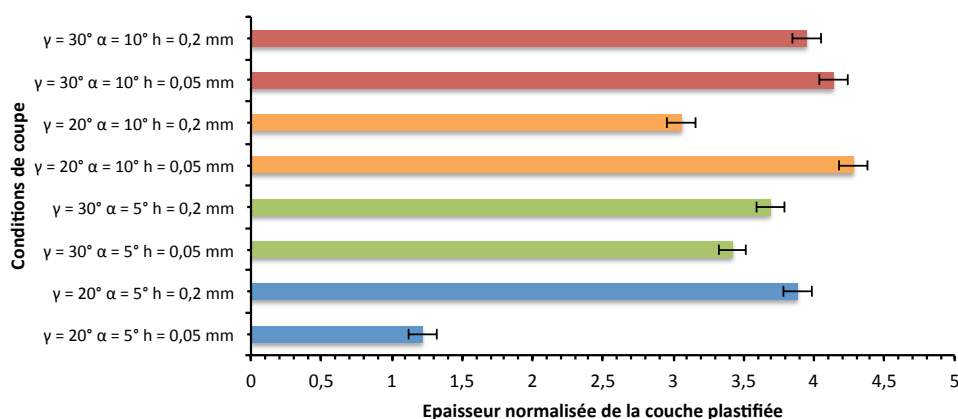
**Figure 63.** Profils des déformations plastiques équivalentes en profondeur déterminés par la DIC, pour les conditions de coupe : (a)  $\alpha = 5^\circ$  et  $V_c = 90$  m/min ; (b)  $\alpha = 5^\circ$  et  $V_c = 120$  m/min ; (c)  $\alpha = 10^\circ$  et  $V_c = 90$  m/min ; (d)  $\alpha = 10^\circ$  et  $V_c = 120$  m/min.

Des distributions de déformations obtenues, les profils en profondeur sont calculés en moyennant les déformations sur chaque sous-couche (cf. Figure 63).

La Figure 63 montre les profils des déformations plastiques équivalentes en fonction de la profondeur normalisée ( $d/h$ ), obtenue par la division de la profondeur réelle  $d$  par l'épaisseur de coupe  $h$ . Avec cette représentation, il apparait que pour les mêmes conditions de coupe mais avec différentes épaisseurs coupées  $h$ , la distribution de la déformation plastique équivalente  $\varepsilon_{eq}$  est dominée par l'effet du paramètre  $d/h$ . Le cas particulier correspondant aux conditions de coupe ( $\gamma = 20^\circ$  ;  $\alpha = 5^\circ$  ;  $h = 0.05$  mm) avec  $V_c = 90$  m/min (cf. Figure 63a) et 120 m/min (cf. Figure 63b) peut être distingué des autres résultats. En effet, il présente la déformation plastique la moins importante en profondeur.



**Figure 64.** Couche plastifiée déterminée par DIC pour les échantillons obtenus en rabotage à  $V_c = 90$  m/min.



**Figure 65.** Couche plastifiée déterminée par DIC pour les échantillons obtenus en rabotage à  $V_c = 120$  m/min.

Bien que les résultats obtenus soient proches (malgré le manque d'informations en surface), il est possible de comparer les épaisseurs normalisées des couches plastifiées (épaisseur de la couche plastifiée divisée par  $h$ ). Les Figure 64 et Figure 65 montrent les résultats pour  $V_c = 90$  et 120 m/min, respectivement. D'une manière générale, l'augmentation de la vitesse de coupe

induit une augmentation de l'épaisseur de la couche plastifiée. Ensuite, la couche plastifiée la moins épaisse correspond aux conditions de coupe ( $\gamma = 20^\circ$ ,  $\alpha = 5^\circ$ ,  $h = 0.05$  mm avec  $V_c = 90$  et 120 m/min).

### III.2.5.2 Résultats de l'analyse des pics de diffraction des rayons-X

Pour la détermination de l'épaisseur de la couche plastifiée, il est possible d'exploiter les largeurs des pics de diffraction des rayons-X. L'épaisseur de la couche plastifiée correspond à la profondeur où les largeurs des pics se stabilisent. Seuls les résultats de 6 conditions de coupe sont disponibles (cf. Figure 66).

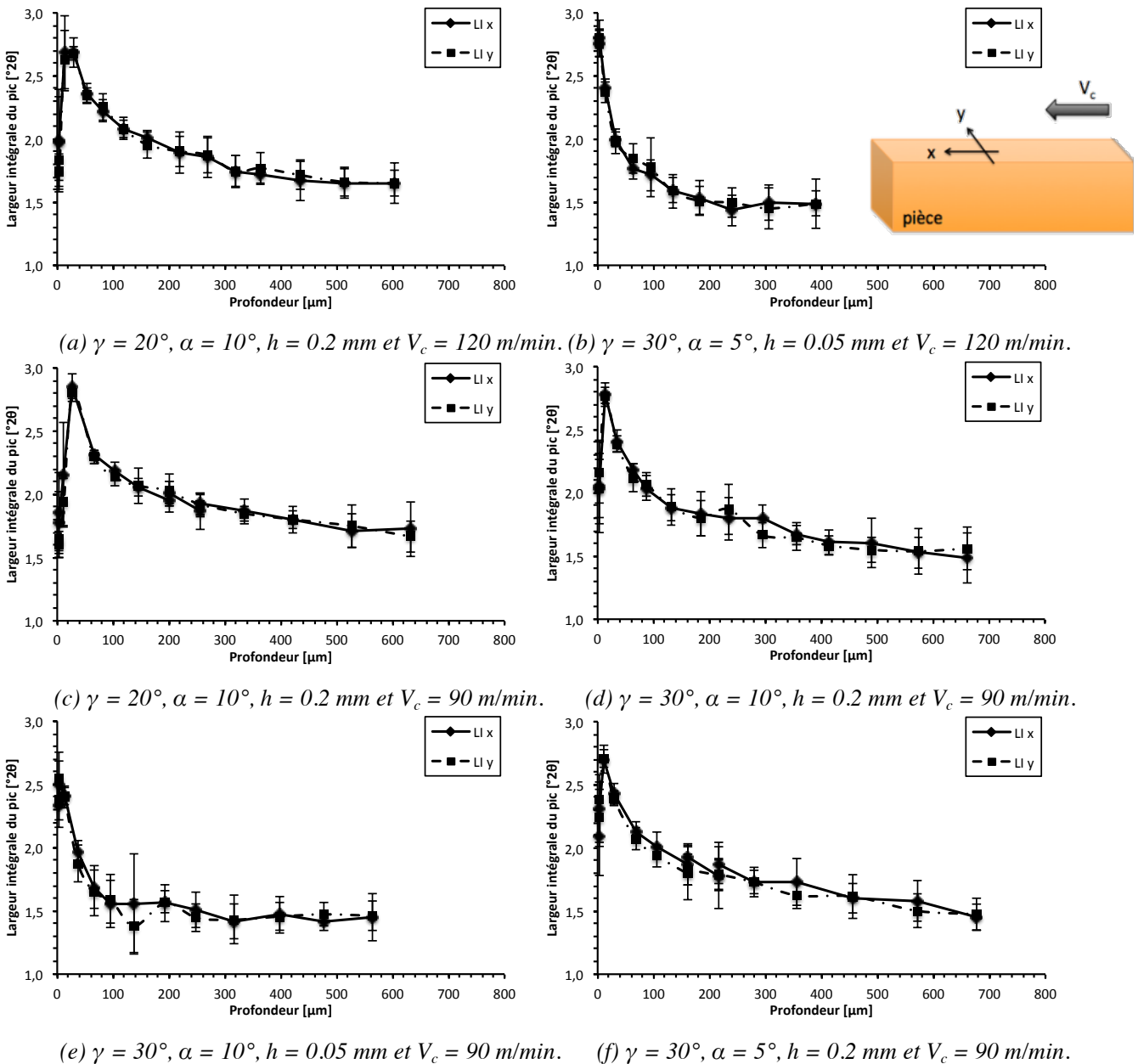
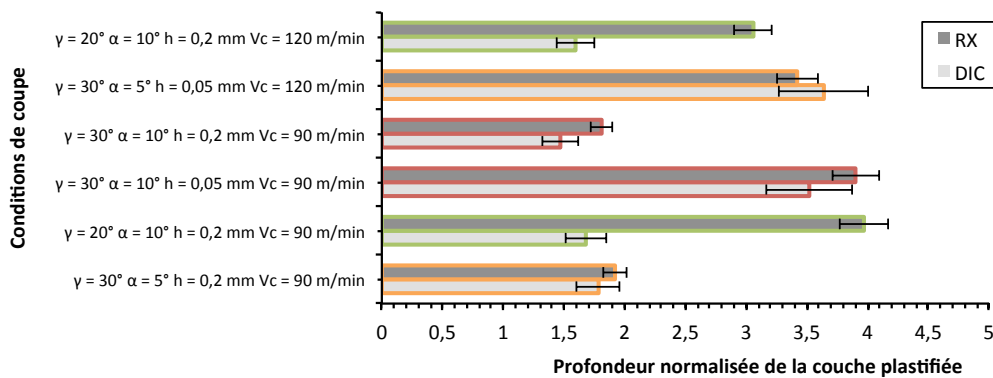


Figure 66. Largeur intégrale du pic de diffraction des rayons-X en sous-couches pour les échantillons de la coupe orthogonale.

La comparaison entre les résultats issus de la corrélation d'images à ceux issus de la diffraction par les rayons-X est représentée dans la Figure 67. Cette figure montre que pour les surfaces usinées à ( $\gamma = 20^\circ$  ;  $\alpha = 10^\circ$  ;  $h = 0.2$  mm), les écarts peuvent atteindre 100%, alors que pour les autres surfaces testées, les résultats sont identiques (ils demeurent dans la marge des barres d'erreurs).

Ceci s'explique par la limitation de la méthode de la corrélation d'image qui se fait sur la face latérale de l'échantillon, là où la bavure latérale peut apparaître et ainsi altérer le plan focal de quelques microns, donc la valeur de la déformation plastique au bord de la pièce (alors que la diffraction se fait au milieu de la pièce).



**Figure 67.** Comparaison des résultats des épaisseurs normalisées des couches plastifiées à partir des largeurs des pics des diffractions des rayons-X et de la DIC.

### III.2.6 Microstructure dans la pièce usinée

La microstructure est analysée sous deux aspects : la taille des grains et la densité des dislocations. Les résultats expérimentaux de cette analyse sont limités en nombre. Ils serviront à la validation du modèle numérique du Chapitre IV.

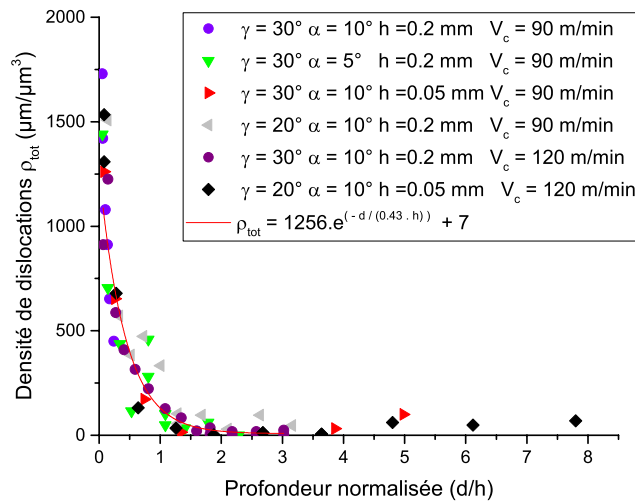
#### III.2.6.1 Densité de dislocations

La densité de dislocations totale ( $\rho_{tot}$ ) en sous-couche de 6 échantillons est évaluée par l'analyse de la largeur des pics de diffraction des rayons-X selon la méthode décrite en §II.3.3. En représentant l'évolution de la densité de dislocations en fonction de la profondeur normalisée ( $d/h$ ) (cf. Figure 68), elle peut se formuler en fonction de cette profondeur par l'équation Eq. III.1 avec une bonne approximation ( $R^2 = 0.91$ ).

$$\rho_{tot} = 1256 \cdot e^{\frac{-d}{0.43h}} + 7 \quad (\mu\text{m}/\mu\text{m}^3) \quad \text{Eq. III.1}$$

D'après la Figure 68, il apparaît que la densité de dislocations totale se stabilise autour de la profondeur normalisée 1.5 pour toutes les conditions testées, par contre elles sont différentes

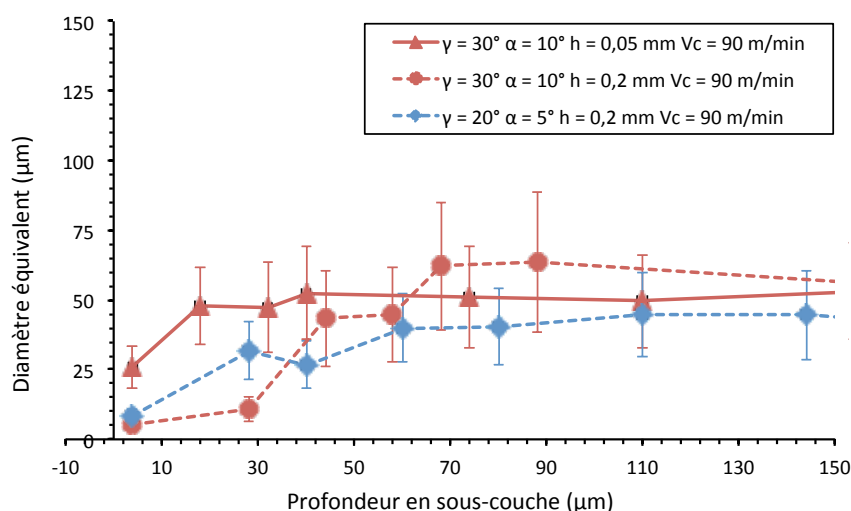
en surface de  $1200 \mu\text{m}/\mu\text{m}^3$  pour ( $\gamma = 30^\circ ; \alpha = 10^\circ ; h = 0.05 \text{ mm} ; V_c = 90 \text{ m/min}$ ) à  $1700 \mu\text{m}/\mu\text{m}^3$  pour ( $\gamma = 30^\circ ; \alpha = 10^\circ ; h = 0.2 \text{ mm} ; V_c = 90 \text{ m/min}$ ). Par contre, pour la condition de coupe ( $\gamma = 20^\circ ; \alpha = 10^\circ ; h = 0.2 \text{ mm} ; V_c = 90 \text{ m/min}$ ), la surface correspondante présente le plus de dislocations en sous-couches (points mesurés se trouvant à droite de la ligne représentant l'Eq. III.1). Ce résultat est prévisible car cette condition correspond au cas où la déformation plastique en surface est la plus importante parmi les conditions testées. En effet, l'érouissage est le résultat de l'accumulation des dislocations résidant dans le matériau (Fleck et al. 1994). Pour cette raison les résultats des dislocations doivent être en concordance avec les profils des déformations plastiques en sous-couches présentés dans §III.2.5.



**Figure 68.** Densité de dislocations en sous-couches des surfaces obtenues par coupe orthogonale.

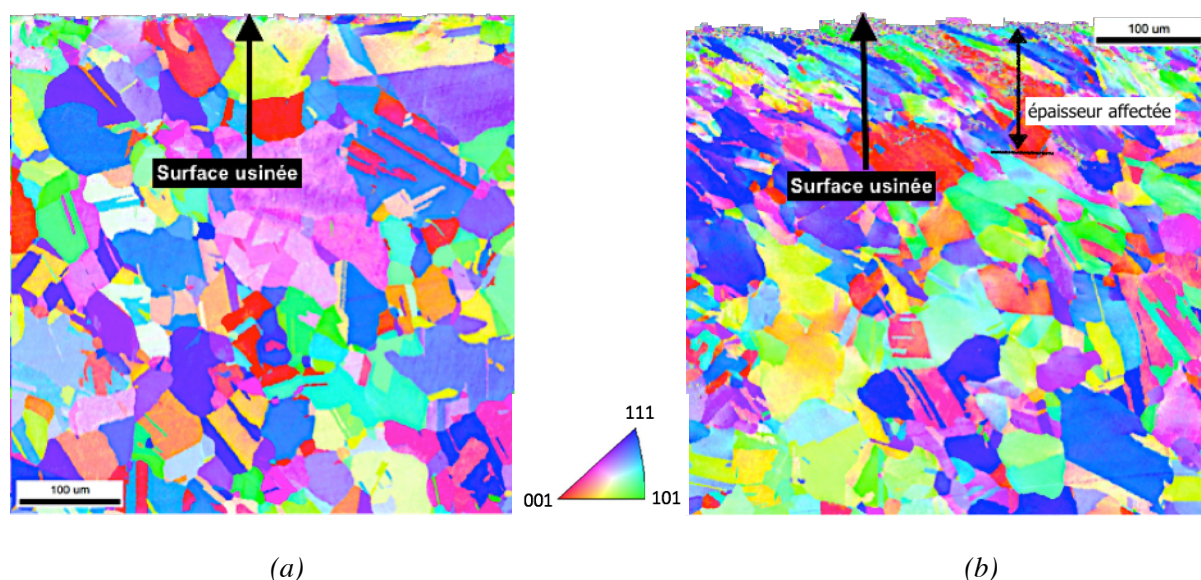
### III.2.6.2 La taille des grains

Des micrographies sont conduites sur 3 échantillons suivant la méthode décrite dans le paragraphe §II.3.4. La taille d'un grain correspond à la dimension  $d$  d'une arête d'un carré ayant la même aire mesurée du grain considéré. Ce choix est fait en considérant la définition de la taille de cellule utilisée dans le modèle d'Estrin et al. (1998) qui est ultérieurement utilisée dans la modélisation numérique. D'après les résultats des mesures (cf. Figure 69), la taille des grains proche de la surface (jusqu'à une profondeur entre 20-30  $\mu\text{m}$ ) dépend surtout de l'épaisseur coupée  $h$ . Par contre, la couche où la taille des grains est différente du cœur de la pièce dépend également de la géométrie de l'outil.



**Figure 69.** Tailles des grains en sous-couche mesurées par micrographie après polissage électrolytique.

Des analyses *EBS*D sont également réalisées sur les deux échantillons usinés avec des épaisseurs coupés  $h = 0.05$  et  $0.2$  mm ( $\gamma = 30^\circ$ ,  $\alpha = 10^\circ$  et  $V_c = 90$  m/min). Les résultats représentés à la Figure 70 mettent en évidence la couche affectée par l'usinage (là où les grains sont déformés) d'une épaisseur de  $100 \mu\text{m}$  pour l'échantillon usiné à  $h = 0.2$  mm, alors que cette couche n'apparaît pas sur l'image de l'échantillon usiné à  $h = 0.05$  mm vu qu'elle est d'une épaisseur trop faible pour ce type d'analyse.

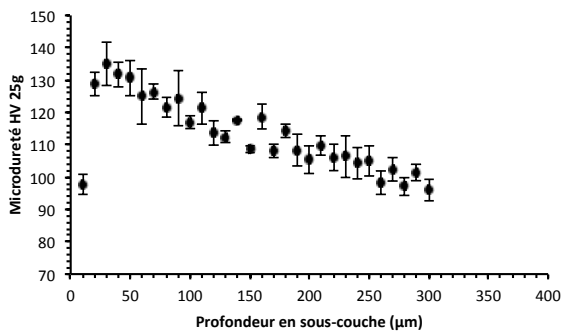


**Figure 70.** Images *EBS*D de la section transversale des échantillons obtenus avec  $\gamma = 30^\circ$ ,  $\alpha = 10^\circ$  et  $V_c = 90$  m/min : (a)  $h = 0.05$  mm ; (b)  $h = 0.2$  mm.

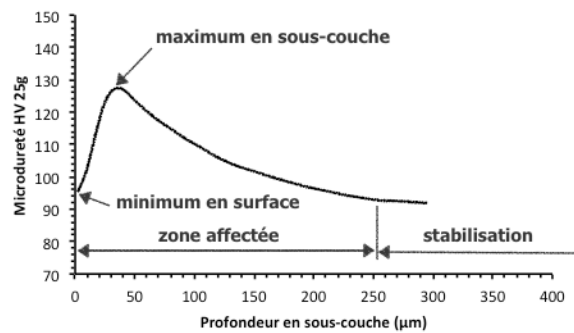


### III.2.6.3 La microdureté HV

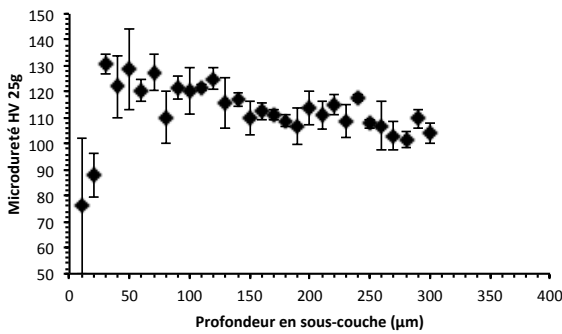
La microdureté Vickers de 5 échantillons obtenus en rabotage est mesurée en profondeur. Il est remarquable que les courbes obtenues aient la même allure que celle des contraintes résiduelles et des largeurs des pics de diffraction des rayons X. En effet, chacune présente un minimum en surface, un maximum en sous-couche. Il est à noter que la position de la dureté maximale en profondeur est proche de la position de la contrainte résiduelle maximale en sous-couche (entre 10 et 80  $\mu\text{m}$ ), ainsi que l'épaisseur de la couche affectée par le changement de dureté est la même que l'épaisseur de la couche affectée par la déformation plastique (130 à 600  $\mu\text{m}$ ).



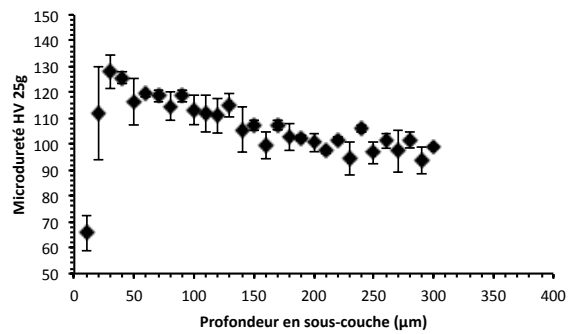
(a)  $\gamma = 20^\circ$ ,  $\alpha = 10^\circ$ ,  $h = 0.2 \text{ mm}$  et  $V_c = 120 \text{ m/min}$ .



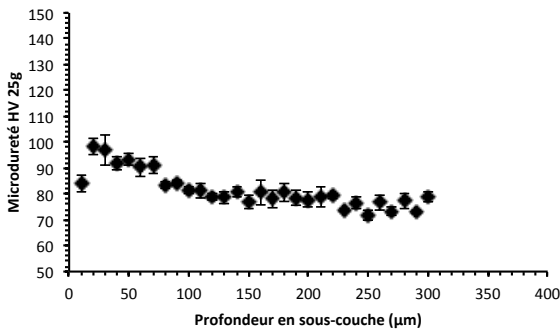
(b) Allure des courbes.



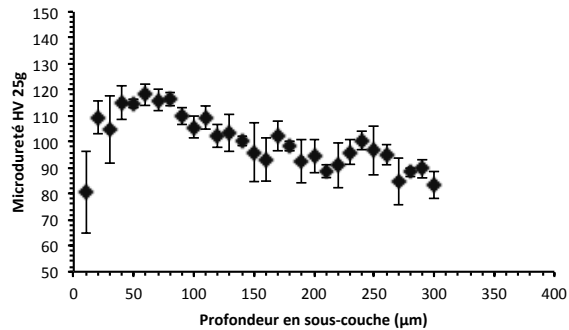
(c)  $\gamma = 20^\circ$ ,  $\alpha = 10^\circ$ ,  $h = 0.2 \text{ mm}$  et  $V_c = 90 \text{ m/min}$ .



(d)  $\gamma = 30^\circ$ ,  $\alpha = 10^\circ$ ,  $h = 0.2 \text{ mm}$  et  $V_c = 90 \text{ m/min}$ .



(e)  $\gamma = 30^\circ$ ,  $\alpha = 10^\circ$ ,  $h = 0.05 \text{ mm}$  et  $V_c = 90 \text{ m/min}$ .



(f)  $\gamma = 30^\circ$ ,  $\alpha = 5^\circ$ ,  $h = 0.2 \text{ mm}$  et  $V_c = 90 \text{ m/min}$ .

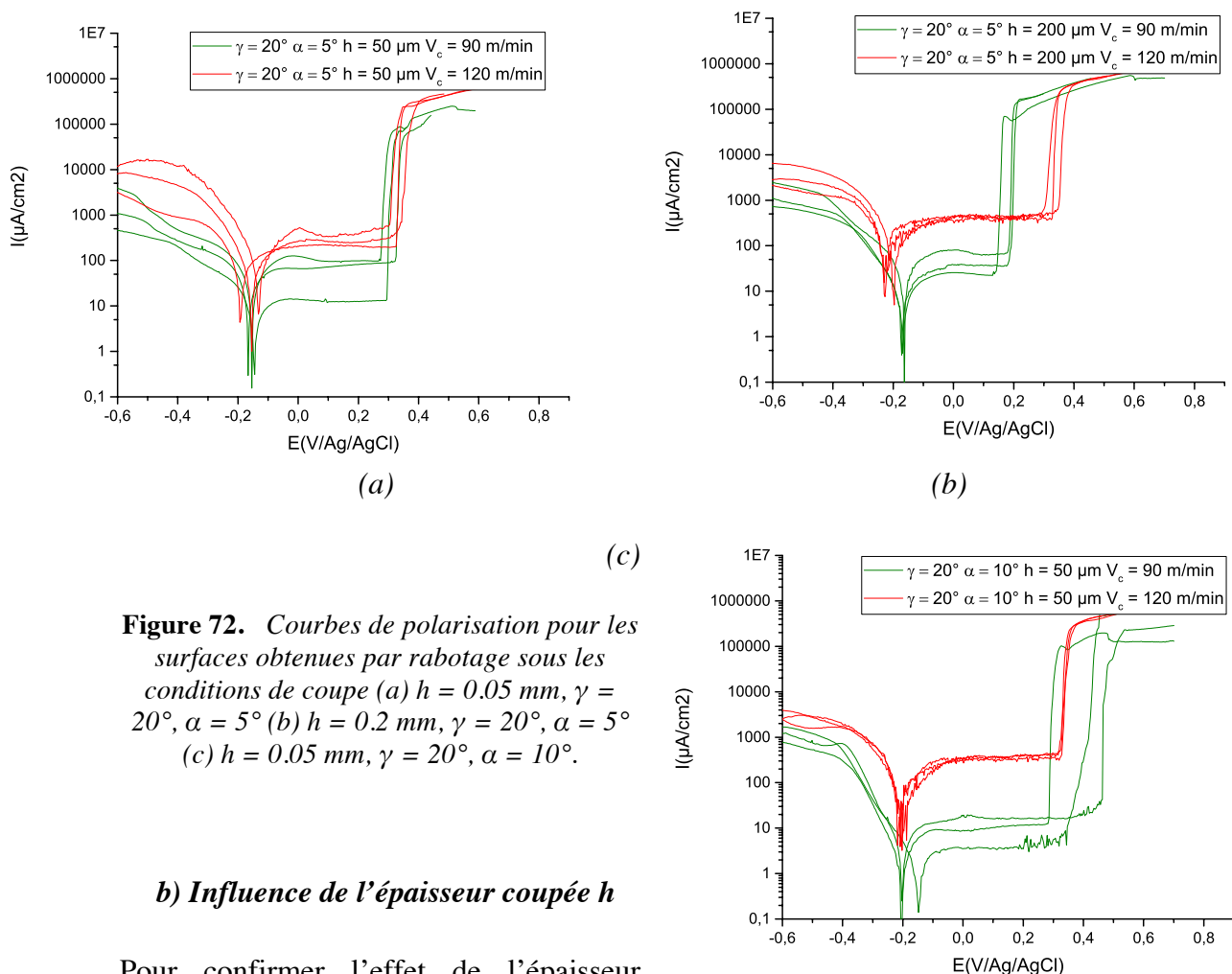
**Figure 71.** Microdureté HV (25 g) en sous-couche pour les échantillons de la coupe orthogonale.

### III.2.7 Electrochimie locale

De même pour les surfaces issues de la coupe orthogonale, les tests d'électrochimie locale sont effectués. Dans la suite, l'effet des différents paramètres de coupe sur les courbes de polarisation est présenté.

#### a) Influence de la vitesse de coupe $V_c$

Les effets des deux vitesses de coupe 90 et 120 m/min sont comparées (cf. Figure 72). Comme le cas précédent du tournage, les mêmes constatations ont été obtenues également en coupe orthogonale. En effet, l'élévation de vitesse engendre une augmentation de la densité de courant de passivation, et augmente le potentiel de piqûre (vers le sens anodique) quand l'épaisseur coupée  $h = 0.2$  mm (cf. Figure 72b).



**Figure 72.** Courbes de polarisation pour les surfaces obtenues par rabotage sous les conditions de coupe (a)  $h = 0.05$  mm,  $\gamma = 20^\circ$ ,  $\alpha = 5^\circ$  (b)  $h = 0.2$  mm,  $\gamma = 20^\circ$ ,  $\alpha = 5^\circ$  (c)  $h = 0.05$  mm,  $\gamma = 20^\circ$ ,  $\alpha = 10^\circ$ .

#### b) Influence de l'épaisseur coupée $h$

Pour confirmer l'effet de l'épaisseur coupée, les courbes de polarisations issues de la caractérisation des surfaces obtenues en coupe orthogonale à 90 m/min sont comparées mais ne montrent pas d'effet pertinent sauf sur  $E_b$ , avec un angle de coupe de  $20^\circ$  (il existe un effet de synergie entre  $h$  et  $\gamma$ ) (cf. Figure 73a et d).

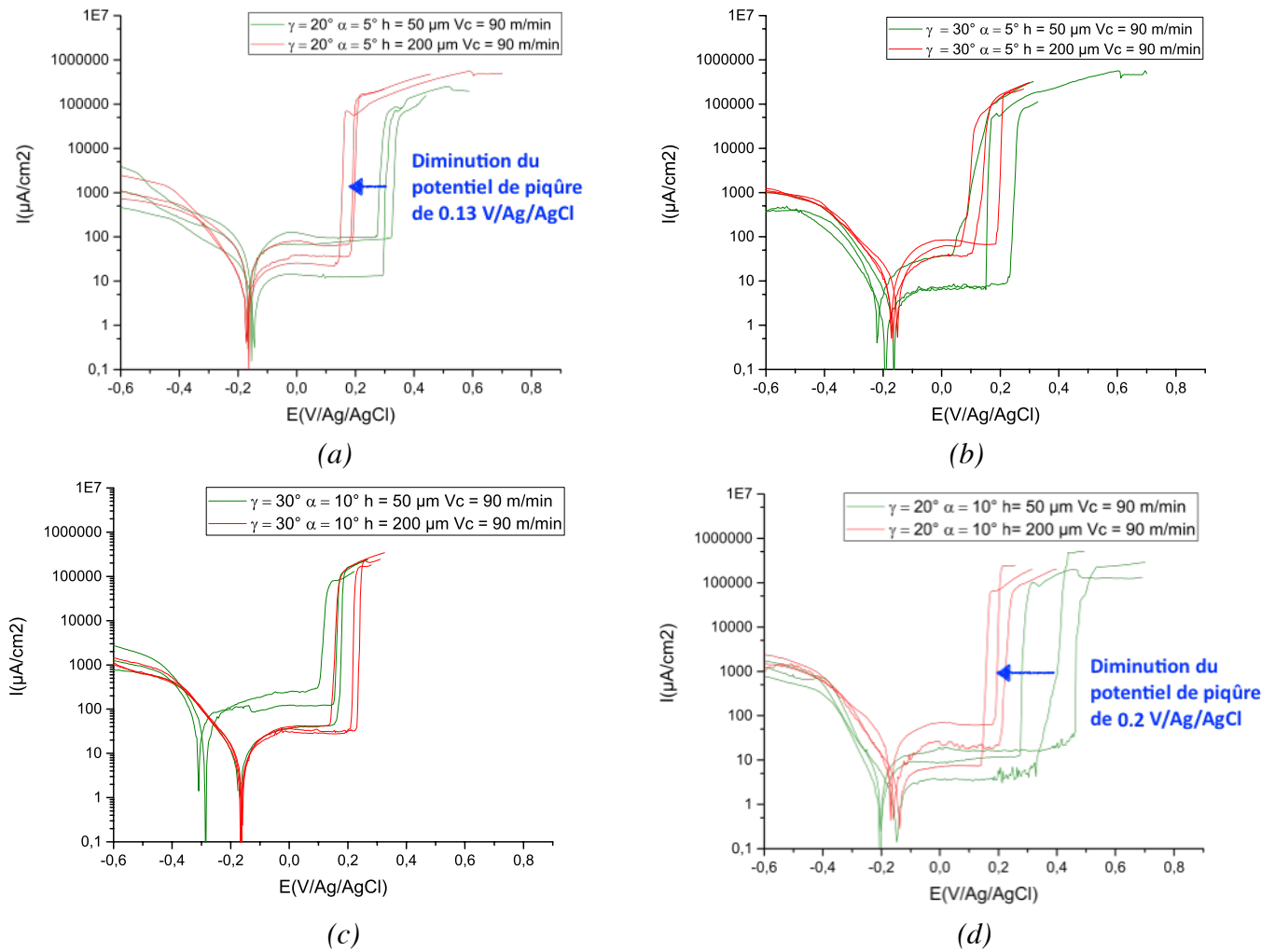


Figure 73. Courbes de polarisation pour les surfaces obtenues par rabotage à  $V_c = 90$  m/min.

### III.2.7.1 Récapitulatif et comparaison des résultats

Tous les résultats relatifs à l'électrochimie locale des surfaces usinées en coupe orthogonale sont regroupés dans la Table 13. La discussion des résultats sera détaillée dans le Chapitre V : Analyse multi-physique.

Conditions de coupe	$I_{cath}$ ( $\mu A/cm^2$ )	Ecart type sur $I_{cath}$ ( $\mu A/cm^2$ )	$I_{pass}$ ( $\mu A/cm^2$ )	Ecart type sur $I_{pass}$ ( $\mu A/cm^2$ )	$E_b$ (mV/Ag/AgCl)	Ecart type sur $E_b$ (mV/Ag/AgCl)
$\alpha = 5^\circ$ $\gamma = 20^\circ$ $h = 0.05$ mm $V_c = 90$ m/min	2140	1680	55	42	297	26
$\alpha = 10^\circ$ $\gamma = 20^\circ$ $h = 0.05$ mm $V_c = 90$ m/min	1203	455	10	6	372	90
$\alpha = 5^\circ$ $\gamma = 30^\circ$ $h = 0.05$ mm $V_c = 90$ m/min	706	309	21	14	127	89

$\alpha = 10^\circ$ $\gamma = 30^\circ$ $h = 0.05 \text{ mm}$ $V_c = 90 \text{ m/min}$	1718	960	141	102	131	29
$\alpha = 5^\circ$ $\gamma = 20^\circ$ $h = 0.20 \text{ mm}$ $V_c = 90 \text{ m/min}$	1559	843	53	28	162	23
$\alpha = 10^\circ$ $\gamma = 20^\circ$ $h = 0.20 \text{ mm}$ $V_c = 90 \text{ m/min}$	1701	607	39	32	185	46
$\alpha = 5^\circ$ $\gamma = 30^\circ$ $h = 0.20 \text{ mm}$ $V_c = 90 \text{ m/min}$	1088	112	61	23	125	59
$\alpha = 10^\circ$ $\gamma = 30^\circ$ $h = 0.20 \text{ mm}$ $V_c = 90 \text{ m/min}$	1230	202	35	7	185	43
$\alpha = 5^\circ$ $\gamma = 20^\circ$ $h = 0.05 \text{ mm}$ $V_c = 120 \text{ m/min}$	7684	4823	294	79	331	9
$\alpha = 10^\circ$ $\gamma = 20^\circ$ $h = 0.05 \text{ mm}$ $V_c = 120 \text{ m/min}$	3263	563	351	34	322	3
$\alpha = 5^\circ$ $\gamma = 20^\circ$ $h = 0.20 \text{ mm}$ $V_c = 120 \text{ m/min}$	4220	2188	438	43	325	24

**Table 13.** Résultats des analyses électrochimiques locales pour les surfaces obtenues par rabotage.

### III.2.8 Résistance à la corrosion sous atmosphère saline

Les échantillons obtenus en coupe orthogonale à la vitesse de 90 m/min sont soumis aux tests de corrosion longs sous atmosphère saline.

La Figure 74 montre que la variation des paramètres de coupe a une influence sur l'évolution de la corrosion des surfaces en cuivre Cu-c2. En effet, pour les surfaces usinées avec le même outil de coupe à  $\gamma = 20^\circ$ , une augmentation de l'épaisseur de coupe  $h$  accélère la corrosion (cf. Figure 75a et Figure 75b). Par contre, ce phénomène n'est pas observé quand l'angle de coupe  $\gamma = 30^\circ$  où  $h$  s'avère sans influence. (cf. Figure 75c et Figure 75d). D'autre part, quel que soit l'angle de coupe et l'épaisseur coupée, l'augmentation de l'angle de dépouille de  $5^\circ$  à  $10^\circ$  montre un effet bénéfique sur la résistance à la corrosion.

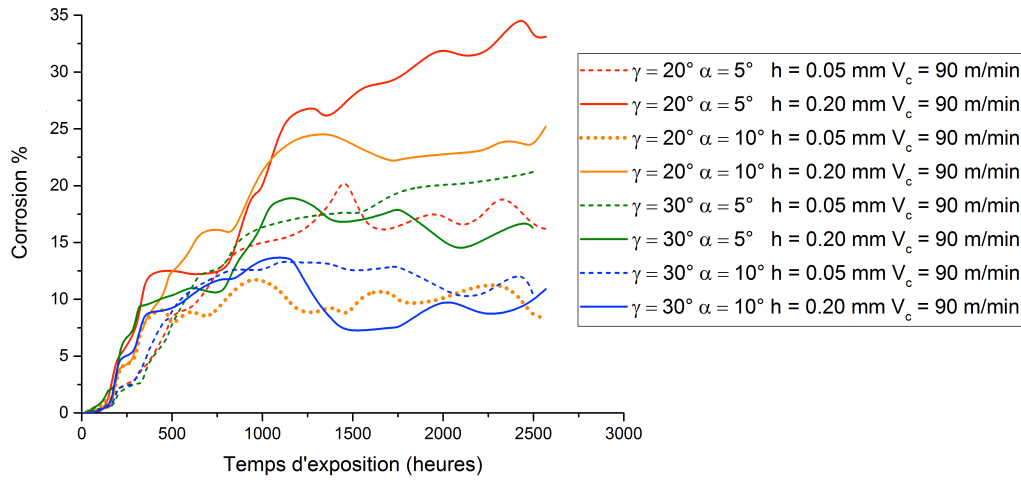


Figure 74. Evolution de la corrosion sous atmosphère saline des surfaces obtenues par rabotage à  $V_c = 90$  m/min.

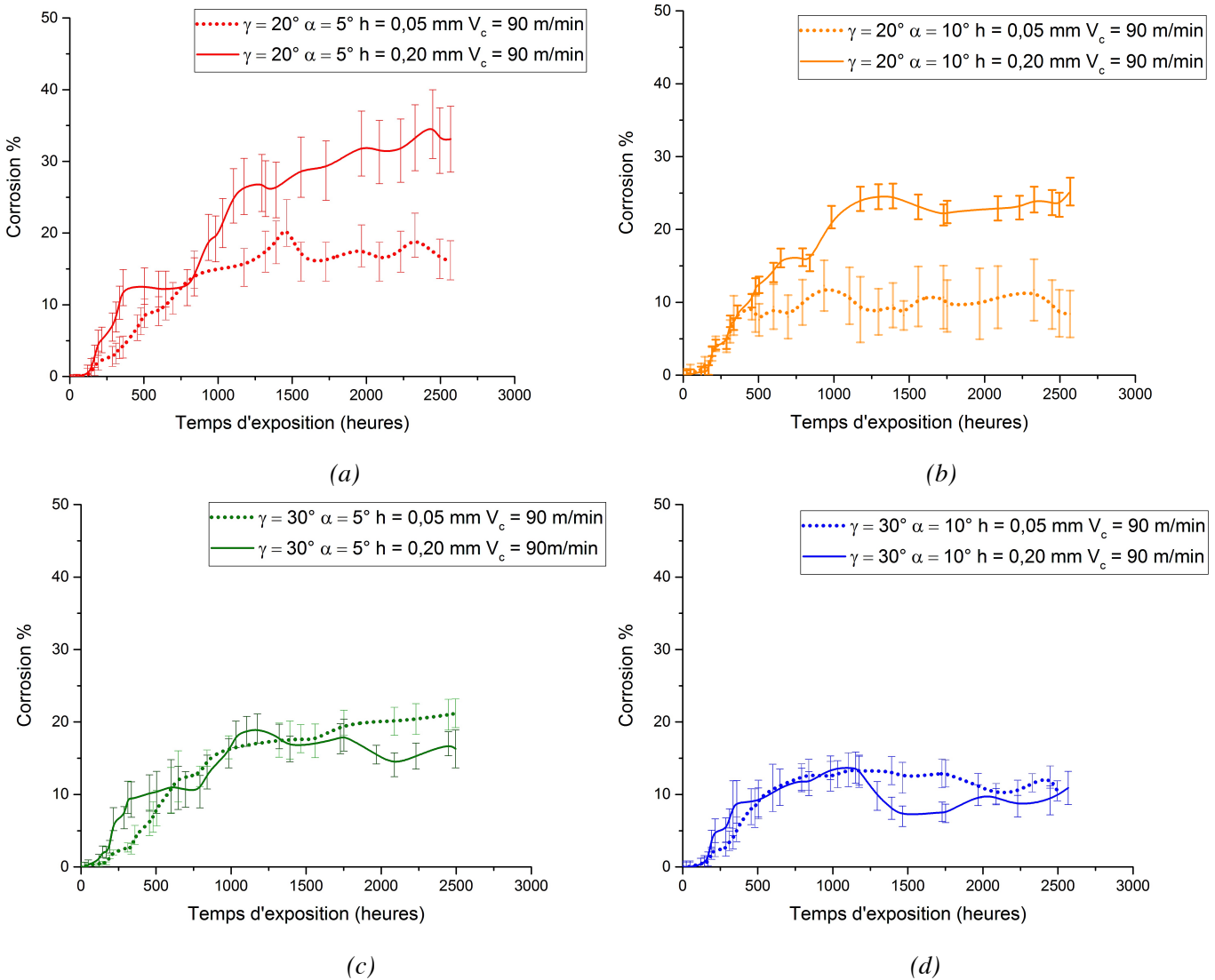


Figure 75. Influence de l'épaisseur coupée sur l'évolution de la corrosion sous atmosphère saline des surfaces obtenues par rabotage.

La diminution du pourcentage de corrosion de la surface comme dans le cas ( $\gamma = 30^\circ$  ;  $\alpha = 10^\circ$  ;  $h = 0.2$  mm et  $V_c = 90$  m/min) entre 1200 et 1400 heures est due à l'écaillage (cf. Figure 76). Il s'agit de la disparition de la zone verte.

Pour expliquer ces observations, une analyse multi-physique est envisagée au Chapitre V liant les paramètres de coupe à l'intégrité de surface induite par l'usinage. Ensuite, ces altérations de l'intégrité de surface viendront justifier ces phénomènes observés en corrosion.

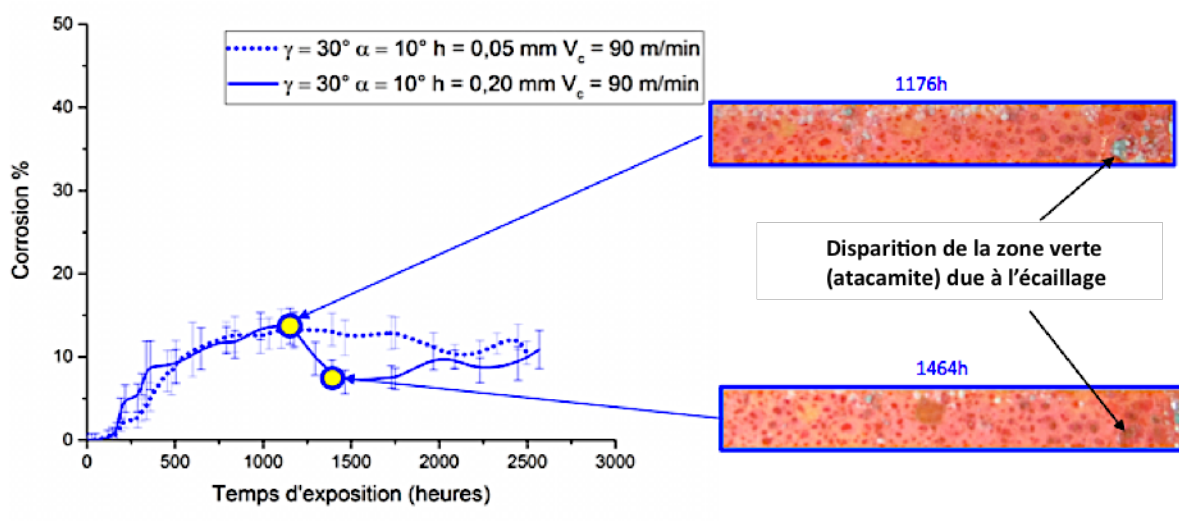


Figure 76. Disparition d'une zone verte due à l'écaillage.

### III.2.8.1 Dégradation du cuivre usiné sous l'oxyde vert

Pour expliquer les dégradations en dessous des taches vertes, les topographies des reliefs en sous-couches oxydées sont mesurées, et les résultats des mesures sont rassemblés dans la Figure 77. Un volume dégradé par unité de surface correspond à une profondeur moyenne creusée sous l'oxyde. Les résultats peuvent être représentés comme dans la Figure 78. En les comparant aux pourcentages des surfaces oxydées à la fin du test de vieillissement au brouillard salin (cf. Figure 79), on peut faire les deux remarques suivantes :

- La surface la moins oxydée est la surface la moins dégradée en dessous des taches vertes d'atacamite (correspondant à la condition de coupe ( $\gamma = 20^\circ$  ;  $\alpha = 10^\circ$  ;  $h = 0.05$  mm ;  $V_c = 90$  m/min),
- La surface la plus oxydée n'est pas forcément la plus attaquée en profondeur ( $\gamma = 30^\circ$  ;  $\alpha = 5^\circ$  ;  $h = 0.05$  mm ;  $V_c = 90$  m/min).

Un profil linéique obtenu dans une zone oxydée est relevé pour chaque surface analysée afin d'identifier le profil de rugosité en dessous des oxydes. Il est relevé uniquement sous les taches

(représentées par des lignes vertes sur la Figure 80). La résolution utilisée en profondeur est de 78 nm et en longueur de 5  $\mu\text{m}$ .

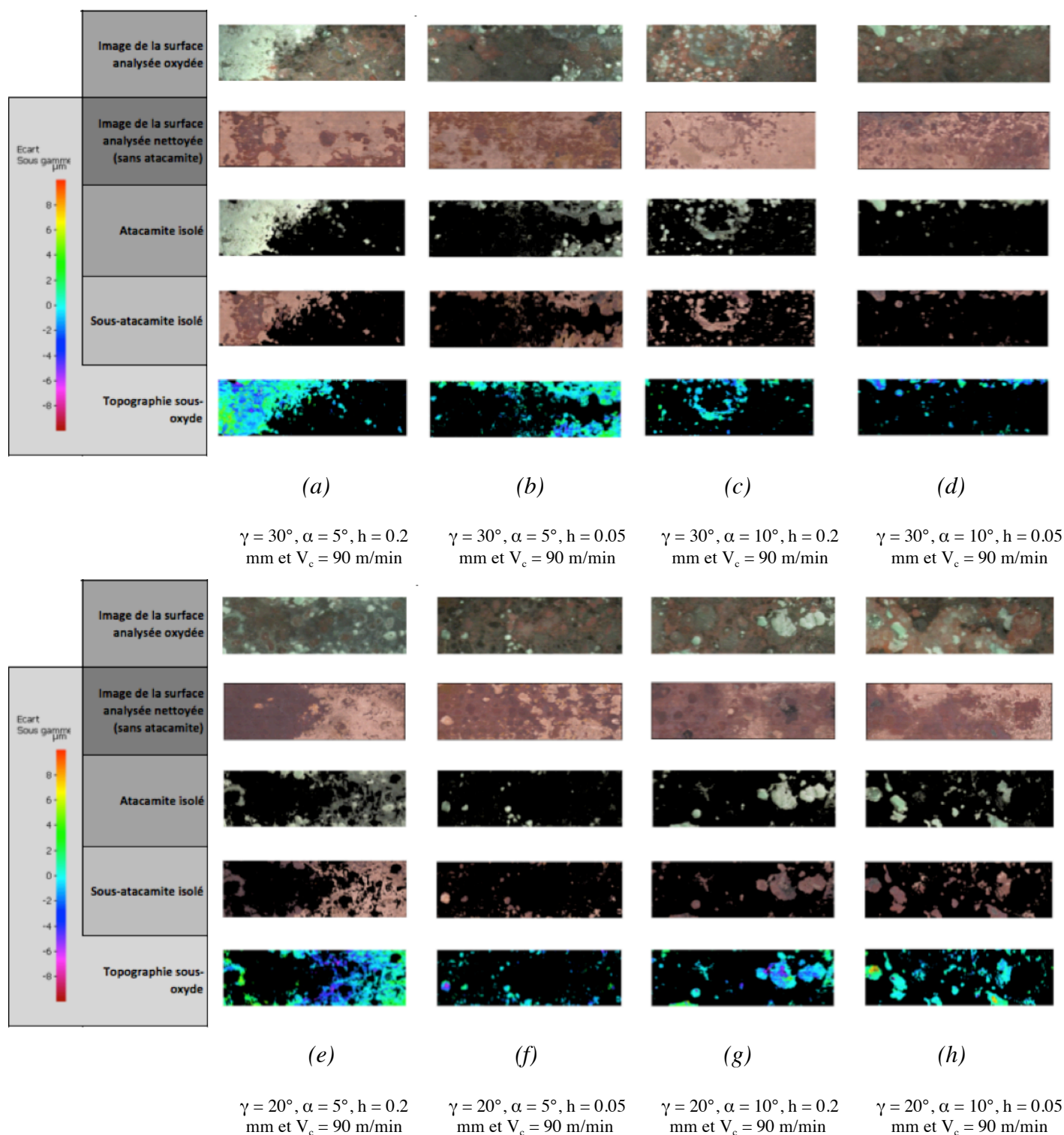


Figure 77. Profondeur en sous-couche du cuivre dégradé pour les conditions testées.

D'après les profils obtenus, on remarque qu'en dessous des tâches vertes deux types de cavités peuvent exister : des cavités larges à fond plat (dissolution généralisée) et des cavités

pointues et profondes (corrosion intergranulaire) en dessous des bords de la tâche verte (cf. Figure 80).

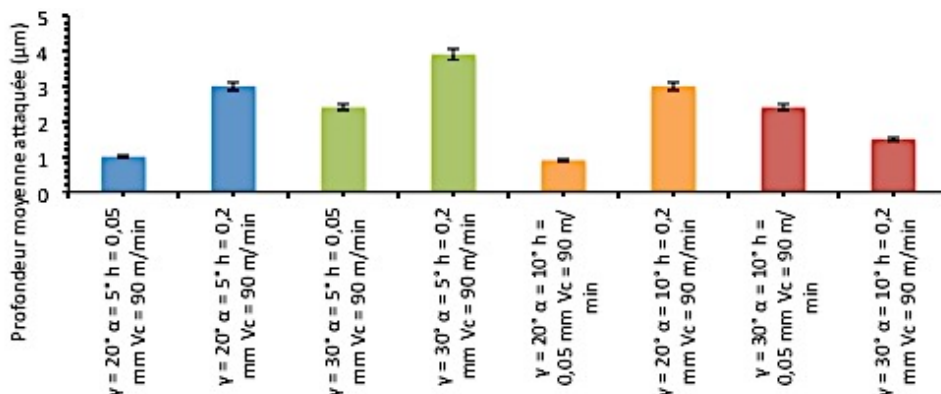


Figure 78. Profondeur moyenne des surfaces dégradées en dessous des zones vertes.

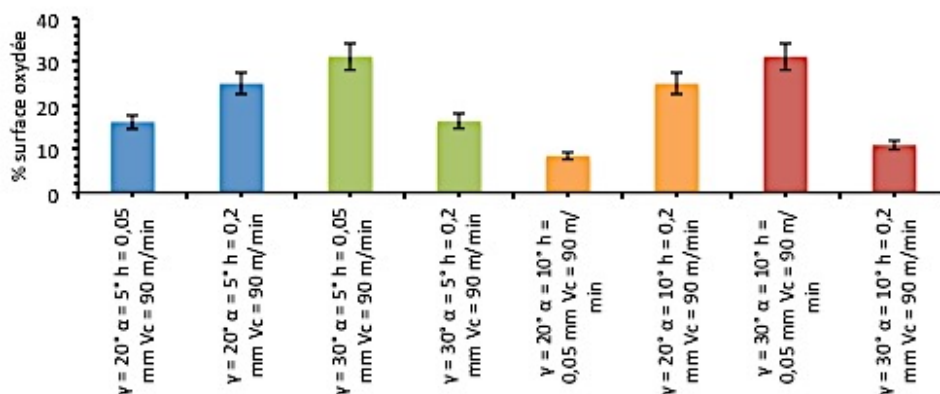


Figure 79. Pourcentage oxydé des surfaces usinées à la fin du test de vieillissement sous brouillard salin.

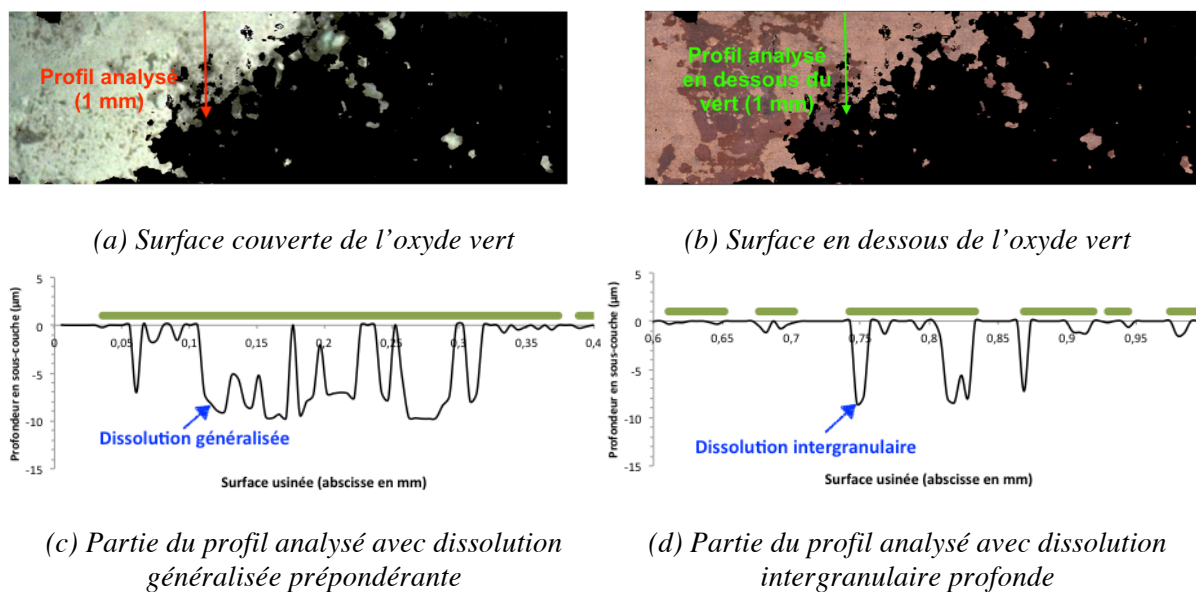
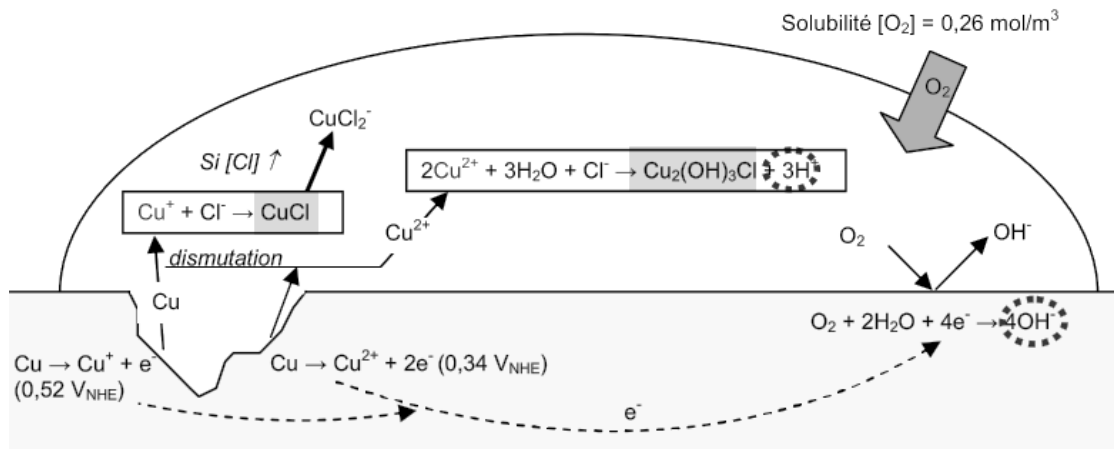


Figure 80. Profils sous les zones vertes des surfaces usinées en rabotage pour  $\gamma = 30^\circ, \alpha = 5^\circ, h = 0,2$  mm et  $V_c = 90$  m/min.



La profondeur des cavités varie en dessous des tâches, ce qui témoigne d'une dissolution non uniforme peut avoir lieu sur une même surface. Les profils correspondants à chaque échantillon sont dans l'Annexe N°3. Ces observations sous les oxydes permettent d'analyser les processus de corrosion qui ont endommagé les surfaces en présence du brouillard salin.

Dans les gouttelettes, la dissolution de cuivre engendre la formation des ions  $\text{Cu}^+$  ou  $\text{Cu}^{2+}$  en solution aqueuse. Associés aux anions  $\text{Cl}^-$  déjà présents dans la gouttelette, ils forment le composé  $\text{CuCl}$  vert. Avec une forte concentration en chlorure, ils peuvent même produire des ions  $\text{CuCl}_2^-$ . D'autre part, les cations  $\text{Cu}^{2+}$  peuvent s'hydrolyser pour former l'atacamite  $\text{Cu}_2(\text{OH})_3\text{Cl}$ . Cette réaction, consommant des molécules de  $\text{H}_2\text{O}$ , produit des protons  $\text{H}^+$ , d'où la diminution du pH. Comme la gouttelette stagne sur la surface, le pH diminue avec la génération d'atacamite. Une étude ultérieure (Gravier 2009) a montré que un pH inférieur à la limite de dissolution du cuivre peut être rapidement atteint entraînant une dissolution généralisée et une corrosion intergranulaire. Les électrons issus de la dissolution réduisent l'oxygène dans la goutte. Comme la solubilité de l'oxygène dans l'eau est élevée, la réaction cathodique continue (cf. Figure 81).



**Figure 81.** *Modèle de dégradation des surfaces en cuivre (Gravier 2009).*

### **III.3 Synthèse des résultats et comparaison entre le tournage en dressage et la coupe orthogonale en rabotage**

En synthèse des résultats obtenus en termes d'état mécanique et microstructural des surfaces affectées par le tournage en dressage et la coupe orthogonale en rabotage, quelques comparaisons peuvent être faites. Il est à souligner que cette synthèse n'est valide que pour la gamme des paramètres de coupe choisis dans le plan d'essais.

### III.3.1 Efforts

Pour les efforts mis en jeux, une augmentation de l'avance  $f$  en tournage, ainsi qu'une augmentation de l'épaisseur coupée  $h$  en coupe orthogonale, engendrent une augmentation systématique des efforts mis en jeux. De même, mais avec moins d'ampleur, l'augmentation de la vitesse engendre une augmentation de l'effort de coupe  $F_c$ . Par contre, il est difficile de comparer quantitativement les résultats des deux configurations.

### III.3.2 Morphologie des copeaux et rapport de compression des copeaux

Le  $CCR$  obtenu en dressage avec un angle de coupe  $\gamma$  de  $30^\circ$  et de dépouille  $\alpha$  de  $7^\circ$  est compris entre 4 et 6 pour toutes les conditions testées, alors que pour la coupe orthogonale il est plus faible (entre 2 et 4), sauf pour le cas de  $\gamma = 20^\circ$  et  $\alpha = 10^\circ$  à  $h = 0.05$  mm (entre 5 et 7). Il est observé en dressage que le  $CCR$  diminue avec l'avance  $f$ , mais en rabotage, il diminue que pour l'outil à  $\gamma = 20^\circ$  et  $\alpha = 10^\circ$  en augmentant l'épaisseur coupée  $h$ .

### III.3.3 Topographie de la surface usinée

Pour l'influence de la coupe sur la topographie, il est clair que la macro-rugosité induite essentiellement par la géométrie de coupe est prédominante dans le cas du dressage. Par contre, en ce qui concerne les microrugosités comparables dans les deux configurations (correspondant à la rugosité entre les stries dans le cas du dressage et en surface plane en cas du rabotage), elles sont altérées par les micro-arrachements qui apparaissent en surface.

### III.3.4 Contraintes résiduelles dans la pièce usinée

Pour les contraintes résiduelles en surface, elles se sont montrées faibles ( $< 30$  MPa pour le cas du dressage avec l'outil à angle de coupe de  $30^\circ$  et angle de dépouille de  $7^\circ$  à la vitesse de coupe  $90$  m/min), et sont généralement des contraintes de traction. De même pour les contraintes résiduelles engendrées par la coupe orthogonale avec une géométrie d'outil comparable (angle de coupe de  $30^\circ$  et de dépouille de  $5^\circ$  à la vitesse de coupe  $90$  m/min), les contraintes résiduelles sont de traction. Par contre, quand il s'agit de contraintes résiduelles en sous-couche, les résultats sont variables : en dressage, des contraintes de compression pouvant atteindre  $-120$  MPa peuvent avoir lieu avec une couche compressive supérieure à  $150$   $\mu$ m (cas de  $f = 0.1$  mm/tr) alors que pour la coupe orthogonale, les contraintes résiduelles de compression ne peuvent exister dans plus qu'une vingtaine de microns en sous-couche avec des valeurs relativement faibles ( $>50$  MPa).

### III.3.5 Microstructure dans la pièce usinée

Comme les résultats actuels ne concernent que la coupe orthogonale, la comparaison ne peut être faite avec le dressage. Par contre, les résultats disponibles montrent que les grains sont plus fins sur une couche dont l'épaisseur dépend des conditions de coupe. En effet, pour une épaisseur de coupe  $h$  de 0.2 mm, cette couche peut atteindre 100  $\mu\text{m}$ , alors qu'elle ne dépasse pas la dizaine de microns pour  $h = 0.05$  mm. Pour ce qui est de la densité de dislocations, il est démontré qu'elle dépend essentiellement de la profondeur normalisée  $d/h$ .

### III.3.6 Déformation plastique et microdureté dans la pièce usinée

Pour ce qui est de la déformation plastique en sous-couches, deux résultats sont à retenir : elle dépend essentiellement de la profondeur normalisée  $d/h$ . Ensuite, en deuxième lieu, l'augmentation de la vitesse engendre une couche plastifiée plus épaisse. Les résultats étant indisponibles concernant le dressage, leur généralisation reste à confirmer.

Concernant la microdureté, les résultats obtenus montrent qu'il existe une corrélation entre les contraintes résiduelles, la déformation plastique et la microdureté de la couche déformée par le procédé. En effet, pour les contraintes résiduelles comme pour la dureté, les courbes d'évolution en profondeur présentent deux zones : une zone affectée suivie d'une stabilisation. Dans la zone affectée se trouvent un minimum en surface et un maximum en sous-couche à quelques microns de la surface usinée.

### III.3.7 Réactivité électrochimique

Concernant la réactivité électrochimique des surfaces, il est clair qu'en tournage comme en coupe orthogonale, la vitesse de coupe a une influence sur la passivation du métal. En effet, une augmentation de  $V_c$  engendre un décalage du palier de passivation ( $I_{pass}$  plus grand), donc une augmentation de la vitesse de dissolution du métal. Par contre, aucun effet pertinent de l'avance  $f$  (sauf pour  $f < 0.1$  mm/tr) ou de l'épaisseur coupée  $h$  n'est vu dans le comportement électrochimique local (sauf quand  $h$  est associé à l'angle  $\gamma$  de 20°, son augmentation engendre la diminution du potentiel de piqûre  $E_b$ , donc favorise les piqûres).

### III.3.8 Résistance à la corrosion

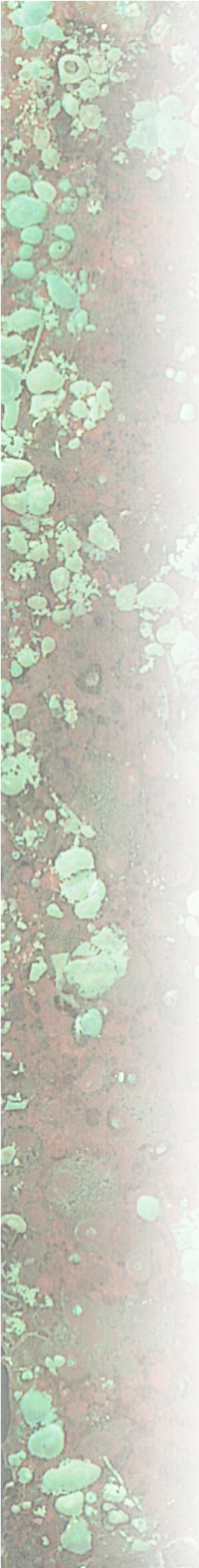
Pour la résistance à la corrosion, il est clair que l'augmentation de l'avance  $f$  accélère la corrosion en dressage, alors que l'effet de  $h$  n'est visible qu'avec l'angle de coupe le plus faible.

En somme, le dressage est une configuration compliquée à analyser en termes de compréhension de l'impact du processus de coupe sur l'intégrité de surface pour les raisons suivantes : la géométrie de coupe et du copeau formé sont complexes, l'état de déformations généré est loin d'être plan, et la topographie est caractérisée par une macro-rugosité gérée par le bec de l'outil (strie d'usinage). Néanmoins, bien que les différences entre le cas industriel du dressage et la coupe orthogonale sont mis en évidence, il est toujours primordial de commencer l'analyse multi-physique en vue de comprendre le lien entre la coupe, l'intégrité de surface et la résistance à la corrosion par la configuration la plus simple. Par la suite, dans la lumière des résultats trouvés, la généralisation à l'échelle de la coupe 3D est à voir.

## **Conclusion du chapitre**

Dans ce chapitre, les résultats de la mécanique de la coupe, de l'intégrité de surface et de l'électrochimie locale – corrosion sont présentés dans une comparaison entre le tournage en dressage et la coupe orthogonale en rabotage. Il est démontré que la géométrie et les conditions de coupe ont une forte influence sur l'état mécanique et électrochimique des surfaces usinées qu'il s'agisse d'une opération de tournage ou d'une coupe orthogonale. Pour approfondir l'analyse et remonter aux origines physiques des phénomènes gérant d'une part le lien entre la résistance à la corrosion et l'intégrité de surface, et d'autre part l'intégrité de surface et les paramètres de coupe choisis, l'étude est d'abord réduite au cas de la coupe orthogonale, ensuite une analyse multi-physique basée sur des méthodes statistiques est appliquée aux résultats.

Comme les analyses expérimentales disponibles se montrent limitées pour couvrir tous les aspects de l'intégrité de surface, un modèle numérique de la simulation de la coupe orthogonale du cuivre Cu-c2 est élaboré. Ces aspects sont requis à l'analyse multi-physique envisagée pour la compréhension de l'impact de la coupe sur la résistance à la corrosion. Comme certaines conditions de coupe n'ont pas pu être testées en termes de contraintes résiduelles, densités de dislocations, tailles des grains et microdureté en sous-couche, elles seront donc simulées. Le modèle numérique de la coupe est présenté dans le Chapitre IV. Les résultats des prédictions numériques viendront compléter les données expérimentales pour la suite des analyses dans le Chapitre V.



# *Chapitre IV*

## *Modélisation et simulation numérique de l'Intégrité de Surface*

*« Comme dans la vie, les morts en simulation  
sont inutiles si on en tire aucune leçon »*  
Tanya Huff

*Le processus de coupe des métaux est défini comme un procédé de mise en forme mettant en jeu un système usinant arrangé de manière à ce que l'énergie extérieure qui lui est appliquée engendre la séparation des couches enlevées. Donc, le modèle de comportement du matériau adopté pour la coupe des métaux (la contrainte d'écoulement plastique jusqu'à la rupture), notamment du cuivre, dépend d'un certain nombre de paramètres : la déformation, la vitesse de déformation et la température (Johnson et Cook 1985), mais aussi les changements microstructuraux (Andrade et al. 1994) et de l'état des contraintes incluant la triaxialité et l'angle de Lode (Bai et Wierzbicki 2008). En effet, cette modélisation physique est la plus appropriée tant que l'intérêt se porte sur la durabilité des surfaces usinées. L'objectif de cette partie est l'élaboration d'un modèle numérique de la coupe orthogonale du cuivre Cu-c2 permettant la prédiction de l'état thermomécanique et microstructural de la surface usinée. Pour y parvenir, la première étape consiste à établir une nouvelle loi de comportement mécanique adaptée à la modélisation de l'intégrité de surface en usinage. Elle est expliquée dans ce chapitre.*

## IV.1 Modélisation du comportement mécanique du cuivre Cu-c2

Dans ce paragraphe, les lois de plasticité et d'endommagement sont présentées avec la méthodologie suivie pour l'identification des paramètres de la loi de plasticité. Ces deux lois forment le modèle constitutif du matériau utilisé dans la simulation numérique de la coupe. De surcroît, la loi gérant l'évolution microstructurale utilisée dans l'étude est également présentée.

### IV.1.1 La loi de plasticité

La loi définissant le comportement plastique du cuivre proposée dans le paragraphe suivant est inspirée des travaux d'Andrade et al. (1994) et des travaux de Bai et Wierzbicki (2008). Les premiers concernent la modification de la loi de plasticité de Johnson - Cook (1985) en tenant compte de l'effet de la recristallisation dynamique sur la contrainte d'écoulement du cuivre Cu-c2. Les seconds considèrent l'effet de l'état des contraintes sur le comportement du matériau.

#### IV.1.1.1 Formulation de la loi

Le modèle constitutif présenté ans la suite prend en considération les phénomènes les plus pertinents influençant le comportement du matériau : l'écroutissage (déformation plastique), la viscosité (vitesse de déformation), l'adoucissement thermique (la température), la transformation microstructurale (la recristallisation) et l'état des contraintes (la triaxialité de contraintes) (Denguir et al. 2016). La contrainte d'écoulement ( $\bar{\sigma}$ ) peut être exprimée par l'équation suivante (Eq. IV.1).

$$\bar{\sigma} = \underbrace{\left[ A + B\varepsilon^n \right]}_{\text{Effet de l'écroutissage}} \times \underbrace{\left[ 1 + C \ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right) \right]}_{\text{Effet de la vitesse de déformation}} \times \underbrace{\left[ 1 - \left( \frac{T - T_{room}}{T_m - T_{room}} \right)^m \right]}_{\text{Effet de l'adoucissement thermique}} \times \underbrace{H(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T)}_{\text{Effet de la transformation microstructurale}} \times \underbrace{\left[ 1 - c_\eta (\eta - \eta_0) \right]}_{\text{Effet de l'état des contraintes}} \quad \text{Eq. IV.1}$$

La fonction  $H(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T)$ , proposée ci-dessus et détaillée dans Eq. IV.2, introduit l'effet de la transformation microstructurale, en particulier celui de la recristallisation dynamique. Cette fonction couple l'effet de la déformation, la vitesse de déformation et la température, vu que ces trois dernières influencent ce phénomène. En effet, elle est active par la fonction ( $u$ ) (Eq. IV.3) uniquement au cas où la déformation excède la contrainte seuil de recristallisation ( $\varepsilon_r$ ), calculée en utilisant l'équation (Eq. IV.6) proposée par Liu et al. (2014) pour le cuivre Cu-c2.

$$H(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) = \frac{1}{1 - \hat{H}(\varepsilon, \dot{\varepsilon}) \times u(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T)} \quad \text{Eq. IV.2}$$

$$u(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) = \begin{cases} 0 & \text{quand } \varepsilon < \varepsilon_r \\ 1 & \text{quand } \varepsilon \geq \varepsilon_r \end{cases} \quad \text{Eq. IV.3}$$

$$\hat{H}(\varepsilon, \dot{\varepsilon}) = \hat{H}_1(\varepsilon) - \hat{H}_2(\varepsilon) \times \exp(\dot{\varepsilon}) \quad \text{Eq. IV.4}$$

$$\hat{H}_i = \frac{h_0}{\varepsilon} + h_i \text{ avec } i = 1, 2 \quad \text{Eq. IV.5}$$

$$\varepsilon_r(\varepsilon, T) = e_0 \left[ \log_{10}(\varepsilon) + e_1 \exp\left(\frac{e_2}{T^{e_3}}\right) \right] \quad \text{Eq. IV.6}$$

Concernant l'effet de l'état des contraintes, uniquement le paramètre de la triaxialité des contraintes ( $\eta$ ) est considéré. Il est défini comme le rapport entre la contrainte hydrostatique et la contrainte équivalente de von Mises.

### IV.1.1.2 Méthodologie d'identification des coefficients de la loi de plasticité

Les coefficients de la loi de plasticité proposés dans l'équation Eq. IV.1. ( $A, B, C, n, m, h_i$  ( $i=0, 1, 2$ ) et ( $c_\eta$ )) sont identifiés en se basant sur des tests de caractérisation du matériau décrits à la Figure 82.

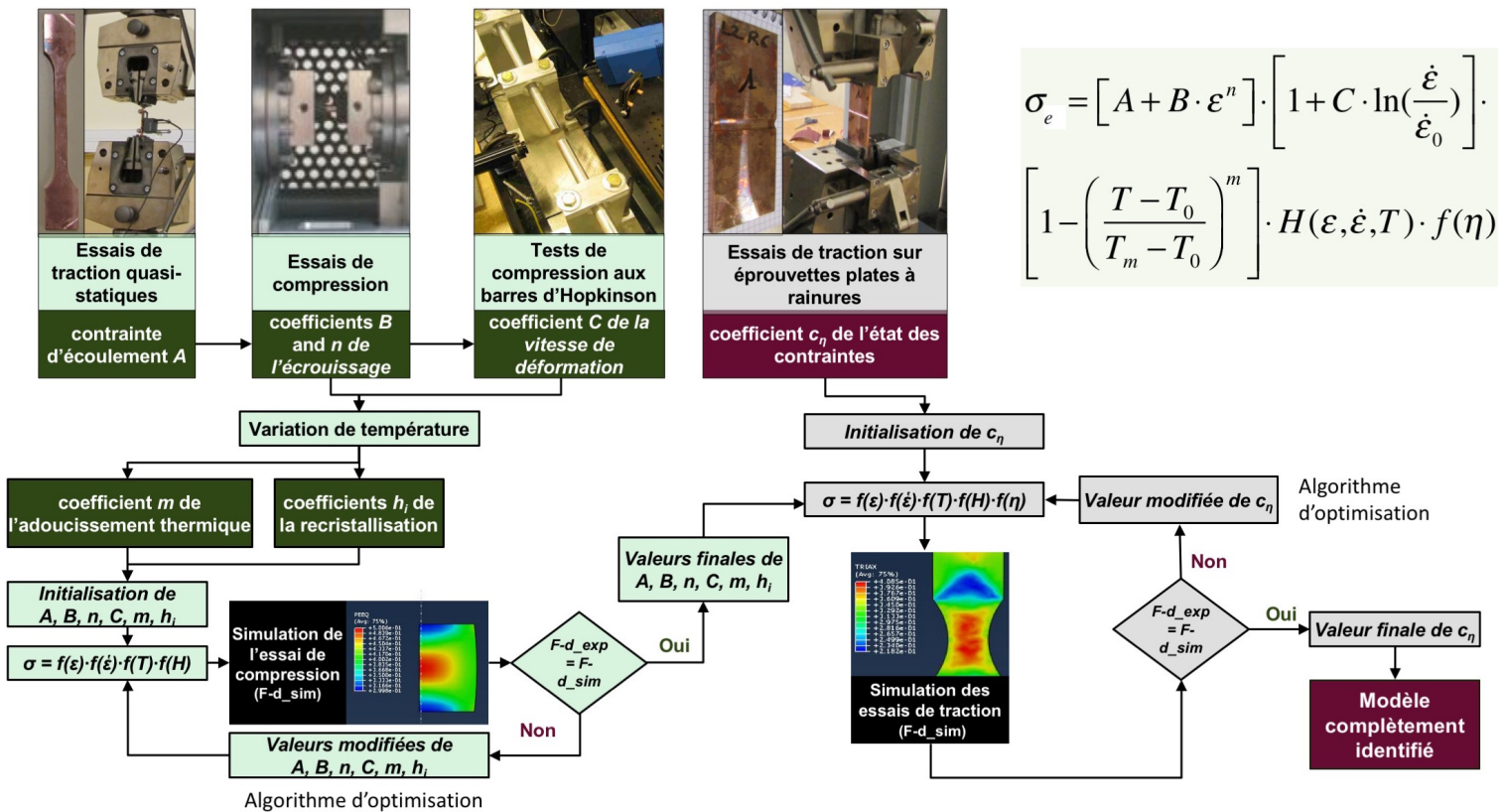


Figure 82. Schéma de la méthodologie d'identification des paramètres de la loi de plasticité.

Pour identifier les coefficients correspondant à l'effet de l'écroutissage, des tests de compression uni-axiale sont réalisés sur des éprouvettes cylindriques (diamètre 6 mm et

longueur 9 mm) avec la machine Gleeble à des vitesses de déformation faibles ( $0.1 \text{ s}^{-1}$  et  $1 \text{ s}^{-1}$ ) et à la température ambiante ( $20^\circ\text{C}$ ). Pour identifier les coefficients correspondant à l'effet de la vitesse de déformation, des tests de compression dynamique aux barres d'Hopkinson sont conduits sur des éprouvettes cylindriques, avec la même géométrie, à hautes vitesses de déformation ( $600 \text{ s}^{-1}$ ,  $700 \text{ s}^{-1}$ ,  $1600 \text{ s}^{-1}$  et  $2000 \text{ s}^{-1}$ ) et à la température ambiante. De plus, des essais de compression avec la machine Gleeble et des barres d'Hopkinson à plusieurs niveaux de températures sont utilisés également ( $200^\circ$ ,  $400^\circ$ ,  $500^\circ\text{C}$ ,  $600^\circ\text{C}$  et  $650^\circ\text{C}$ ) pour identifier les coefficients correspondant à l'adoucissement thermique, ainsi que les coefficients reliés à l'effet de la transformation microstructurale. Après ce travail expérimental, des valeurs initiales des coefficients  $A$ ,  $B$ ,  $n$ ,  $C$ ,  $m$  et les  $h_i$  sont identifiés. Une analyse de sensibilité de ces coefficients sur la contrainte d'écoulement s'impose. Les essais de compressions sont donc simulés sur ABAQUS et les courbes des efforts en fonction des déplacements sont relevées. Ces courbes sont comparées aux résultats expérimentaux, et les valeurs des coefficients  $A$ ,  $B$ ,  $n$ ,  $C$ ,  $m$  et les  $h_i$  sont modifiées jusqu'à obtenir des résultats des simulations proches de la réalité (dans la marge d'erreur de 10%). Pour l'état des contraintes, comme les essais de compression sont caractérisés par le même état de triaxialité des contraintes, la triaxialité de référence ( $\eta_0$ ) correspond à celle correspondant à ce type d'essais. Par contre, il est nécessaire de changer d'essai pour pouvoir calibrer le coefficient ( $c_\eta$ ). Des essais de traction sur des éprouvettes plates à rainures doubles sont réalisés pour évaluer l'influence des différentes valeurs de triaxialité des contraintes sur la contrainte d'écoulement. De même, utilisant une procédure hybride expérimentale-numérique, le coefficient ( $c_\eta$ ) est identifié. Il est calibré en se basant sur la comparaison des courbes simulées des efforts en fonction des déplacements aux courbes expérimentales. A ce stade, le modèle est complètement calibré.

#### **IV.1.1.3 Essais mécaniques pour l'identification des coefficients de la loi de plasticité et pour la caractérisation du comportement élastique**

Les deux paramètres caractérisant le comportement élastique du matériau sont le module d'élasticité  $E$  et la contrainte à la limite élastique  $\sigma_y$ . Pour l'identification du module d'Young, un test Bing est effectué. Quant à l'identification de  $\sigma_y$ , un essai de traction uni-axiale est fait.

Le comportement plastique du cuivre est influencé par la nature de la déformation, la vitesse de déformation, la température, l'état des contraintes et la transformation microstructurale. Pour cette raison, la réponse du cuivre Cu-c2 est testée en compression à différentes vitesses de déformations et à différentes températures, en utilisant la machine Gleeble<sup>TM</sup> et les barres d'Hopkinson.

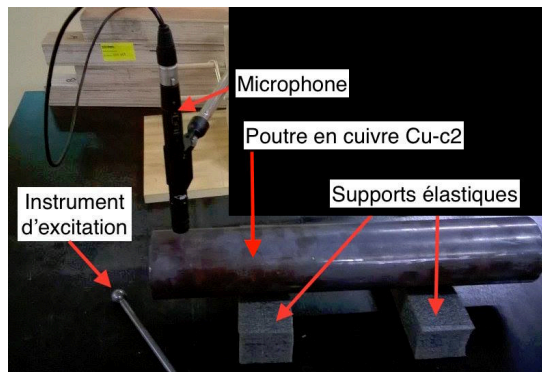


*i) Le test BING*

La mesure du module d'élasticité  $E$  est faite par un test à méthode vibratoire dit le test *BING*. Cette technique permet la définition des caractéristiques physico-mécaniques des poutres (Module d'élasticité en flexion, compression, densité, module de cisaillement) par une simple excitation vibratoire. Elle repose sur la recherche et l'interprétation du spectre de 8 fréquences issues des vibrations naturelles lors de l'application des modèles de Bernoulli (le plus simple) et/ou de Timoshenko. En effet, la poutre repose sur deux supports élastiques, ensuite un choc mécanique est appliqué à une extrémité du spécimen. La poutre vibre selon tous ses modes naturels de vibration. Un microphone collecte alors les informations acoustiques et les transforme en signal électrique (cf. Figure 83). Ce signal est d'abord amplifié puis filtré par un filtre passe-bas. Connaissant les dimensions géométriques, la masse et le premier mode de vibration, grâce à la théorie des poutres, le module d'élasticité est donné par :

$$\omega_n = \frac{A_n}{L^2} \cdot \sqrt{\frac{E \cdot I}{\rho \cdot S}} \quad \text{Eq. IV.7}$$

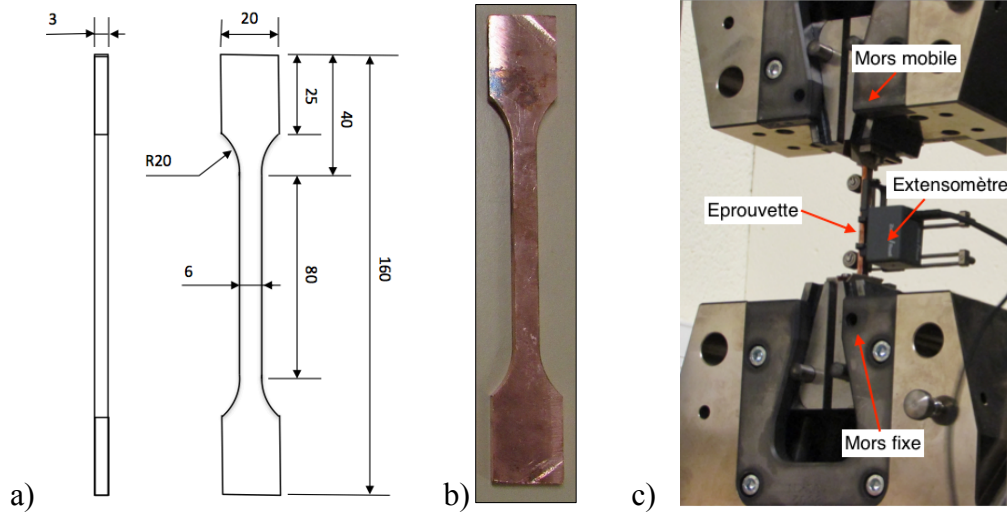
où  $\omega_n$  est la  $n^{\text{ème}}$  pulsation propre,  $A_n$  la  $n^{\text{ème}}$  valeur propre,  $L$  est la longueur de la poutre,  $I$  est l'inertie,  $\rho$  est la densité du matériau,  $S$  est la section de la poutre et  $E$  est le module d'élasticité. Ce module est automatiquement déduit des mesures en utilisant le logiciel *SISTER*<sup>®</sup>.



**Figure 83.** Montage du test *BING*.

*ii) Essais de traction mono-axiale*

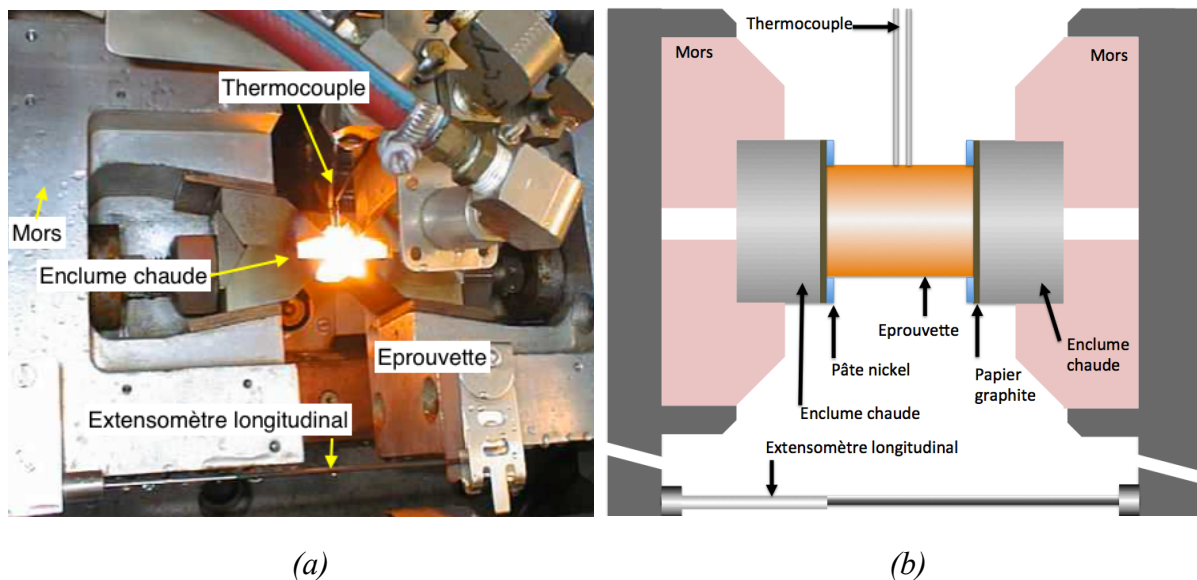
La contrainte à la limite élastique est définie grâce à un essai de traction conventionnel en utilisant une éprouvette ayant la géométrie définie à la Figure 84. La machine utilisée est *INSTRON*<sup>TM</sup> modèle 1185. La vitesse de l'essai est de 5 mm/min. La déformation est évaluée grâce à un extensomètre incrémental *Zwick/Roell*<sup>TM</sup> Clip-On Inka.



**Figure 84.** Essai de traction mono-axiale (a) géométrie de l'éprouvette ; (b) éprouvette en cuivre Cu-c2 (c) montage de la manipulation.

### iii) Essais de compression sur machine Gleeble

Les essais de compression effectués sur la machine Gleeble<sup>TM</sup> modèle 3500 sont utilisés pour déterminer la réponse de la contrainte à basses à moyennes vitesses de déformations (jusqu'à  $100 \text{ s}^{-1}$ ). L'éprouvette se place entre les enclumes dites « enclumes chaudes » qui sont montées sur les mors fixe et mobile. Pour améliorer la conductivité et diminuer le frottement à l'interface mors-éprouvettes, un papier en graphite et une pâte de nickel sont ajoutés sur chaque côté de chaque enclume.

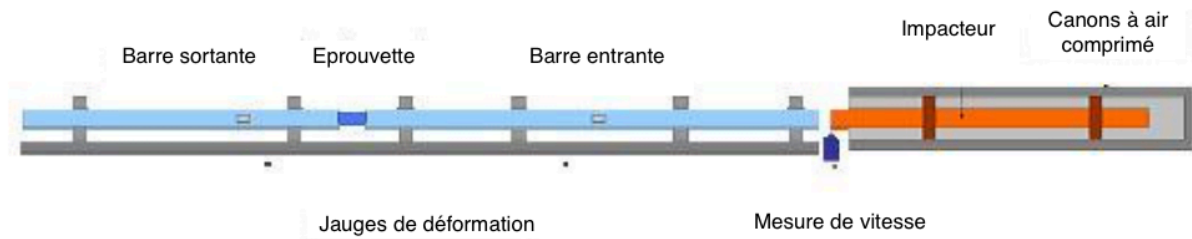


**Figure 85.** (a) Montage de l'essai de compression sur la machine Gleeble<sup>TM</sup> modèle 3500 ; (b) Schéma du montage.

La Figure 85 montre le montage expérimental des essais de compression sur la machine Gleeble<sup>TM</sup>. Cette machine est également équipée d'un système d'échauffement pour évaluer l'influence de la température sur la contrainte. Les éprouvettes utilisées sont cylindriques de diamètre 6 mm et de longueur 9 mm du matériau Cu-c2 à l'état recuit à 450°C pendant 2 heures. Les thermocouples sont soudés sur les éprouvettes afin de contrôler les températures des essais. Les paramètres variables sont la température et la vitesse de déformation, notamment 3 vitesses de déformation (0.1 s<sup>-1</sup>, 1 s<sup>-1</sup> et 10 s<sup>-1</sup>) avec 4 températures d'essais (20°C, 200°C, 400°C et 600°C). Au total, 12 essais sont conduits avec une répétition pour chaque condition testée.

*iv) Essais de compression dynamiques avec les barres d'Hopkinson*

Les essais de compression dynamique avec des barres d'Hopkinson sont utilisés pour déterminer la contrainte d'écoulement du matériau à hautes vitesses de déformation (jusqu'à 10<sup>4</sup> s<sup>-1</sup>) (Klepaczko et al. 1993). La Figure 86 illustre le principe de l'essai, avec l'éprouvette placée entre deux barres (barre entrante et barre sortante). Un impacteur est projeté sur la barre entrante, créant une pulsation de pression qui se propage jusqu'à l'éprouvette. Une partie de l'impulsion est reflétée à l'extrémité de cette barre, l'autre partie traverse l'éprouvette jusqu'à la barre opposée (sortante). Les jauges de déformations installées sur les surfaces des deux barres mesurent les déformations provoquées par l'onde de choc. Une description détaillée du principe de l'essai et de la méthode d'exploitation de ses résultats est décrite dans l'article de Jaspers et Dautzenberg (2002). Les essais ont été fait en collaboration avec le CEA Valduc.



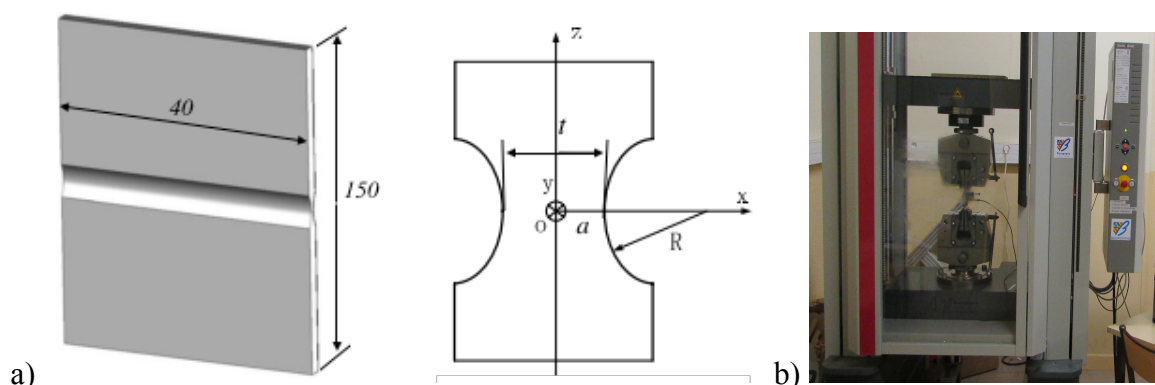
**Figure 86.** Principe de l'essai de compression aux barres d'Hopkinson.

*v) Essais de traction sur éprouvettes plates à double-entailles*

Des éprouvettes plates à doubles entailles ont été conçues par Bai et Wierzbicki (2008) pour des essais de traction sous différentes conditions de triaxialité des contraintes. En effet, pour chaque éprouvette, la triaxialité des contraintes  $\eta$  peut être estimée par l'équation Eq. IV.8, en fonction du rayon  $R$  et de l'épaisseur  $t$  (cf. Figure 87a).

$$\eta = \frac{\sqrt{3}}{3} \left[ 1 + 2 \ln \left( 1 + \frac{a}{2R} \right) \right] = \frac{\sqrt{3}}{3} \left[ 1 + 2 \ln \left( 1 + \frac{t}{4R} \right) \right] \quad \text{Eq. IV.8}$$

Pour l'étude, deux éprouvettes avec des géométries différentes sont utilisées : une avec  $t = 3$  mm et  $R = 3$  mm, et l'autre avec  $t = 2$  mm et  $R = 6$  mm. La machine utilisée est Zwick/Roell™ Z250.



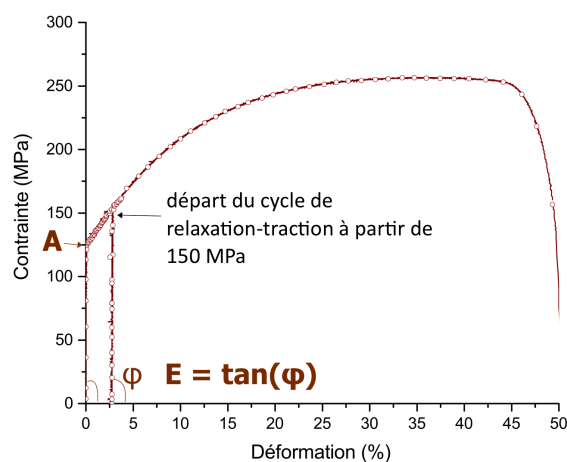
**Figure 87.** (a) Eprouvettes plates à double-entailles ; (b) Dispositif expérimental utilisé.

#### IV.1.1.4 Identification des coefficients de la loi de plasticité

En utilisant la méthodologie présentée dans §IV.1.1.3, les valeurs des coefficients de l'équation Eq. IV.1 sont identifiés. Pour les premières estimations des valeurs des coefficients, des ajustements (*fitting*) utilisant la méthode des moindres carrés sont effectués.

##### i) Résultats des essais de traction

A partir d'une courbe de traction, le module d'élasticité  $E$  ainsi que la contrainte à la limite élastique  $\sigma_y$  correspondant au coefficient  $A$  dans la loi de comportement proposée peuvent être retirés comme le montre la Figure 88. Le coefficient  $A$  correspond à 125 MPa. Le module d'élasticité  $E$  correspond à 127 GPa.  $E$  est revérifié en effectuant un cycle de relaxation – traction quand il atteint une contrainte de 150 MPa ainsi que par le test BING décrit dans §IV.1.1.3 i.



**Figure 88.** Courbe de traction uni-axiale : contrainte en fonction de la déformation à une vitesse de 5 mm/min.

ii) Résultats des essais de compression à basses vitesses

La vitesse de référence étant  $0.1 \text{ s}^{-1}$ , à partir de la courbe de compression à  $0.1 \text{ s}^{-1}$ , les coefficients  $B$  et  $n$  peuvent avoir une première estimation à la température de référence  $20^\circ\text{C}$  (courbe bleu dans la Figure 89a). Pour la 1<sup>ère</sup> estimation du coefficient  $m$ , les courbes bleues, vertes et oranges de la Figure 89a sont utilisées avec la fixation des coefficients  $B$  et  $n$ . Pour trouver la 1<sup>ère</sup> valeur des coefficients  $h_i$ , les courbes rouges de la Figure 89 sont utilisées avec la fixation des coefficients  $B$  et  $n$  aussi. Ces courbes obtenues à une température d'essai de  $600^\circ\text{C}$  sont exclusivement utilisées car elles correspondent à un état favorable à la recristallisation dynamique (température supérieure à la température de déclenchement de la recristallisation). D'ailleurs, les allures des courbes rouges à la Figure 89 prouvent que ce phénomène a lieu vu qu'il y a une chute de la contrainte d'écoulement (Andrade et al. 1994).

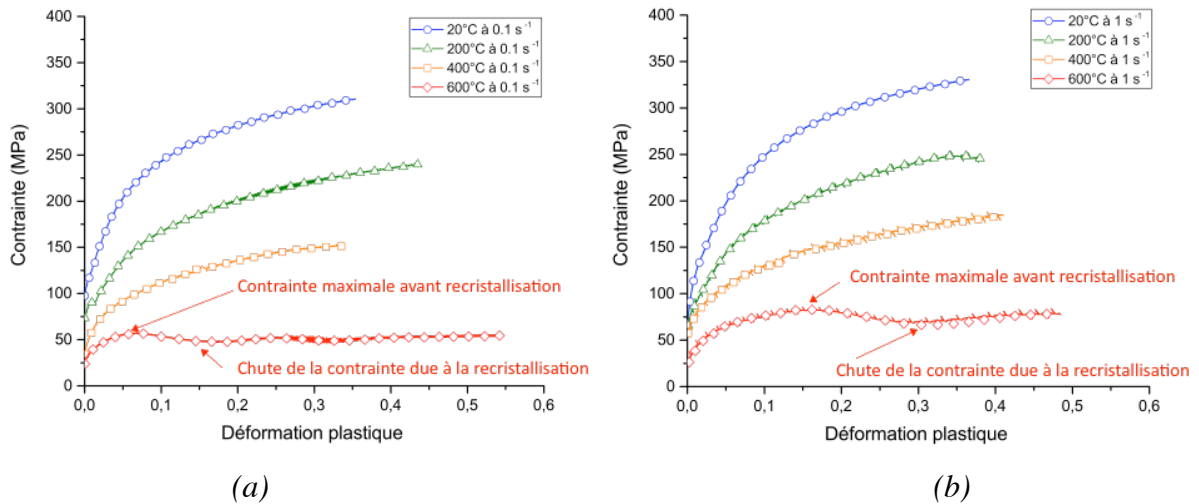


Figure 89. Courbes de compression à basses vitesses (a)  $0.1 \text{ s}^{-1}$  (b)  $1 \text{ s}^{-1}$ .

iii) Résultats des essais de compression avec les barres d'Hopkinson

Le coefficient  $C$  lié à la vitesse de déformation est a priori estimé à partir de la courbe de compression à haute vitesse à température de référence (courbe bleue à la Figure 90). Après cette étape, tous les coefficients relatifs à l'érouissage, la vitesse de déformation, la température et la recristallisation se trouvent avec des valeurs initiales.

A ce stade, la simulation numérique des essais de compression testés se fait sous ABAQUS<sup>®</sup> avec une subroutine pour la définition du matériau de l'éprouvette. Il s'agit de la même subroutine développée pour la simulation des essais de coupe orthogonale (voir Annexe 4). Les coefficients identifiés sont calibrés suite à la comparaison des courbes des efforts en fonction des déplacements simulés avec les courbes expérimentales. La calibration s'arrête quand

l'erreur dans la courbe simulée est inférieure à 10%. La démarche de la calibration est expliquée dans la Figure 91.

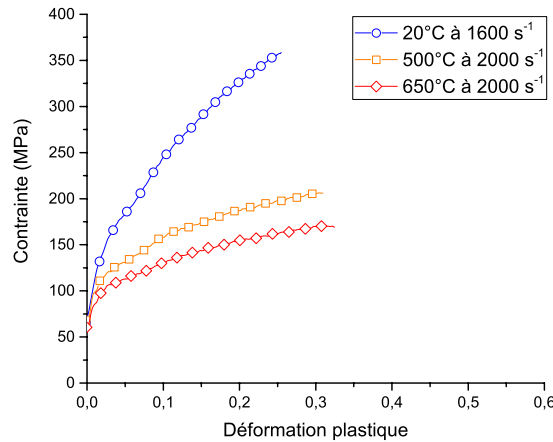


Figure 90. Courbes de compression à hautes vitesses par les barres d’Hopkinson.

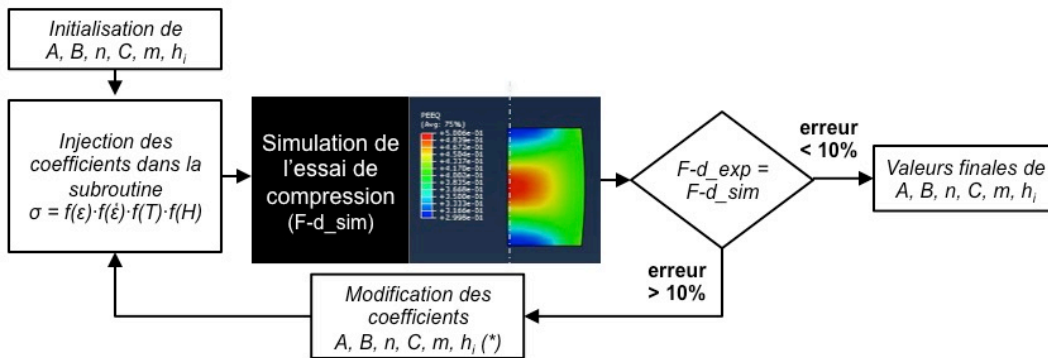


Figure 91. Démarche de calibration des coefficients identifiés.

iv) Résultats des essais avec éprouvettes à doubles entailles

Les coefficients relatifs au terme de la loi correspondant à l'état des contraintes sont définis après la validation de tous coefficients définis précédemment comme suit. D'abord la triaxialité de référence correspond à celle d'un essai de compression sur une éprouvette cylindrique ( $\eta_0 = -0.33$  d'après Bai et Wierzbicki (2008)). Ensuite, le coefficient  $c_\eta$  est identifié à partir des courbes issues des essais de traction des éprouvettes à doubles entailles. En effet, avec des éprouvettes ayant les géométries ( $t = 3 \text{ mm} ; R = 3 \text{ mm}$ ) et ( $t = 2 \text{ mm} ; R = 6 \text{ mm}$ ), utilisant la relation décrite dans Eq. IV.8, les triaxialités des contraintes  $\eta$  correspondantes sont respectivement 0.84 et 0.67. Pour une 1<sup>ère</sup> estimation du coefficient  $c_\eta$ , une seule courbe est suffisante (cf. Figure 92).

Par contre, pour la calibration et la validation par la simulation numérique de l'essai, les deux géométries des éprouvettes sont utilisées, et la valeur finale de  $c_\eta$  est fixée quand l'écart

entre les courbes efforts en fonction des déplacements simulées et expérimentales est inférieur à 10%. Il s'agit la démarche décrite à la Figure 93.

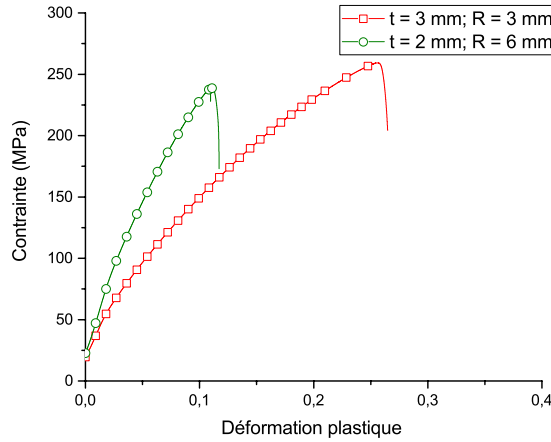


Figure 92. Courbes de traction sur les éprouvettes à doubles entailles.

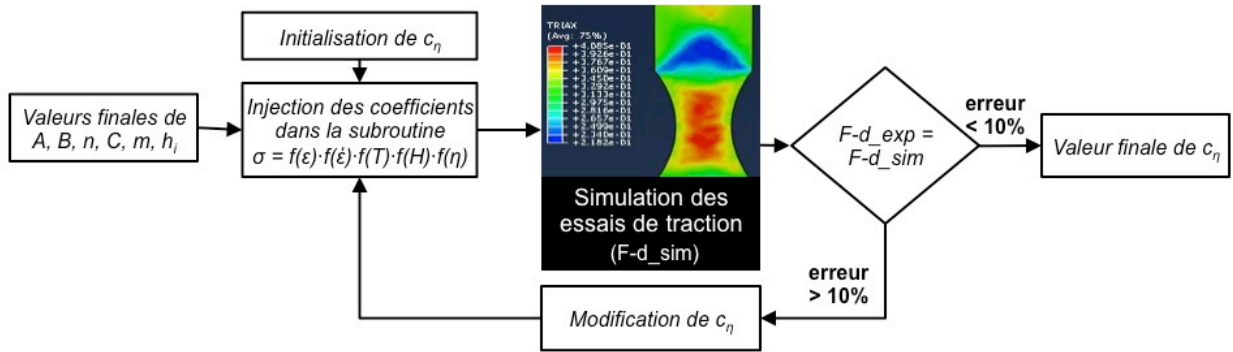


Figure 93. Démarche de calibration du coefficient  $c_\eta$ .

v) Récapitulatif des coefficients identifiés

Les résultats sont regroupés dans la Table 14.

Coefficient	Valeur	Coefficient	Valeur
$A$ (MPa)	125	$e_0$	0.243
$B$ (MPa)	316	$e_1$	9.5
$n$	0.44	$e_2$	$-1.863 \times 10^{-8}$
$C$	0.014	$e_3$	-2.69
$\dot{\epsilon}_0$ ( $s^{-1}$ )	0.1	$h_0$	1.93
$m$	0.7	$h_1$	0.82
$T_{room}$ ( $^{\circ}C$ )	20	$h_2$	0.48
$T_m$ ( $^{\circ}C$ )	1085	$c_\eta$	0.1
$E$ (GPa)	127	$\eta_0$	-0.33

Table 14. Liste des coefficients de la loi de plasticité.

\*Les coefficients  $e_i$  ( $i=0..3$ ) ont été pris de la publication de Liu et al. (2014).

### IV.1.2 La loi d'endommagement

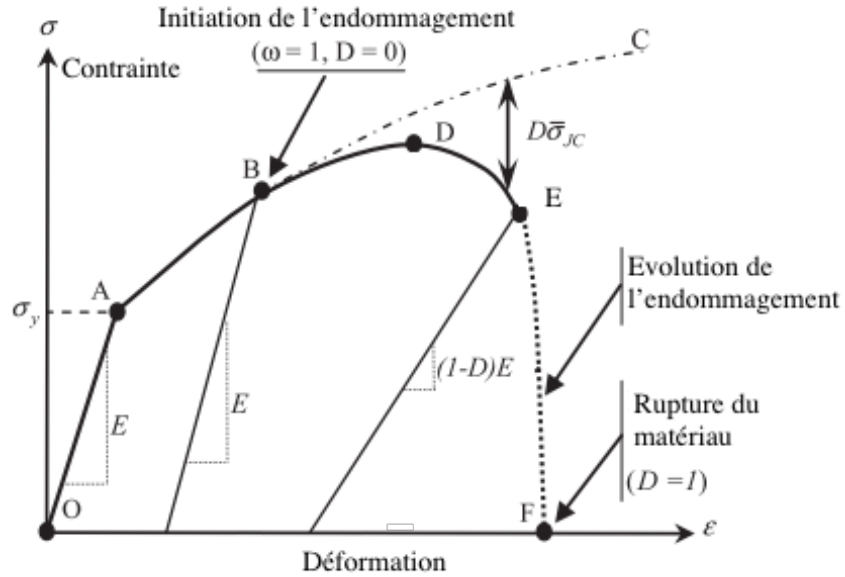
Comme il a été démontré par Astakhov et Shvets (2004), la différence principale qui existe entre l'usinage et les autres procédés de mise en forme réside dans la séparation physique du copeau du reste de la pièce. Ce processus de séparation physique du corps de la matière en deux parties s'agit de la rupture, et donc l'usinage doit être traité comme une rupture de la couche qui s'enlève (Atkins 2003). De ce contexte, une modélisation propre du comportement du matériau en usinage doit prendre en compte non seulement le comportement plastique, mais aussi sous quelles conditions la rupture a lieu, et comment la modéliser proprement (Outeiro et al. 2015).

Pour simuler la séparation de la matière en formant le copeau, les modèles de la coupe utilisant la formulation Lagrangienne nécessitent un modèle d'endommagement. Par contre, le modèle numérique présenté dans ce qui suit est un modèle *ALE*. Donc, le choix de l'inclusion d'une loi d'endommagement dans la modélisation constitutive du matériau ne concerne plutôt pas la séparation de la matière, mais la description du comportement réel du matériau. En effet, si l'endommagement n'est pas pris en compte dans la simulation numérique, le matériau est susceptible de se déformer plastiquement à l'infini, et la contrainte peut augmenter sans limite, ce qui fausse certainement les prévisions.

Ce modèle d'endommagement est illustré à la Figure 94. En effet, la réponse est initialement élastique (O-A) suivie d'un écoulement plastique avec écrouissage (A-B). La courbe ABC décrit la réponse du matériau sans endommagement. L'effet de l'endommagement apparaît au point B engendrant une diminution progressive du module d'écrouissage. Il peut être considéré comme un site d'initiation hypothétique de l'endommagement. Le point D correspond à la contrainte maximale donnée par le fait que le module d'écrouissage atteint un minimum pour une valeur significative de l'endommagement ductile ( $0.3 < D < 0.7$  dépendant du type de matériau (Zhang et al. 2011)). Le point E correspond à l'initiation de la rupture, quand le point F désigne la rupture complète.

En définitive, pour modéliser la chute de la contrainte d'écoulement due à l'endommagement, il faut considérer deux étapes. La première concerne l'initiation de l'endommagement, et la seconde son évolution se basant sur une approche de l'énergie de rupture.





**Figure 94.** Réponse typique de la contrainte en fonction de la déformation des métaux.

#### IV.1.2.1 Initiation de l'endommagement

L'endommagement et la rupture d'un matériau ductile sont expliqués par la formation de lacunes dans le matériau suivie par leurs croissances et leurs coalescences sous un état triaxial des contraintes, jusqu'à la rupture (Rice et Tracey 1969). Pour détecter l'initiation de l'endommagement,  $\epsilon_f$ , une loi d'endommagement est habituellement utilisée.  $\epsilon_f$  dépend fortement de la triaxialité des contraintes (McClintock 1968), mais elle peut également dépendre de la vitesse de déformation et de la température. Elle peut donc être définie par :

$$\epsilon_f = f(\eta, \dot{\epsilon}_p, T) \quad \text{Eq. IV.9}$$

La loi la plus utilisée est la loi d'endommagement de Johnson - Cook (1985), donnée par l'expression suivante :

$$\epsilon_f = \left[ D_1 + D_2 \exp(D_3 \eta) \right] \cdot \left[ 1 + D_4 \ln \left( \frac{\dot{\epsilon}_p}{\dot{\epsilon}_0} \right) \right] \cdot \left[ 1 + D_5 \left( \frac{T - T_0}{T_m - T_0} \right) \right] \quad \text{Eq. IV.10}$$

où les  $D_1$  à  $D_5$  sont des coefficients déterminés à partir des essais d'endommagement-rupture.  $\eta$  est la triaxialité des contraintes.  $\dot{\epsilon}_p$  est la vitesse de déformation plastique.  $\dot{\epsilon}_0$  est la vitesse de déformation de référence.  $T$  est la température,  $T_0$  est la température ambiante, et  $T_m$  est la température de fusion.

L'endommagement dans la simulation par éléments finis est initié quand le paramètre  $\omega$  dépasse 1. Ce paramètre est défini par la loi cumulative suivante :

$$\omega = \sum_{j=1}^n \left( \frac{\Delta \varepsilon_p}{\varepsilon_{0i}} \right)_j \quad \text{Eq. IV.11}$$

où  $\Delta \varepsilon_p$  est l'incrément de la déformation plastique équivalente au cours d'un incrément de chargement  $j$  à chaque point d'intégration  $i$ .

#### IV.1.2.2 Evolution de l'endommagement

Pour l'évolution de l'endommagement, l'énergie de rupture de Hillerborg et al. (1976) peut être utilisée. Quand l'endommagement a lieu, la relation contrainte-déformation donnée par la courbe  $ABC$  dans la Figure 94 ne représente plus le comportement réel du matériau. L'énergie de Hillerborg ( $G_f$ ) est adoptée dans le calcul du paramètre d'endommagement  $D$  comme suit :

$$D = 1 - \exp \left( - \int_0^{\bar{u}_p} \frac{\bar{\sigma}}{G_f} d\bar{u}_p \right) = 1 - \exp \left( - \int_{\bar{\varepsilon}_{pB}}^{\bar{\varepsilon}_p} \frac{\bar{\sigma}}{G_f} L d\bar{\varepsilon}_p \right) \quad \text{Eq. IV.12}$$

avec  $L$  la longueur caractéristique de la racine carrée de l'aire de l'élément fini,  $\bar{\varepsilon}_p$  la déformation plastique,  $\bar{\varepsilon}_{pB}$  la déformation plastique à l'initiation de l'endommagement,  $\bar{u}_p$  le déplacement plastic et  $\bar{\sigma}$  la contrainte équivalente de von Mises.

La formulation du modèle assure que la dissipation de l'énergie est égale à  $G_f$  au cours de l'évolution de l'endommagement. Pour l'état de déformation plane,  $G_f$  peut être obtenue par l'équation suivante :

$$G_f = \frac{K_c^2 (1 - \nu^2)}{E} \quad \text{Eq. IV.13}$$

avec  $K_c$  la ténacité,  $\nu$  le coefficient de Poisson et  $E$  le module d'élasticité d'Young.

Pour le cuivre Cu-c2, les valeurs des paramètres utilisées dans le modèle numérique sont regroupées dans la Table 15. Elles proviennent des articles de Johnson-Cook (1985) et de Hohenwarter et Pippan (2015) sauf pour le module d'élasticité identifié expérimentalement par un test Bing décrit dans §IV.1.1.3 i.

Paramètre	$D_1$	$D_2$	$D_3$	$D_4$	$D_5$	$T_m$	$T_0$	$\dot{\varepsilon}_0$	$\nu$	$E$	$K_C$
Unité						°C	°C	s <sup>-1</sup>		GPa	MPa $\sqrt{m}$
Valeur	0.54	4.89	3.03	0.014	1.12	1085	25	1	0.33	127	33.5

**Table 15.** Paramètres de la loi d'endommagement.

### IV.1.3 La loi d'évolution microstructurale

Concernant la modélisation de l'évolution de la microstructure du matériau au cours de l'usinage, le modèle de Tóth-Estrin (2002) décrit dans §I.3.2.3 est utilisé. Les équations différentielles gérant le modèle sont rappelées ici :

$$\dot{\rho}_c = \alpha^* \frac{1}{\sqrt{3}} \frac{\sqrt{\rho_w}}{b} \dot{\gamma}_w - \beta^* \frac{6\dot{\gamma}_c}{bd(1-f_v)^{\frac{1}{3}}} - k_0 \left( \frac{\dot{\gamma}_c}{\dot{\gamma}_0} \right)^{\frac{1}{n}} \dot{\gamma}_c \rho_c \quad \text{Eq. IV.14}$$

$$\dot{\rho}_w = \frac{6\beta^* \dot{\gamma}_c (1-f_v)^{\frac{2}{3}}}{bdf_v} + \frac{\sqrt{3}\beta^* \dot{\gamma}_c (1-f_v) \sqrt{\rho_w}}{f_v b} - k_0 \left( \frac{\dot{\gamma}_w}{\dot{\gamma}_0} \right)^{\frac{1}{n}} \dot{\gamma}_w \rho_w \quad \text{Eq. IV.15}$$

avec  $\rho_c$  la densité de dislocations à l'intérieur d'un grain,  $\rho_w$  la densité de dislocation au joint du grain,  $f_v$  la fraction volumique des joints de la cellule donnée par Eq. IV.16,  $d$  la taille de la cellule moyenne donnée par l'équation Eq. IV.17, correspondant à l'arête d'un carré ayant l'aire équivalente à celle d'un grain,  $b$  le vecteur de Burgers,  $\alpha^*$  et  $\beta^*$  des paramètres du matériau et finalement  $k_0$  et  $n$  des fonctions de la températures, données par les équations Eq. IV.18 et Eq. IV.19 (Ding et Shin 2011).

$$f_v = f_\infty + (f_0 - f_\infty) \cdot \exp\left(-\frac{\gamma_r}{\bar{\gamma}_r}\right) \quad \text{Eq. IV.16}$$

$$d = \frac{K}{\sqrt{\rho_{total}}} \quad \text{Eq. IV.17}$$

$$n = \frac{29000}{T} \quad \text{Eq. IV.18}$$

$$k_0 = 1.17 \times 10^{-5} (T + 273.15)^{2.05} \quad \text{Eq. IV.19}$$

Le calcul de la densité de dislocation totale ( $\rho_{tot}$ ) est donné par l'équation Eq. IV.20.  $f_0$  est la valeur initiale de  $f_v$ , et  $f_\infty$  est la valeur de saturation aux grandes déformations. La quantité  $\gamma_r$  décrit la vitesse de diminution de  $f_v$ .

$$\rho_{tot} = f_v \rho_w + (1 - f_v) \rho_c \quad \text{Eq. IV.20}$$

Supposant que la déformation est uniforme dans chaque cellule, les vitesses de glissement  $\dot{\gamma}_c$  à l'intérieur de la cellule et  $\dot{\gamma}_w$  à ses parois sont égales à  $\dot{\gamma}_r$  (Tóth et al. 2002) et liées à la

vitesse de déformation par un facteur de Taylor  $M$  (égal à 3.6 pour le Cu-c2) comme montre l'équation suivante :

$$\dot{\gamma}_r = M\dot{\epsilon} \quad \text{Eq. IV.21}$$

Connaissant la taille des grains grâce à la micrographie et la densité de dislocations grâce à la diffraction par les rayons X (§II.3.3) et suivant la description de Ding et Shin (2011), les valeurs associées à ces constantes sont identifiées grâce aux mesures expérimentales (sauf pour  $\zeta, \alpha^*, \beta^*$  et  $b$  obtenues à partir de la littérature (Ding et Shin 2013)). Elles sont regroupées dans le tableau suivant :

Para- mètre	<b>K</b>	<b>d<sub>0</sub></b>	<b>f<sub>0</sub></b>	<b>f<sub>∞</sub></b>	<b>ζ</b>	<b>α*</b>	<b>β*</b>	<b>γ̃<sub>r</sub></b>	<b>γ̇<sub>0</sub></b>	<b>ρ<sub>c0</sub></b>	<b>ρ<sub>w0</sub></b>	<b>b</b>
Unité		μm							s <sup>-1</sup>	μm/μm <sup>3</sup>	μm/μm <sup>3</sup>	μm
Valeur	356.4	55	0.25	0.077	0.1	0.04	0.01	3.2	4000	12.9	129	256E-6

**Table 16.** Paramètres de la loi de Tóth-Estrin pour le cuivre Cu-c2 testé.

Grâce à la connaissance de la valeur de la densité totale de dislocations, l'évolution de la microdureté  $\Delta H$  peut être estimée en utilisant l'équation (Ding et Shin 2013) suivante :

$$\Delta H = K_H M \alpha G b \sqrt{\rho_{tot}} \quad \text{Eq. IV.22}$$

avec  $K_H$  constante,  $M$  le facteur de Taylor (égal à 3.6),  $\alpha$  constante du matériau de l'ordre de 0.5 (Estrin et Vinogradov 2013),  $G$  le module de cisaillement (égal à 47.7 GPa pour le Cu-c2 utilisé),  $b$  le vecteur de Burgers et  $\rho_{tot}$  la densité de dislocations totale. La valeur de la dureté  $H$  en fonction de  $\rho_{tot}$  sera donc de la forme :

$$H = c_1 + c_2 \sqrt{\rho_{tot}} \quad \text{Eq. IV.23}$$

Les constantes  $c_1$  et  $c_2$  sont égales à 93 et 0.8 respectivement. Elles sont obtenues à partir de mesures de microdureté au cœur et en surface d'un échantillon, ainsi que la mesure de la densité de dislocations par les largeurs des pics de diffraction (méthode décrite dans §II.3.3).

## IV.2 Modélisation du contact outil/Cu-c2

Afin d'effectuer une caractérisation de la tribologie gérant le contact outil/matière lors de l'opération de coupe, une loi de frottement est proposée. Pour identifier les coefficients relatifs à la tribologie, des essais de frottement sont effectués.

### IV.2.1 Essais pour l'identification de la loi de frottement

L'objectif des essais de frottement est la détermination d'une loi de frottement qui peut définir l'interaction entre la surface de l'outil en carbure et la pièce en cuivre Cu-c2, en présence d'un refroidissement par air comprimé généré par un système à Vortex (température de -5 °C).

Le dispositif expérimental (cf. Figure 95) est constitué d'une barre montée en broche à vitesse de rotation contrôlée par la commande numérique, et d'un pion à bout sphérique se frottant à la surface du cylindre. L'avance associée au pion lui permet de frotter le long de la barre. Un piston hydraulique génère l'effort normal  $F_n$ . Une platine dynamométrique est associée au porte-pion, et une thermistance est située près du pion qui enregistre la température.

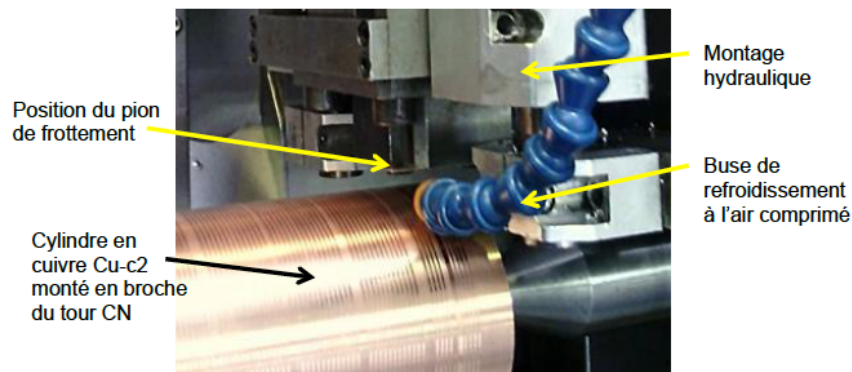


Figure 95. Montage de la manipulation de frottement faite en collaboration avec l'ENISE.

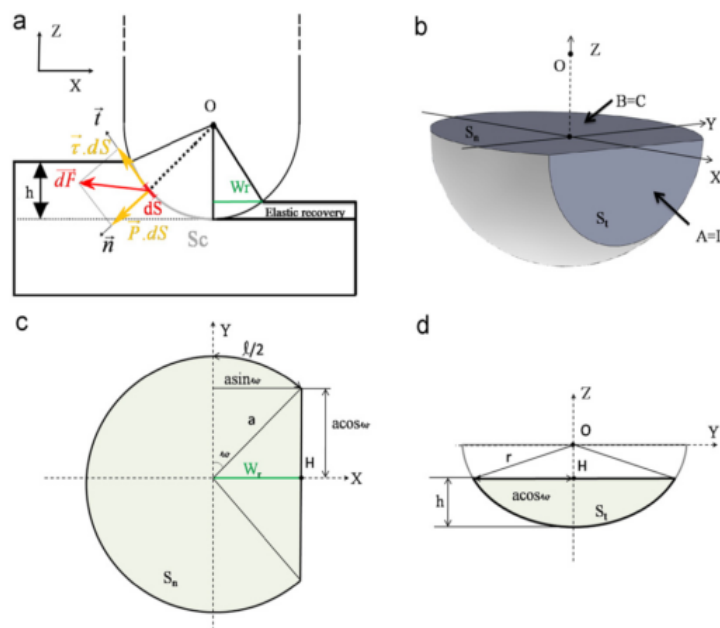


Figure 96. Géométrie du contact pièce/pion lors d'un essai de frottement : (a) frottement du pion sur la surface ; (b) vue en perspective de la partie de la tête du pion engagée dans la matière ; (c) géométrie de la trace de la matière frottée sur la tête du pion dans le plan XY et (d) dans le plan ZY (Klinkova et al. 2011).

Les essais sont faits en utilisant 5 vitesses de glissement allant de 10 à 120 m/min, 2 diamètres de têtes de pions (9 mm et 34 mm), ainsi que deux efforts normaux à la surface de la pièce (200 N et 500 N).

L'expérience permet la mesure du coefficient de frottement macroscopique apparent  $\mu_{app}$  correspondant au rapport  $F_t/F_n$  où  $F_t$  est l'effort tangentiel exercé par le pion sur la surface de la pièce.

Les résultats sont traités pour séparer le coefficient de frottement adhésif  $\mu_{adh}$  du coefficient de frottement apparent  $\mu_{app}$ . Ce traitement se fait suite aux analyses des empreintes de cuivre sur les têtes de pions. L'analyse se fait en appliquant les formules suivantes (Eq. IV.24 à Eq. IV.31). Les paramètres géométriques utilisés dans ces équations sont expliqués dans la Figure 96.

$$\vec{F}_n = (BP - D\tau) \cdot \vec{Z} \quad \text{Eq. IV.24}$$

$$\vec{F}_t = (AP + C\tau) \cdot \vec{X} \quad \text{Eq. IV.25}$$

$$A = D = \left| \int_{Sc} (dS\vec{n} \cdot \vec{X}) \right| = \left| \int_{Sc} (dS\vec{t} \cdot \vec{Z}) \right| \quad \text{Eq. IV.26}$$

$$B = C = \left| \int_{Sc} (dS\vec{n} \cdot \vec{Z}) \right| = \left| \int_{Sc} (dS\vec{t} \cdot \vec{X}) \right| \quad \text{Eq. IV.27}$$

$$S_t = (R^2 - a^2 \sin^2 \omega) \sin^{-1} (a \cos \omega / r) - a \cos \omega \sqrt{R^2 - a^2} \quad \text{Eq. IV.28}$$

$$r = \sqrt{R^2 - a^2 \sin^2 \omega} \quad \text{Eq. IV.29}$$

$$\mu_{app} = \frac{\|\vec{F}_t\|}{\|\vec{F}_n\|} = \frac{AP + C\tau}{BP - D\tau} = \frac{AP + C\mu_{adh}}{BP - D\mu_{adh}} \quad \text{Eq. IV.30}$$

$$\mu_{adh} = \frac{B\mu_{app} - A}{C + D\mu_{app}} \quad \text{Eq. IV.31}$$

## IV.2.2 Formulation de la loi de contact

Concernant les contacts outil/copeau et outil/pièce, ils peuvent être représentés par le modèle de Zorev (1966), avec un coefficient de frottement donné par l'équation Eq. IV.32. Sa description et ses paramètres sont expliqués dans l'article de Outeiro et al. (2015).

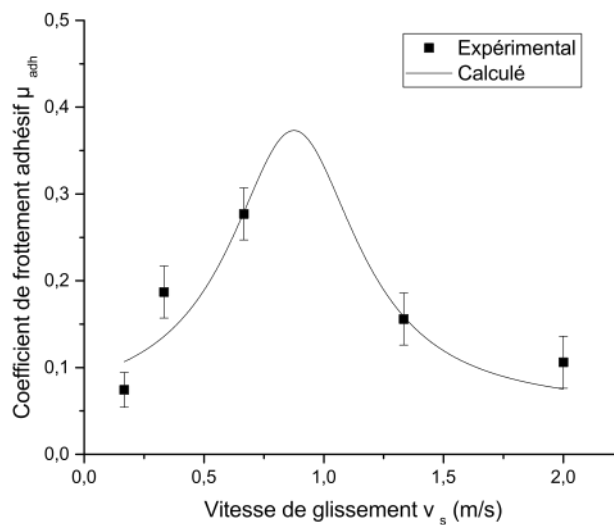
Grâce à des essais de frottement entre le cuivre Cu-c2 et le carbure, une équation qui permet la prédiction du coefficient de frottement adhésif en fonction de la vitesse de glissement de la matière à l'interface carbure/Cu-c2 est proposée. Il est à noter que l'équation suit la forme de l'évolution du coefficient de frottement par rapport à la vitesse de glissement trouvée par Zorev (1966). Elle est donnée par l'équation suivante :

$$\mu_{adh} = c_1 + \frac{c_2}{1 + [(v_s - c_3) / c_4]^2} \quad \text{Eq. IV.32}$$

Les coefficients  $c_i$  ( $i=1...4$ ) pour le contact carbure/Cu-c2 sont 0.05, 0.323, 0.875 et 0.326, respectivement. Concernant la limite de cisaillement  $\tau_{limite}$ , elle est égale à :

$$\tau_{limite} = \frac{\sigma_y}{\sqrt{3}} \quad \text{Eq. IV.33}$$

La contrainte d'écoulement  $\sigma_y$  est calculée à partir de la loi de comportement du matériau. La variation du coefficient de frottement adhésif est illustrée à la Figure 97. Dans la littérature, on trouve que le coefficient de frottement diminue généralement avec la vitesse (c'est le cas de l'acier 316L avec l'outil carbure revêtu au TiN par exemple (Bonnet et al. 2008)). La variation sous forme de cloche et l'existence d'un coefficient de frottement maximal sont également des cas fréquemment observées dans certains matériaux (Zorev 1966). Il existe même des cas inverses où il y a un coefficient de frottement minimal (variation sous forme de cuve du coefficient de frottement apparent avec l'Inconel 718 (Astakhov 2004)).



**Figure 97.** Coefficient de frottement adhésif en fonction de la vitesse de glissement.

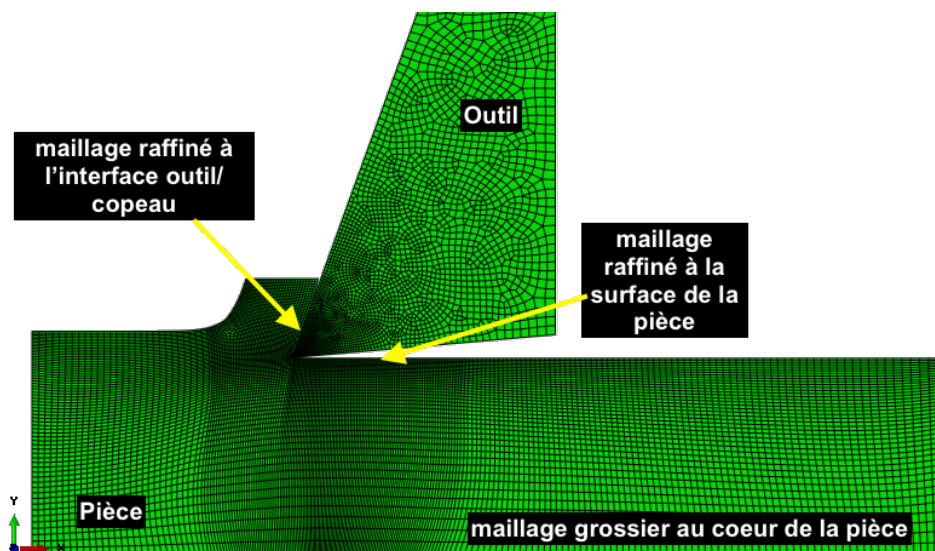
## IV.3 Modèle de la coupe orthogonale du cuivre Cu-c2

Pour la simulation numérique de la coupe orthogonale du cuivre, le logiciel ABAQUS™ en mode Explicite est utilisé. Le comportement mécanique (loi de plasticité et d'endommagement) et l'évolution microstructurale sont implémentés dans les propriétés du matériau de la pièce grâce à une subroutine VUMAT rédigée en langage Fortran®. La formulation utilisée est l'Arbitraire Lagrangienne Eulérienne *ALE* (expliquée dans §I.3.3.2).

### IV.3.1 Géométrie du modèle et maillage

La géométrie du modèle de coupe orthogonale est dessinée en 2 dimensions dans l'interface graphique de ABAQUS™. Les paramètres variables sont : l'épaisseur coupée  $h$ , l'angle de coupe  $\gamma$ , l'angle de dépouille  $\alpha$  et la vitesse de coupe  $V_c$ . Ils prennent les valeurs correspondant au plan complet des essais en coupe orthogonale décrit dans le paragraphe §II.1.2.

Au cours de la simulation de la coupe, la « séparation » de la matière pour former le copeau et la partie de la pièce correspondante à la partie usinée est faite grâce au maillage adaptatif en formulation *ALE*. Par contre, l'utilité de l'usage d'une loi d'endommagement est la limitation de la contrainte d'écoulement comme montre la Figure 94, de façon à modéliser le comportement réel du matériau à usiner.



**Figure 98.** Le maillage pour la condition de coupe  $\gamma = 20^\circ$   $\alpha = 5^\circ$   $h = 0.2$  mm.

Comme montre la Figure 98, le maillage est structuré à éléments quadratiques du type *CPE4RT* pour la pièce sur ABAQUS. Il s'agit d'éléments à 4 nœuds pour des calculs thermomécaniques avec une taille minimale de  $2 \mu\text{m}$ . Pour l'outil, les éléments à 4 nœuds non



structurés sont utilisés. La résolution se fait avec l'hypothèse d'un état plan de déformations. Les nombres d'éléments dépendent de la géométrie de coupe et de la zone de raffinement du maillage (entre 10 000 et 14 000 éléments par maillage).

### IV.3.2 Conditions aux limites

Pour la formulation *ALE*, les conditions aux limites se divisent en Lagrangiennes et Eulériennes. Dans ce modèle, la vitesse de coupe est associée à la pièce, alors que l'outil est considéré comme fixe.

La Figure 99 illustre les conditions aux limites utilisées : les surfaces de la pièce teintes en vert sont des surfaces lagrangiennes définies comme glissantes (*Sliding* en Anglais sur ABAQUS). Les surfaces rouges sont définies comme des surfaces eulériennes. Sur ces dernières, des conditions sur le maillage adaptatif *ALE* s'imposent. La vitesse de coupe est appliquée uniquement à la surface d'entrée de l'écoulement de matière, et l'outil est considéré comme fixe. Une température initiale de 20°C est imposée à l'outil et à la pièce. La convection forcée est prise en compte. Elle correspond au refroidissement à l'air du vortex.

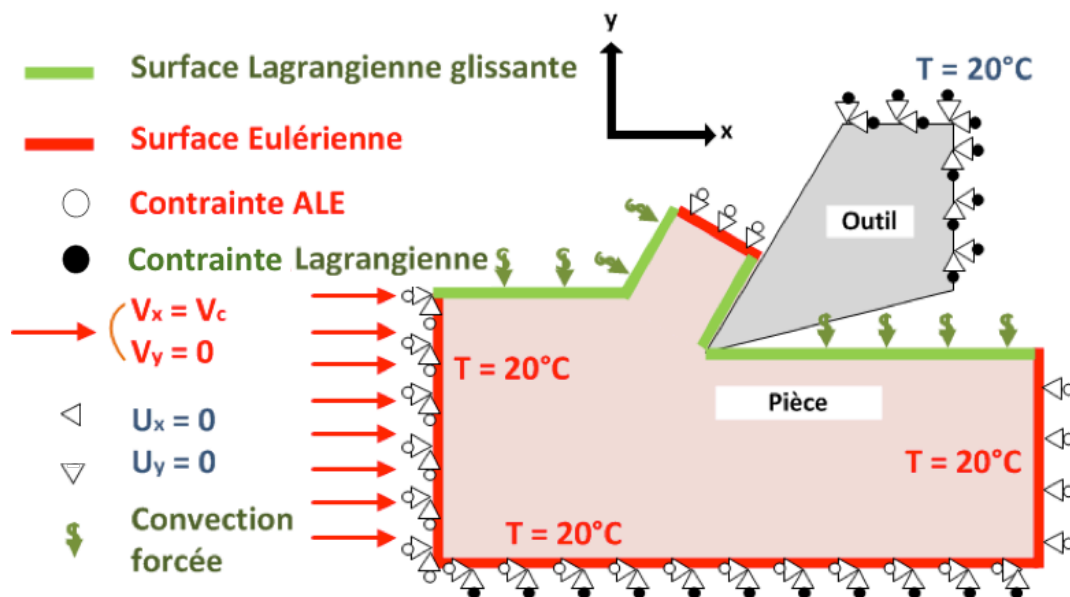


Figure 99. Conditions aux limites.

### IV.3.3 Interactions

Dans ce modèle, deux types d'interactions d'origines thermique et mécanique sont pris en considération. Ce sont les cas du contact l'outil/pièce et le refroidissement par air froid. Ce dernier a pour objectif la modélisation du système vortex utilisé expérimentalement.

### a) Contact Outil/Pièce

Grâce aux essais de frottement entre le cuivre Cu-c2 et le carbure (matériau de l'outil de coupe), une nouvelle équation que donne le coefficient de frottement en fonction de la vitesse de glissement est proposée dans §IV.2.2. Ce coefficient est utilisé dans la loi de contact à l'interface outil/Cu-c2 proposé par Zorev (1966).

### b) Refroidissement à l'air froid

Le refroidissement à l'air avec le système Vortex est pris en considération dans la simulation. En effet, les surfaces libres sont immergées dans une température de 268°K (-5°C), et un coefficient de convection de 81 W.m<sup>-2</sup>.K<sup>-1</sup> est imposé aux interfaces air/pièce, comme montre la Figure 99. Ces valeurs ont été estimées en se basant sur mesures expérimentales et des calculs de transfert de chaleur. Astakhov (2006) a proposé l'équation suivante pour l'estimation du coefficient de convection  $h_f$  en coupe des métaux :

$$h_f = \frac{0.20}{b^{0.35} \times g^{0.33}} \cdot \frac{v_f^{0.65} \times k_f^{0.67} \times c_{p-f}^{0.33} \times \gamma_f^{0.33}}{v_f^{0.32}} \quad \text{Eq. IV.34}$$

où  $b$  est la longueur équivalente (en m),  $g$  est l'accélération de pesanteur (en m<sup>2</sup>/s), et les autres paramètres sont des propriétés du fluide :  $v_f$  la vitesse (en m/s),  $k_f$  la conductivité thermique (en W/mK),  $\gamma_f$  la masse spécifique (en kg/m<sup>3</sup>),  $\nu_f$  la viscosité dynamique (en Pa.s) et  $c_p$  la capacité calorifique spécifique (en J/kgK). Se basant sur l'équation Eq. IV.34, un  $h_f$  de 81 W/(m<sup>2</sup> K) a été obtenu pour l'air soufflé. Se basant sur des mesures expérimentales par thermocouple, la pièce a une température initiale de 20°C, et avec refroidissement au Vortex la température de la surface chute à -5°C.

## IV.3.4 Matériaux de l'outil et de la pièce

Les propriétés thermo-physiques et élastiques du matériau de l'outil sont définies dans la Table 17, et celles de la pièce sont introduites dans la Table 18. Par contre, le comportement mécanique du cuivre Cu-c2 est représenté par la loi de plasticité et la loi d'endommagement. Ces deux lois et leurs paramètres sont déjà présentés dans §IV.1.1 et §IV.1.2.

Toutes les propriétés et paramètres du matériau de la pièce sont introduits dans le modèle de la coupe orthogonale sur ABAQUS<sup>TM</sup> comme étant un matériau utilisateur (*User Material*) et connecté à la subroutine VUMAT.

Pour l'évolution de la microstructure du matériau au cours de l'usinage, la loi décrite dans le paragraphe §IV.1.3 est incorporée dans la subroutine VUMAT. Sa structure est détaillée dans l'Annexe 4.

Propriété	Unité	Valeur pour le carbure
Masse volumique	kg/m <sup>3</sup>	14450
Module d'Young E	GPa	630
Coefficient de Poisson $\nu$		0.3
Conductivité $\kappa$	W/mK	Dépend de la température
Chaleur spécifique C <sub>p</sub>	J/kgK	Dépend de la température

**Table 17.** Propriétés du matériau de l'outil en carbure.

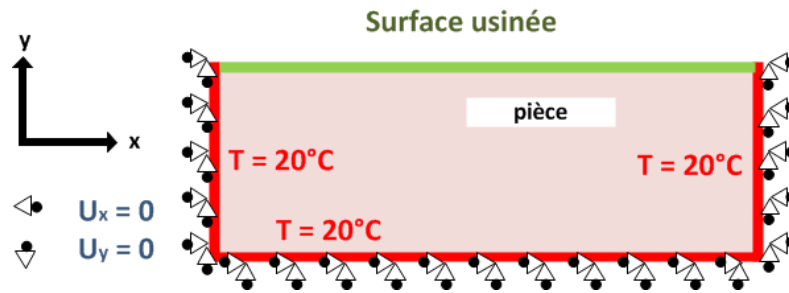
Propriété	Unité	Valeur pour le Cu-c2
Masse volumique	kg/m <sup>3</sup>	8960
Module d'Young E	GPa	127
Coefficient de Poisson $\nu$		0.33
Conductivité $\kappa$	W/mK	401
Expansion $\alpha$	°K <sup>-1</sup>	1.4E-5
Chaleur spécifique C <sub>p</sub>	J/kgK	380
Fraction de chaleur inélastique		0.9

**Table 18.** Propriétés du matériau de la pièce.

### IV.3.5 Simulation de la formation des contraintes résiduelles

Pour le calcul des contraintes résiduelles, après la coupe, la pièce doit être déchargée ( $V_c = 0$  m/min), ainsi son refroidissement doit être abouti et la température de la pièce doit atteindre la température ambiante. Pour arriver à l'équilibre des contraintes en un temps réduit, il est recommandé d'utiliser la formulation implicite (voir §I.3.3.3), donc, faire un transfert du modèle vers ABAQUS<sup>TM</sup>/Standard, en conservant toutes les propriétés, y compris le comportement mécanique du matériau de la pièce.

La partie concernée par les contraintes résiduelles induites par l'usinage est la région en dessous de la surface usinée. Pour cette raison, uniquement cette région est transférée vers ABAQUS<sup>TM</sup>/Standard pour le calcul des contraintes résiduelles. Les champs obtenus avec le modèle de la coupe orthogonale en formulation explicite sont transférés vers ce modèle de calcul en formulation implicite. Les conditions aux limites se résument dans la température ambiante aux limites de la pièce, et à un déplacement nul aux limites en gardant la surface usinée libre comme le montre la figure suivante :



**Figure 100.** Conditions aux limites pour le calcul des contraintes résiduelles.

Pour modéliser le comportement du matériau de la pièce, comme la subroutine VUMAT n'est valable que pour un calcul explicite, il a fallu créer une subroutine UMAT équivalente en formulation implicite permettant de calculer le tenseur des contraintes, duquel sont retirées les contraintes résiduelles. La structure de la UMAT est dans l'Annexe 5.

## IV.4 Comparaison entre les résultats simulés et expérimentaux

Les résultats des simulations numériques sont comparés aux résultats expérimentaux pour valider le modèle. Ces comparaisons sont effectuées à deux échelles. D'une part la comparaison plutôt macroscopique est basée sur le rapport de compression du copeau et les efforts. D'autre part une comparaison plutôt microscopique est basée sur les paramètres de l'intégrité de surface, incluant les contraintes résiduelles, la densité de dislocation, la taille des grains et la microdureté.

### IV.4.1 Comparaison à l'échelle macroscopique

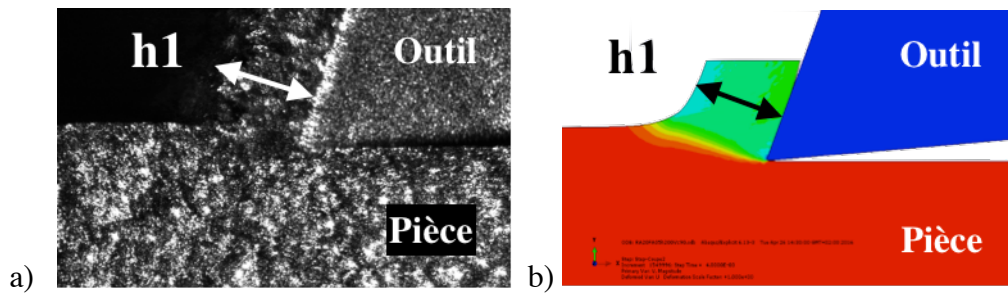
Cette comparaison concerne le rapport de compression du copeau et les efforts de coupe.

#### IV.4.1.1 Rapport de compression du copeau

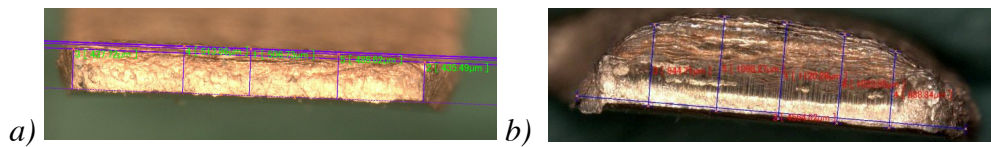
Le rapport de compression du copeau (en Anglais le *Chip Compression ratio, CCR*) est le rapport entre la section du copeau et la section coupée. C'est une mesure de la déformation plastique totale induite par la coupe (Astakhov et Shvets 2004). Pour calculer ce rapport il a fallu utiliser la méthode décrite dans §II.2.3. Il est à noter qu'uniquement les copeaux obtenus avec une coupe à 90 m/min ont servi à la validation.

Les résultats de la comparaison des *CCR* sont résumés dans le diagramme de la Figure 103. Sauf le cas des conditions de coupe ( $\alpha = 10^\circ$  ;  $\gamma = 20^\circ$  ;  $h = 0.05$  mm ;  $V_c = 90$  m/min) où le *CCR* est sous-estimé à 50%, la simulation a plutôt tendance à surestimer les épaisseurs  $h_1$  (cf. Figure 101), et donc les sections du copeau. L'erreur minimale est observée pour le cas ( $\alpha = 5^\circ$  ;  $\gamma = 30^\circ$  ;  $h = 0.2$  mm ;  $V_c = 90$  m/min) avec une erreur de 2%, tandis que l'erreur maximale

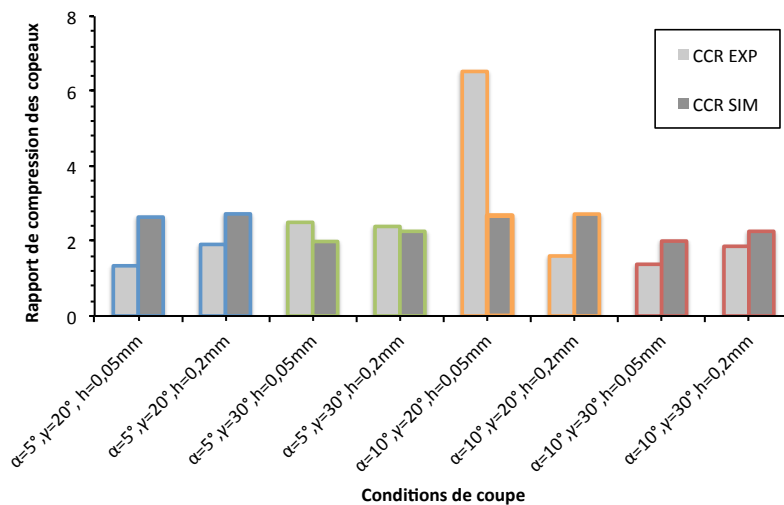
est observée sur le cas ( $\alpha = 10^\circ$  ;  $\gamma = 20^\circ$  ;  $h = 0.2$  mm ;  $V_c = 90$  m/min) et s'élève à 30%. En effet, si on regarde les sections des copeaux dans ces deux cas, on remarque que la condition la plus proche de la simulation (cf. Figure 102a) résulte d'une section de copeau rectangulaire, tandis que le cas qui s'éloigne le plus de la simulation (cf. Figure 102b) a une section irrégulière (épaisseur maximale au centre de la section). Du coup, particulièrement pour ce dernier cas, la section est sous-estimée. Cette condition de coupe étant la plus défavorable pour l'écoulement de la matière (un angle de coupe  $\gamma$  non recommandé pour le cuivre nécessitant plus d'énergie pour séparer la matière) l'irrégularité de la coupe peut donc être expliquée.



**Figure 101.** Epaisseur du copeau  $h_1$  pour  $\alpha = 5^\circ$ ,  $\gamma = 20^\circ$ ,  $h = 0.2$  mm et  $V_c = 90$  m/min, obtenue par : (a) une image prise par la caméra rapide LaVision® ; (b) une simulation numérique sur ABAQUS™.



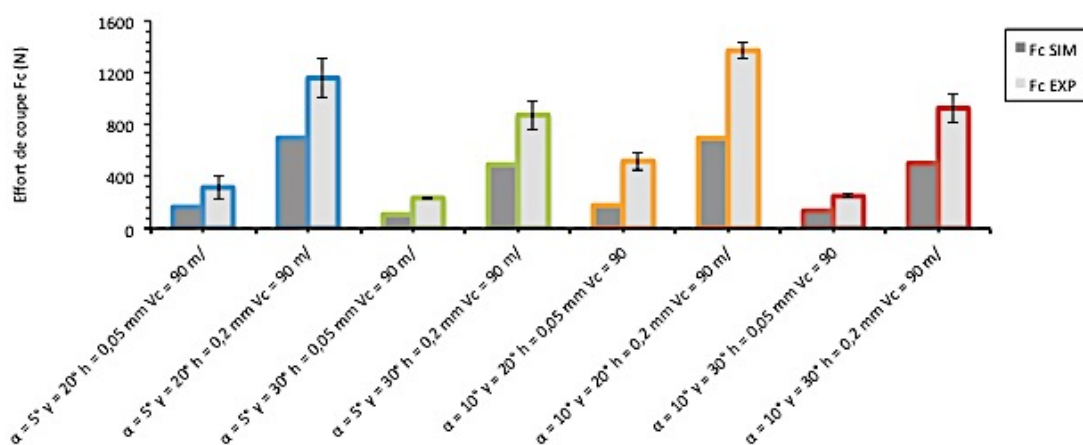
**Figure 102.** Sections des copeaux obtenues pour les conditions de coupe (a)  $\alpha = 5^\circ$ ,  $\gamma = 30^\circ$ ,  $h = 0.2$  mm et  $V_c = 90$  m/min ; (b)  $\alpha = 10^\circ$ ,  $\gamma = 20^\circ$ ,  $h = 0.2$  mm et  $V_c = 90$  m/min.



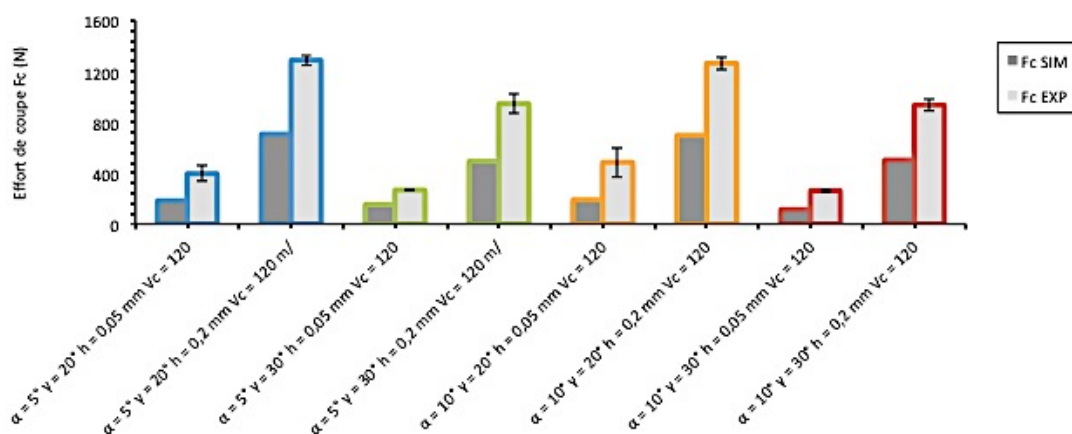
**Figure 103.** Comparaison des CCR expérimentaux et simulés pour  $V_c = 90$  m/min.

#### IV.4.1.2 Efforts de coupe

En ce qui concerne les efforts de coupe, les valeurs obtenues par mesure expérimentale sont comparées aux valeurs simulées (cf. Figure 104). Qualitativement, la simulation prédit la même tendance que l'expérience pour toutes les conditions simulées. Cependant, un écart fixe valant une sous-estimation de 40% des efforts de coupe est observé dans tous les résultats de la simulation.



(a)



(b)

**Figure 104.** Comparaison des efforts de coupe expérimentaux et simulés pour : (a)  $V_c = 90$  m/min ; et (b)  $V_c = 120$  m/min.

Les écarts entre les efforts expérimentaux et simulés ainsi que les rapports de compression des copeaux sont souvent vus dans les études se basant sur des modèles numériques. En effet, Outeiro et al. (2015) ont montré dans leur étude menée sur trois types d'aciers, l'Inconel 718 et le Ti3Al4V avec plusieurs approches et logiciels de simulation que les dispersions des efforts simulés varient entre 50 et 90% et entre 50 et 70% pour le rapport de compression du copeau. Ils ont expliqué la haute dispersion entre les résultats simulés et les résultats expérimentaux par :

i) La méthode numérique, la formulation, les paramètres correspondants (taille des éléments, temps d'incrémentation, etc.) et hypothèses : le modèle numérique inclut plusieurs aspects qui influencent fortement la réponse obtenue tels que la sélection de la taille de l'élément et le « mass scaling ». Pour notre cas, cette piste peut être écartée vu qu'une étude de sensibilité est faite spécialement pour ces deux paramètres.

ii) Conditions aux limites thermiques et mécaniques : les dimensions du modèle géométrique, de la pièce et de l'outil, et comment les conditions aux limites qui sont appliquées à ce modèle peuvent influencer les variables d'état, affectant la prédictibilité du modèle. Dans ce cas d'étude, bien qu'un maximum de variables de l'environnement est pris en compte, le choix de la dimension d'étude peut être une source d'erreurs (2 mm × 4 mm). Ce choix est contraint par le temps de calcul alloué à chaque simulation (susceptible de se multiplier pour quelques mm<sup>2</sup> de plus).

iii) Modèle de contact entre l'outil/copeau et l'outil/pièce : dans cette étude, des précautions sont prises pour minimiser cette source d'erreur. En effet, le modèle de frottement entre le Cu-c2 et le carbure est établi expérimentalement (§IV.2.2). Par contre, pour les coefficients d'échange thermique, ils sont pris de la littérature et aucune calibration n'a été pratiquée dessus.

iv) Description du comportement mécanique du matériau usiné en particulier le modèle de plasticité et le modèle d'endommagement : concernant la plasticité, la loi qui lui correspond est proposée et identifiée précédemment (§IV.1.1), donc l'erreur qui peut en provenir est minimisée. Par contre, concernant la loi d'endommagement, comme elle est prise dans la littérature, elle peut être une source d'erreur à ne pas négliger.

## **IV.4.2 Comparaison à l'échelle méso-microscopique**

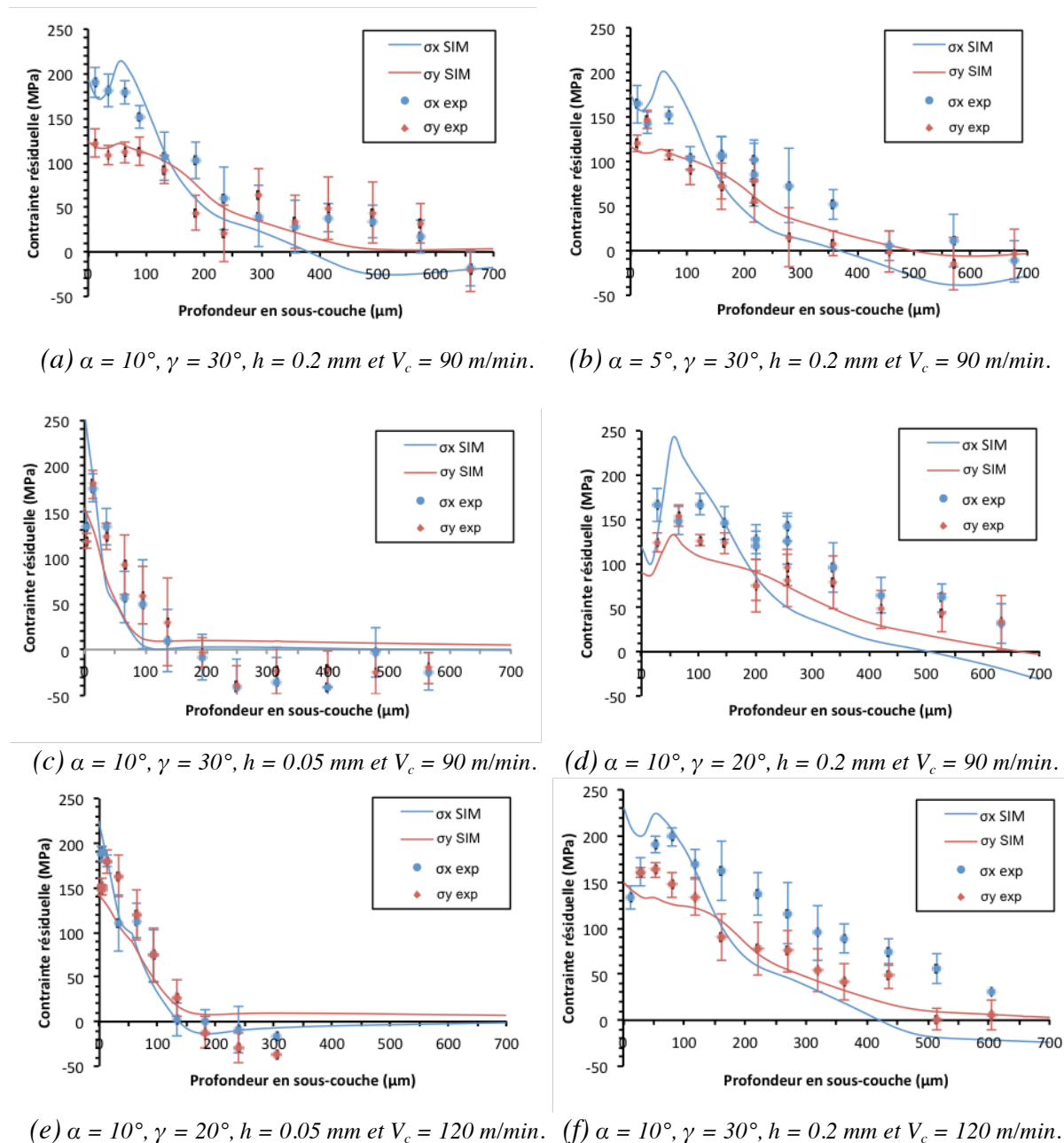
Cette comparaison concerne les contraintes résiduelles, la densité de dislocations, la taille des grains et la microdureté.

### **IV.4.2.1 Contraintes résiduelles**

Pour la validation des prédictions des contraintes résiduelles, un plan réduit des mesures expérimentales des profils des contraintes par diffraction des rayons-X est suivi. En effet, dans les 6 tests choisis on trouve les conditions décrites dans la Table 19.

Les résultats expérimentaux et simulés sont regroupés dans la Figure 105. On constate une bonne prévision des contraintes  $\sigma_y$  mesurées dans la direction parallèle à l'arête de coupe pour

toutes les conditions. Par contre,  $\sigma_x$ , la contrainte mesurée dans la direction de coupe, est sous-estimée à partir d'une profondeur en sous-couche de 200  $\mu\text{m}$  exceptionnellement pour les conditions ( $\alpha = 5^\circ$ ,  $\gamma = 30^\circ$ ,  $h = 0.2 \text{ mm}$  et  $V_c = 90 \text{ m/min}$ ), ( $\alpha = 10^\circ$ ,  $\gamma = 20^\circ$ ,  $h = 0.2 \text{ mm}$ , et  $V_c = 90 \text{ m/min}$ ) et ( $\alpha = 10^\circ$ ,  $\gamma = 30^\circ$ ,  $h = 0.2 \text{ mm}$  et  $V_c = 120 \text{ m/min}$ ).



**Figure 105.** Comparaison des contraintes résiduelles expérimentales et simulées avec  $\sigma_x$  la contrainte mesurée dans la direction de coupe et  $\sigma_y$  la contrainte mesurée dans la direction parallèle à l'arête de coupe.

Il est à noter que, particulièrement à partir de cette profondeur, la mesure par rayon-X devient difficile due à la grosse taille des grains, qui diffractent moins bien que les petits grains en surface. Par contre, pour les écarts observés en surfaces, ils peuvent provenir essentiellement



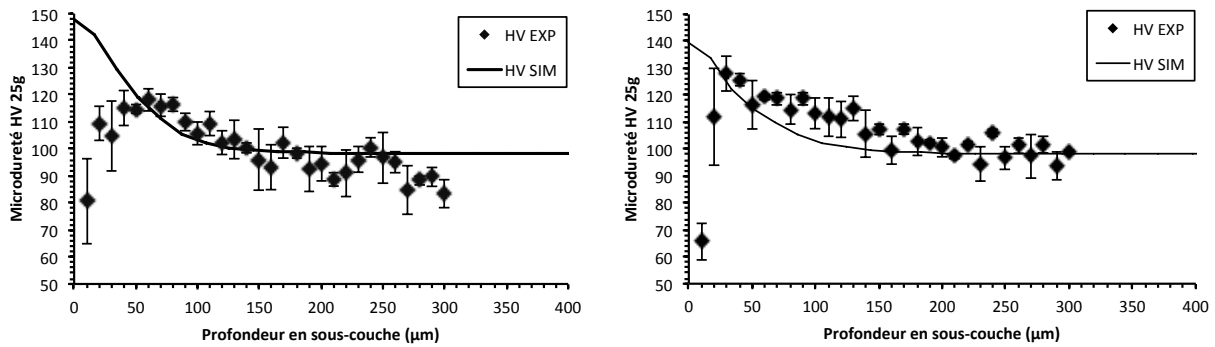
du choix de la loi d'endommagement qui, pour cette étude, est prise dans la littérature et non identifiée expérimentalement.

Critère à varier	Condition 1	Condition 2
L'angle de dépouille $\alpha$	$\alpha = 5^\circ, \gamma = 30^\circ, h = 0.2 \text{ mm}$ et $V_c = 90 \text{ m/min}$	$\alpha = 10^\circ, \gamma = 30^\circ, h = 0.2 \text{ mm}$ et $V_c = 90 \text{ m/min}$
L'angle de coupe $\gamma$	$\alpha = 10^\circ, \gamma = 30^\circ, h = 0.2 \text{ mm}$ et $V_c = 90 \text{ m/min}$	$\alpha = 10^\circ, \gamma = 20^\circ, h = 0.2 \text{ mm}$ et $V_c = 90 \text{ m/min}$
L'épaisseur coupée $h$	$\alpha = 10^\circ, \gamma = 30^\circ, h = 0.05 \text{ mm}$ et $V_c = 90 \text{ m/min}$	$\alpha = 10^\circ, \gamma = 30^\circ, h = 0.2 \text{ mm}$ et $V_c = 90 \text{ m/min}$
La vitesse de coupe $V_c$	$\alpha = 10^\circ, \gamma = 30^\circ, h = 0.2 \text{ mm}$ et $V_c = 90 \text{ m/min}$	$\alpha = 10^\circ, \gamma = 30^\circ, h = 0.2 \text{ mm}$ et $V_c = 120 \text{ m/min}$
Essai supplémentaire	$\alpha = 10^\circ, \gamma = 20^\circ, h = 0.05 \text{ mm}$ et $V_c = 120 \text{ m/min}$	

Table 19. Conditions de validation du modèle numérique.

#### IV.4.2.2 Microdureté

La microdureté  $HV$  est mesurée expérimentalement en suivant la méthode décrite dans §II.3.5. Ensuite, les résultats expérimentaux sont comparés aux prévisions obtenues par simulation numérique. La Figure 106 montre que la simulation est en accord avec les mesures expérimentales à partir d'une profondeur de  $50 \mu\text{m}$ . Par contre, la chute de la microdureté sur les quelques premiers microns à partir de la surface usinée n'a pas pu être simulée. En effet, comme cette chute peut être due à l'endommagement et les microfissures existantes, et que pour ce modèle uniquement la taille des grains compte, le modèle de microdureté s'avère incomplet particulièrement pour cette zone.

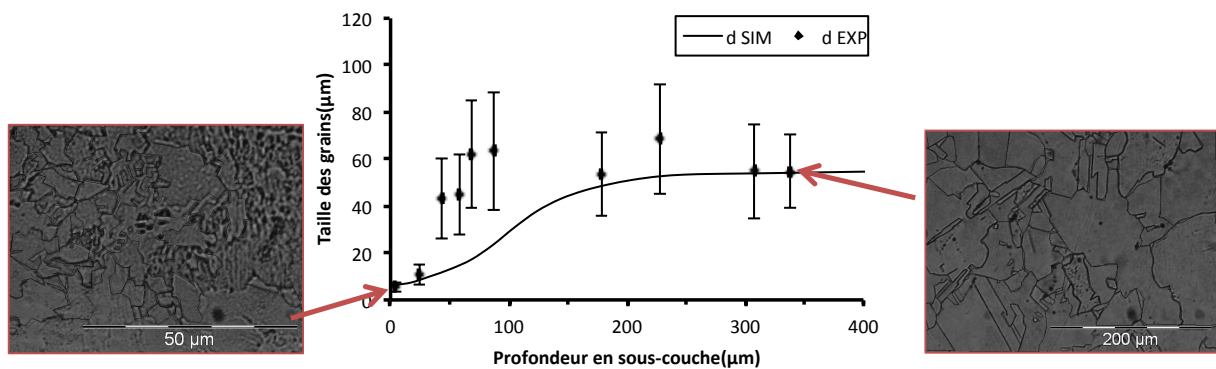


a)  $\gamma = 30^\circ, \alpha = 5^\circ, h = 0.2 \text{ mm}$  et  $V_c = 90 \text{ m/min}$ . b)  $\gamma = 30^\circ, \alpha = 10^\circ, h = 0.2 \text{ mm}$  et  $V_c = 90 \text{ m/min}$ .

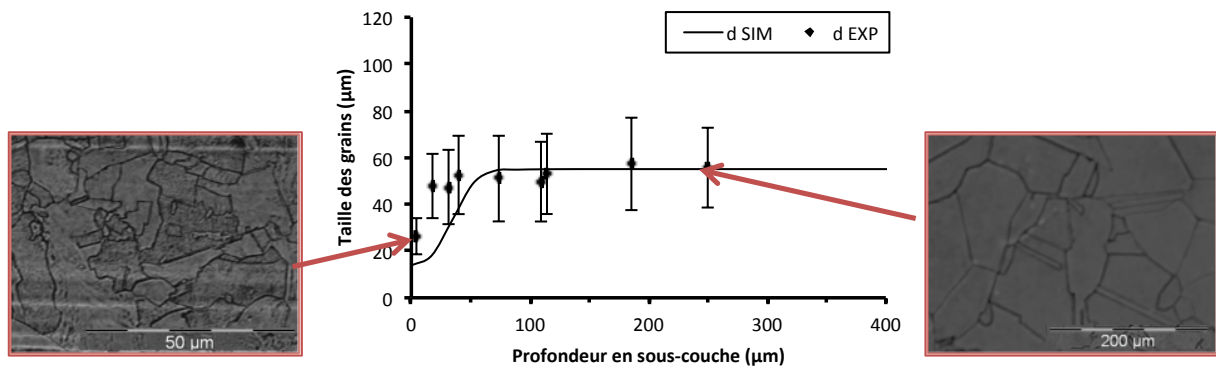
Figure 106. Comparaison des microduretés mesurées expérimentalement et simulées.

### IV.4.2.3 Taille des grains

Pour la comparaison de la taille des grains  $d$ , la méthode expérimentale décrite dans le paragraphe §II.3.4 est adoptée. Il est à rappeler que la taille d'un grain  $d$  correspond à une arête d'un carré ayant une aire équivalente à l'aire du grain observé (Tóth et al. 2002). La Figure 107 représente les résultats simulés et expérimentaux pour les conditions ( $\alpha = 10^\circ$ ,  $\gamma = 30^\circ$ ,  $h = 0.2$  mm et  $V_c = 90$  m/min) et ( $\alpha = 10^\circ$ ,  $\gamma = 30^\circ$ ,  $h = 0.05$  mm et  $V_c = 90$  m/min). Les résultats des simulations s'avèrent en accord avec les mesures expérimentales. Concernant les valeurs, il est à noter que, expérimentalement, il existe une forte dispersion dans la taille des grains (pour cette raison les barres d'erreurs expérimentales sont assez larges).



a)  $\gamma = 30^\circ$ ,  $\alpha = 10^\circ$ ,  $h = 0.2$  mm et  $V_c = 90$  m/min.



b)  $\gamma = 30^\circ$ ,  $\alpha = 10^\circ$ ,  $h = 0.05$  mm et  $V_c = 90$  m/min.

**Figure 107.** Comparaison des tailles des grains mesurées expérimentalement et simulées avec les micrographies en surface (à gauche 1<sup>ère</sup> mesure avec grandissement  $\times 50$ ) et en sous-couche (à droite dernière mesure avec grandissement  $\times 20$ ).

### IV.4.2.4 Densité de dislocations

Grâce à la mesure des largeurs des pics de diffraction des rayons X (§II.3.3), une évaluation expérimentale des densités de dislocations est faite. Les résultats des simulations sont comparés aux résultats expérimentaux (cf. Figure 108). Le gradient de densité de dislocations obtenu en

surface par simulation est plus fort que l'expérimentale, par contre, en sous-couche, les tendances d'évolution sont plutôt bonnes.

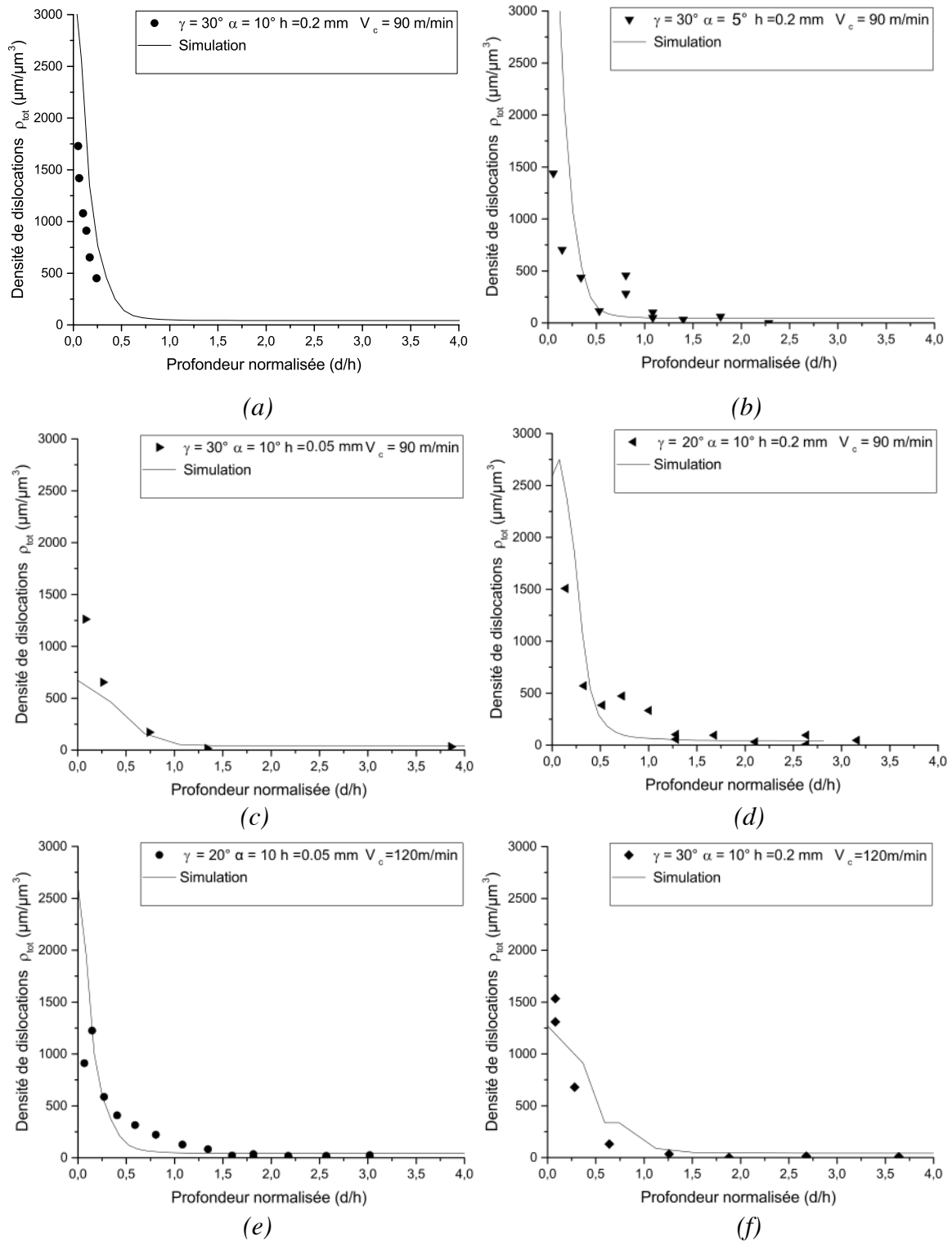


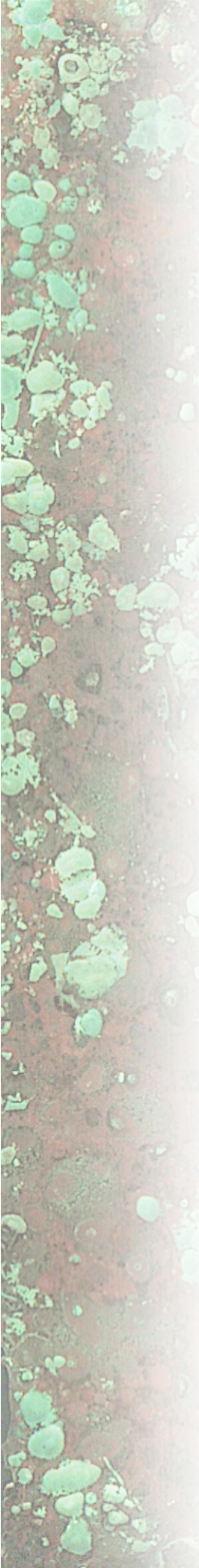
Figure 108. Comparaison des densités de dislocations expérimentales et simulées.

\*Les points correspondent aux mesures par analyse des largeurs des pics de diffraction.

## **Conclusion du chapitre**

Dans ce chapitre, dans un premier lieu, les lois de comportement du cuivre Cu-c2 (plasticité, endommagement) et de frottement sont présentées, ainsi que la loi d'évolution de la microstructure. L'approche hybride expérimentale numérique qui permis l'identification de la loi de plasticité et la calibration de ses coefficients a été détaillée. Ensuite, le modèle numérique de la coupe orthogonale développé au cours de ce projet est expliqué. Après, ses résultats sont comparés aux résultats expérimentaux en ce qui concerne les efforts, les rapports de compression des copeaux, les contraintes résiduelles, les densités de dislocations, les tailles des grains, et enfin les duretés.

Dans le chapitre suivant, les résultats de la simulation numérique rejoignent les résultats expérimentaux pour entrer dans une analyse multi-physique reliant les paramètres de coupe, les résultats de l'intégrité de surface et les résultats de l'électrochimie – corrosion. La résistance à la corrosion des surfaces de cuivre induites par usinage est enfin expliquée.



# ***Chapitre V*** ***Analyse multi-physique :*** ***Coupe –*** ***Intégrité de Surface –*** ***Durabilité***

*« Science is not about making predictions or performing experiments. Science is about explaining »*  
Bill Gaede

*Après avoir analysé l'effet de la variation des conditions de coupe sur l'état topographique, mécanique et microstructural des surfaces affectées par l'usinage et son impact sur l'état électrochimique ainsi que la résistance à la corrosion, il est temps de quantifier les liens existant entre les différents paramètres. Dans ce chapitre, une analyse multi-physique statistique est mise en route. Une investigation des origines physiques des phénomènes observés dans les résultats expérimentaux et numériques issus de la coupe orthogonale est faite.*

## V.1 Relations conditions de coupe – intégrité de surface – durabilité

Dans ce paragraphe, tous les résultats expérimentaux et simulés numériquement concernant l'intégrité de surface, l'électrochimie locale et la corrosion sous brouillard salin sont traités dans une approche statistique dans le but d'identifier :

1 – Quels sont les paramètres d'intégrité de surface qui sont les plus influents sur l'évolution de la corrosion ainsi que la réactivité électrochimique des surfaces ? Quel est l'ordre d'importance ? Et quels sont les mécanismes activés ?

2 – Pour ces paramètres de l'intégrité de surface identifiés comme influant sur la réactivité électrochimique et la corrosion des surfaces usinées, quels sont les conditions de coupe qui les ont engendrés ?

### V.1.1 Démarche statistique

Pour le traitement et l'analyse des résultats, deux types d'analyses statistiques sont conduites : l'analyse de la corrélation et l'analyse de la variance.

La démarche de l'analyse statistique est expliquée dans la Figure 109.

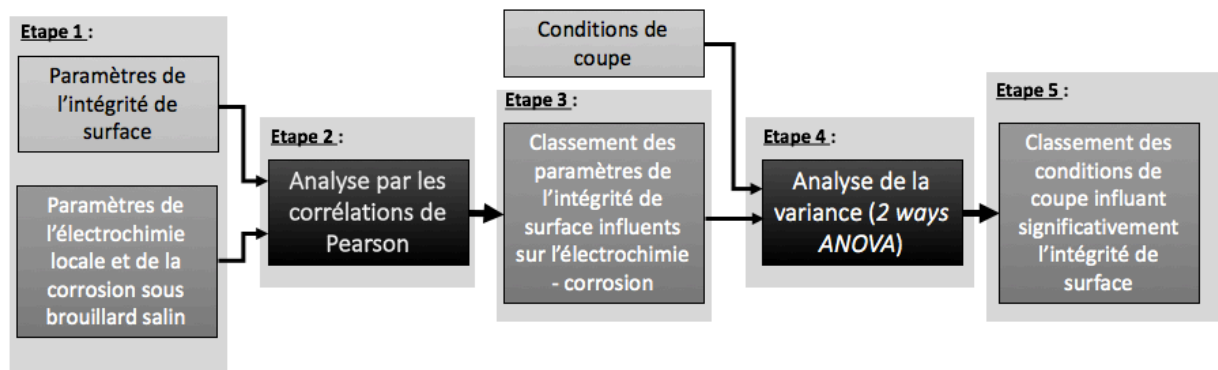


Figure 109. Démarche de l'analyse multi-physique.

#### V.1.1.1 Analyse de la corrélation

L'analyse de la corrélation, dite corrélation de Bravais-Pearson, consiste à étudier la corrélation entre deux ou plusieurs variables statistiques ou aléatoires : il s'agit d'une quantification de la liaison qui peut exister entre ces deux variables par un coefficient  $r_{xy}$  calculé comme suit :

$$r_{xy} = \frac{\text{cov}(X,Y)}{\sigma(X) \cdot \sigma(Y)} \quad \text{Eq. V.1}$$

avec  $\sigma$  l'écart type et  $\text{cov}(X,Y)$  la covariance des variables  $X$  et  $Y$ . Pour cette étude, la variable  $X$  correspond à un paramètre de l'électrochimie – corrosion (la densité de courant cathodique  $I_{cath}$ , la dispersion correspondante  $eI_{cath}$  (écart type relatif à 3 essais effectués sur chaque surface testée), la densité de courant de passivation  $I_{pass}$ , la dispersion correspondante  $eI_{pass}$ , le potentiel de piqûre  $E_b$ , la dispersion correspondante  $eE_b$ , le pourcentage de la surface oxydée et la profondeur moyenne oxydée en dessous de cette surface en fin du test de brouillard salin). La variable  $Y$  correspond à un paramètre de la mécanique - intégrité de surface (contrainte résiduelle longitudinale dans la direction de coupe  $\sigma_x$ , contrainte résiduelle transversale  $\sigma_y$ , l'épaisseur de la couche plastifiée, la rugosité arithmétique surfacique  $S_a$ , la rugosité surfacique à hauteur maximale de profil  $S_t$ , la taille des grains en surface  $d_{grain}$ , la densité de dislocations en surface  $\rho$ , et la microdureté  $HV$ ). Le coefficient de corrélation est indépendant des unités de mesure des variables, ce qui autorise les comparaisons des variables. La mesure est normalisée, elle est définie entre -1 et 1. Le coefficient de corrélation sert avant tout à caractériser une relation linéaire positive ou négative. Plus il est proche de 1 (en valeur absolue), plus la relation est forte. Un  $r_{xy}$  nul indique l'absence de corrélation.

### **V.1.1.2 Analyse de la variance (ANOVA)**

L'analyse de la variance permet d'étudier le comportement d'une variable continue à expliquer en fonction d'une ou de plusieurs variables catégorielles. Dans cette étude, la variable continue correspond à un des paramètres de l'intégrité de surface identifié comme influent et la variable catégorielle correspond à un paramètre de coupe (la vitesse de coupe  $V_c$ , l'épaisseur coupée  $h$ , l'angle de dépouille  $\alpha$ , et l'angle de coupe  $\gamma$ ). L'objectif est de savoir si une variable continue a des valeurs significativement différentes selon plusieurs catégories (i.e., selon le niveau du facteur, ici le paramètre de coupe, ou l'interaction entre deux facteurs). Plus précisément, l'hypothèse nulle est testée : il y a au moins deux niveaux pour lesquels les moyennes de la variable de l'intégrité de surface sont différentes. Dans l'étude faite, la significativité de l'analyse est vérifiée par un test de Fisher généralisé. Selon l'indice de Fisher, les variables peuvent être classées par ordre d'importance.

### V.1.1.3 Etapes de l'analyse

La première étape consiste à rassembler toutes les valeurs des mesures expérimentales et numériques concernant la corrosion (Table 20) et l'intégrité de surface (Table 21) en fonction de l'ordre des paramètres de coupe donné dans la Table 22.

Les résultats expérimentaux des contraintes résiduelles, de la taille des grains, de la densité de dislocations et de la microdureté ne couvrent qu'une partie du plan d'expériences. Pour couvrir la totalité du plan testé, les résultats des simulations numériques sont utilisés.

Mesure	$I_{cath}$	$I_{pass}$	$E_b$	$eI_{cath}$	$eI_{pass}$	$eE_b$	Surface oxydée	Profondeur moyenne oxydée
N°	$\mu A/cm^2$	$\mu A/cm^2$	mV/Ag/AgCl	$\mu A/cm^2$	$\mu A/cm^2$	mV/Ag/AgCl	%	$\mu m$
1	7684	294	331	4823	79	9	-	-
2	3263	351	322	563	34	3	-	-
3	4220	438	325	2188	43	24	-	-
4	1559	53	162	843	28	23	33.1	3
5	1718	141	131	960	102	29	10.5	2.4
6	2140	55	297	1680	42	26	16.2	1
7	1230	35	185	202	7	43	10.9	1.5
8	1702	39	185	607	32	46	25	3
9	1088	61	125	112	23	59	16.3	3.9
10	706	21	127	309	14	89	31.2	2.4
11	1203	10	372	455	6	90	8.4	0.9

**Table 20.** Résultats des essais d'électrochimie locale et de corrosion au brouillard salin.

Mesure	$\sigma_x$	$\sigma_y$	Couche plastifiée	$S_a$	$S_t$	$d_{grain}$	$\rho$	Microdureté
N°	MPa	MPa	$\mu m$	nm	$\mu m$	$\mu m$	$\mu m/\mu m^3$	HV
1	228	145	61	471	22.6	9.7	1350	122
2	188*	148*	214	493	5.6	10	1270	122
3	137	116	777	495	18.1	8.2	1900	128
4	106	81	678	626	17.4	7.7	2130	130
5	134*	118*	195	672	31	14	1370	114
6	181*	145*	44	471	22.6	5.4	4400	146
7	59*	50*	362	662	15.3	6.1	3370	139
8	-10*	9*	794	677	16.9	7.1	2590	134
9	36*	41*	384	461	20.9	5.2	4770	148
10	204	105	151	440	18.8	3.1	1350	186
11	206	130	149	550	5.7	8	1900	128

\*donnée expérimentale

**Table 21.** Résultats des analyses expérimentales et numériques de l'intégrité de surface.



Mesure N°	$\gamma$ °	$\alpha$ °	h mm	$V_c$ m/min
1	20	5	0.05	120
2	20	10	0.05	120
3	20	5	0.2	120
4	20	5	0.2	90
5	30	10	0.05	90
6	20	5	0.05	90
7	30	10	0.2	90
8	20	10	0.2	90
9	30	5	0.2	90
10	30	5	0.05	90
11	20	10	0.05	90

**Table 22.** Paramètres opératoires en coupe orthogonale.

La deuxième étape consiste à calculer les corrélations de Pearson pour chaque couple (paramètre d'intégrité de surface / paramètre de corrosion). Les résultats sont présentés dans la Table 23. Il est à rappeler qu'une valeur positive du coefficient de corrélation correspond à une évolution du couple de paramètres dans le même sens, et qu'une valeur négative correspond à une évolution dans des sens opposés.

	$\sigma_x$	$\sigma_y$	$S_a$	$S_t$	$d_{\text{grain}}$	$\rho$	HV	Couche plastifiée
$I_{\text{cath}}$	0.43	0.47	-0.32	0.12	0.38	-0.24	-0.49	0.33
$I_{\text{pass}}$	0.32	0.48	-0.32	-0.05	0.43	-0.37	-0.42	0.27
$E_b$	0.57	0.64	-0.34	-0.51	0.13	-0.14	-0.37	-0.12
$eI_{\text{cath}}$	0.46	0.48	-0.30	0.32	0.23	-0.05	-0.28	0.24
$eI_{\text{pass}}$	0.21	0.37	0.11	0.70	0.77	-0.23	-0.49	-0.04
$eE_b$	-0.05	-0.29	-0.08	-0.20	-0.50	0.02	0.60	-0.26
Surface oxydée	-0.07	-0.28	-0.35	0.09	-0.42	-0.24	0.49	0.50
Profondeur moyenne oxydée	-0.63	-0.66	0.03	0.35	-0.02	0.10	0.09	0.62

**Table 23.** Corrélations de Pearson entre les paramètres de l'électrochimie-corrosion et les paramètres de l'intégrité de surface.

La troisième étape consiste à identifier les paramètres de l'intégrité de surface ayant des coefficients de corrélation de Pearson à valeur absolue supérieure à 0.5.

Dans la quatrième étape, les paramètres sélectionnés font l'objet d'une analyse de la variance en fonction des paramètres de coupe et leurs interactions doubles. Ainsi les indices de Fisher sont calculés et les probabilités de dissociation  $p$  sont relevées (Table 24). Une probabilité  $p$  inférieure à 0.2 est retenue.

Dans la cinquième étape, selon les valeurs des indices de Fisher (Table 25), un classement selon l'ordre d'importance est établi. Tous les calculs sont faits à l'aide du logiciel Minitab Express™.

	$\gamma$	$\alpha$	$h$	$V_c$	$V_c \times h$	$V_c \times \alpha$	$h \times \alpha$	$h \times \gamma$	$\alpha \times \gamma$
$E_b$	0.0079	0.8590	0.2710	0.0410	0.5880	0.7170	0.7540	0.0914	0.8550
$eE_b$	0.2160	0.8390	0.9160	0.0420	0.3790	0.6830	0.8230	0.8650	0.0850
$I_{cath}$	0.1360	0.4090	0.5300	0.0013	0.5210	0.0970	0.8260	0.7030	0.3400
$eI_{cath}$	0.1740	0.1980	0.4450	0.0330	0.9570	0.0580	0.5800	0.9180	0.1680
$I_{pass}$	0.2560	0.6980	0.8390	0.0001	0.0750	0.7700	0.3870	0.8830	0.5650
$eI_{pass}$	0.9510	0.9190	0.2980	0.3370	0.9140	0.4400	0.7340	0.3770	0.1600
Surface oxydée	0.9250	0.2740	0.9100	-	-	-	0.3190	0.2670	0.4160
profondeur moyenne oxydée	0.4853	0.4462	0.1209	-	-	-	0.4417	0.2188	0.5343
$S_a$	0.7732	0.0303	0.2508	0.2032	0.6643	0.2207	0.7205	0.4601	0.1155
$S_t$	0.2098	0.2635	0.9994	0.5536	0.6347	0.2688	0.6570	0.3091	0.0940
$d_{grain}$	0.6400	0.1680	0.4220	0.2810	0.9050	0.5440	0.1559	0.5900	0.1500
HV	0.1820	0.1900	0.9660	0.2240	0.7049	0.4200	0.2150	0.7780	0.0780
Ccouche plastifiée	0.5415	0.9724	0.0006	0.9766	0.3421	0.5845	0.5183	0.0010	0.9714
$\sigma_x$	0.4452	0.5102	0.0014	0.2004	0.3049	0.7421	0.4478	0.9798	0.9201
$\sigma_y$	0.3042	0.6389	0.0032	0.1114	0.1678	0.6325	0.1758	0.8512	0.5850

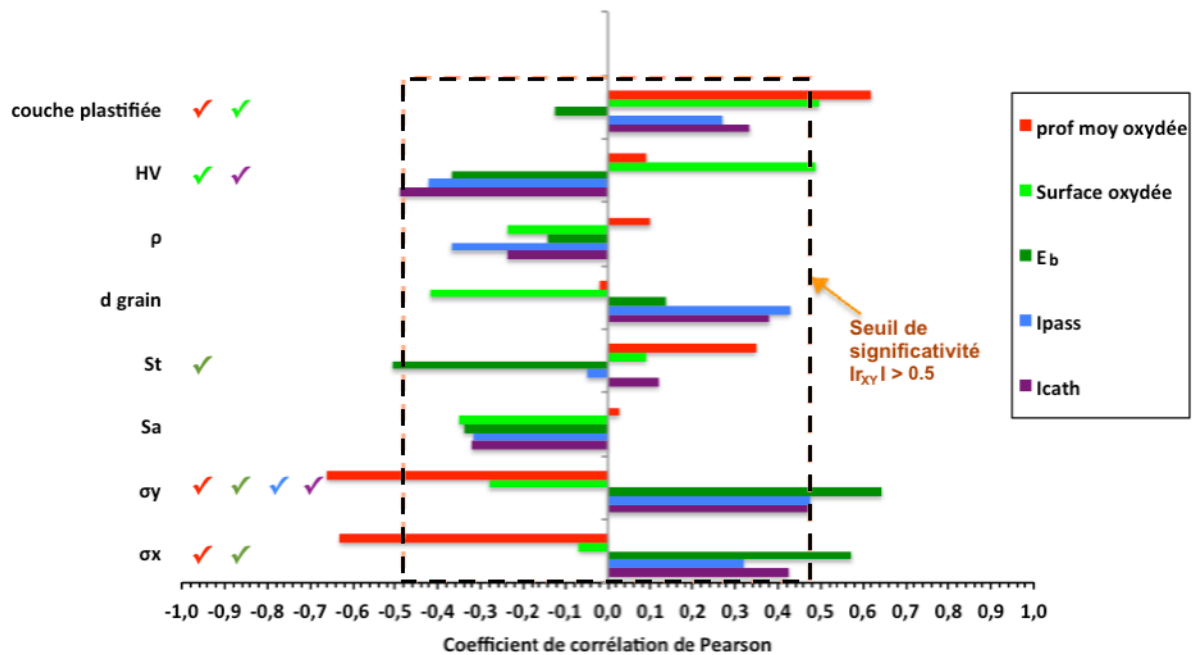
**Table 24.** Probabilités de l'hypothèse nulle  $p$ .

	$\gamma$	$\alpha$	$h$	$V_c$	$V_c \times h$	$V_c \times \alpha$	$h \times \alpha$	$h \times \gamma$	$\alpha \times \gamma$
$E_b$	11.6	0.0	1.4	5.7	0.3	0.1	0.1	3.8	0.0
$eE_b$	1.8	0.0	0.0	5.6	0.9	0.2	0.1	0.0	4.0
$I_{cath}$	2.7	0.8	0.4	21.2	0.5	3.7	0.1	0.2	1.0
$eI_{cath}$	2.2	1.9	0.6	6.3	0.0	5.1	0.3	0.0	2.4
$I_{pass}$	1.5	0.2	0.0	86.4	4.4	0.1	0.9	0.0	0.4
$eI_{pass}$	0.0	0.0	1.2	1.0	0.0	0.7	0.1	0.9	2.5
Surface oxydée	0.0	1.5	0.0	-	-	-	1.4	1.8	0.9
Profondeur moyenne oxydée	0.6	0.7	3.3	-	-	-	0.7	2.1	0.5
$S_a$	0.1	6.6	1.5	1.9	0.2	1.8	0.1	0.6	3.2
$S_t$	1.8	1.4	0.0	0.4	0.3	1.4	0.2	1.2	3.8
$d_{grain}$	0.2	2.2	0.7	1.3	0.0	0.4	2.5	0.3	2.6
HV	2.1	2.0	0.0	1.7	0.2	0.7	1.9	0.1	4.3
Couche plastifiée	0.4	0.0	26.0	0.0	1.0	0.3	0.5	29.6	0.0
$\sigma_x$	0.6	0.5	20.6	1.9	1.2	0.1	0.7	0.0	0.0
$\sigma_y$	1.2	0.2	15.8	3.1	2.4	0.3	2.3	0.0	0.3

**Table 25.** Indices de Fisher.

### V.1.2 Résultats de l'analyse statistique

L'analyse de la corrélation a permis l'identification des paramètres influents sur l'électrochimie – corrosion. La Figure 110 montre que pour la corrosion des surfaces pendant les essais à longue durée, l'épaisseur de la couche plastifiée joue le rôle le plus important pour l'aire de la surface oxydée, et dans un deuxième ordre vient la microdureté.



**Figure 110.** Coefficients de corrélation de Pearson concernant les paramètres de corrosion et d'électrochimie locale.

Par contre, en ce qui concerne l'attaque en profondeur, les contraintes résiduelles sont les paramètres influents de 1<sup>er</sup> ordre avec l'épaisseur de la couche plastifiée.

En ce qui concerne l'électrochimie locale et les paramètres relevés à partir des courbes de polarisation, il s'est avéré que seules la contrainte résiduelle  $\sigma_y$  et la microdureté  $HV$  sont significativement influentes sur la densité de courant cathodique  $I_{cath}$  (cf. Figure 110) ainsi que la dispersion de ses mesures (répétabilité)  $eI_{cath}$  (cf. Figure 111). Pour la passivation de la surface, seule la contrainte résiduelle  $\sigma_y$  est significativement influente sur  $I_{pass}$  (cf. Figure 110), par contre, la répétabilité de la mesure  $eI_{pass}$  dépend en premier lieu de la taille des grains  $d_{grain}$  ensuite de la rugosité à hauteur maximale de profil  $S_t$  (cf. Figure 111). Enfin pour la corrosion locale par piqûre, il s'est montré que le potentiel de piqûre  $E_b$  dépend dans un premier ordre des contraintes résiduelles  $\sigma_x$  puis  $\sigma_y$  et dans un deuxième ordre de la rugosité  $S_t$  (cf. Figure 110). Par contre, sa dispersion dépend de la microdureté et la taille des grains  $d_{grain}$  (cf. Figure 111).

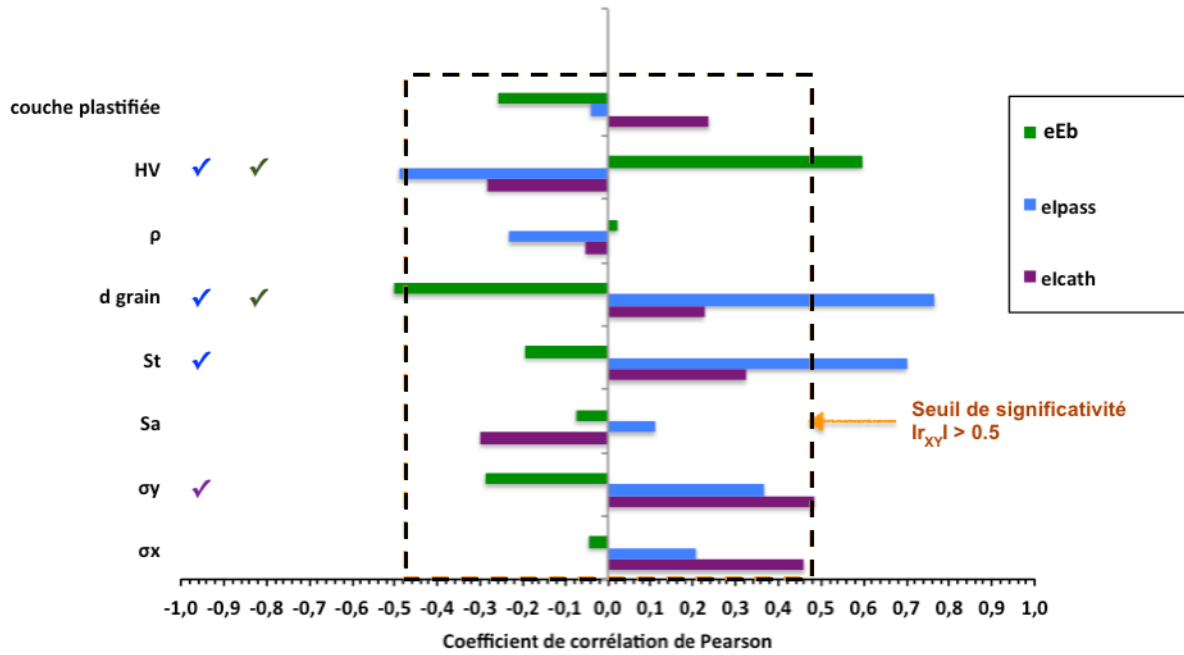


Figure 111. Coefficients de corrélation de Pearson concernant les dispersions des paramètres d'électrochimie locale.

En somme, les paramètres retenus comme facteurs ayant un impact sur la résistance à la corrosion et la réactivité électrochimique des surfaces de cuivre Cu-c2 usinées sont groupés dans la Table 26 (classés par ordre d'influence sur les paramètres d'électrochimie - corrosion).

Rang	Paramètre de l'intégrité de surface	Paramètres de l'électrochimie-corrosion affectés	Dispersion affectées relatives à l'électrochimie
1 <sup>er</sup>	Contrainte résiduelle $\sigma_y$	Profondeur moyenne oxydée, $E_b$ , $I_{pass}$ et $I_{cath}$	$eI_{cath}$
2 <sup>ème</sup>	Microdureté HV	Surface oxydée et $I_{cath}$	$eI_{pass}$ et $eE_b$
3 <sup>ème</sup>	Contrainte résiduelle $\sigma_x$	Profondeur moyenne oxydée, $E_b$	
3 <sup>ème</sup>	Epaisseur de la couche plastifiée	Profondeur moyenne oxydée et la surface oxydée	
4 <sup>ème</sup>	Rugosité à hauteur maximale de profil $S_t$	$E_b$	$eI_{pass}$
5 <sup>ème</sup>	taille des grains $d_{grain}$		$eI_{pass}$ et $eE_b$

Table 26. Classement des paramètres influents sur l'électrochimie-corrosion des surfaces usinées.

Après une analyse de la variance de type « 2 ways ANOVA » entre ces paramètres identifiés et les paramètres de coupe et leurs interactions doubles, le calcul des probabilités  $p$  de

l'hypothèse de non association des facteurs a permis d'obtenir les résultats dans la Figure 112, en particulier :

- La contrainte résiduelle longitudinale  $\sigma_x$  est associée à l'épaisseur coupée  $h$ , et la contrainte résiduelle transversale  $\sigma_y$  est associée à l'épaisseur coupée  $h$ , à la vitesse de coupe  $V_c$ , à leur interaction ( $V_c \times h$ ), et à l'interaction angle de dépouille / épaisseur coupée ( $\alpha \times h$ ).

- L'épaisseur de la couche plastifiée est associée à l'épaisseur coupée  $h$  et à l'interaction angle de coupe / épaisseur coupée ( $\gamma \times h$ ).

- La rugosité  $S_t$  est associée à l'interaction angle de coupe / angle de dépouille ( $\gamma \times \alpha$ ).

- La microdureté et la taille des grains sont associées à l'interaction ( $\gamma \times \alpha$ ), ensuite ( $h \times \alpha$ ), enfin dans un troisième ordre les angles  $\alpha$  et  $\gamma$ .

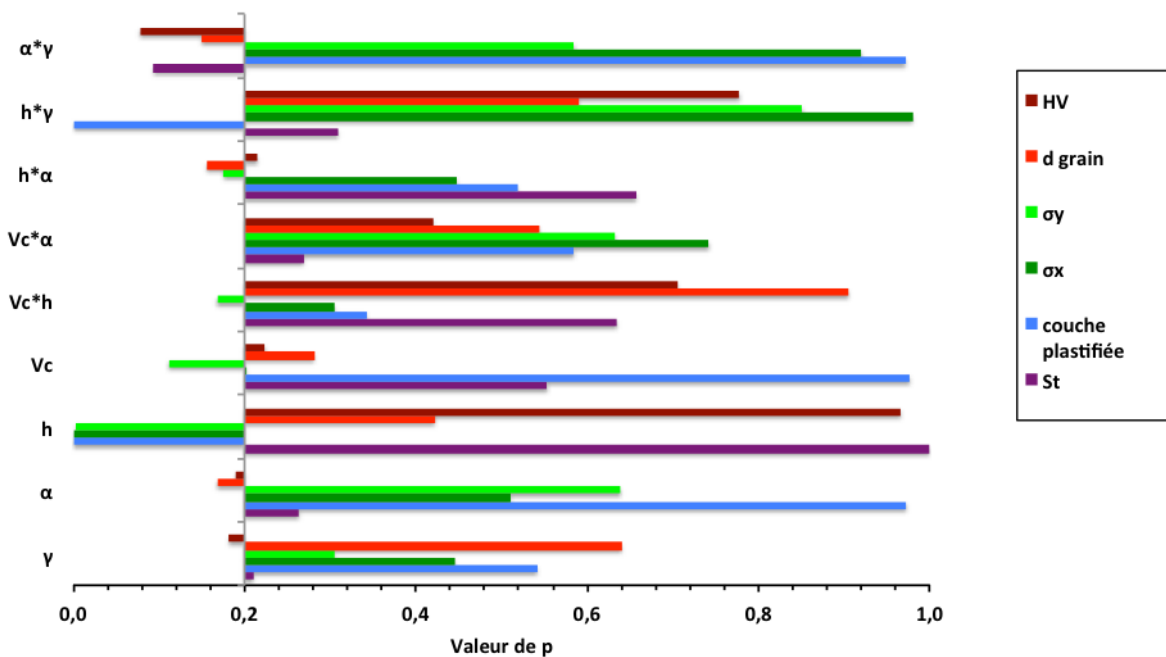


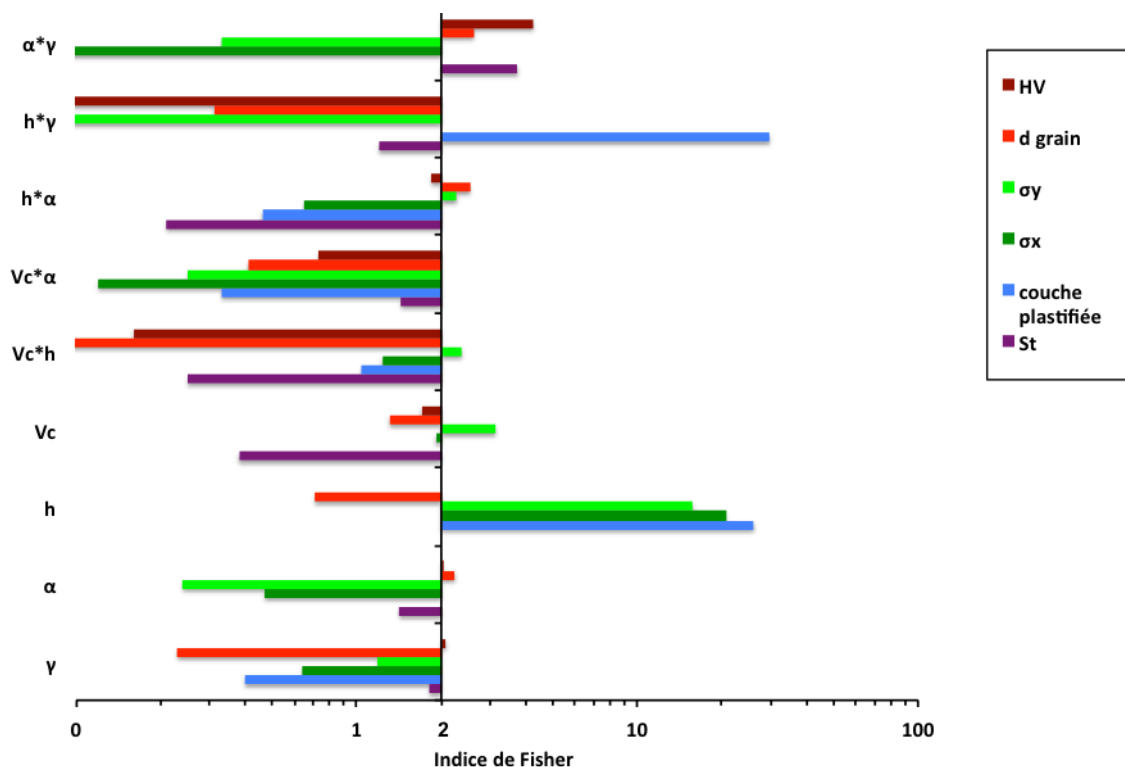
Figure 112. Probabilité  $p$  de dissociation calculée (2 ways ANOVA) pour les différents résultats de l'intégrité de surface.

Pour quantifier l'importance de ces paramètres et de leurs interactions, les indices de Fisher  $F_i$  (cf. Figure 113) permettent de faire le classement par ordre d'importance se basant sur le critère suivant :

- $F_i \geq 25$  : paramètre de 1<sup>er</sup> ordre.
- $2.5 < F_i \leq 25$  : paramètre de 2<sup>ème</sup> ordre.
- $F_i \leq 2.5$  : paramètre de 3<sup>ème</sup> ordre.

Le résultat du classement est le suivant :

- 1- L'épaisseur coupée  $h$  (ordre 1).
- 2- L'interaction épaisseur coupée avec l'angle de coupe ( $h \times \gamma$ ) (ordre 1).
- 3- L'interaction angle de dépouille avec l'angle de coupe ( $\alpha \times \gamma$ ) (ordre 2).
- 4- La vitesse de coupe  $V_c$  (ordre 2).
- 5- L'interaction épaisseur coupée avec l'angle de dépouille ( $h \times \alpha$ ) (ordre 2).
- 6- L'interaction vitesse de coupe avec l'épaisseur coupée ( $V_c \times h$ ) (ordre 3).
- 7- L'angle de dépouille  $\alpha$  (ordre 3).
- 8- L'angle de coupe  $\gamma$  (ordre 3).



**Figure 113.** Indices de Fisher résultants de l'analyse de la variance de la relation entre les paramètres de l'intégrité de surface et les paramètres de coupe et leurs interactions pour la coupe orthogonale.

Bien que les relations entre les différents paramètres soient identifiées, il reste à trouver l'origine physique de ces relations, ce qui sera présenté dans le paragraphe suivant.

## V.2 Compréhension physique de l'impact des conditions de coupe sur l'intégrité de surface et ses conséquences sur la résistance à la corrosion

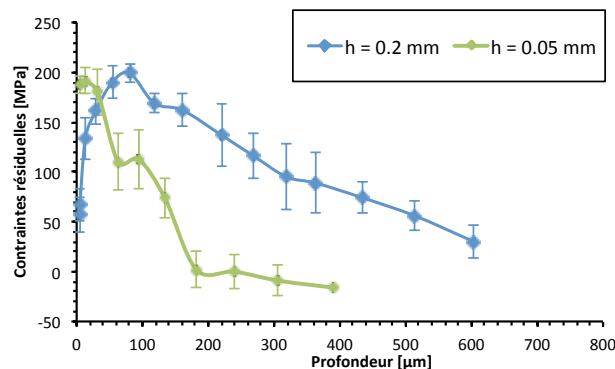
L'analyse statistique a mis en évidence l'impact de l'usinage sur l'intégrité de surface qui se répercute sur la résistance à la corrosion. Dans ce paragraphe, une explication physique des relations trouvées est présentée.

## V.2.1 Origine physique de l'impact des conditions de coupe sur l'intégrité de surface

Afin de comprendre l'origine physique des corrélations existantes entre les paramètres de coupe et les paramètres d'intégrité de surface identifiés comme influents sur la résistance à la corrosion, les relations sont vues cas par cas comme suit.

### V.2.1.1 Relation entre les contraintes résiduelles et les conditions de coupe

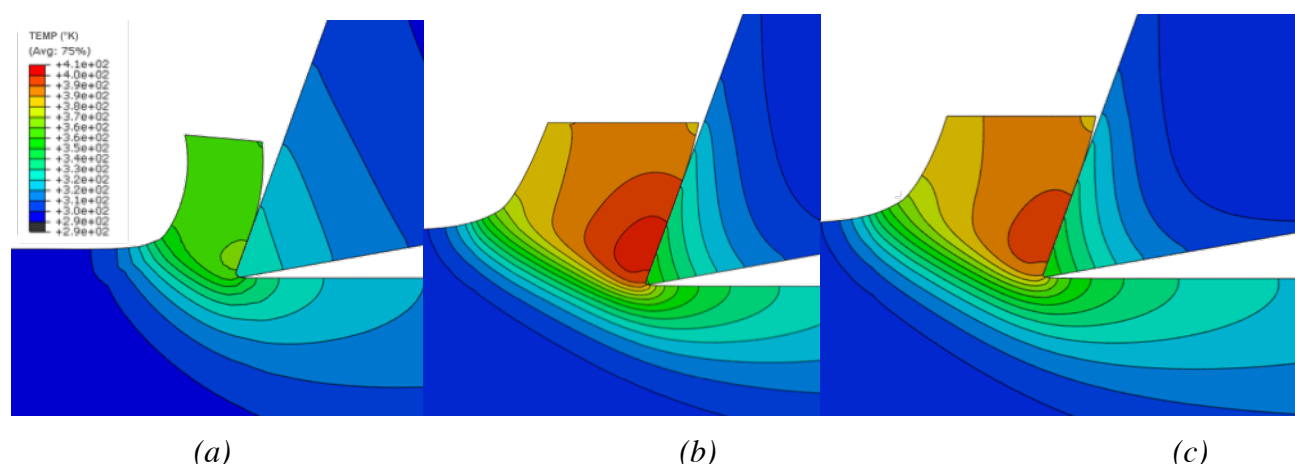
La contrainte résiduelle longitudinale en surface  $\sigma_x$  est associée à l'épaisseur coupée  $h$  (elle diminue avec l'augmentation de  $h$  comme le montre l'exemple de la Figure 114). Par ailleurs, la contrainte résiduelle transversale en surface  $\sigma_y$  est associée non seulement à l'épaisseur coupée  $h$  (diminue également avec l'augmentation de  $h$ ) mais aussi à la vitesse de coupe  $V_c$  (augmente avec l'augmentation de  $V_c$ ), et leur interaction  $V_c \times h$  (effet de synergie).



**Figure 114.** Profil des contraintes résiduelles longitudinales  $\sigma_x$  mesurées en variant l'épaisseur coupée  $h$  pour  $\gamma = 20^\circ$  ;  $\alpha = 10^\circ$  ;  $V_c = 120$  m/min.

En effet, les contraintes résiduelles sont le résultat des chargements mécaniques et thermiques mis en jeu autour de l'arête de coupe comme indiqué dans la bibliographie concernant les contraintes induites par usinage (§I.2.2.1). Partant de ce point, deux hypothèses sont à vérifier pour expliquer les observations obtenues : l'influence de la distribution de la température et l'influence de l'état des contraintes, en particulier de la triaxialité.

L'impact de  $h$  et  $V_c$  sur la distribution de la température de la coupe peut être vérifié par la simulation numérique (cf. Figure 115). En effet, cette figure montre que pour une épaisseur coupée  $h$  de 0.05 mm, la température maximale à la surface générée est faible, de 360°K (87°C). Quand  $h$  passe à 0.2 mm à même vitesse, elle augmente en passant à 390°K (117°C) (cf. Figure 115a et Figure 115b). Également une augmentation de la vitesse de coupe  $V_c$  de 90 à 120 m/min engendre une augmentation de la température en passant de 380°K (107°C) à 390°K (117°C) (cf. Figure 115c et Figure 115b), mais moins significative. En effet, entre ces deux températures, la contrainte d'écoulement ne varie que de 1.7%.



**Figure 115.** Cartes des températures simulées en coupe orthogonale en  $^{\circ}\text{K}$  pour : (a)  $\gamma = 20^{\circ}$ ,  $\alpha = 10^{\circ}$ ,  $h = 0.05 \text{ mm}$  et  $V_c = 120 \text{ m/min}$  ; (b)  $\gamma = 20^{\circ}$ ,  $\alpha = 10^{\circ}$ ,  $h = 0.2 \text{ mm}$  et  $V_c = 120 \text{ m/min}$  ; (c)  $\gamma = 20^{\circ}$ ,  $\alpha = 10^{\circ}$ ,  $h = 0.2 \text{ mm}$  et  $V_c = 90 \text{ m/min}$

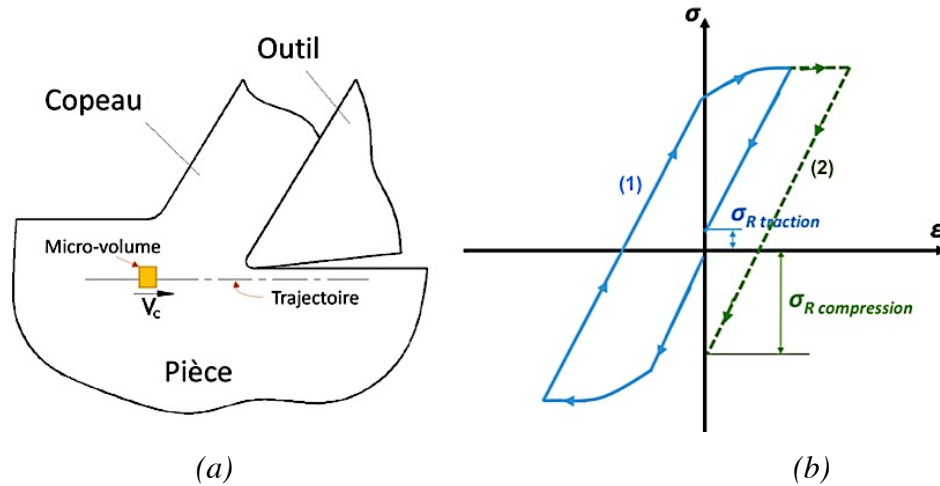
Vu que la variation de la température d'une condition de coupe à une autre demeure peu significative, les contraintes résiduelles sont générées essentiellement par le chargement mécanique induit par l'outil.

Pour comprendre le mécanisme de formation des contraintes résiduelles dû à l'usinage, l'approche proposée initialement par Liu et Barash (1976) et plus tard par Matsumoto (1999) est utilisée. Selon Liu et Barash (1976), une méthode simple pour la description du processus de déformation induit par l'usinage consiste à utiliser les courbes de contraintes – déformations obtenues par un essai de traction uniaxiale standard. Donc, les contraintes résiduelles en sous-couches de la surface usinée sont la conséquence d'un chargement compressif suivi d'un chargement en traction auxquels un micro-volume du matériau animé d'une vitesse  $V_c$  est soumis, quand il suit la trajectoire représentée par la Figure 116. Cette figure représente schématiquement le niveau atteint des contraintes résiduelles après un cycle de charge. Selon le type de chargement prédominant, la contrainte résiduelle sera de traction ou de compression. Cette représentation suppose que la déformation dans la direction de la trajectoire considérée (la direction de coupe) se conserve après le cycle de chargement.

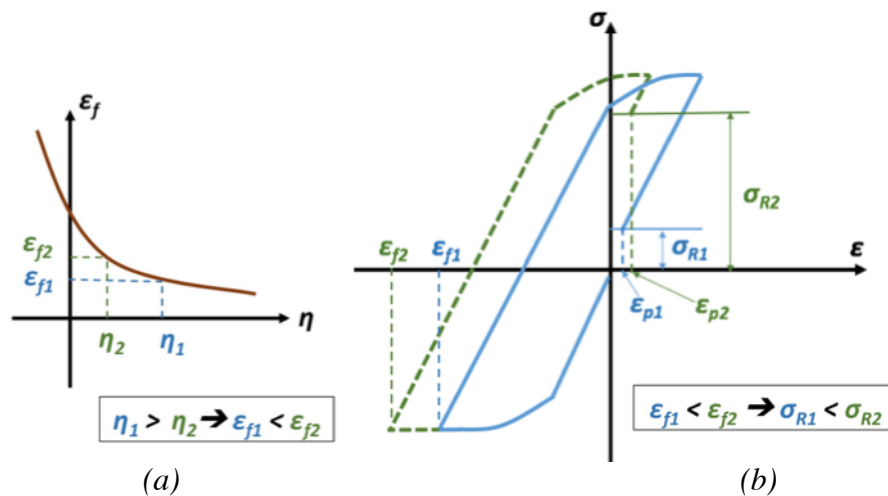
Comme le travail de la déformation plastique jusqu'à la rupture dépend de l'état de triaxialité des contraintes dans la zone de déformation, il peut être suggéré que cette variation de la triaxialité des contraintes (et donc de l'énergie requise par la coupe) va influencer l'intégrité de surface, y compris les contraintes résiduelles. En effet, l'influence de la triaxialité des contraintes sur la déformation équivalente à la rupture (cf. Figure 117a) et par la suite sur les contraintes résiduelles (cf. Figure 117b) peut être expliquée par une représentation de deux cycles de charges engendrés par deux triaxialités différentes. Une correction est portée à la



représentation de Liu et Barash dans ce schéma. Elle consiste à prendre en considération les déformations plastiques résiduelles  $\epsilon_p$ . La déformation plastique la plus grande est obtenue pour le cycle de chargement en compression le plus important (Outeiro 2002).



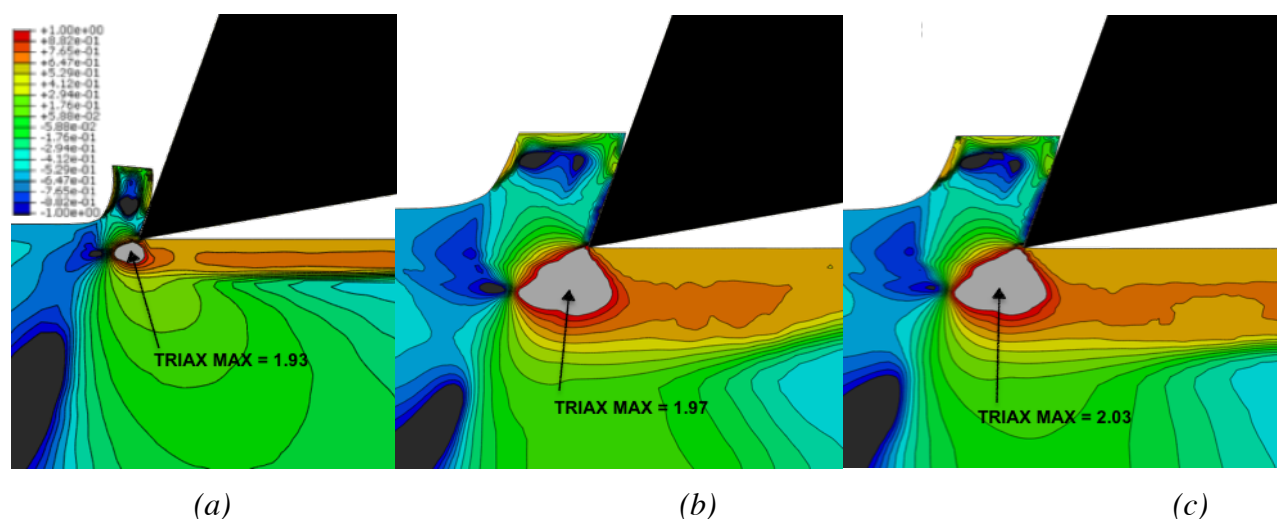
**Figure 116.** (a) Micro-volume de la matière considéré et sa trajectoire lors de la coupe. (b) Formation des contraintes résiduelles au niveau du micro-volume considéré : 1) chargement compressif prédominant, 2) chargement de traction prédominant.



**Figure 117.** (a) Influence de la triaxialité des contraintes  $\eta$  sur la déformation équivalente à la rupture  $\epsilon_f$ . (b) Diagramme contraintes-déformations montrant l'influence de la déformation équivalente à la rupture  $\epsilon_f$  sur la formation des contraintes résiduelles  $\sigma_R$  dues à l'action mécanique de l'outil sur la surface.

D'après le diagramme proposé, une triaxialité  $\eta$  qui augmente implique une diminution de la déformation équivalente à la rupture  $\epsilon_f$ , par conséquent la contrainte résiduelle  $\sigma_R$  se trouve plus en bas vers le sens des contraintes de compression. Si elle est une contrainte résiduelle de traction, elle se trouvera donc plus faible, comme l'exemple présenté dans la Figure 117b. En effet, les simulations montrent une augmentation de la triaxialité avec la diminution des vitesses  $V_c$  dans la zone de déformation (cf. Figure 118b et c). Elle montre

aussi une augmentation pertinente des triaxialités en augmentant l'épaisseur de coupe  $h$  (cf. Figure 118a et b), plus précisément au point de séparation du copeau du reste de la pièce, ce qui diminue la déformation à la rupture du matériau usiné. Ceci induit une réduction de l'énergie de coupe, et par conséquent les contraintes résiduelles ne peuvent être que réduites.



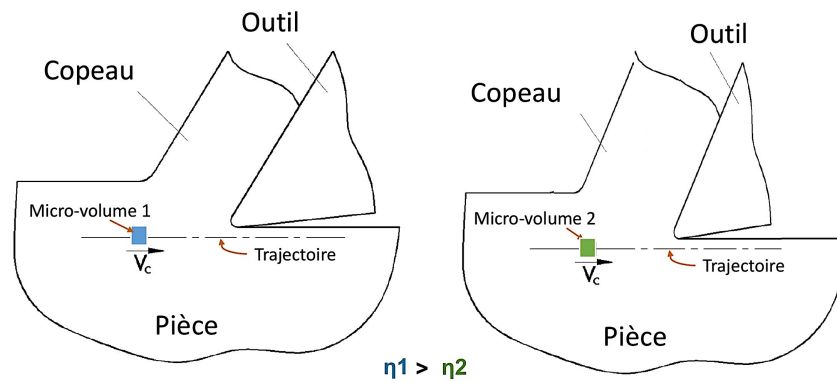
**Figure 118.** Cartes des triaxialités des contraintes simulées en coupe orthogonale pour : (a)  $\gamma = 20^\circ$ ,  $\alpha = 10^\circ$ ,  $h = 0.05$  mm et  $V_c = 120$  m/min ; (b)  $\gamma = 20^\circ$ ,  $\alpha = 10^\circ$ ,  $h = 0.2$  mm et  $V_c = 120$  m/min ; (c)  $\gamma = 20^\circ$ ,  $\alpha = 10^\circ$ ,  $h = 0.2$  mm et  $V_c = 90$  m/min.

### V.2.1.2 Relation entre la couche plastifiée en dessous de la surface usinée et les conditions de coupe

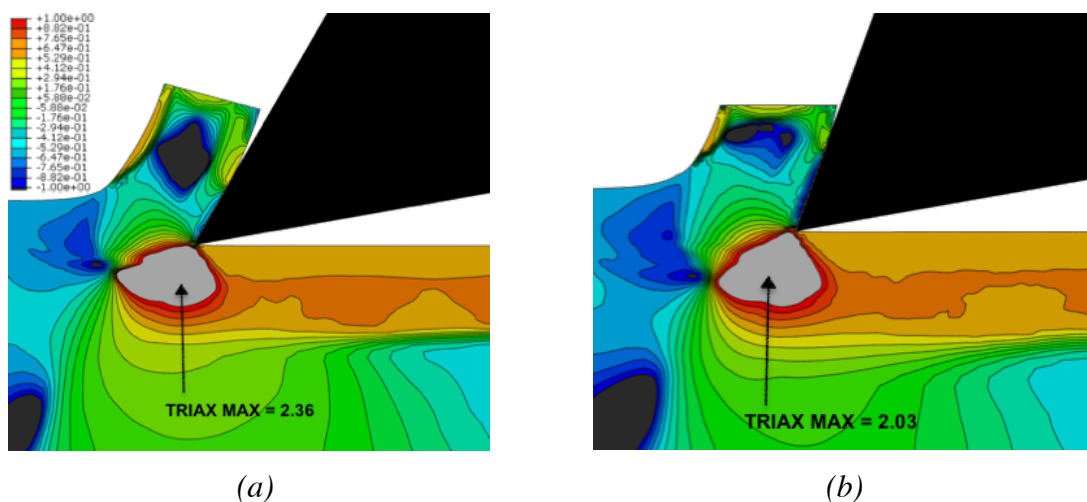
L'analyse de la variance a montré que l'épaisseur de la couche plastifiée en dessous de la surface usinée est associée à l'épaisseur de coupe  $h$  et à son interaction avec l'angle de coupe ( $\gamma \times h$ ). Cet effet est visible en examinant les profils des déformations plastiques en sous-couche (voir §III.2.5).

Pour modéliser ce qui se passe en sous-couche, 2 micro-volumes de matière en sous-couches sont considérés et leurs cycles de chargement dus à l'action de l'outil sur la surface sont tracés comme représenté dans la Figure 119. La différence entre ces deux micro-volumes réside dans la valeur de triaxialité induite par la géométrie de coupe. Le cycle de charge représenté en bleu dans la Figure 117b correspond au micro-volume 1, et celui en vert au micro-volume 2. L'augmentation de l'angle de coupe  $\gamma$  engendre une augmentation pertinente de la triaxialité  $\eta$  (cf. Figure 120), donc une diminution de la déformation équivalente à la rupture  $\epsilon_f$ , et par la suite diminue la valeur de la déformation plastique  $\epsilon_p$ .

L'effet de l'angle  $\gamma$  sur la triaxialité des contraintes et par conséquent sur la couche plastifiée est confirmé par les travaux d'Abushawashi (2013) sur l'usinage de l'acier AISI 1045.



**Figure 119.** Positions des micro-volumes concernant la comparaison des cycles de chargement de l'outil sur la surface engendrés par des valeurs de triaxialités différentes grâce à la variation de la géométrie de coupe.

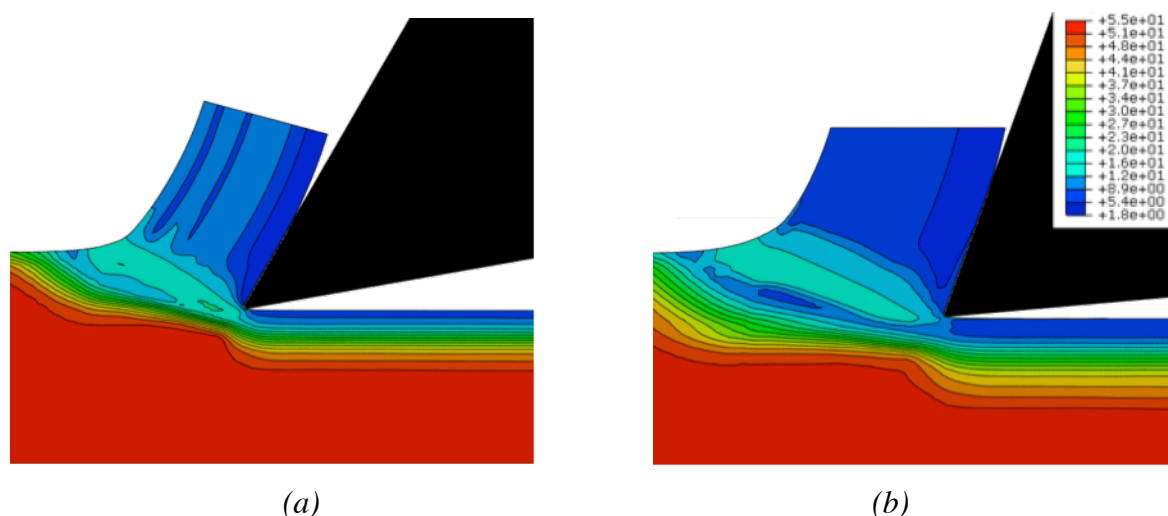


**Figure 120.** Cartes des triaxialités des contraintes simulées en coupe orthogonale pour : (a)  $\gamma = 30^\circ$ ,  $\alpha = 10^\circ$ ,  $h = 0.2 \text{ mm}$  et  $V_c = 90 \text{ m/min}$  ; (b)  $\gamma = 20^\circ$ ,  $\alpha = 10^\circ$ ,  $h = 0.2 \text{ mm}$  et  $V_c = 90 \text{ m/min}$ .

### V.2.1.3 Relation entre la microdureté, la taille des grains et les conditions de coupe

La microdureté et la taille des grains sont associées à l'interaction ( $\gamma \times \alpha$ ), ensuite ( $h \times \alpha$ ), enfin dans un troisième ordre les angles  $\alpha$  et  $\gamma$ . Comme la dureté est liée à la taille des grains, il est normal que ces deux paramètres aient des corrélations analogues avec les conditions de coupe. Si cet effet est considéré, en particulier la taille des grains, il est bien visible dans les simulations numériques (cf. Figure 121). En effet, la géométrie de l'outil associée à l'épaisseur de coupe  $h$  altère l'état des contraintes : quand l'angle de coupe diminue, la triaxialité diminue, donc la déformation équivalente à la rupture augmente et par conséquent la déformation plastique augmente. Une augmentation de la déformation plastique implique une augmentation de la densité de dislocations, donc de la microdureté. De plus, en absence de transformations microstructurales comme la recristallisation dynamique dans le cas du cuivre Cu-c2 pour la non atteinte du seuil de recristallisation, les grains sont rompus ou allongés et se déforment dans

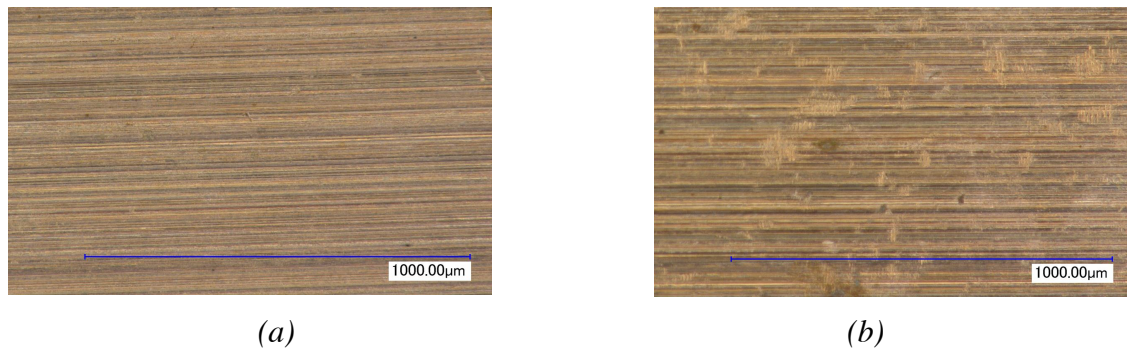
une direction privilégiée (faisant un angle par rapport à la direction de coupe) comme le montre la Figure 70.



**Figure 121.** Répartition de la taille des grains simulée (en  $\mu\text{m}$ ) à (a)  $\gamma = 30^\circ$ ,  $\alpha = 10^\circ$ ,  $h = 0.2 \text{ mm}$  et  $V_c = 90 \text{ m/min}$  ; (b)  $\gamma = 20^\circ$ ,  $\alpha = 5^\circ$ ,  $h = 0.2 \text{ mm}$  et  $V_c = 90 \text{ m/min}$ .

#### V.2.1.4 Relation entre la rugosité et les conditions de coupe

La rugosité  $S_t$  est trouvée en association avec la géométrie de l'outil de coupe, en particulier à l'interaction ( $\gamma \times \alpha$ ). Caractérisant la hauteur maximale de profil et en l'absence de stries d'usinage gérées par la géométrie de l'outil, elle reflète l'existence de micro-arrachements et des adhésions de matières sur la surface générée. En effet, dans le cas de la coupe orthogonale, la rugosité est liée au profil de l'arête de coupe (usure de l'outil, mais elle n'est pas prise en compte dans cette étude vu que les essais sont effectués avec des outils neufs), mais elle est liée essentiellement aux stries de l'outil et au frottement adhésif entre la face de dépouille et la surface de la pièce, fréquemment vu dans le cas des matériaux ductiles (c'est le cas du cuivre recuit, le matériau d'étude) quand il est usiné avec des arêtes relatives faibles résultant de micro-arrachements (Zorev 1966). C'est exactement le cas observé en usinage du cuivre Cu-c2 recuit (cf. Figure 43d, Figure 122). Ils sont dus à un rapport de la contrainte de cisaillement par la contrainte normale dans la zone adjacente au rayon de l'arête de coupe au niveau du contact outil/pièce (contact en dépouille) proche de 1, voire supérieur à 1, créant des conditions favorables à l'adhésion à l'interface (Astakhov 2006). De ce fait, un angle de coupe faible augmente la contrainte de cisaillement dans cette zone, associé à un angle de dépouille faible, ils favorisent l'apparition du phénomène d'adhésion.



**Figure 122.** Micro-arrachements dans le cas du rabotage du cuivre Cu-c2 à (a)  $\gamma = 20^\circ$ ,  $\alpha = 10^\circ$ ,  $h = 0.05 \text{ mm}$  et  $V_c = 120 \text{ m/min}$  ; (b)  $\gamma = 20^\circ$ ,  $\alpha = 5^\circ$ ,  $h = 0.05 \text{ mm}$  et  $V_c = 120 \text{ m/min}$ .

## V.2.2 Origine physique de l'impact des paramètres de l'intégrité de surface sur la résistance à la corrosion

Dans ce paragraphe, l'origine physique de l'impact de chacun des paramètres présentés précédemment sur l'électrochimie des surfaces et leur résistance à la corrosion sera expliqué.

### V.2.2.1 Impact des contraintes résiduelles et de la couche plastifiée sur la résistance à la corrosion

Il est fondamental que l'amplitude de la contrainte résiduelle affecte l'énergie libre du matériau qui, en retour, a un impact sur la fonction de travail des électrons en surface (Ralston et Birbilis 2010). Les contraintes résiduelles  $\sigma_x$  puis  $\sigma_y$  se sont montrées comme les paramètres influents d'ordre 1 sur le comportement électrochimique local et la résistance à la corrosion. En effet, résultant de l'action commune de la corrosion et de la contrainte résiduelle de traction, ce phénomène de corrosion apparaît en surface usinée du cuivre. Etant à l'état passif, son film protecteur se rompt localement sous l'action des contraintes de traction, créant des sites vacants dans ce film (Vignal et al. 2002). La conductivité du film passif augmente entraînant alors une corrosion localisée comme il a été expliqué dans la Figure 16 dans le paragraphe §I.4.1.1. Pour cette raison, l'élévation des contraintes de traction accélère la réaction anodique (dissolution de la surface). Par contre, en ce qui concerne la couche plastifiée et la microdureté et leur impact qui n'apparaît qu'en vieillissement à long terme, il peut être expliqué comme suit : d'abord, les gradients de déformation plastique induisent des contraintes résiduelles, et ceci nous renvoie sur l'impact des contraintes sur la résistance à la corrosion décrit dans le paragraphe précédent. Ensuite, après la dissolution des grains fins en surface, la couche plastifiée présente des grains plus grands, mais allongés en profondeur. Du coup, une corrosion intergranulaire est susceptible de se développer plus en profondeur quand la couche plastifiée est plus épaisse.

### V.2.2.2 Impact de la microstructure et de la microdureté sur la corrosion

La taille des grains a un impact important sur le comportement électrochimique et la résistance à la corrosion de la surface usinée. En effet, elle affecte l'énergie de formation des défauts chargés durant l'épaississement du film passif et influencent les échanges dans le film d'oxyde. Il a été démontré dans la littérature qu'une grande densité de joints des grains favorise la formation rapide du film passif comme les électrons sont plus actifs aux niveau des joints (Ralston et Birbilis 2010). De plus, dans certaines conditions, les joints de grains sont le siège d'une corrosion localisée très importante alors que le reste du matériau n'est pas attaqué (corrosion intergranulaire). D'autre part, quand la taille des grains est faible, les joints des grains sont plus nombreux et la corrosion intergranulaire est moins profonde par rapport à la surface. Pour ce qui est de la dispersion des mesures du potentiel de piquûre, elle peut être expliquée par un état hétérogène de la microstructure de la surface usinée à l'échelle locale. En effet, il est à noter que la taille des grains mesurée n'est qu'une moyenne, et qu'une mesure locale faite sur une aire contenant une majorité de petits grains ne donnera forcément pas la même réponse électrochimique que dans une mesure faite sur une aire contenant de gros grains et de petits grains, mais qui résultent de la même taille moyenne mesurée. De ce fait, le lien s'établie entre la corrosion et la taille des grains de la surface usinée.

Pour ce qui est de la microdureté, comme elle est fortement liée à l'état de déformation plastique et à la taille des grains, il est naturel qu'elle apparaisse comme un facteur en forte corrélation trouver avec l'électrochimie des surfaces usinées.

### V.2.2.3 Impact de la topographie sur la résistance à la corrosion

D'après l'analyse statistique, la rugosité à hauteur maximale de profil  $S_t$  s'avère un paramètre ayant une influence non négligeable sur la réactivité électrochimique des surfaces. Plusieurs hypothèses peuvent être proposées pour expliquer cette corrélation. En effet, il est démontré que la rugosité affecte le comportement électronique, décrit par la fonction de travail des électrons (Electronic Work Function *EWF*) du cuivre (Li et Li 2006). La valeur moyenne de l'*EWF* diminue avec l'accroissement de la rugosité, mais la fluctuation locale de l'*EWF* augmente. Une telle fluctuation favorise la formation de micro-électrodes et donc, accélère la corrosion. D'autre part, la densité de charges locale peut accroître avec l'augmentation de la rugosité locale. Une telle distribution hétérogène de la densité de charge favorise l'initiation des piquûres (Krawiec et al. 2004).

### V.2.2.4 Chimie de la corrosion du cuivre

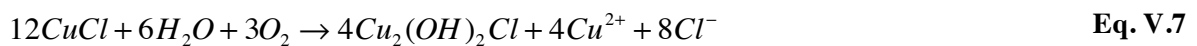
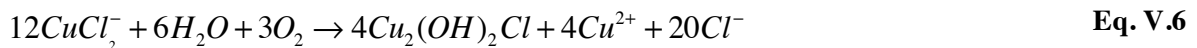
Les réactions mises en jeu lors de la corrosion du cuivre sous un brouillard salin / solution saline de NaCl s'expliquent par la description donnée par (Gravier et al. 2012). Au potentiel de corrosion, la dissolution anodique du cuivre peut être représentée par les réactions :



Pour des concentrations faibles de chlorure, les cations  $Cu^{2+}$  se forment selon la réaction (Eq. V.4) alors que pour des concentrations de chlorures supérieures à 0.1 M, la dissolution anodique du cuivre produit des anions de  $CuCl_2^-$  (Eq. V.5).



La formation d'atacamite du  $Cu^+$  peut suivre différentes réactions : (Eq. V.6 et Eq. V.7)



Si le  $CuCl$  forme des cations  $Cu^{2+}$  suivant la réaction (Eq. V.4), alors l'atacamite se forme selon la réaction en (Eq. V.8). De cette réaction, les protons sont libérés dans les gouttelettes, conduisant à une chute du pH. Ceci favorise la dépassivation et la dissolution générale sous les gouttelettes. Comme une dissolution générale est observée expérimentalement, la réaction (Eq. V.8) peut-être prépondérante, ce qui veut dire que les cations  $Cu^{2+}$  sont libérés dans la solution au cours de la dissolution du cuivre (Eq. V.4) à la place des anions  $CuCl_2^-$ .



Les réactions cathodiques correspondent soit à une réduction de l'oxygène (Eq. V.9) soit à la réduction de protons  $H^+$ . Cependant, la réaction cathodique peut être dominée par la réduction de l'oxygène. En effet, l'évolution de l'hydrogène n'est significative qu'à des potentiels négatifs plus poussés (Kear et al. 2004).



## Conclusion du chapitre

Une analyse statistique multi-physique utilisant la corrélation de Pearson et l'analyse de la variance (*2 ways ANOVA*) comme techniques est appliquée aux résultats de la mécanique de la coupe, de l'intégrité de surface et de l'électrochimie-corrosion des surfaces obtenues par la coupe orthogonale. Des explications physiques des phénomènes mis en jeu ainsi que de la chimie de la corrosion du cuivre en milieu salin ont été fournies.

Les résultats exposent une grande influence de l'intégrité de surface sur la dissolution du matériau et sur le risque de corrosion. Ainsi, il est prouvé que l'élévation des contraintes résiduelles de traction est en mesure d'accélérer la réaction anodique (dissolution de la surface) tout en accentuant le risque de développer la corrosion par piqûres. De surcroît, l'épaississement de la couche plastifiée s'avère néfaste pour le vieillissement à long terme, ainsi qu'une surface plus rugueuse est plus susceptible de développer des piqûres. En revanche, le raffinement des grains en surface et l'augmentation de la dureté favorisent la passivation du matériau et retardent la corrosion par piqûre. Faisant le lien avec les paramètres de coupe, pour une meilleure résistance à la corrosion des surfaces de cuivre Cu-c2 obtenues par usinage de finition, il est préconisé de maximiser l'épaisseur de coupe  $h$  et la vitesse de coupe  $V_c$  engendrant une réduction de la contrainte résiduelle de traction susceptible de favoriser la rupture du film passif protecteur du cuivre. Ensuite, il est recommandé d'éviter les angles de dépouille  $\alpha$  faibles afin de minimiser le frottement adhésif en dépouille engendrant les micro-arrachements qui présentent des sites favorables pour l'initiation des piqûres. Par contre, concernant l'angle de coupe  $\gamma$ , contrairement à ce qui est recommandé couramment en usinage des matériaux ductile pour minimiser l'énergie de coupe, la diminution de cet angle est bénéfique pour la durabilité de la surface. En effet, un angle de coupe plus faible engendre une dureté en surface plus élevée et des grains plus petits ce qui rend le développement des piqûres plus compliqué.

En définitive, une analyse phénoménologique est développée dans le but d'expliquer les phénomènes physiques mis en jeu et justifier le lien entre les paramètres de coupe, l'intégrité de surface, et la résistance à la corrosion.



# *Conclusion générale et perspectives*

Cette thèse contribue à la compréhension des mécanismes intervenant lors de l'usinage de finition du cuivre pur Cu-c2 en développant des méthodes capables de caractériser l'ensemble des propriétés physico-chimiques des surfaces usinées en vue prédire la durabilité des surfaces.

Les résultats de l'étude expérimentale et numérique ont dévoilé des aspects pertinents de l'impact de l'usinage de finition sur la mécanique de la coupe (les efforts, le rapport de compression du copeau), l'intégrité de surface (la topographie, la déformation plastique, les contraintes résiduelles, la densité de dislocations, la taille des grains et la microdureté), le comportement électrochimique local et la résistance à la corrosion des surfaces usinées. Deux opérations ont fait l'objet d'investigations : le tournage en dressage et la coupe orthogonale en rabotage.

Les conditions de coupe ont été variés, y compris : la vitesse de coupe, l'avance et la géométrie des outils (angle de coupe et angle de dépouille). L'influence des conditions coupe sur l'intégrité de surface, le comportement électrochimique local et la résistance à la corrosion ont été mises en évidence grâce à une multitude de tests et de mesures en ligne (simultanément avec le processus de la coupe) et en post processus (sur les surfaces générées par la coupe) faisant appel à plusieurs techniques expérimentales :

- La mesure des efforts,
- La mesure des déformations en sous-couche de la pièce induite par la coupe orthogonale en utilisant la technique de la corrélation d'images après suivi par une caméra rapide à haute résolution,
- La mesure des contraintes résiduelles, de la couche plastifiée et de la densité de dislocations par la technique de diffraction des rayons X et l'analyse des largeurs des pics de diffraction,
- La mesure des topographies de la surface usinée par interférométrie optique.
- Les analyses microstructurales des surfaces usinées par rabotage et des sous-couches en utilisant le polissage et l'attaque électrolytique avec la microscopie optique et l'imagerie par EBSD,
- La mesure d'électrochimie locale par la méthode de la microcellule électrolytique,

- Le vieillissement sous atmosphère saline.

Les résultats de cette partie expérimentale ont permis d'une part l'identification des phénomènes ayant lieu suite à la coupe, et la comparaison de l'intégrité de surface et la durabilité induites par le tournage et la coupe orthogonale. Bien que les surfaces issues des deux configurations se comportent différemment, certains effets communs ont été observés dans les deux cas. Il s'agit essentiellement de l'impact de la vitesse de coupe sur la passivation du métal de la surface, et l'effet de l'épaisseur coupée sur la corrosion. Pour la simplification de l'étude, seule la coupe orthogonale a été traitée dans la suite de l'investigation.

Bien que certains aspects de l'intégrité de surface puissent être expérimentalement mesurés comme les contraintes résiduelles, la densité de dislocation, la taille des grains et la microdureté, les méthodes utilisées sont souvent destructives, difficiles à mettre en œuvre, non accessibles en sous-couches et surtout coûteuses. De ce fait, le développement d'un modèle numérique de la coupe orthogonale permettant l'explication des phénomènes physiques mis en jeu et la prédiction de l'intégrité de surface s'est avéré très utile pour compléter les informations manquantes à l'étude expérimentale. Néanmoins, une simulation numérique ne peut donner de bonnes prédictions que si le comportement mécanique du matériau et les interactions outil / pièce sont correctement modélisées. Pour cette raison, une caractérisation du comportement élasto-plastique du cuivre utilisé dans l'étude a été faite. Un nouveau modèle constitutif incluant les effets microstructuraux ainsi que les effets de l'état des contraintes sur la contrainte d'écoulement du matériau est proposé. L'identification de cette loi a suivi une approche hybride expérimentale / numérique. En effet, elle a fait appel à des campagnes d'essais (traction, compression avec variation des vitesses et des températures) et des simulations suivies d'analyses de sensibilité aux paramètres calibrés. D'autre part, pour bien modéliser le contact entre l'outil et le matériau usiné, un coefficient de frottement prenant en compte la vitesse a été identifié suite à des essais expérimentaux et intégré dans la loi de contact de Zorev (1966).

Une fois le modèle de la coupe orthogonale bien défini intégrant la loi de comportement du matériau et les interactions outil / matière correspondantes, une simulation de la coupe orthogonale du cuivre a été réalisée en utilisant la méthode des éléments finis *MEF*. Le logiciel ABAQUS/Explicit en formulation Arbitraire Lagrangienne Eulérienne (*ALE*) a été utilisé. Cette simulation numérique prédit non seulement les aspects thermomécaniques de la coupe orthogonale (efforts, températures), mais aussi les transformations microstructurales (la taille des grains, la densité des dislocations et la microdureté) grâce à une sous-routine *VUMAT*. En

effet, cette subroutine a permis l'intégration de la loi de plasticité, la loi d'endommagement, la loi d'évolution microstructurale et l'affichage de ces sorties. Ce modèle de coupe numérique a été validé en comparant les résultats des simulations aux résultats issus des essais de coupe expérimentaux en rabotage (efforts, rapport de compression du copeau, contraintes résiduelles, densités de dislocations, tailles des grains et microdureté). Il a été utilisé pour simuler l'influence de la variation des paramètres de coupe suivants : la vitesse de coupe  $V_c$ , l'épaisseur coupée  $h$ , l'angle de coupe  $\gamma$  et l'angle de dépouille  $\alpha$ .

Enfin, la dernière phase du projet a fait l'objet d'une analyse multi-physique rassemblant les résultats expérimentaux et numériques provenant de la coupe orthogonale du cuivre Cu-c2 pour établir les liens entre les paramètres de coupe, l'intégrité de surface et la durabilité. Des méthodes statistiques ont été mises en œuvre pour atteindre cet objectif (les corrélations de Pearson, « 2 ways ANOVA »). Cette analyse aboutit à une explication physique des phénomènes mis en jeu et ses résultats sont généralisables sur toute configuration de coupe du cuivre Cu-c2. De cette analyse multi-physique, les conclusions suivantes peuvent être retenues :

- Pour une meilleure résistance à la corrosion des surfaces de cuivre Cu-c2 obtenues par usinage de finition, il est préconisé de maximiser l'épaisseur de coupe  $h$  et la vitesse de coupe  $V_c$ . Présentant le facteur influent N°1, la contrainte résiduelle de traction favorise la rupture du film passif protecteur du cuivre et accélère la corrosion.

- Il est recommandé d'éviter les angles de dépouille  $\alpha$  faibles afin de minimiser le frottement en dépouille engendrant les micro-arrachements induisant des sites favorables pour l'initiation de la corrosion intergranulaire.

- Contrairement à ce qui est recommandé couramment pour l'usinage des matériaux ductiles (chercher à minimiser l'énergie de coupe), il faut diminuer l'angle de coupe  $\gamma$  pour améliorer la durabilité. En effet, un angle de coupe plus faible engendre une dureté en surface plus élevée et des grains plus petits, ce qui rend le développement des piqûres et la dissolution en profondeur plus compliqués, et ainsi ralentit le vieillissement à long terme.

En perspectives, il faut établir si les conclusions relatives à la durabilité des surfaces en coupe orthogonale sont généralisables au cas du dressage de finition. Pour atteindre cet objectif, une étude complémentaire est à mettre en route : d'abord, compléter les analyses de l'intégrité de surface (la taille des grains ; la densité de dislocations et la couche plastifiée) dans le cas du tournage en dressage du cuivre. Or, l'instrumentation des essais en dressage est difficile ;

l'évaluation de la couche plastifiée en usinage par *DIC* et la préparation des surfaces pour l'analyse microstructurale sont compliquées à faire sans affecter l'intégrité des surfaces (perte de grains en surface suite au polissage électrolytique, risque d'altération des contraintes résiduelles lors de la coupe d'échantillons à partir de la pièce usinée pour la diffraction des rayons X, etc.). Il s'avère intéressant de développer un modèle numérique 3D pour simuler l'opération de tournage (surtout que le modèle de plasticité du matériau a été défini, et la subroutine est prête pour des simulations en mode plan 2D et également en mode 3D). Cette modélisation constitutive du matériau est susceptible de s'améliorer si la loi d'endommagement géant le matériau usiné (le cuivre recuit à 450°C pendant 2 heures) serait identifiée, surtout que l'endommagement et la rupture se sont montrés d'une importance primordiale pour la séparation de la matière et la formation du copeau. Ce modèle constitutif (plasticité et endommagement) peut même donner une meilleure description du comportement du matériau par la prise en compte de l'effet de l'angle de Lode en plus de la triaxilité, surtout que ce paramètre a un effet non négligeable quand il s'agit d'une déformation non plane, ce qui est le cas du tournage.

En définitive, cette thèse ouvre les pistes sur deux volets. D'une part, un volet concerne l'amélioration de la modélisation de la coupe du cuivre Cu-c2 en particulier, ainsi que les matériaux ductiles qui sont en général susceptibles de subir des transformations microstructurales induites par la déformation plastique sévère. D'autre part, un autre volet concerne la compréhension des phénomènes physique géant la corrosion des surfaces usinées, et donc la possibilité d'établir un modèle prédictif de la durabilité des surfaces obtenues à partir de leurs propriétés issues de l'opération de tournage.

## Références bibliographiques

- Abushawashi, Y.M., 2013. *Modeling of Metal Cutting As Purposeful Fracture of work material*. Michigan state University.
- Albrecht, P., 1960. New Developments in the Theory of the Metal-Cutting Process: Part I. The Ploughing Process in Metal Cutting. *Journal of Engineering for Industry*, 82(4), p.348.
- Andrade, U. et al., 1994. Dynamic recrystallization in high-strain, high-strain-rate plastic deformation of copper. *Acta Metallurgica Et Materialia*, 42(9), pp.3183–3195.
- Andrade, U.R., Meyers, M.A. & Chokshi, A.H., 1994. Constitutive description of work- and shock-hardened copper. *Scripta Metallurgica et Materiala*, 30(7), pp.933–938.
- Arrazola, P.J. et al., 2005. Finite Element Modeling of Chip Formation Process. In *VIII International Conference on Computational Plasticity*. Barcelona, pp. 1–4.
- Arrazola, P.J. & Özel, T., 2010. Investigations on the effects of friction modeling in finite element simulation of machining. *International Journal of Mechanical Sciences*, 52(1), pp.31–42.
- Astakhov, V., 1999. *Metal Cutting Mechanics*, Boca Raton London New York Washington DC: CRS Press.
- Astakhov, V.P., 2004. The assessment of cutting tool wear. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 44, pp.637–647.
- Astakhov, V.P., 2006. *Tribology of metal cutting* B. J. Briscoe, ed., Elsevier.
- Astakhov, V.P. & Shvets, S., 2004a. The assessment of plastic deformation in metal cutting. *Journal of Materials Processing Technology*, 146(2), pp.193–202.
- Astakhov, V.P. & Shvets, S., 2004b. The assessment of plastic deformation in metal cutting. *Journal of Materials Processing Technology*, 146(2), pp.193–202.
- Astakhov, V.P., Shvets, S.V. & Osman, M.O.M., 1997. Chip structure classification based on mechanics of its formation. *Journal of Materials Processing Technology*, 71(2), pp.247–257.
- Atkins, A.G., 2003. Modelling metal cutting using modern ductile fracture mechanics: quantitative explanations for some longstanding problems. *International Journal of Mechanical Sciences*, 45(2), pp.373–396.
- Atmani, Z. et al., 2015. Multi-physics modelling in machining OFHC copper – coupling of microstructure-based flow stress and grain refinement models. In *Procedia CIRP*. Elsevier B.V., pp. 545–550.
- Attanasio, A., Ceretti, E. & Giardini, C., 2009. 3D FE Modelling of Superficial Residual Stresses in Turning Operations. *Machining Science and Technology*, 13(3), pp.317–337.
- Bacaria, J.-L., 2001. *Un modèle comportemental et transitoire pour la coupe des métaux*. Institut National Polytechnique de Toulouse.
- Bacci da Silva, M. & Wallbank, J., 1999. Cutting temperature: prediction and measurement methods—a review. *Journal of Materials Processing Technology*, 88(1–3), pp.195–202.
- Bai, Y. & Wierzbicki, T., 2008. A new model of metal plasticity and fracture with pressure and Lode dependence. *International Journal of Plasticity*, 24(6), pp.1071–1096.
- Bäker, M., Rösler, J. & Siemers, C., 2002. A finite element model of high speed metal cutting with adiabatic shearing. *Computers & Structures*, 80(5), pp.495–513.
- Besnard, G., Hild, F. & Roux, S., 2006. “Finite-element” displacement fields analysis from digital images: Application to Portevin-Le Châtelier bands. *Experimental Mechanics*, 46(6), pp.789–803.
- Bissey-Breton, S. et al., 2007. Impact des conditions d’usinage sur la zone du matériau affectée par le procédé. *Mécanique & Industries*, 8(3), pp.193–197.
- Bissey-Breton, S., Gravier, J. & Vignal, V., 2011. Impact of superfinish turning on surface integrity of pure copper. In *Procedia Engineering*. pp. 28–33.

- Bitans, K. & Brown, R.H., 1965. An investigation of the deformation in orthogonal cutting. *International Journal of Machine Tool Design and Research*, 5(3), pp.155–165.
- Bonnet, C. et al., 2008. Identification of a friction model—Application to the context of dry cutting of an AISI 316L austenitic stainless steel with a TiN coated carbide tool.
- Bouzid Sai, W. & Triki, E., 2006. Influence des caractéristiques des surfaces usinées sur la résistance à la corrosion d'un acier inoxydable austénito-ferritique. *Transactions of the CSME*, 30(2), pp.183–190.
- Brinksmeier, E. et al., 1982. Residual Stresses - Measurement and Causes in Machining Processes. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 31(2), pp.491–510.
- Cammett, J.T. & Prevey, P.S., 2015. *Fatigue strength restoration in corrosion pitted 4340 Alloy Steel Via Low Plasticity Burnishing*.
- Carroll, J.T. & Strenkowski, J.S., 1988. Finite element models of orthogonal cutting with application to single point diamond turning. *International Journal of Mechanical Sciences*, 30(12), pp.899–920.
- Caruso, S. et al., 2011. Finite Element Modeling of Microstructural Changes in Hard Turning. *Advanced Materials Research*, 223, pp.960–968.
- Ceretti, E. et al., 1996. Application of 2D FEM to chip formation in orthogonal cutting. *Journal of Materials Processing Technology*, 59(1), pp.169–180.
- Chen, W., 2000. Cutting forces and surface finish when machining medium hardness steel using CBN tools. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 40(3), pp.455–466.
- Clough, R.W., 1960. The Finite Element Method in plane stress analysis. In *2nd ASCE Conference on Electronic Computation*. Pittsburgh, Pennsylvania.
- Davies, M.A. et al., 2003. On the measurement and prediction of temperature fields in machining AISI 1045 steel. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 52(1), pp.77–80.
- Davim, J.P., 2010. *Surface integrity in machining*,
- Dehmani, H., Salvatore, F. & Hamdi, H., 2013. Numerical study of residual stress induced by multi-steps orthogonal cutting. In *Procedia CIRP*. Elsevier B.V., pp. 299–304.
- Delhez, R., de Keijser, T.H. & Mittemeijer, E.J., 1982. Determination of crystallite size and lattice distortions through X-ray diffraction line profile analysis. *Fresenius Z. Anal. Chem.*, 312(1), pp.1–16.
- Denguir, L. et al., 2014. Influence of cutting process mechanics on surface integrity and electrochemical behavior of OFHC copper. In *Procedia CIRP*. Elsevier B.V., pp. 186–191.
- Denguir, L.A. et al., 2016. Orthogonal Cutting Simulation of OFHC Copper Using a New Constitutive Model Considering the State of Stress and the Microstructure Effects. *Procedia CIRP*, 46, pp.238–241.
- Denkena, B. et al., 2008. In-process information storage on surfaces by turning operations. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 57(1), pp.85–88.
- Denkena, B. & Leon, L. De, 2008. Milling induced residual stresses in structural parts out of forged aluminium alloys. *International Journal of Machining and Machinability of Materials*, 4(4), p.335.
- Derby, B., 1991. The dependence of grain size on stress during dynamic recrystallisation. *Acta Metallurgica Et Materialia*, 39(5), pp.955–962.
- Ding, H. & Shin, Y.C., 2011. Dislocation Density-Based Grain Refinement Modeling of Orthogonal Cutting of Commercially Pure Titanium. In *Proceedings of the ASME 2011 International Manufacturing Science and Engineering Conference*. pp. 1–10.
- Ding, H. & Shin, Y.C., 2013. Multi-physics modeling and simulations of surface microstructure alteration in hard turning. *Journal of Materials Processing Technology*, 213(6), pp.877–886.
- Ding, L., Zhang, X. & Liu, C.R., 2013. Finite Element Modeling on Dislocation Density and

- Grain Size Evolution in Machined Surface. In *Volume 1: Processing*. ASME, p. V001T01A028.
- Ding, R. & Guo, Z.X., 2001. Coupled quantitative simulation of microstructural evolution and plastic flow during dynamic recrystallization. *Acta Materialia*, 49(16), pp.3163–3175.
- Erikson, S. & Hermanson, H.-P., 1997. Pitting corrosion of copper in nuclear waste disposal environments. *Studsvik Material AB*, 101(M-7764), pp.1–35.
- Estrin, Y. et al., 1998. A dislocation-based model for all hardening stages in large strain deformation. *Acta Materialia*, 46(15), pp.5509–5522.
- Estrin, Y. & Kubin, L.P., 1986. Local strain hardening and nonuniformity of plastic deformation. *Acta Metallurgica*, 34(12), pp.2455–2464.
- Estrin, Y. & Vinogradov, A., 2013. Extreme grain refinement by severe plastic deformation: A wealth of challenging science. *Acta Materialia*, 61(3), pp.782–817.
- Fan, X.G. et al., 2010. Quantitative analysis of dynamic recrystallization behavior using a grain boundary evolution based kinetic model. *Materials Science and Engineering: A*, 527(21–22), pp.5368–5377.
- Ferry, M., 2002. Mechanism of Discontinuous Subgrain Growth in As-Deformed Aluminium Single Crystals. *Materials Science Forum*, 408–412, pp.979–984.
- Field, M. & Khales, J.F., 1964. The surface integrity of machined and ground high strength steels. *DMIC Report (210)*, pp.54–77.
- Fleck, N.A. et al., 1994. Strain gradient plasticity = theory and experiment. *Acta Metallurgica Et Materialia*, 42(2), pp.475–487.
- Germain, D., 2011. *Développement d'un modèle d'efforts de coupe intégrant le contact en dépouille : Application au tournage de super finition du cuivre Cu-c2*. Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Metiers.
- Ghosh, S. et al., 2007. Effect of Stress on Initiation and Propagation of Localized Corrosion in Aluminium Alloys. In *212th ECS Meeting*. The Electrochemical Society.
- Gravier, J., 2009. *Impact de l'usinage de super finition sur la zone affectée par le procédé*. Université de Bourgogne.
- Gravier, J., Vignal, V. & Bissey-Breton, S., 2012. Influence of residual stress, surface roughness and crystallographic texture induced by machining on the corrosion behaviour of copper in salt-fog atmosphere. *Corrosion Science*, 61, pp.162–170.
- Griffiths, B., 2001. *Manufacturing Surface Technology* Penton Pre., London.
- Gurvich, L.Y. & Shubadeeva, L.I., 1971. Effect of machining on corrosion resistance in stainless steels. *Soviet Materials Science*, 7(4), pp.396–399.
- Henriksen, E.K., 1951. Residual stresses in machined surfaces. *Trans. ASME*, 73, pp.69–76.
- Hillerborg, A., Modéer, M. & Petersson, P.-E., 1976. Analysis of crack formation and crack growth in concrete by means of fracture mechanics and finite elements. *Cement and Concrete Research*, 6(6), pp.773–781.
- Hohenwarter, A. & Pippan, R., 2015. Fracture and fracture toughness of nanopolycrystalline metals produced by severe plastic deformation Subject Areas : *Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 373(2038), p.Article number 20140366.
- Huang, J.M. & Black, J.T., 1996. An Evaluation of Chip Separation Criteria for the FEM Simulation of Machining. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 118(4), p.545.
- Hughes, G.D. et al., 1986. Hall-petch strengthening for the microhardness of twelve nanometer grain diameter electrodeposited nickel. *Scripta Metallurgica*, 20(1), pp.93–97.
- Iurea, P., 2014. Finite Element Modeling of Residual Stresses Obtained by Cutting Pieces: A Review. *International Journal of Modern Manufacturing Technologies I*, 2(2), pp.44–62.
- Jacobus, K., DeVor, R.E. & Kapoor, S.G., 2000. Machining-Induced Residual Stress:

- Experimentation and Modeling. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 122(1), p.20.
- Jaspers, S.P.F.C. & Dautzenberg, J.H., 2002. Material behaviour in conditions similar to metal cutting: Flow stress in the primary shear zone. *Journal of Materials Processing Technology*, 122(2–3), pp.322–330.
- Jawahir, I.S. et al., 2011. Surface integrity in material removal processes: Recent advances. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 60(2), pp.603–626.
- Johnson, G.R. & Cook, W. a, 1985. Fracture characteristic of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures. *Engineering Fracture Mechanics*, 21(1), pp.31–48.
- Kear, G., Barker, B. & Walsh, F., 2004. Electrochemical corrosion of unalloyed copper in chloride media—a critical review. *Corrosion Science*, 46, pp.109–135.
- Klepaczko, J.R., Sasaki, T. & Kurokawa, T., 1993. On rate sensitivity of polycrystalline aluminium at high strain rates. *Transactions of the Japan Society for Aeronautical and Space Sciences*, 36, pp.170–187.
- Klinkova, O. et al., 2011. Characterization of friction properties at the workmaterial/cutting tool interface during the machining of randomly structured carbon fibers reinforced polymer with carbide tools under dry conditions. *Tribology International*, 44(12), pp.2050–2058.
- Klocke, F., Raedt, H.-W. & Hoppe, S., 2001. 2D-FEM Simulation of the Orthogonal High Speed Cutting Process. *Machining Science and Technology*, 5(3), pp.323–340.
- Kocks, U.F., 1976. Laws for Work-Hardening and Low-Temperature Creep. *Journal of Engineering Materials and Technology*, January 19(January 1976), pp.76–85.
- Korkut, I. & Donertas, M.A., 2007. *The influence of feed rate and cutting speed on the cutting forces, surface roughness and tool–chip contact length during face milling*,
- Krawiec, H. et al., 2004. Local electrochemical studies after heat treatment of stainless steel: Role of induced metallurgical and surface modifications on pitting triggering. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 35(11), pp.3515–3521.
- Krawiec, H., Vignal, V. & Banas, J., 2006. Macroscopic and Local Electrochemical Studies of Austempered Ductile Iron in Perchlorate Solutions. *Journal of The Electrochemical Society*, 153(7), p.B231. A
- Krawiec, H., Vignal, V. & Szklarz, Z., 2009. Local electrochemical studies of the microstructural corrosion of AlCu4Mg1 as-cast aluminium alloy and influence of applied strain. *Journal of Solid State Electrochemistry*, 13(8), pp.1181–1191.
- Landolt, D., 2003. *Traité des matériaux - Volume 12 - Chimie et corrosion de surfaces des métaux* 3ème édit., Presses Polytechniques et Universitaires Romandes (PPUR).
- Lemiale, V. et al., 2010. Grain refinement under high strain rate impact: A numerical approach. *Computational Materials Science*, 48(1), pp.124–132.
- Li, W. & Li, D.Y., 2006. Influence of surface morphology on corrosion and electronic behavior. *Acta Materialia*, 54(2), pp.445–452.
- Lin, Z.-C. & Lo, S.-P., 1997. Ultra-precision orthogonal cutting simulation for oxygen-free high-conductivity copper. *Journal of Materials Processing Technology*, 65(1), pp.281–291.
- Lin, Z.C. & Lin, S.Y., 1992. A Coupled Finite Element Model of Thermo-Elastic-Plastic Large Deformation for Orthogonal Cutting. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 114(2), p.218.
- Lindgren, L.-E., Domkin, K. & Hansson, S., 2008. Dislocations, vacancies and solute diffusion in physical based plasticity model for AISI 316L. *Mechanics of Materials*, 40(11), pp.907–919.
- List, G., 2004. *Etude des mécanismes d'endommagement des outils carbure WC-Co par la caractérisation de l'interface outil copeau : application à l'usinage à sec de l'alliage*



- d'aluminium aéronautique AA2024 T351*. Arts et Metiers ParisTech.
- Liu, C.R. & Barash, M.M., 1976. The Mechanical State of the Sublayer of a Surface Generated by Chip-Removal Process—Part 1: Cutting With a Sharp Tool. *Journal of Engineering for Industry*, 98(4), p.1192.
- Liu, R. et al., 2014. A unified internal state variable material model for inelastic deformation and microstructure evolution in SS304. *Materials Science and Engineering A*, 594, pp.352–363.
- Liu, R. et al., 2015. A unified material model including dislocation drag and its application to simulation of orthogonal cutting of OFHC Copper. *Journal of Materials Processing Technology*, 216, pp.328–338.
- Lu, J., 1995. *Handbook of measurement of Residual Stresses* J. Lu, ed., Senlis, France: Fairmont Press Inc.
- Luton, M. & Sellars, C., 1969. Dynamic recrystallization in nickel and nickel-iron alloys during high temperature deformation. *Acta Metallurgica*, 17(8), pp.1033–1043.
- M'Saoubi, R. et al., 1999. Residual stress analysis in orthogonal machining of standard and resulfurized AISI 316L steels. *Journal of Materials Processing Technology*, 96(1–3), pp.225–233.
- Mabrouki, T. et al., 2008. Numerical and experimental study of dry cutting for an aeronautic aluminium alloy (A2024-T351). *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 48(11), pp.1187–1197.
- Mabrouki, T. & Rigal, J.F., 2006. A contribution to a qualitative understanding of thermo-mechanical effects during chip formation in hard turning. *Journal of Materials Processing Technology*, 176(1–3), pp.214–221.
- Madhavan, V. & Adibi-Sedeh, A.H., 2005. Understanding of Finite Element Analysis Results under the Framework of Oxley's Machining Model. *Machining Science and Technology*, 9(3), pp.345–368.
- Madhavan, V., Chandrasekar, S. & Farris, T.N., 2000. Machining as a Wedge Indentation. *Journal of Applied Mechanics*, 67(1), p.128.
- Marusich, T.D. & Ortiz, M., 1995. Modelling and simulation of high-speed machining. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 38(21), pp.3675–3694.
- Mary, N. et al., 2007. Finite-element and XRD methods for the determination of the residual surface stress field and the elastic–plastic behaviour of duplex steels.
- Matsumoto, Y., Hashimoto, F. & Lahoti, G., 1999. Surface Integrity Generated by Precision Hard Turning. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 48(1), pp.59–62.
- McClintock, F.A., 1968. A Criterion for Ductile Fracture by the Growth of Holes. *Journal of Applied Mechanics*, 35(2), p.363.
- Mecking, H., 1981. Strain hardening and dynamic recovery. *Acta Scripta Metallurgica conference*, pp.197–212.
- Miodownik, M.A., 2002. A review of microstructural computer models used to simulate grain growth and recrystallisation in aluminium alloys. *Journal of Light Metals*, 2(3), pp.125–135.
- Mondelin, A. et al., 2013. Modeling of surface dynamic recrystallisation during the finish turning of the 15-5PH steel. In *Procedia CIRP*. Elsevier B.V., pp. 311–315.
- Mondelin, A., 2012. *Modélisation de l'intégrité des surfaces usinées Application au cas du tournage finition de l'acier inoxydable 15-5PH*. Ecole Centrale de Lyon.
- Movahhedy, M., Gadala, M.S. & Altintas, Y., 2000. Simulation of the orthogonal metal cutting process using an arbitrary Lagrangian-Eulerian finite-element method. *Journal of Materials Processing Technology*, 103(2), pp.267–275.
- Muller, M. et al., 1995. Dislocation density and long range internal stresses in heavily cold worked Cu measured by X-ray line broadening. *Zeitschrift für Metallkunde*, 86(12),

- pp.827–831.
- Nakayama, K., Arai, M. & Kanda, T., 1988. Machining Characteristics of Hard Materials. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 37(1), pp.89–92.
- Nasr, M.N.A., Ng, E.G. & Elbestawi, M.A., 2007. Modelling the effects of tool-edge radius on residual stresses when orthogonal cutting AISI 316L. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 47(2), pp.401–411.
- Nes, E., 1997. Modelling of work hardening and stress saturation in FCC metals. *Progress in Materials Science*, 41(3), pp.129–193.
- Okushima, K. & Kakino, Y., 1971. The residual stresses produced by metal cutting. *Annals of the CIRP*, 10(1), pp.13–14.
- Olovsson, L., Nilsson, L. & Simonsson, K., 1999. An ALE formulation for the solution of two-dimensional metal cutting problems. *Computers & Structures*, 72(4), pp.497–507.
- Outeiro, J.C. et al., 2015. Evaluation of Present Numerical Models for Predicting Metal Cutting Performance And Residual Stresses. *Machining Science and Technology*, 19(2), pp.183–216.
- Outeiro, J.C. et al., 2015. Experimental and numerical assessment of subsurface plastic deformation induced by OFHC copper machining. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 64(1), pp.53–56.
- Outeiro, J.C., 2007. Influence of tool sharpness on the thermal and mechanical phenomena generated during machining operations. *International Journal of Machining and Machinability of Materials*, 2(3/4), p.413.
- Outeiro, J.C., Dias, A.M. & Jawahir, I.S., 2006. On the effects of residual stresses induced by coated and uncoated cutting tools with finite edge radii in turning operations. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 55(1), pp.111–116.
- Outeiro J.C., 2002, Application of recent metal cutting approaches to the study of machining residual stresses, *Ph-D Thesis in Science of Mechanical Engineering - Manufacturing technologies*, Faculty of Science and Technology of the University of Coimbra,
- Özel, T. & Altan, T., 2000. Process simulation using finite element method - prediction of cutting forces, tool stresses and temperatures in high-speed flat end milling. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 40(5), pp.713–738.
- Ozel, T., Hsu, T.-K. & Zeren, E., 2005. Effects of cutting edge geometry, workpiece hardness, feed rate and cutting speed on surface roughness and forces in finish turning of hardened AISI H13 steel. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 25(3–4), pp.262–269.
- Özel, T. & Zeren, E., 2005. Finite Element Method Simulation of Machining of AISI 1045 Steel With A Round Edge Cutting Tool. In *Proceedings of the eighth CIRP international workshop on modeling of machining operations*. Chemnitz, Germany, April 10–11, pp. 533–542.
- Poulachon, G. & Moisan, A.L., 2000. Hard Turning: Chip Formation Mechanisms and Metallurgical Aspects. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 122(3), p.406.
- Proudian, J., 2012. *Simulating Residual Stress in Machining; from Post Process Measurement to Pre-Process Predictions*. KTH Royal Institute of Technology.
- Raabe, D. et al., 2004. *Continuum Scale Simulation of Engineering Materials*,
- Raabe, D., 2000. Scaling Monte Carlo kinetics of the potts model using rate theory. *Acta Materialia*, 48(7), pp.1617–1628.
- Rakotomalala, R., Joyot, P. & Touratier, M., 1993. Arbitrary Lagrangian-Eulerian thermomechanical finite-element model of material cutting. *Communications in Numerical Methods in Engineering*, 9(12), pp.975–987.
- Ralston, K.D. & Birbilis, N., 2010. Effect of grain size on corrosion: A Review. *Corrosion*, 66(7), p.75005.

- Rice, J.R. & Tracey, D.M., 1969. On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields. *J. Mech. Phys. Solids*, 17, pp.201–217.
- Roberts, W., 1978. A Nucleation Criterion for Dynamic Recrystallization During Hot Working. *Acta Metallurgica*, 26, pp.801–813.
- Rotella, G. et al., 2013. Finite element modeling of microstructural changes in turning of AA7075-T651 Alloy. *Journal of Manufacturing Processes*, 15(1), pp.141–150.
- Salio, M., Berruti, T. & De Poli, G., 2006. Prediction of residual stress distribution after turning in turbine disks. *International Journal of Mechanical Sciences*, 48(9), pp.976–984.
- Salvatore, F., 2011. *Contribution à la modélisation analytique et à la simulation numérique de l'enlèvement de matière et de ses conséquences induites : cas de la coupe orthogonale*. ENISE - Ecole Nationale Supérieure des Mines Saint-Etienne.
- Sandström, R. & Lagneborg, R., 1974. A model for hot working occurring by recrystallization. *Scripta Metallurgica*, 8(11), pp.liv–lv.
- Sasahara, H., Obikawa, T. & Shirakashi, T., 2004. Prediction model of surface residual stress within a machined surface by combining two orthogonal plane models. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 44(7–8), pp.815–822.
- Shet, C. & Deng, X., 2003. Residual stresses and strains in orthogonal metal cutting. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 43(6), pp.573–587.
- Shih, A.J., 1995. Finite Element Simulation of Orthogonal Metal Cutting. *Journal of Engineering for Industry*, 117(1), p.84.
- Strenkowski, J.S. & Carroll, J.T., 1985. A Finite Element Model of Orthogonal Metal Cutting. *Journal of Engineering for Industry*, 107(4), p.349.
- Svoboda, A. et al., 2010. Simulation of metal cutting using a physically based plasticity model. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 18(7), p.75005.
- Tay, A.O. et al., 1976. A numerical method for calculating temperature distributions in machining, from force and shear angle measurements. *International Journal of Machine Tool Design and Research*, 16(4), pp.335–349.
- Tóth, L.S., Molinari, A. & Estrin, Y., 2002. Strain Hardening at Large Strains as Predicted by Dislocation Based Polycrystal Plasticity Model. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 124(1), p.71.
- Umbrello, D., 2011. Influence of material microstructure changes on surface integrity in hard machining of AISI 52100 steel. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 54(9–12), pp.887–898.
- Umbrello, D. & Filice, L., 2009. Improving surface integrity in orthogonal machining of hardened AISI 52100 steel by modeling white and dark layers formation. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 58(1), pp.73–76.
- Usui, E. & Shirakashi, T., 1982. Mechanics of Metal Machining-From “Descriptive” to “Predictive” Theory. *On the Art of Cutting Metals: A Tribute to FW Taylor, ASME PED*, 7.
- Valiorgue, F., 2008. *Simulation des processus de génération de contraintes résiduelles en tournage du 316L Nouvelle approche numérique et expérimentale*. Ecole Nationale Supérieure des Mines Saint-Etienne.
- Vignal, V. et al., 2006. A Mechanical–Electrochemical Approach for the Determination of Precursor Sites for Pitting Corrosion at the Microscale. *Journal of The Electrochemical Society*, 153(9), p.B352.
- Vignal, V. et al., 2002. Analogy between the effects of a mechanical and chemical perturbation on the conductivity of passive films. *Corrosion Science*, 44, pp.1477–1496.
- Vignal, V. & Kempf, D., 2007. Influence of Heterogeneous Plastic Strain Fields on the Corrosion Susceptibility of Duplex Stainless Steels at the Microscale. *Advances In Materials Science*, 7(11), pp.77–82.

- Williamson, G.K. & Smallmann, R.E., 1956. Dislocation densities in some annealed and cold-worked metals from measurements on the X-ray debye-scherrer spectrum. *Philosophical Magazine*, 1(1), pp.34–46.
- Woon, K.S. et al., 2008. Investigations of tool edge radius effect in micromachining: A FEM simulation approach. *Journal of Materials Processing Technology*, 195(1–3), pp.204–211.
- Wu, D. W. Matsumoto, Y., 1990. The Effect of Hardness on Residual Stresses in Orthogonal Machining of AISI 4340 Steel. *Journal of Engineering for Industry*, 112(3), pp.245–252.
- Yanagimoto, J. et al., 1998. Incremental Formulation for the Prediction of Flow Stress and Microstructural Change in Hot Forming. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 120(May 1998), pp.316–322.
- Yin, S. & Li, D.Y., 2005. Effects of prior cold work on corrosion and corrosive wear of copper in HNO<sub>3</sub> and NaCl solutions. *Materials Science and Engineering A*, 394(1–2), pp.266–276.
- Zerilli, F.J. & Armstrong, R.W., 1987. Dislocation-mechanics-based constitutive relations for material dynamics calculations. *Journal of Applied Physics*, 61(5), pp.1816–1825.
- Zhang, B. & Bagchi, A., 1994. Finite Element Simulation of Chip Formation and Comparison with Machining Experiment. *Journal of Engineering for Industry*, 116(3), p.289.
- Zhang, Y.C. et al., 2011. Chip formation in orthogonal cutting considering interface limiting shear stress and damage evolution based on fracture energy approach. *Finite Elements in Analysis and Design*, 47(7), pp.850–863.
- Zone-Chin Lin, S.-P. Lo, 1997. Ultra-precision orthogonal cutting simulation for oxygen-free high-conductivity copper. *Materials Processing Technology*, 65, pp.281–291.
- Zorev, N.N. & Shaw, M.C., 1966. *Metal cutting mechanics. (Voprosy mekhaniki protsessa rezaniia metallov)*., Pergamon Press.

# **Annexes**

## Annexe 1 : Calibration des paramètres de mesure des efforts

Avant de lancer les mesures, divers paramètres doivent être réglés. En effet, sachant que la vitesse maximale de coupe testée est de 120 m/min, le diamètre maximal de l'échantillon  $D_{max} = \varnothing 80$  mm, et l'effort de coupe maximal estimé  $F_{max} = 300$  N grâce à une étude ultérieure (Germain 2011), l'étendue de mesure de la chaîne  $EM$ , la résolution  $R$ , la fréquence fondamentale des signaux  $Freq_{signal}$ , la fréquence d'échantillonnage  $Freq_{ech}$ , et la taille de bloc  $TB$  ainsi que la résolution fréquentielle  $FFT$  peuvent être calculés comme suit :

- **Etendue de mesure de la chaîne :**

$$EM = \pm 2 \times F_{max} = \pm 600 \text{ N} \tag{Eq.A1.1}$$

Gain à régler :  $G = EM/10 = 60 \text{ N/V}$  Eq.A1.2

- **Résolution :**

$$16 \text{ bits} \rightarrow 2^{16} = 65536 \text{ niveaux} \tag{Eq.A1.3}$$

$$R = EM/65536 = 0.009 \text{ N} \tag{Eq.A1.4}$$

- **Fréquence fondamentale des signaux :**

$$Freq_{signal} = N_{broche}/60 = 7.957 \text{ tr/s} = 1.266 \text{ Hz} \tag{Eq.A1.5}$$

- **Fréquence d'échantillonnage :**

$$Freq_{ech} = n \times Freq_{signal} \tag{Eq.A1.6}$$

Pour  $F_{acq} = 1 \text{ kHz} \rightarrow 790$  échantillons

- **Taille de bloc :**

$$0.5 \times F_{acq} = 500 \tag{Eq.A1.7}$$

Choix  $TB = 512$  échantillons

- **Résolution fréquentielle d'une FFT :**

$$R_{FFT} = Freq_{ech}/TB \tag{Eq.A1.8}$$

$$R_{FFT} = 1000/512 = 1.953 \text{ Hz} \tag{Eq.A1.9}$$

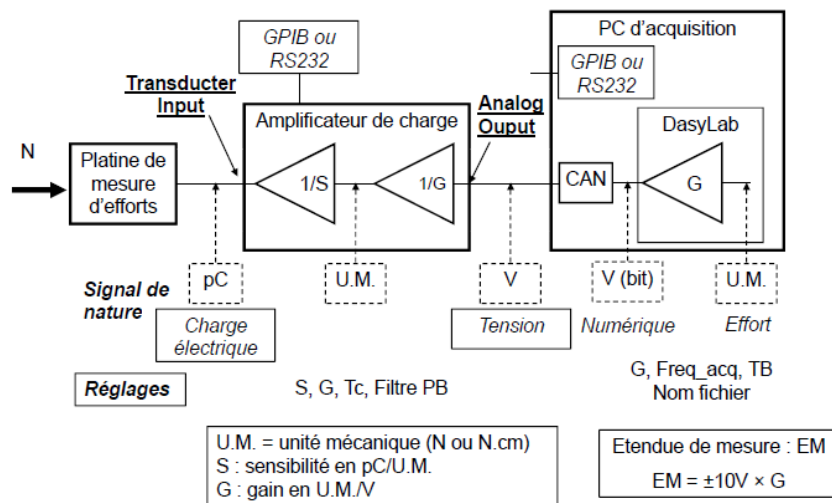


Figure 123. Synoptique du processus de mesure des efforts.

## Annexe 2 : Evaluation de l'erreur de mesure de la surface oxydée à partir des images numérisées

Pour l'évaluation des erreurs dues aux mesures sur les images numérisées, l'erreur due au traitement numérique de la luminosité et du contraste est considérée, ainsi que l'erreur due au positionnement de l'échantillon sous la caméra. La valeur de la première est donnée par la manipulation des paramètres de la script Matlab<sup>®</sup>, la seconde est évaluée grâce à une autre script sous Matlab<sup>®</sup> comparant le mouvement de points repères sur deux images issues de deux mesures successives comme expliqué dans l'exemple suivant :

4 points sont choisis dans l'image 1. Leur positionnement doit être facilement repérable grâce à sa couleur rouge foncé par rapport au reste de la surface. Chaque point repère correspond à un pixel (cf. Figure 124a) dont les coordonnées sont définies selon l'axe X et l'axe Y exprimées en nombre de pixels par rapport au coin haut gauche de l'image. Elles sont calculées grâce à un script sous Matlab<sup>®</sup>. (Exemple des coordonnées sur la Figure 124c : point 1 (26,75), point 2 (26,174), point 3 (27,231), point 4 (35,37)). Les mêmes 4 points sont identifiés dans l'image 2 (cf. Figure 124b) et leurs nouvelles coordonnées sont calculées par le script Matlab<sup>®</sup>. (Exemple des coordonnées sur la Figure 124d : point 1' (29,76), point 2' (30,176), point 3' (32,234), point 4' (37,38)). L'erreur maximale en nombre de pixels dans une direction donnée correspondra donc la différence maximale des coordonnées d'un point dans la direction considérée (dans cet exemple, selon la direction horizontale X au repère 4,  $\Delta x_{\max} = 32 - 27 = 5$  pixels, et selon la direction verticale Y au repère 3,  $\Delta y_{\max} = 234 - 231 = 3$  pixels). L'erreur sur le pourcentage de vert due au positionnement de l'échantillon est majorée comme suit : l'erreur de positionnement = pourcentage de vert dans l'image 2 – pourcentage de vert dans l'image 1 avec enlèvement de  $\Delta x_{\max}$  pixels selon la direction X et  $\Delta y_{\max}$  pixels selon la direction Y.

a) Image 1 :



b) Image 2 :



c) Traces des repères de l'image 1 :



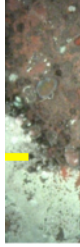

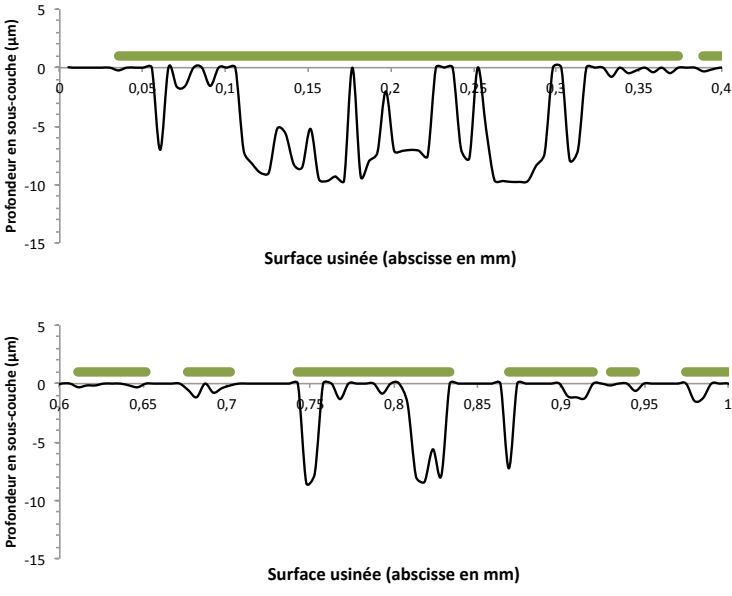


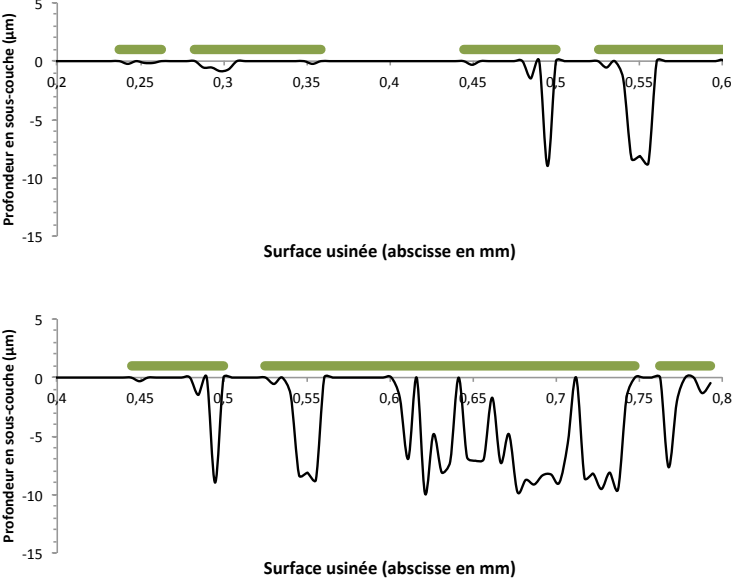

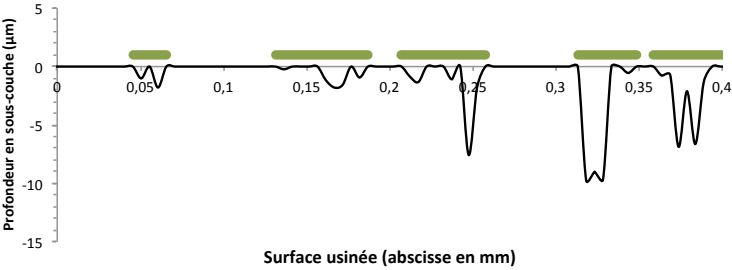
*d) Traces des repères de l'image 2 :*



**Figure 124.** Images générées par le script Matlab<sup>®</sup> pour l'évaluation de l'erreur de position.



### Annexe 3 : Profils des surfaces en dessous des tâches vertes

Conditions de coupe	Surface analysée	Profil en sous-couche	Observations
$\gamma = 30^\circ$ ; $\alpha = 5^\circ$ ; $h = 0.2 \text{ mm}$ ; $V_c = 90 \text{ m/min}$	  *Profil en jaune	 <p>Profondeur en sous-couche (<math>\mu\text{m}</math>)</p> <p>Surface usinée (abscisse en mm)</p> <p>Profondeur en sous-couche (<math>\mu\text{m}</math>)</p> <p>Surface usinée (abscisse en mm)</p>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Dissolution généralisée</li> <li>- Corrosion intergranulaire profonde</li> <li>- Dissolution superficielle peu profonde</li> </ul>
$\gamma = 30^\circ$ ; $\alpha = 5^\circ$ ; $h = 0.05 \text{ mm}$ ; $V_c = 90 \text{ m/min}$	 	 <p>Profondeur en sous-couche (<math>\mu\text{m}</math>)</p> <p>Surface usinée (abscisse en mm)</p> <p>Profondeur en sous-couche (<math>\mu\text{m}</math>)</p> <p>Surface usinée (abscisse en mm)</p>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Dissolution généralisée</li> <li>- Corrosion intergranulaire profonde</li> <li>- Dissolution superficielle peu profonde</li> </ul>
$\gamma = 30^\circ$ ; $\alpha = 10^\circ$ ; $h = 0.2 \text{ mm}$ ; $V_c = 90 \text{ m/min}$		 <p>Profondeur en sous-couche (<math>\mu\text{m}</math>)</p> <p>Surface usinée (abscisse en mm)</p>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Corrosion intergranulaire profonde</li> <li>- Dissolution superficielle peu profonde</li> </ul>


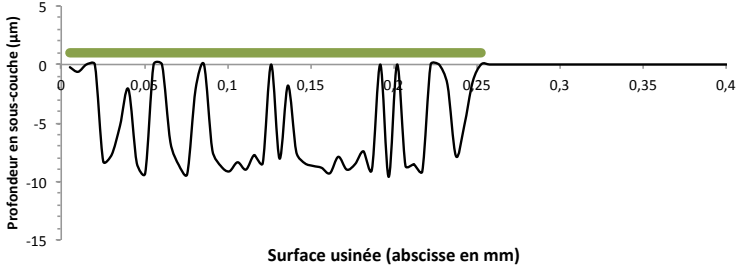

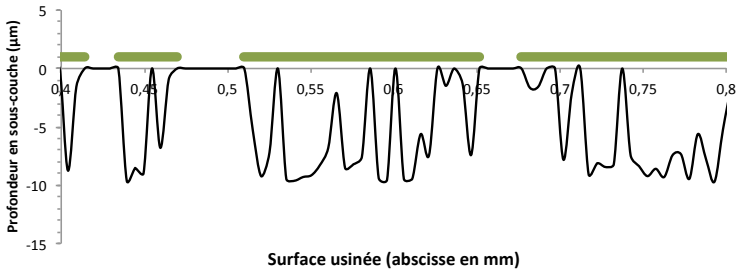

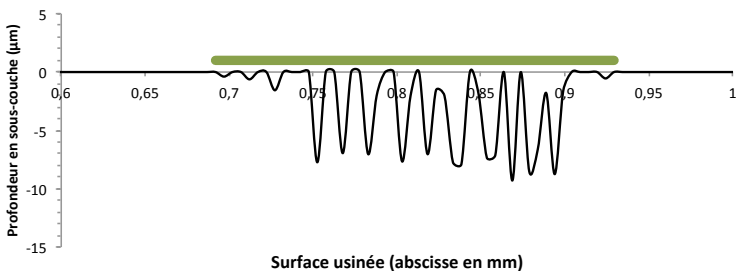
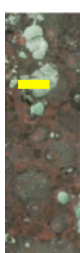
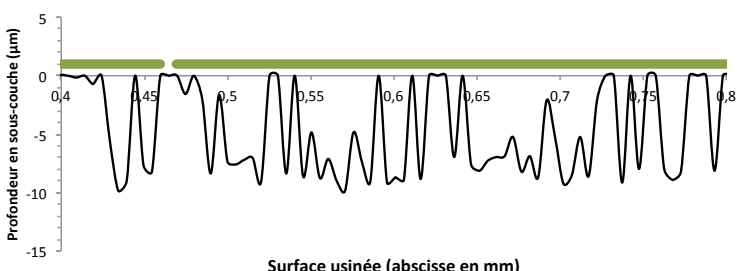
<p><math>\gamma = 30^\circ; \alpha = 10^\circ; h = 0.05 \text{ mm}; V_c = 90 \text{ m/min}</math></p>		 <p>Profondeur en sous-couche (<math>\mu\text{m}</math>)</p> <p>Surface usinée (abscisse en mm)</p>	<p>- Dissolution généralisée</p> <p>- Corrosion intergranulaire profonde</p>
<p><math>\gamma = 20^\circ; \alpha = 5^\circ; h = 0.2 \text{ mm}; V_c = 90 \text{ m/min}</math></p>		 <p>Profondeur en sous-couche (<math>\mu\text{m}</math>)</p> <p>Surface usinée (abscisse en mm)</p>	<p>- Dissolution généralisée</p> <p>Corrosion intergranulaire profonde</p>
<p><math>\gamma = 20^\circ; \alpha = 5^\circ; h = 0.05 \text{ mm}; V_c = 90 \text{ m/min}</math></p>		 <p>Profondeur en sous-couche (<math>\mu\text{m}</math>)</p> <p>Surface usinée (abscisse en mm)</p>	<p>- Corrosion intergranulaire profonde</p>
<p><math>\gamma = 20^\circ; \alpha = 10^\circ; h = 0.2 \text{ mm}; V_c = 90 \text{ m/min}</math></p>		 <p>Profondeur en sous-couche (<math>\mu\text{m}</math>)</p> <p>Surface usinée (abscisse en mm)</p>	<p>- Dissolution généralisée</p>

Table 27. Profils sous les zones vertes des surfaces usinées en rabotage.

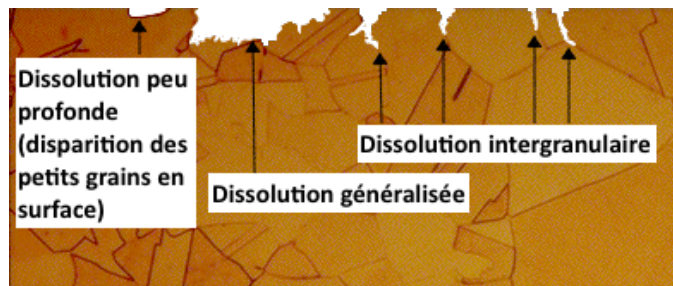


Figure 125. Schéma explicatif des observations.

## Annexe 4 : Structure de la subroutine VUMAT

Comme le comportement du cuivre Cu-c2 doit être défini en termes de plasticité, endommagement et changements microstructuraux, l'utilisation d'une subroutine VUMAT s'avère incontournable. En effet, le script intervient sur deux niveaux : la mise à jour des tenseurs de déformations et contraintes ainsi que les énergies pour chaque élément, et le calcul des variables de sortie personnalisées : la déformation plastique  $\varepsilon_p$ , la vitesse de déformation plastique  $\dot{\varepsilon}_p$ , la contrainte d'écoulement  $\sigma_y$  calculée à partir de la loi constitutive créée, la densité de dislocations  $\rho_{tot}$ , la taille des grains  $d$  et la microdureté  $HV$ .

### A4.1 Résolution de la partie thermomécanique

Considérons le cas de la déformation plane du matériau Cu-c2 élasto-plastique isotrope dont le comportement plastique est géré par la loi de plasticité. Les hypothèses de base et les définitions du modèle sont comme suit :

L'élasticité du matériau est décrite par l'équation suivante :

$$\sigma_{ij} = \lambda \delta_{ij} \varepsilon_{kk}^{el} + 2\mu \varepsilon_{ij}^{el} - \alpha \delta_{ij} \theta \quad \text{Eq.A4.1}$$

avec les constantes  $\lambda$  et  $\mu$  les coefficients de Lamé,  $\alpha$  coefficient de diffusion thermique, et les variables  $\sigma_{ij}$  composante (i,j) du tenseur des contraintes et  $\varepsilon_{ij}$  composante (i,j) du tenseur des déformations élastiques.  $\theta$  est la température. Or, dans la forme corotationnelle de la vitesse (de Jaumann) on obtient :

$$\dot{\sigma}_{ij}^J = \lambda \delta_{ij} \dot{\varepsilon}_{kk}^{el} + 2\mu \dot{\varepsilon}_{ij}^{el} - \alpha \delta_{ij} \dot{\theta} \quad \text{Eq.A4.2}$$

d'où l'intégration de l'équation de la vitesse de Jaumann donne :

$$\Delta \sigma_{ij}^J = \lambda \delta_{ij} \Delta \varepsilon_{kk}^{el} + 2\mu \Delta \varepsilon_{ij}^{el} - \alpha \delta_{ij} \Delta \theta \quad \text{Eq.A4.3}$$

Pour la plasticité, la contrainte d'écoulement  $\sigma_y$  doit vérifier :

$$\sigma_{eq} - \sigma_y = 0 \quad \text{Eq.A4.4}$$

Dans notre cas, la contrainte équivalente est celle de von Mises calculée comme suit :

$$\sigma_{eq} = \sqrt{\frac{3}{2} \text{tr}(S \cdot S)} \quad \text{Eq.A4.5}$$

Dans l'Eq.A.4.6,  $S$  correspond au tenseur déviateur des contraintes.

$$S_{ij} = \sigma_{ij} - \frac{1}{3} \delta_{ij} \sigma_{kk} \quad \text{Eq.A4.6}$$

La contrainte hydrostatique moyenne est donnée par :

$$\sigma_H = \frac{1}{3} \text{tr}(\sigma) = \frac{1}{3} \sigma_{kk} \quad \text{Eq.A4.7}$$

La vitesse de déformation plastique équivalente est :

$$\dot{\bar{\epsilon}}^{pl} = \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\epsilon}_{ij}^{pl} \dot{\epsilon}_{ij}^{pl}} \quad \text{Eq.A4.8}$$

d'où l'intégration de l'équation Eq.A.4.9 donne l'incrément de déformation plastique équivalente  $\Delta \bar{\epsilon}^{pl}$  :

$$\Delta \bar{\epsilon}^{pl} = \sqrt{\frac{2}{3} \Delta \epsilon_{ij}^{pl} \Delta \epsilon_{ij}^{pl}} \quad \text{Eq.A4.9}$$

Pour l'intégration, on calcule la contrainte équivalente de von Mises basée sur un comportement purement élastique (prédicteur élastique) :

$$\sigma_{eq}^{pr} = \sqrt{\frac{3}{2} S_{ij}^{pr} \epsilon_{ij}^{pr}} \quad \text{Eq.A4.10}$$

$$S_{eq}^{pr} = S_{ij}^0 + 2\mu \Delta \epsilon_{ij} \quad \text{Eq.A4.11}$$

Si le prédicteur élastique est plus grand que la contrainte d'écoulement, un écoulement plastique a lieu. La méthode explicite est utilisée pour intégrer les équations. Après quelques manipulations, le problème est réduit à une équation en termes d'incrément de déformation plastique :

$$\sigma_{eq}^{pr} - (3\mu + h) \Delta \bar{\epsilon}^{pl} = \sigma_y(\bar{\epsilon}^{pl}) \quad \text{Eq.A4.12}$$

Avec  $h$  l'érouissage plastique au début de l'incrément, l'incrément de déformation plastique s'écrit donc :

$$\Delta \bar{\epsilon}^{pl} = \frac{\sigma_{eq}^{pr} - \sigma_y}{3\mu + h} \quad \text{Eq.A4.13}$$

$$h = \frac{d\sigma_y}{d\bar{\epsilon}^{pl}} \quad \text{Eq.A4.14}$$

La matrice Jacobéenne n'est pas requise.

### A4.2 Résolution de la partie microstructurale

La résolution commence par le calcul de la vitesse de glissement  $\dot{\gamma}_r$  à partir de l'équation Eq. IV.21. Elle est donc donnée par :

$$\dot{\gamma}_r = \frac{\Delta\gamma_r}{\Delta t} = M \frac{\Delta\varepsilon}{\Delta t} \quad \text{Eq.A4.15}$$

La variation de la fraction volumique  $f_v$  des joints d'une cellule par incrément est calculée à partir de l'équation Eq. IV.16.

Connaissant  $f_v$  et  $\dot{\gamma}_r$ , on peut résoudre les équations différentielles Eq. IV.14 et Eq. IV.15 avec la méthode explicite. Si on simplifie la notation de ces deux équations en laissant les inconnues  $\rho_c$  et  $\rho_w$  et en remplaçant les variables connues par les notations A, B, C, D, F et E, on obtient le système d'équations suivant :

$$\dot{\rho}_c = A\sqrt{\rho_w} - B - C\rho_c \quad \text{Eq.A4.16}$$

$$\dot{\rho}_w = D + E\sqrt{\rho_w} - F\rho_w \quad \text{Eq.A4.17}$$

Dans la formulation explicite d'Euler, une fonction  $\dot{y}(t)$  est approximée à :

$$\dot{y}(t_{n+1}) = \frac{y(t_{n+1}) - y(t_n)}{\Delta t} \quad \text{Eq.A4.18}$$

avec  $t_n$  le temps à l'incrément  $N^{\circ}n$  et  $t_{n+1}$  le temps à l'incrément  $N^{\circ}n+1$ , avec  $\Delta t = t_{n+1} - t_n$ . Appliquant la même méthode sur le système des équations Eq.A4.16 et Eq.A4.17 deviennent :

$$\frac{\rho_c(t_{n+1}) - \rho_c(t_n)}{\Delta t} = A\sqrt{\rho_w(t_n)} - B - C\rho_c(t_n) \quad \text{Eq.A4.19}$$

$$\frac{\rho_w(t_{n+1}) - \rho_w(t_n)}{\Delta t} = D + E\sqrt{\rho_w(t_n)} - F\rho_w(t_n) \quad \text{Eq.A4.20}$$

Par la suite, les valeurs de la densité de dislocation totale  $\rho_{tot}$  et la taille des grains  $d$  sont déduites en appliquant les équations Eq. IV.20 et Eq. IV.17 respectivement.

Cette méthode nécessite une initialisation pour l'incrément  $n = 0$ . Donc,  $\rho_c(t_0)$  et  $\rho_w(t_0)$  sont initialisées à  $\rho_{c0}$  et  $\rho_{w0}$  respectivement.

### A4.3 Schéma global de résolution numérique

Les résolutions thermomécanique et microstructurale peuvent être résumées dans le schéma de la structure de la subroutine VUMAT décrit dans la Figure 126. On peut remarquer que le

calcul concerne uniquement les variables de sortie personnalisées. En effet, pour les autres sorties comme les températures et les efforts, ils sont calculés automatiquement sur ABAQUS™.

Il est à noter que les températures à l'instant  $t_n$  sont utilisées comme variables d'entrée dans le programme. Le calcul élément par élément signifie que à chaque boucle correspondant à un instant  $t_n$ , le programme s'applique sur chaque élément  $k$  du maillage de la pièce.

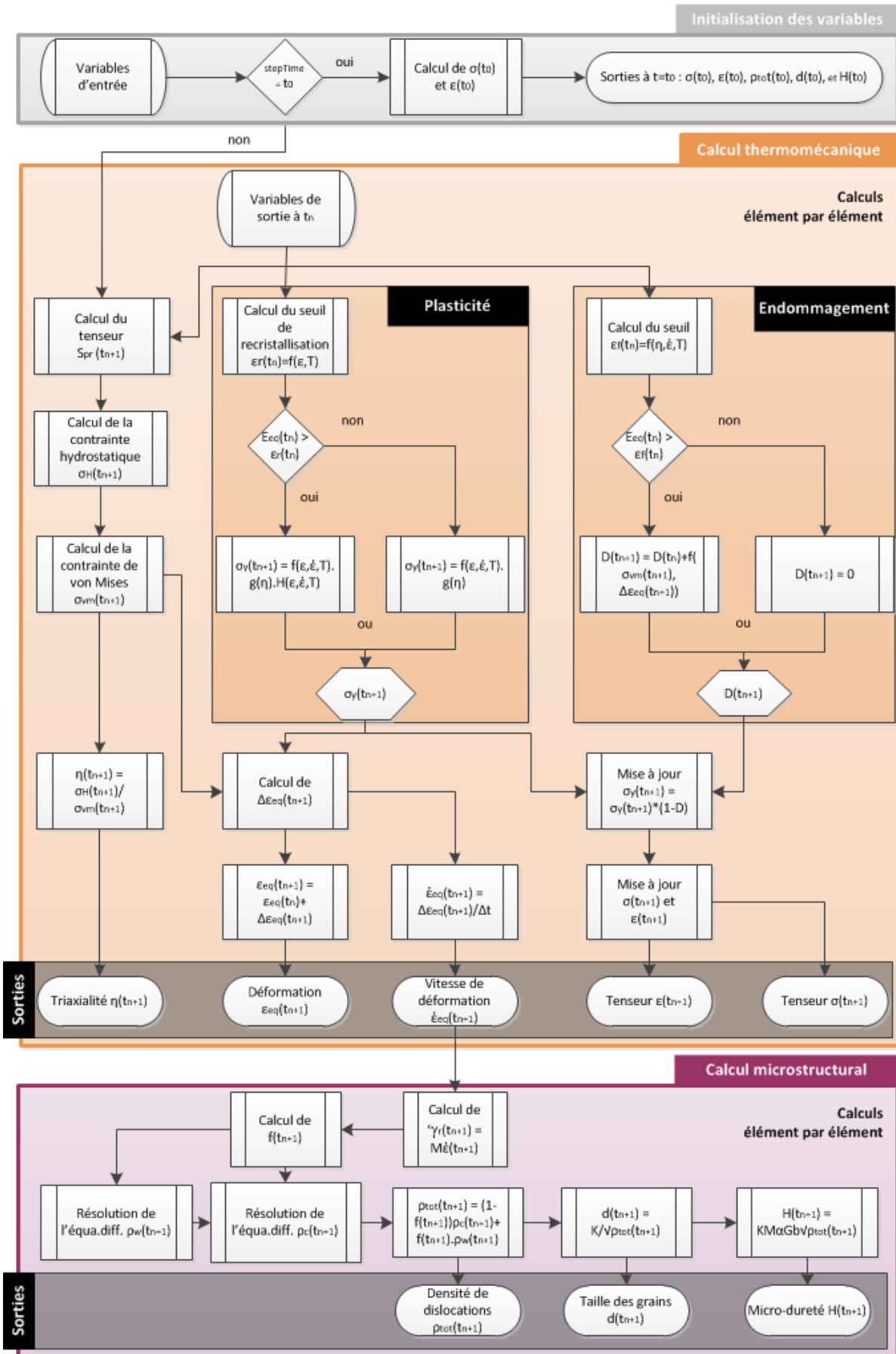


Figure 126. Structure de la subroutine : schéma de résolution numérique.

## Annexe 5 : Structure de la subroutine UMAT

La démarche de résolution est semblable à la démarche décrite dans l'Annexe N°4 sauf que l'équation Eq.A4.12 est résolue avec la méthode de Newton. Elle devient :

$$\sigma_{eq}^{pr} - 3\mu\Delta\bar{\varepsilon}^{pl} = \sigma_y(\bar{\varepsilon}^{pl}) \quad \text{Eq.A5.1}$$

Ensuite, par conséquent, une mise à jour du tenseur des contraintes  $\sigma_{ij}$  s'impose, ainsi que le tenseur de la déformation plastique  $\varepsilon_{ij}$  tels que :

$$\sigma_{ij} = \eta_{ij}\sigma_y + \frac{1}{3}\delta_{ij}\sigma_{kk}^{pr} \quad \text{Eq.A5.2}$$

$$\Delta\varepsilon_{ij}^{pl} = \frac{3}{2}\eta_{ij}\Delta\bar{\varepsilon}^{pl} \quad \text{Eq.A5.3}$$

De plus, la matrice Jacobéenne doit être calculée par la subroutine UMAT comme suit,

$$C = \frac{1}{J} \frac{\partial\Delta(J\sigma)}{\partial\Delta\varepsilon} \quad \text{Eq.A5.4}$$

avec  $J$  le déterminant du gradient du tenseur des déformations.



# Liste des communications et publications relatives à la thèse

## Nationales

- \* JDD CEA – Dijon (03/10/2013) : présentation orale.
- \* Manufacturing 21 – Angers (09/10/2013) : présentation orale.
- \* JDD SMI – Paris (16/01/2014) : présentation orale.
- \* JDD CEA – Dijon (16/10/2014) : présentation orale.
- \* JDD SMI – Paris (18/06/2015) : poster.

## Internationales

- 2<sup>nd</sup> CIRP CSI – Nottingham (29/05/2014) : présentation orale avec acte de conférence.
- CIRP Winter Meeting – Paris (18/02/2016) : présentation orale.
- 7<sup>th</sup> CIRP HPC – Chemnitz (01/06/2016) : présentation orale avec acte de conférence.

## Actes de conférences publiés

- Denguir L., Outeiro J., Fromentin G., Vignal V., Besnard R., 2014, “Influence of cutting process mechanics on surface integrity and electrochemical behavior of OFHC Copper”, *Procedia CIRP*, vol 13, pp.186-191.
- Denguir L., Outeiro J., Fromentin G., Vignal V., Besnard R., 2016, “Orthogonal cutting simulation of OFHC copper using a new constitutive model considering the state of stress and the microstructure effects”, *Procedia CIRP*, vol 45.

## Article publié

- Outeiro J., Campocasso S., Denguir L., Fromentin G., Vignal V., Poulachon G., 2015, “Experimental and numerical assessment of subsurface plastic deformation induced by OFHC copper machining”, *CIRP Annals-Manufacturing Technology*, vol 64, pp.53-56.

## Liste des Figures

Figure 1. Démarche globale du projet. ....	16
Figure 2. Différentes configurations en tournage ((a) chariotage (b) dressage) et en coupe orthogonale ((c) coupe orthogonale sur disque (d) coupe orthogonale sur tube (e) rabotage) et représentation des efforts associés. ....	21
Figure 3. Géométrie de coupe (coupe orthogonale). ....	22
Figure 4. Intégrité de surface dans les différents domaines d'application. ....	23
Figure 5. Rugosités arithmétiques $R_a$ typiques des surfaces obtenues par les différents procédés d'usinage (Davim 2010). ....	24
Figure 6. Observation des sous-couches de Cu-c2 induites par le tournage sous différentes conditions de coupe : (1) $V_c = 138$ m/min, $a_p = 0.05$ mm, $f = 0.05$ mm/tr avec lubrification (2) $V_c = 138$ m/min, $a_p = 0.3$ mm, $f = 0.2$ mm/tr sans lubrification (3) $V_c = 86$ m/min, $a_p = 0.3$ mm, $f = 0.2$ mm/tr avec lubrification (4) $V_c = 86$ m/min, $a_p = 0.05$ mm, $f = 0.05$ mm/tr sans lubrification (Gravier 2009). ....	27
Figure 7. Microstructure du Cu-c2 simulée au cours d'un processus thermomécanique à vitesse de déformation $2 \times 10^{-3} s^{-1}$ et température de $775^\circ K$ . Les déformations sont : (a) 0.25 ; (b) 0.35 ; (c) 0.5 ; (d) 0.7 respectivement. La taille initiale du grain étant $83 \mu m$ . (Ding et Guo 2001). ....	28
Figure 8. (a) Volume différentiel avec les axes des contraintes principales. (b) Angle de Lode dans le plan $\pi$ , le cercle rouge représente la contrainte équivalente de von Mises, l'hexagone vert celle de Tresca, et la ligne en pointillés celle de Bai-Wierzbicki. (c) Schéma représentatif de l'état de contrainte arbitraire dans l'espace des trois contraintes principales (Bai et Wierzbicki 2008). ....	35
Figure 9. Géométrie de la structure de la cellule (Tóth et al. 2002). ....	37
Figure 10. Comparaison de la discrétisation produite par la méthode Lagrangienne (gauche) et la méthode ALE (droite) (Iurea 2014). ....	46
Figure 11. Schémas explicatifs des formulations Lagrangienne, Eulérienne et ALE (Proudian 2012). ....	46
Figure 12. Maillage utilisé dans les simulations Lagrangiennes de coupe (Mabrouki & Rigal 2006). ....	48
Figure 13. Simulation EF pour la formulation ALE avec (a) des conditions aux limites Eulériennes et Lagrangienne (b) des conditions aux limites purement Lagrangiennes (Arrazola et Özel 2010). ....	49
Figure 14. Principe de la corrosion galvanique. ....	51
Figure 15. Corrosion par piqûre : réactions anodique et cathodique. ....	52
Figure 16. Principe de la corrosion sous contrainte. ....	53
Figure 17. Courbe de polarisation (Denguir et al. 2014). ....	53
Figure 18. Courbes de polarisation locales obtenues à vitesse de balayage $16.6 mV.s^{-1}$ sur (a) des spécimens à matrice $AlCu_4Mg_1$ (b) des spécimens à matrice et précipité $Al_2Cu$ (Krawiec et al. 2009). ....	54
Figure 19. Courbes de polarisation potentiodynamique déterminées sur les surfaces usinées dans $1 M NaClO_4$ à $1 mV.s^{-1}$ pour (copper 1) une profondeur de passe en chariotage $a_p = 0.05$ mm avec lubrification (copper 2) $a_p = 0.3$ mm sans lubrification (copper 3) $a_p = 0.3$ mm avec lubrification (Bissey-Breton et al. 2007). ....	55
Figure 20. Configuration d'usinage en coupe conventionnelle : tournage en dressage d'un disque. ....	60
Figure 21. Géométrie de coupe en dressage (Denguir et al. 2014). ....	61

Figure 22. Critères contraignant le choix des conditions d'usinage en tournage : a) Condition sur l'épaisseur coupée $h$ b) Condition sur la profondeur de passe $a_p$ c) Condition sur la rugosité à hauteur maximale de profil $R_t$ d) Condition sur l'avance $f$ .....	62
Figure 23. Traitement de l'image de la section du copeau par la script Matlab® .....	65
Figure 24. Dispositif expérimental pour les essais de rabotage. ....	66
Figure 25. Exemple d'évaluation des déformations sur un doublet d'images par CorreliQ4® .....	66
Figure 26. (a) Interface du logiciel d'acquisition Veeco® (b) l'interféromètre optique Wyko® .....	67
Figure 27. Diffractomètre (a) vue globale (b) vue du berceau d'Euler.....	67
Figure 28. Méthode de mesure du profil d'évolution de la taille des grains.....	71
Figure 29. (a) Empreinte de l'indenteur sur la face latérale de l'échantillon en cuivre Cu-c2 (b) Schéma de principe de l'essai de dureté Vickers. ....	72
Figure 30. Structure d'une courbe de polarisation. ....	73
Figure 31. Disposition de l'échantillon, du microcapillaire et des électrodes. ....	74
Figure 32. Vue d'ensemble du dispositif expérimental pour les essais d'électrochimie locale à la microcellule.....	74
Figure 33. Position du microcapillaire lors des mesures sur les surfaces dressées. ....	75
Figure 34. Dispositif expérimental.....	75
Figure 35. Images de la surface de l'échantillon (a) obtenu en rabotage avant retouches (b) après retouches (c) obtenu en dressage avant retouches (d) après retouches. ....	76
Figure 36. (a) Image convertie en 256 couleurs (b) Isolation des taches vertes. ....	77
Figure 37. Isolation des taches vertes sur les surfaces disques. ....	77
Figure 38. Evaluation du volume de cuivre attaqué par $\text{mm}^2$ couvert d'atacamite.....	78
Figure 39. Efforts mesurés en dressage à : (a) $V_c = 90$ m/min ; (b) $V_c = 120$ m/min. ....	82
Figure 40. Morphologie des copeaux obtenus à $V_c = 90$ m/min pour : (a) $f = 0.1$ mm/tr ; (b) $f = 0.2$ mm/tr. ....	83
Figure 41. Rapport de compression du copeau en dressage à $V_c = 90$ m/min. ....	84
Figure 42. (a) directions de mesure de la rugosité $R_a$ ; (b) valeurs de $R_a$ des surfaces dressées à $V_c = 90$ m/min (dans la direction radiale, $R_{a\_rad}$ , et dans la direction circonférentielle, $R_{a\_cir}$ ).....	84
Figure 43. Topographie des surfaces obtenues par dressage à $V_c = 90$ m/min et différentes avances : (a) $f = 0.07$ mm/tr ; (b) $f = 0.1$ mm/tr ; (c) $f = 0.15$ mm/tr ; (d) $f = 0.2$ mm/tr.....	85
Figure 44. Contraintes résiduelles mesurées aux surfaces dressées à $V_c = 90$ m/min, $a_p = 0.5$ mm.....	86
Figure 45. Contraintes résiduelles mesurées en sous-couche des surfaces dressées à $V_c = 90$ m/min, $a_p = 0.5$ mm et (a) $f = 0.1$ mm/tr (b) $f = 0.2$ mm/tr.....	86
Figure 46. Courbes de polarisation pour les surfaces dressées sous les conditions de coupe.....	87
Figure 47. Courbes de polarisation pour les surfaces dressées sous les conditions de coupe (a) $f = 0.1$ mm/tr, $a_p = 0.5$ mm et $V_c = 90$ et $120$ m/min (b) $f = 0.2$ mm/tr, $a_p = 0.5$ mm et $V_c = 90$ et $120$ m/min. ....	88
Figure 48. Courbes de polarisation pour les surfaces dressées sous les conditions de coupe $V_c = 90$ m/min $a_p = 0.5$ mm. ....	88
Figure 49. Evolution de la corrosion sous atmosphère saline des surfaces obtenues par dressage.....	89
Figure 50. Efforts (a) de coupe $F_c$ et (b) de pénétration $F_t$ en rabotage pour $\alpha = 5^\circ$ .....	90
Figure 51. Efforts (a) de coupe $F_c$ et (b) de pénétration $F_t$ en rabotage pour $\alpha = 10^\circ$ .....	91
Figure 52. Rapport de compression du copeau pour : (a) $\alpha = 5^\circ$ ; (b) $\alpha = 10^\circ$ .....	91

Figure 53. Rugosité arithmétique linéique moyenne des surfaces obtenues en coupe orthogonale à $V_c = 90$ m/min. ....	92
Figure 54. Rugosité arithmétique linéique moyenne des surfaces obtenues en coupe orthogonale à $V_c = 120$ m/min. ....	92
Figure 55. (a) Repère pour la mesure des contraintes résiduelles par diffraction des rayons-X ; (b) Contraintes résiduelles en surface pour l'échantillon usiné avec les conditions de coupe $\gamma = 20^\circ$ , $\alpha = 5^\circ$ , $h = 0.05$ mm et $V_c = 120$ m/min ; (c) Comparaison des contraintes résiduelle longitudinales ( $\sigma_y$ ) pour 2 conditions de coupe. ....	93
Figure 56. Contraintes résiduelles en surfaces des échantillons obtenus par rabotage à $h = 0.05$ mm. ....	94
Figure 57. Contraintes résiduelles en surfaces des échantillons obtenus par rabotage à $h = 0.2$ mm. ....	94
Figure 58. Contraintes résiduelles en sous-couches induites par la coupe orthogonale. ....	95
Figure 59. Contrainte maximale en sous-couche induite par la coupe orthogonale. ....	95
Figure 60. Couche affectée selon les conditions de coupe testées et profondeur correspondant à la contrainte résiduelle maximale. ....	96
Figure 61. Schéma explicatif de la position de la surface latérale par rapport au plan de prise des images avant et après usinage. ....	96
Figure 62. Distribution de la déformation plastique équivalente déterminé par la DIC, pour les conditions de coupe : (a) $\gamma = 30^\circ$ , $\alpha = 10^\circ$ , $h = 0.05$ mm et $V_c = 90$ m/min ; (b) $\gamma = 30^\circ$ , $\alpha = 10^\circ$ , $h = 0.2$ mm et $V_c = 90$ m/min. ....	97
Figure 63. Profils des déformations plastiques équivalentes en profondeur déterminés par la DIC, pour les conditions de coupe : (a) $\alpha = 5^\circ$ et $V_c = 90$ m/min ; (b) $\alpha = 5^\circ$ et $V_c = 120$ m/min ; (c) $\alpha = 10^\circ$ et $V_c = 90$ m/min ; (d) $\alpha = 10^\circ$ et $V_c = 120$ m/min. ....	97
Figure 64. Couche plastifiée déterminée par DIC pour les échantillons obtenus en rabotage à $V_c = 90$ m/min. ....	98
Figure 65. Couche plastifiée déterminée par DIC pour les échantillons obtenus en rabotage à $V_c = 120$ m/min. ....	98
Figure 66. Largeur intégrale du pic de diffraction des rayons-X en sous-couches pour les échantillons de la coupe orthogonale. ....	99
Figure 67. Comparaison des résultats des épaisseurs normalisées des couches plastifiées à partir des largeurs des pics des diffractions des rayons-X et de la DIC. ....	100
Figure 68. Densité de dislocations en sous-couches des surfaces obtenues par coupe orthogonale. ....	101
Figure 69. Tailles des grains en sous-couche mesurées par micrographie après polissage électrolytique. ....	102
Figure 70. Images EBSD de la section transversale des échantillons obtenus avec $\gamma = 30^\circ$ , $\alpha = 10^\circ$ et $V_c = 90$ m/min : (a) $h = 0.05$ mm ; (b) $h = 0.2$ mm. ....	102
Figure 71. Microdureté HV (25 g) en sous-couches pour les échantillons de la coupe orthogonale. ....	103
Figure 72. Courbes de polarisation pour les surfaces obtenues par rabotage sous les conditions de coupe (a) $h = 0.05$ mm, $\gamma = 20^\circ$ , $\alpha = 5^\circ$ (b) $h = 0.2$ mm, $\gamma = 20^\circ$ , $\alpha = 5^\circ$ (c) $h = 0.05$ mm, $\gamma = 20^\circ$ , $\alpha = 10^\circ$ . ....	104
Figure 73. Courbes de polarisation pour les surfaces obtenues par rabotage à $V_c = 90$ m/min. ....	105
Figure 74. Evolution de la corrosion sous atmosphère saline des surfaces obtenues par rabotage à $V_c = 90$ m/min. ....	107
Figure 75. Influence de l'épaisseur coupée sur l'évolution de la corrosion sous atmosphère saline des surfaces obtenues par rabotage. ....	107
Figure 76. Disparition d'une zone verte due à l'écaillage. ....	108

Figure 77. Profondeur en sous-couche du cuivre dégradé pour les conditions testées. ....	109
Figure 78. Profondeur moyenne des surfaces dégradées en dessous des zones vertes. ....	110
Figure 79. Pourcentage oxydé des surfaces usinées à la fin du test de vieillissement sous brouillard salin. ....	110
Figure 80. Profils sous les zones vertes des surfaces usinées en rabotage pour $\gamma = 30^\circ$ , $\alpha = 5^\circ$ , $h = 0.2$ mm et $V_c = 90$ m/min. ....	110
Figure 81. Modèle de dégradation des surfaces en cuivre (Gravier 2009). ....	111
Figure 82. Schéma de la méthodologie d'identification des paramètres de la loi de plasticité. ....	117
Figure 83. Montage du test BING. ....	119
Figure 84. Essai de traction mono-axiale (a) géométrie de l'éprouvette ; (b) éprouvette en cuivre Cu-c2 (c) montage de la manipulation. ....	120
Figure 85. (a) Montage de l'essai de compression sur la machine Gleeble <sup>TM</sup> modèle 3500 ; (b) Schéma du montage. ....	120
Figure 86. Principe de l'essai de compression aux barres d'Hopkinson. ....	121
Figure 87. (a) Eprouvettes plates à double-entailles ; (b) Dispositif expérimental utilisé. ....	122
Figure 88. Courbe de traction uni-axiale : contrainte en fonction de la déformation à une vitesse de 5 mm/min. ....	122
Figure 89. Courbes de compression à basses vitesses (a) $0.1$ s <sup>-1</sup> (b) $1$ s <sup>-1</sup> . ....	123
Figure 90. Courbes de compression à hautes vitesses par les barres d'Hopkinson. ....	124
Figure 91. Démarche de calibration des coefficients identifiés. ....	124
Figure 92. Courbes de traction sur les éprouvettes à doubles entailles. ....	125
Figure 93. Démarche de calibration du coefficient $c_{\eta}$ . ....	125
Figure 94. Réponse typique de la contrainte en fonction de la déformation des métaux. ....	127
Figure 95. Montage de la manipulation de frottement faite en collaboration avec l'ENISE. ....	131
Figure 96. Géométrie du contact pièce/pion lors d'un essai de frottement : (a) frottement du pion sur la surface ; (b) vue en perspective de la partie de la tête du pion engagée dans la matière ; (c) géométrie de la trace de la matière frottée sur la tête du pion dans le plan XY et (d) dans le plan ZY (Klinkova et al. 2011). ....	131
Figure 97. Coefficient de frottement adhésif en fonction de la vitesse de glissement. ....	133
Figure 98. Le maillage pour la condition de coupe $\gamma = 20^\circ$ $\alpha = 5^\circ$ $h = 0.2$ mm. ....	134
Figure 99. Conditions aux limites. ....	135
Figure 100. Conditions aux limites pour le calcul des contraintes résiduelles. ....	138
Figure 101. Epaisseur du copeau $h_1$ pour $\alpha = 5^\circ$ , $\gamma = 20^\circ$ , $h = 0.2$ mm et $V_c = 90$ m/min, obtenue par : (a) une image prise par la caméra rapide LaVision <sup>®</sup> ; (b) une simulation numérique sur ABAQUS <sup>TM</sup> . ....	139
Figure 102. Sections des copeaux obtenues pour les conditions de coupe (a) $\alpha = 5^\circ$ , $\gamma = 30^\circ$ , $h = 0.2$ mm et $V_c = 90$ m/min ; (b) $\alpha = 10^\circ$ , $\gamma = 20^\circ$ , $h = 0.2$ mm et $V_c = 90$ m/min. ....	139
Figure 103. Comparaison des CCR expérimentaux et simulés pour $V_c = 90$ m/min. ....	139
Figure 104. Comparaison des efforts de coupe expérimentaux et simulés pour : (a) $V_c = 90$ m/min ; et (b) $V_c = 120$ m/min. ....	140
Figure 105. Comparaison des contraintes résiduelles expérimentales et simulées avec $\sigma_x$ la contrainte mesurée dans la direction de coupe et $\sigma_z$ la contrainte mesurée dans la direction parallèle à l'arête de coupe. ....	142
Figure 106. Comparaison des microduretés mesurées expérimentalement et simulées. ....	143
Figure 107. Comparaison des tailles des grains mesurées expérimentalement et simulées avec les micrographies en surface (à gauche 1 <sup>ère</sup> mesure avec grandissement $\times 50$ ) et en sous-couche (à droite dernière mesure avec grandissement $\times 20$ ). ....	144
Figure 108. Comparaison des densités de dislocations expérimentales et simulées. ....	145

Figure 110. Coefficients de corrélation de Pearson concernant les paramètres de corrosion et d'électrochimie locale.....	153
Figure 111. Coefficients de corrélation de Pearson concernant les dispersions des paramètres d'électrochimie locale.....	154
Figure 112. Probabilité p de dissociation calculée (2 ways ANOVA) pour les différents résultats de l'intégrité de surface. ....	155
Figure 113. Indices de Fisher résultants de l'analyse de la variance de la relation entre les paramètres de l'intégrité de surface et les paramètres de coupe et leurs interactions pour la coupe orthogonale.....	156
Figure 114. Profil des contraintes résiduelles longitudinales $\sigma_x$ mesurées en variant l'épaisseur coupée h pour $\gamma = 20^\circ$ ; $\alpha = 10^\circ$ ; $V_c = 120$ m/min.....	157
Figure 115. Cartes des températures simulées en coupe orthogonale en °K pour : (a) $\gamma = 20^\circ$ , $\alpha = 10^\circ$ , h = 0.05 mm et $V_c = 120$ m/min ; (b) $\gamma = 20^\circ$ , $\alpha = 10^\circ$ , h = 0.2 mm et $V_c = 120$ m/min ; (c) $\gamma = 20^\circ$ , $\alpha = 10^\circ$ , h = 0.2 mm et $V_c = 90$ m/min .....	158
Figure 116. (a) Micro-volume de la matière considéré et sa trajectoire lors de la coupe. (b) Formation des contraintes résiduelles au niveau du micro-volume considéré : 1) chargement compressif prédominant, 2) chargement de traction prédominant.....	159
Figure 117. (a) Influence de la triaxialité des contraintes $\eta$ sur la déformation équivalente à la rupture $\epsilon_f$ . (b) Diagramme contraintes-déformations montrant l'influence de la déformation équivalente à la rupture $\epsilon_f$ sur la formation des contraintes résiduelles $\sigma_R$ dues à l'action mécanique de l'outil sur la surface. ....	159
Figure 118. Cartes des triaxialités des contraintes simulées en coupe orthogonale pour : (a) $\gamma = 20^\circ$ , $\alpha = 10^\circ$ , h = 0.05 mm et $V_c = 120$ m/min ; (b) $\gamma = 20^\circ$ , $\alpha = 10^\circ$ , h = 0.2 mm et $V_c = 120$ m/min ; (c) $\gamma = 20^\circ$ , $\alpha = 10^\circ$ , h = 0.2 mm et $V_c = 90$ m/min. ....	160
Figure 119. Positions des micro-volumes concernant la comparaison des cycles de chargement de l'outil sur la surface engendrés par des valeurs de triaxialités différentes grâce à la variation de la géométrie de coupe.....	161
Figure 120. Cartes des triaxialités des contraintes simulées en coupe orthogonale pour : (a) $\gamma = 30^\circ$ , $\alpha = 10^\circ$ , h = 0.2 mm et $V_c = 90$ m/min ; (b) $\gamma = 20^\circ$ , $\alpha = 10^\circ$ , h = 0.2 mm et $V_c = 90$ m/min.....	161
Figure 121. Répartition de la taille des grains simulée (en $\mu\text{m}$ ) à (a) $\gamma = 30^\circ$ , $\alpha = 10^\circ$ , h = 0.2 mm et $V_c = 90$ m/min ; (b) $\gamma = 20^\circ$ , $\alpha = 5^\circ$ , h = 0.2 mm et $V_c = 90$ m/min.....	162
Figure 122. Micro-arrachements dans le cas du rabotage du cuivre Cu-c2 à (a) $\gamma = 20^\circ$ , $\alpha = 10^\circ$ , h = 0.05 mm et $V_c = 120$ m/min ; (b) $\gamma = 20^\circ$ , $\alpha = 5^\circ$ , h = 0.05 mm et $V_c = 120$ m/min.....	163
Figure 123. Synoptique du processus de mesure des efforts.....	180
Figure 124. Images générées par le script Matlab® pour l'évaluation de l'erreur de position.....	182
Figure 125. Schéma explicatif des observations. ....	184
Figure 126. Structure de la subroutine : schéma de résolution numérique. ....	189

## Liste des Tableaux

Table 1. Propriétés physiques du Cu-c2.....	33
Table 2. Les paramètres de la loi de Johnson-Cook (Johnson et Cook 1985). .....	33
Table 3. Comparaison des différents types de simulations d'usinage. ....	43
Table 4. Formes des éléments, positions nodales et degré de la fonction de forme. ....	44
Table 5. Origine des piles de corrosion (Landolt 2003). ....	51
Table 6. Plan des essais en dressage à $V_c = 90$ m/min.....	61
Table 7. Plan des essais en dressage à $V_c = 120$ m/min.....	61
Table 8. Plan des essais en coupe orthogonale à vitesse de coupe $V_c = 90$ m/min.....	63
Table 9. Plan des essais en coupe orthogonale à vitesse de coupe $V_c = 120$ m/min.....	63
Table 10. Paramètres de la géométrie de l'outil de dressage. ....	64
Table 11. Paramètres de la géométrie de l'outil de rabotage. ....	64
Table 12. Résultats des analyses électrochimiques locales pour les surfaces obtenues par dressage.....	89
Table 13. Résultats des analyses électrochimiques locales pour les surfaces obtenues par rabotage.....	106
Table 14. Liste des coefficients de la loi de plasticité. ....	125
Table 15. Paramètres de la loi d'endommagement. ....	128
Table 16. Paramètres de la loi de Tóth-Estrin pour le cuivre Cu-c2 testé. ....	130
Table 17. Propriétés du matériau de l'outil en carbure. ....	137
Table 18. Propriétés du matériau de la pièce. ....	137
Table 19. Conditions de validation du modèle numérique. ....	143
Table 20. Résultats des essais d'électrochimie locale et de corrosion au brouillard salin. ....	150
Table 21. Résultats des analyses expérimentales et numériques de l'intégrité de surface. ....	150
Table 22. Paramètres opératoires en coupe orthogonale.....	151
Table 23. Corrélations de Pearson entre les paramètres de l'électrochimie-corrosion et les paramètres de l'intégrité de surface. ....	151
Table 24. Probabilités de l'hypothèse nulle p. ....	152
Table 25. Indices de Fisher. ....	152
Table 26. Classement des paramètres influents sur l'électrochimie-corrosion des surfaces usinées.....	154
Table 27. Profils sous les zones vertes des surfaces usinées en rabotage.....	184

## RÉSUMÉ

La durabilité des composants mécaniques en général et leur résistance à la corrosion en particulier ont une importance primordiale dans l'industrie moderne, qu'elle concerne la production d'énergie, les produits chimiques, le transport, les machines, les matériels médicaux, ou même les composants électroniques. Pour des pièces obtenues par usinage, il est donc nécessaire d'améliorer leur durée de vie et de réduire le risque de défaillance prématurée en améliorant leur intégrité de surface. Ainsi, une compréhension de l'effet du procédé sur l'intégrité de surface induite par usinage et ses conséquences au niveau de sa résistance à la corrosion sont les clés pour relever ces défis.

Cette thèse traite le cas particulier de l'usinage de finition du cuivre Cu-c2 et son impact sur la résistance à la corrosion. D'abord, une étude expérimentale comparative du tournage et de la coupe orthogonale est effectuée. Ensuite, vu sa simplicité, la coupe orthogonale fait l'objet de la suite de l'étude. Un modèle numérique est développé pour la prédiction de l'intégrité de surface induite par la coupe. Il utilise une nouvelle loi constitutive du Cu-c2 tenant en compte les transformations microstructurales et l'état des contraintes dans le matériau. Enfin, les résultats issus des études expérimentales ainsi que des simulations numériques concernant l'intégrité de surface sont statistiquement traités dans une analyse multi-physique, dans la perspective d'établir le lien entre la résistance à la corrosion, l'intégrité des surfaces et la physique de la coupe.

## ABSTRACT

The functional performance and life of mechanical components in general and their corrosion resistance in particular are of prime importance in the modern industry, as far as energy production, transportation, machines, medical and even electronic components are concerned. In the case of machined components, it is essential to improve their life and to reduce the premature failure by improving their surface integrity. So, a comprehension of the effect of the machining process mechanics on surface integrity and its consequences on corrosion resistance are essential.

This thesis deals with the particular case of finishing machining of oxygen free high conductivity copper (OFHC) and its impact on the surface integrity and corrosion resistance. Firstly, a comparative experimental study between turning and orthogonal cutting is performed. Then, due to its simplicity, orthogonal cutting makes the object of the pursuit of the study. A numerical model is developed to predict the surface integrity induced by the cutting process. It uses a new constitutive model for OFHC copper taking into account microstructural transformations and the state of stress in the work material. Finally, the results issued from experimental studies and the numerical simulations are statistically treated in a multi-physical analysis with the objective of establishing the relationship between corrosion resistance, surface integrity and cutting physics.

**MOTS CLÉS :** cuivre Cu-c2 ; usinage de finition ; intégrité de surface ; modélisation ; électrochimie et corrosion