

ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE
UNIVERSITÉ DU QUÉBEC

MÉMOIRE PRÉSENTÉ À
L'ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE

COMME EXIGENCE PARTIELLE
À L'OBTENTION DE LA
MAITRISE EN GÉNIE DE LA PRODUCTION AUTOMATISÉE
M. Ing.

PAR
NJOYA DOKO ROGER

USINAGE PROPRE DES ALLIAGES D'ALUMINIUM
ET DES ALLIAGES DE CUIVRE

MONTRÉAL, LE 15 MAI 2006

© droits réservés de Njoya Doko Roger

CE MÉMOIRE A ÉTÉ ÉVALUÉ
PAR UN JURY COMPOSÉ DE :

M. Victor Songmene, directeur de, mémoire
Département de génie mécanique à l'École de technologie supérieure

M. Jacques Masounave, codirecteur de mémoire
Département de génie mécanique à l'École de technologie supérieure

M. Patrick Terriault, président du jury
Département de génie mécanique à l'École de technologie supérieure

M. Youness Youssef, Directeur de développement du produit, examinateur externe
IPEX

IL A FAIT L'OBJET D'UNE SOUTENANCE DEVANT JURY ET PUBLIC
LE 15 MAI 2006
À L'ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE

USINAGE PROPRE DES ALLIAGES D'ALUMINIUM ET DES ALLIAGES DE CUIVRE

NJOYA DOKO ROGER

SOMMAIRE

Les exigences des organismes chargés de la santé, de la sécurité au travail et de l'environnement deviennent de plus en plus strictes. On note une augmentation régulière des redevances relatives aux prélèvements des émissions polluantes. C'est pourquoi ce travail se concentre sur l'étude des émissions de poussières pendant l'usinage à sec. Il est très peu connu que la mise en forme par usinage des matériaux produit des poussières fines qui peuvent être inhalées par les opérateurs. L'exposition aux particules de poussières fines cause des maladies.

Dans ce travail nous étudions les émissions de poussières en fonction des matériaux, de la nature des procédés et des conditions de coupe. Les résultats de ce travail montrent que la vitesse de coupe et l'avance ont une influence significative sur les émissions de poussières. Une échelle de poussiérabilité des matériaux est établie afin de classer les matériaux selon leur degré d'émissivité de poussières. L'émission de poussières est liée à la ténacité du matériau par une loi de type puissance dont les paramètres dépendent du procédé et de la nature du matériau.

Nous recommandons pour les travaux à venir de développer une banque de donnée sur le spectre des poussières produites lors de l'usinage notamment pour les poussières ultrafines.

ENVIRONMENTALLY CONSCIOUS MACHINING OF ALUMINIUM ALLOYS AND COPPER ALLOYS

NJOYA DOKO ROGER

ABSTRACT

Environmental, health and safety laws and regulations are becoming more and more strict. There is a regular increase of royalties associated with polluting dust emission. That is why this work concentrates on the study of dust emission during dry machining. It is little known that machining produces fine dust which can be inhaled by the operators. Exposition to in the fine dusts particles causes diseases.

In this work we study the dust emission as a function of materials, to processes and cutting conditions. The work results show that the cutting speed and the cutting feed have a significant influence on the dust emission. A materials dusty scale is established to classify materials according to their degree of dusts emission.

The dust emission is related to the workpiece material's tenacity by a power type law the parameters of this law depend on the process and the nature of the material being cut.

We recommend for to the coming works to develop a database on the spectrum of dust emission during machining notably for the ultra fine dust.

REMERCIEMENTS

Je tiens à remercier les Professeurs Victor Songmene et Jacques Masounave pour la qualité de leur encadrement, et leur soutien incondtionnel. C'est grâce à leurs conseils et leurs encouragements, les connaissances qu'ils m'ont inculquées, le support moral et financier, le temps qu'ils m'ont consacré, que je suis arrivé à bout de ce travail.

Je tiens également à remercier sincèrement la compagnie IPEX pour leur contribution à la réussite de ce travail et plus particulièrement Monsieur Rabih Hikmat, Ingénieur de développement de produit ainsi que le Docteur ing. Younes Youssef, Directeur du développement de produit.

Je suis aussi reconnaissant à tous les techniciens, particulièrement Jean-Guy Gagnon, Serge Plamondon et mes amis du laboratoire Riad, Bahaa et Alexandre pour l'aide et le support moral qu'ils m'ont apporté, leur fraternité et le climat chaleureux entretenu tout le long de ce travail.

Je tiens à remercier Alexandre Vignault 'Chargé de l'application technologique et informatique' pour son soutien et l'aide lors de mes phases expérimentales.

Je remercie tous les membres du jury pour le temps accordé à l'évaluation et la soutenance de ce travail.

Mes remerciements vont aussi à tous les professeurs et employés de l'École de technologie supérieure pour leur contribution à la formation efficace de l'élite de demain.

Je dédie ce travail à mon défunt père, ma défunte mère et à tous mes frères et sœurs qui de loin m'ont apporté un soutien inconditionnel dont j'avais besoin.

TABLE DES MATIÈRES

	Page
SOMMAIRE	i
ABSTRACT.....	ii
REMERCIEMENTS	iii
LISTE DES TABLEAUX.....	vii
LISTE DES FIGURES	viii
LISTE DES ABRÉVIATIONS ET SIGLES	xi
INTRODUCTION	1
CHAPITRE 1 REVUE DE LA LITTÉRATURE	3
1.1 Pathologies respiratoires des poussières métalliques d'usinages.....	3
1.2 Usinage lubrifié.....	4
1.3 Usinage à sec.....	4
1.4 Formation des copeaux en fraisage.....	5
1.5 Classification des formes des copeaux en fraisage	6
1.6 Perçage	7
CHAPITRE 2 PROCÉDURE EXPÉRIMENTALE	11
2.1 Introduction.....	11
2.2 Description de l'appareil de mesure de poussières	12
2.3 Procédure expérimentale du fraisage	13
2.4 Microstructures des alliages.....	19
2.5 Propriétés mécaniques des alliages	29
2.6 Tests d'écrasement.....	31
2.7 Précision des mesures	33
CHAPITRE 3 RÉSULTATS ET ANALYSES.....	34
3.1 Fraisage des alliages d'aluminium.....	34
3.2 Influence des paramètres expérimentaux en fraisage	35
3.3 Perçage des alliages de cuivre.....	40
3.4 Tests d'écrasement	45

CHAPITRE 4 DISCUSSIONS	55
4.1 Introduction à la discussion	55
4.2 Formation des copeaux	56
4.3 Formation des copeaux	61
4.4 Émission de poussières et formation du copeau	64
4.5 Émissions à basses vitesses.....	66
4.6 Formation des copeaux à l'optimum des vitesses.....	68
4.7 Influence de la vitesse de coupe sur la longueur des copeaux.....	72
4.8 Influence indirecte des efforts de coupe sur la génération de poussières	73
4.9 Développement d'une nouvelle échelle de mesure de poussiérabilité.....	74
CONCLUSIONS.....	81
RECOMMANDATIONS	83
ANNEXE 1 Appareil MTS (Tension –Compression)	84
ANNEXE 2 Teneur en zinc sur les propriétés mécaniques du laiton	86
ANNEXE 3 Diagramme d'équilibre (Cuivre-Silicium)	88
ANNEXE 4 Diagramme d'équilibre (Cuivre-Zinc)	90
ANNEXE 5 Diagramme d'équilibre (Cuivre- aluminium)	92
ANNEXE 6 Températures du recuit complet	94
ANNEXE 7 Taille de grain en fonction de la température	96
BIBLIOGRAPHIE	98

LISTE DES TABLEAUX

	Page
Tableau I Paramètres de coupe des essais de fraisage	14
Tableau II Paramètres de coupe des essais de perçage.....	15
Tableau III Composition des alliages d'aluminium et de cuivre	16
Tableau IV Paramètres du traitement thermique du 6061	17
Tableau V Procédure de recuit des alliages de cuivre	18
Tableau VI Propriétés des alliages.....	29
Tableau VII Duretés et allongement à la rupture [28].....	30
Tableau VIII Ténacités des alliages moletés et ré usinés	53

LISTE DES FIGURES

	Page
Figure 1	Séquence de formation de copeau, Bayoumi [51]6
Figure 2	Microstructures, a. copeau continu ; b. copeau dentelé ; c.7
Figure 3	Facteurs géométriques de formation des copeaux Sandvik [29]7
Figure 4	Rapport vitesse de coupe avance par tour.....8
Figure 5	Fissures des fortes contraintes hydrostatiques au bec de l'outil.....9
Figure 6	Montage expérimental pour l'étude des poussières produites lors du fraisage [55]. 13
Figure 7	Microstructure du 6061-95HB (100X) 19
Figure 8	Microstructure du A319 (100X)20
Figure 9	Microstructure en coupe transversale du C360 A sans TT (100X)21
Figure 10	Microstructure en coupe longitudinale sans TT du C360 A21
Figure 11	Microstructure en coupe transversale du C694 sans TT (100X)22
Figure 12	Microstructure du C694 en coupe longitudinale sans TT23
Figure 13	Microstructure en coupe transversale du C642 A sans TT (100X).....24
Figure 14	Microstructure en coupe longitudinale du C642A sans TT24
Figure 15	Microstructure en coupe transversale du C642 C sans TT (200X).....25
Figure 16	Microstructure en coupe longitudinale du C642 C sans TT (200X)....26
Figure 17	Microstructure en coupe longitudinale C661A avant TT (100X).....27
Figure 18	Microstructure en coupe transversale C661A après TT (100X).....27
Figure 19	Microstructure en coupe transversale du C661T sans TT (100X).....28
Figure 20	Microstructure en coupe longitudinale du C661T sans TT (100X).....28
Figure 21	Dispositif du test d'écrasement.....31
Figure 22	Propagation d'une fissure émettrice de poussières32
Figure 23	Courbe typique de la génération de quantité de poussières (mg.s /m ³) ...36
Figure 24	Quantité de poussières en fonction de la vitesse de coupe37
Figure 25	Quantité de poussières en fonction de la profondeur de coupe37

Figure 26	Face externe du copeau du 6061-95HB à 6.35mm	38
Figure 27	Face interne et externe du copeau du A319 à 6.35mm	39
Figure 28	Évolution de la concentration en fonction de la dureté.....	39
Figure 29	Influence de l'avance par tour sur la poussière.....	40
Figure 30	Influence de la vitesse de coupe sur la poussière.....	41
Figure 31	Influence de la vitesse sur les efforts de coupe.....	42
Figure 32	Influence de l'avance par tour sur les efforts de coupe	42
Figure 33	Copeau du C661T à 125m/min et 250 m/min (50X).....	43
Figure 34	Copeau du C360A à 125 m/min et 250 m/min (50X).....	43
Figure 35	Copeau du C694 à 125 m/min et 250 m/min (50X).....	44
Figure 36	Formation des copeaux en fonction de la vitesse	44
Figure 37	Schématisation du principe d'écrasement.....	45
Figure 38	Surface de la bague écrasée	48
Figure 39	Contrainte en fonction de la déformation du C642A Ré usiné et moleté	49
Figure 40	Contrainte en fonction de la déformation basse du C642A	49
Figure 41	Contrainte en fonction de la déformation du C642C non moleté	50
Figure 42	Contrainte en fonction de la déformation du C360A.....	50
Figure 43	Contrainte en fonction de la déformation du C661T	51
Figure 44	Corrélation entre concentration et dureté de cuivre	52
Figure 45	Concentration en fonction de la ténacité de cuivre	54
Figure 46	Concentration en fonction de la ténacité de l'aluminium).....	54
Figure 47	Force en fonction de la vitesse de coupe	56
Figure 48	Phases de formation des copeaux	58
Figure 49	Processus de formation d'écailles sur les copeaux.....	61
Figure 50	Copeau écaillé du A319 et non écaillé du 6061-95HB à 4mm.....	62
Figure 51	Déformation du copeau à vitesses différentes. [50].....	63
Figure 52	Zones de formation de poussières.....	66
Figure 53	Copeaux du C642A à basses vitesses de coupe (7 m/min).....	67
Figure 54	Concentration de poussières en fonction de la vitesse de coupe	68

Figure 55	Copeau en cours de formation (cisaillement cyclique).....	69
Figure 56	Faces interne et externe du copeau du C360A.....	70
Figure 57	Formation des particules avec les copeaux du C360A	72
Figure 58	Nombre de spires en fonction de la vitesse de coupe	73
Figure 59	Force en fonction de la concentration de poussières	74
Figure 60	Différence entre boîtes récupératrices de poussières	75
Figure 61	Étalon de mesure de poussières en fonction la vitesse de coupe	78
Figure 62	Courbe d'étalonnage de la poussiérabilité P_M	78
Figure 63	Échelle de poussiérabilité des différents alliages.....	79

LISTE DES ABRÉVIATIONS ET SIGLES

6061-95HB :	Aluminium à 96 HB de dureté.....	19
6061-75HB:	Aluminium à 75 HB de dureté.....	19
6061-125HB:	Aluminium à 125 HB de dureté.....	19
A319:	Aluminium de fonderie.....	19
C1:	Circonférence de l'ellipse.....	51
C2:	Circonférence du cercle initial.....	51
C360A :	Alliage de cuivre fabriqué par Ansonia.....	19
C642A:	Alliage de cuivre fabriqué par Ansonia.....	19
C642C :	Alliage de cuivre fabriqué par la Chine.....	19
C661T :	Alliage de cuivre fabriqué par Thompson.....	19
D:	Le diamètre de la fraise.....	6
E:	module d'élasticité.....	52
e_m :	Épaisseur moyenne du copeau.....	6
e_t :	Deformation	51
F :	Force appliquée.....	50
F_n :	Force normale de coupe.....	77
f_i :	Concentration de poussières à l'instant i.....	37
f_{i-1} :	Concentration de poussières à l'instant i-1.....	37
fz :	Les efforts de coupe en fraisage.....	6
h:	Hauteur de l'ellipse.....	50
HB:	Dureté brinell.....	33
HRB:	Dureté Rockwell B.....	33
J :	Aire sous la courbe.....	37
L:	Longueur de l'ellipse.....	50
P:	La profondeur de coupe.....	6

P^* :	Fonction carrée.....	39
P^{**} :	Propagation de la poussière.....	39
$P^{**}(x,t)$:	Concentration de poussières flottant dans l'air.....	39
P_M :	Concentration moyenne de poussière	83
P_{M1} :	Concentration de poussières dans la boîte a).....	80
P_{M2} :	Concentration de poussières dans la boîte b).....	80
Q_1 :	Quantité de particules émises dans la boîte a).....	80
Q_2 :	Quantité de particules émises dans la boîte b).....	80
R_0 :	Rayon du grand cercle.....	52
R_1 :	Rayon du petit cercle.....	51
t :	Épaisseur de la bague.....	52
TT :	Traitement thermique.....	27
V_1 :	Volume de la boîte a).....	80
V_2 :	Volume de la boîte b).....	80
V_c :	Vitesse de coupe.....	15
V_f :	Vitesse d'avance de coupe.....	15
σ_t :	Contrainte tangentielle.....	52
σ_m :	Résistance mécanique.....	32
δ :	Déplacement de la bague en écrasement.....	50
σ_n :	Contrainte normale.....	46

INTRODUCTION

Devant l'importance des aspects écologiques, environnementaux et l'ampleur des enjeux financiers, analyser les éléments affectant la sécurité du travail, les maîtriser et envisager des moyens de le réduire, devient l'un des leviers dont dispose l'entreprise pour maintenir un avantage sur ses concurrents.

En étudiant l'usinage à sec, les poussières produites lors des différents modes d'usinage à sec se doivent d'être étudiées et analysées, à cause des dangers qu'elle représente pour l'environnement et la santé des travailleurs. Les particules de moins de 2.5 microns émises représentent la fraction respirable dangereuse.

Les copeaux produits par coupe lubrifiée sont difficiles à recycler et les lubrifiants sont nocifs et chers à traiter. Le problème de l'usinage propre n'est pas seulement de mettre un terme à l'utilisation des lubrifiants mais aussi de trouver des paramètres de coupe et des matériaux permettant de réduire cette émissivité.

La question que nous nous posons est de savoir si la quantité de poussières émise dépend des matériaux, des procédés ou des paramètres d'usinage.

Pour répondre à cette question, des essais de fraisage et de perçage seront réalisés à sec. Cette étude d'usinage propre se fera en trois étapes : à savoir le choix des matériaux qui seront testés (alliages d'aluminium, alliages de cuivre), le montage d'un dispositif qui permettra la collecte et la mesure des poussières et enfin un test simple de ténacité sera fait. La concentration moyenne de poussières sera obtenue à l'aide d'un filtre de 2.5 micromètre. L'analyse de l'ensemble des résultats obtenus nous permettra de quantifier la concentration moyenne de poussières, de comparer la ténacité des différents alliages

puis de trouver une relation entre la concentration de poussières et la ténacité enfin classer les matériaux selon leur degré d'émissivité.

Ce travail suivra le plan classique reparti comme suit :

Chapitre 1 : Revue de la littérature, résumera les travaux réalisés dans ce domaine.

Chapitre 2 : Procédure expérimentale, définira les objectifs du travail et décrira comment les tests seront faits.

Chapitre 3 : Résultats et analyse, présenteront et commenteront les résultats des tests qui seront effectués lors des différentes modes d'usinage.

Chapitre 4 : Discussions, expliqueront les résultats qui seront trouvés, tout en les comparant à ceux d'autres auteurs.

Enfin, les recommandations discuteront des propositions pour la recherche future dans le but de l'amélioration des conditions expérimentales.

CHAPITRE 1

REVUE DE LA LITTÉRATURE

1.1 Pathologies respiratoires des poussières métalliques d'usinages

La première publication suggérant l'existence d'une pathologie respiratoire due aux «poussières» date de 1940. Les auteurs [15] signalent qu'après seulement deux ans d'exposition, 8 parmi 27 ouvriers allemands employés à la production de carbures métalliques présentent des anomalies radiographiques évoquant une maladie pulmonaire, pneumoconiose. Par la suite, cette pathologie apparaîtra sporadiquement dans la littérature médicale des pays industrialisés, jusqu'à ce qu'en 1959, en Allemagne, Moschinski et al, examinent 300 salariés et découvrent des signes de fibrose pulmonaire débutante chez 39 de ces ouvriers. Ces auteurs constatent également la fréquence exceptionnellement élevée des symptômes bronchiques parmi les ouvriers affectés à l'usinage des pièces frittées. C'est la première mention qui ait été faite d'une pathologie bronchique propre liée à l'exposition aux poussières métalliques.

Une enquête menée par Bech et al. [10] parmi 255 ouvriers britanniques de l'industrie des carbures métalliques révèle l'existence d'une sensation d'oppression thoracique et de râles chez certains d'entre eux. Le premier cas documenté d'asthme professionnel relié aux poussières métalliques ne sera cependant rapporté qu'en 1962 [10]. Le risque d'asthme était 4,8 fois plus élevé.

En 1983, Kusada et al. [13], au Japon, observent une prévalence des maladies asthmatiques de 5,6% parmi 317 des travailleurs japonais exposés aux poussières métalliques lors de l'usinage à sec. En 1988 aux États-Unis, Sprince et al. [16] détectent la présence de râles chez 10,9% des 1039 travailleurs et de plus ils remarquent que la fréquence des symptômes respiratoires croît avec le degré et le temps d'exposition aux

poussières métalliques. À la suite de ces travaux sur la toxicité des poussières métalliques, les exigences des organismes chargés de la santé des travailleurs sont devenues de plus en plus strictes. Les industriels de la fabrication mécanique doivent revoir leur procédé d'usinage qu'il soit à sec ou lubrifié en vue de minimiser la quantité de poussières générées.

1.2 Usinage lubrifié

Tea et al. [4] ont étudié l'émission d'aérosol pendant le tournage lubrifié. Ils ont constaté que la vitesse axiale en usinage lubrifié influence la taille de l'aérosol produit. À mesure que la vitesse augmente, le diamètre moyen des particules diminue et la concentration d'aérosol augmente. Ils ont également modélisé le mode de formation des aérosols et ont trouvé que le mécanisme de génération d'aérosol est principalement expliqué par les collisions des jets de fluides de coupe sur la pièce et sur l'outil ainsi que son évaporation suite à la chaleur générée par la coupe.

Amadi et al. [2] ont prouvé que la génération des particules aéroportées des fluides de coupe constitue une menace potentielle pour les opérateurs. Selon ces auteurs les aérosols sont formés de particules métalliques (la poussière) et de brouillard liquide généré par le fluide de coupe. De plus, le jet de fluide de coupe sous forme d'aérosol liquide peut causer des maladies de peau et des maladies respiratoires.

1.3 Usinage à sec

Sutherland et al. [1] ont étudié les émissions d'aérosols au tournage à sec et lubrifié. La qualité de l'air a été caractérisée en mesurant la concentration et la distribution des particules dans l'air. Ils ont constaté que la quantité de brouillard et de poussières produites lors de l'usinage croient avec la vitesse de coupe et que la quantité des aérosols (définie comme les particules solides ou liquides suspendues dans l'air)

produite lors de l'usinage lubrifié était de 12 à 80 fois plus élevée que celle produite lors de l'usinage à sec. Le brouillard de coupe non seulement a comme conséquence des concentrations beaucoup plus élevées d'aérosols mais également ces particules sont composées d'un plus grand pourcentage de particules fines. Ces particules fines peuvent demeurer en suspension dans l'environnement du poste de travail pendant une longue période et peuvent donc facilement être inhalées par les opérateurs.

Balout et al. [5] ont étudié l'influence des conditions de coupe et du matériau sur les poussières fines (inférieures à $2,5\mu$) produites lors du perçage à sec. Ils ont trouvé que les paramètres de coupe (avance, vitesse de coupe, profondeur de coupe) influencent fortement la production de poussières. La concentration de poussières atteint un maximum au début du perçage et se stabilise quand les tranchants du foret deviennent complètement enfoncés dans la pièce. Afin de trouver les conditions de coupe qui peuvent réduire la production de poussières, ils ont étudié l'influence de la température sur la concentration des aérosols en faisant des essais de perçage sur quatre métaux à des températures variant de -40°C à 20°C . Ils ont trouvé que la concentration de poussières lors du perçage diminue avec la diminution de la température de la pièce. La diminution de la température augmente la fragilité de la pièce. Ces auteurs ont aussi montré qu'il existe une corrélation entre la formation des copeaux et les émissions de poussières. Les matériaux produisant des copeaux longs et continus émettent plus de poussières fines que ceux produisant des copeaux discontinus.

1.4 Formation des copeaux en fraisage

La forme du copeau donne des renseignements intéressants sur les conditions de formation du copeau. Astakhov et al. [36] ont montré qu'il est possible de généraliser en considérant le phénomène de coupe au fraisage comme un processus cyclique. Chaque cycle se décompose en trois phases : détachement et glissement des copeaux fragmentés, formation à la surface de fissures, compression du matériau de la pièce au

bout du bec de l'outil. Ce mécanisme explique l'aspect souvent cyclique de la morphologie du copeau qui est une source de production de poussières (figure 1).

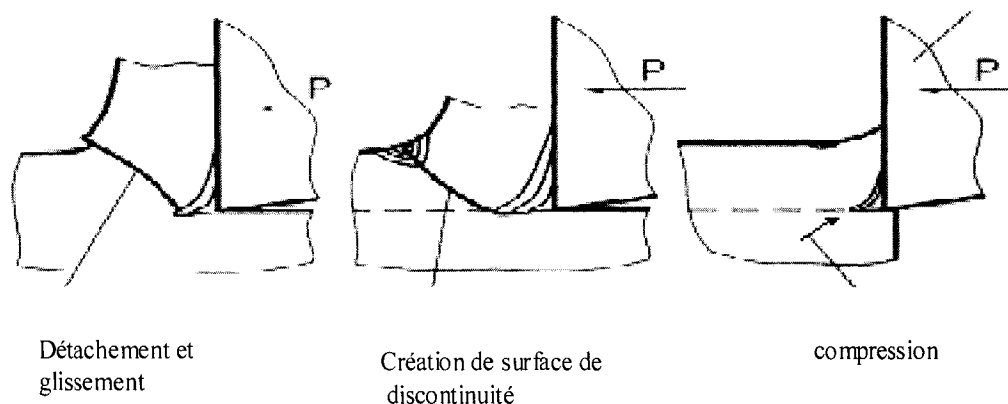


Figure 1 Séquence de formation de copeau, Bayoumi [51]

1.5 Classification des formes des copeaux en fraisage

La figure 2 montre les différentes formes des copeaux obtenues par le tournage de l'acier au carbone avec une vitesse de coupe de 200 m/min et une vitesse d'avance de 0,1mm/tr [38]. Selon les conditions de coupe, on peut distinguer trois familles de copeaux :

Copeau continu : les déformations plastiques dans les zones de cisaillement sont quasi stationnaires (figure 2a).

Copeau dentelé : il est formé d'éléments séparés générés plutôt par une rupture du matériau qu'à un cisaillement de celui-ci (figure 2b).

Copeau segmenté : il est composé d'éléments plus ou moins connectés entre eux, résultant de fissuration (figure 2c).

La figure 2 montre l'image des copeaux obtenus par Calvez [38].

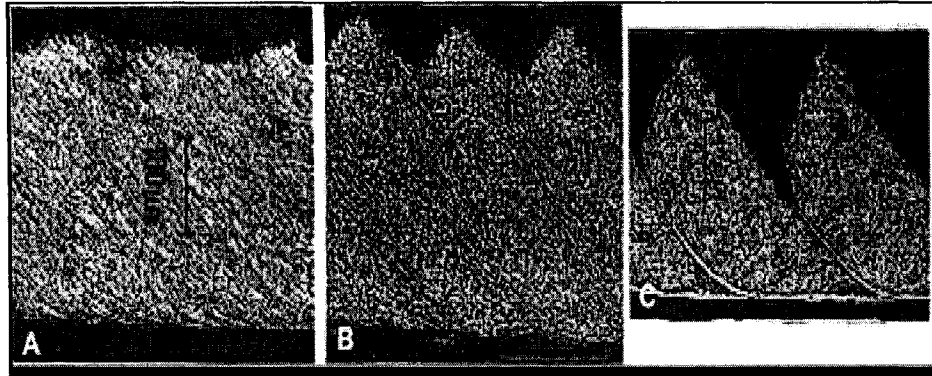


Figure 2 Microstructures, a. copeau continu; b. copeau dentelé; c. copeau segmenté [38].

1.6 Perçage

Sandvik [29] souligne que le perçage est de loin l'opération d'usinage la plus répandue. Ce procédé combine deux mouvements : la rotation et le déplacement linéaire.

Le copeau est obtenu par déformation plastique, de sorte que l'épaisseur effective des copeaux h_2 diffère de la profondeur de coupe h_1 (figure 3a). Cette profondeur h_1 augmente avec l'avance et l'angle de pointe φ (figure 3b) [29] :

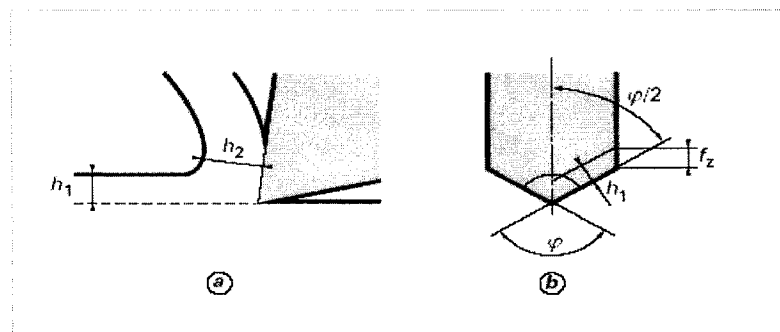


Figure 3 Facteurs géométriques de formation des copeaux Sandvik [29]

$$h_1 = ft * \sin \frac{\varphi}{2} \text{ (mm)} \quad [29] \quad (1)$$

h_1 -profondeur effective des copeaux avant déformation; h_2 -épaisseur théorique du copeau déformé et ft - avance par tour.

La formation des copeaux est affectée par la nature de la matière à usiner, la géométrie de l'outil, la vitesse de coupe et l'avance. La longueur des copeaux est considérée comme acceptable lorsque ceux-ci peuvent être évacués sans empêcher le bon fonctionnement de l'opération. L'étude de la plage de formation des copeaux en fonction de la vitesse et de l'avance [v_c , ft] fournit un bon aperçu de la manière dont il convient de régler les conditions de coupe. La zone possible de formation des copeaux courts est obtenue en procédant à un essai de l'outil, sous différentes combinaisons de vitesse de coupe et d'avance (figure 4). Cette zone est délimitée par le périmètre dans lequel les copeaux se détachent de manière satisfaisante.

Lorsque le foret attaque la surface de la pièce, il faut que le rapport de la vitesse de coupe sur la vitesse d'avance soit inférieur à une valeur critique donnée pour avoir une bonne évacuation du copeau.

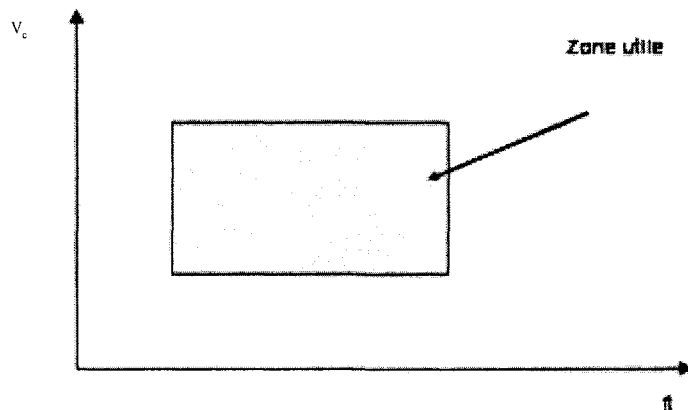
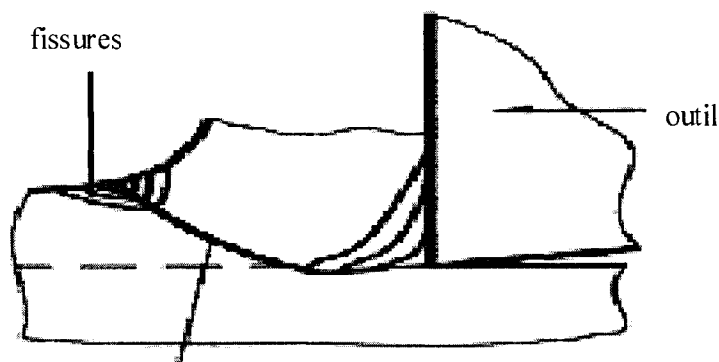


Figure 4 Rapport vitesse de coupe avance par tour

Cette description macroscopique peut être raffinée par l'étude microscopique de la formation du copeau. La fissure qui détermine le copeau dentelé lors de la coupe du matériau se produit dans la zone de cisaillement où la déformation est maximale et la contrainte de cisaillement est bien localisée. R. Shivpuri et al. [33] constatent qu'à faible vitesse la fissure qui se propage vers l'arête de coupe à cause de la grande contrainte hydrostatique positive, qui produit une discontinuité à la face de coupe avec une contrainte négative à l'opposé dans la face extérieure du copeau. À haute vitesse, la fissure se développe sur la face extérieure du copeau. La grande contrainte hydrostatique située du côté du bec de l'outil dans la première zone de cisaillement amortit la propagation de la fissure tandis que la contrainte hydrostatique compressive sur la surface extérieure favorise la propagation de la fissure vers le bec de l'outil. En raison de la haute température du côté frontal de l'outil, qui provoque un effet d'adoucissement thermique, aucune fissure ne se produit du côté du bec. Le copeau forme le segment dentelé (il ne sera pas complètement détaché) (figure 5).



Zone primaire de cisaillement où la déformation est maximale

Figure 5 Fissures des fortes contraintes hydrostatiques au bec de l'outil

L'application de la théorie de l'instabilité de l'écoulement plastique des matériaux est souvent utilisée pour expliquer la forme du copeau dentelé ou segmenté. BAYOUMI et al. [51] adoptent cette théorie pour étudier la formation du copeau dans l'usinage

orthogonal. Ils analysent l'effet des conditions de coupe sur la localisation du cisaillement et la formation de bandes adiabatiques lors de la coupe des métaux. L'usinage à grande vitesse n'augmente pas seulement la productivité mais donne aussi un meilleur fini de surface avec de très bonnes précisions. À très hautes vitesses on peut avoir une bonne stabilité d'usinage (moins de vibration et de transfert de la chaleur entre le copeau et l'outil).

Ces auteurs [51] ont étudié plusieurs aspects intéressants de l'usinage propre et lubrifier. La différence entre leur travail et le notre réside dans le fait qu'ils n'ont pas usiné les alliages de cuivre, ni regarder l'influence de la ténacité et du procédé sur l'émission de poussières, développer un standard.

CHAPITRE 2

PROCÉDURE EXPÉRIMENTALE

2.1 Introduction

Notre étude porte sur l'étude des émissions de poussières pendant l'usinage à sec des alliages d'aluminium et des alliages de cuivre. Nous appellerons poussières les particules de moins de $0,25\mu\text{m}$.

Le principal but de cette étude est de pouvoir préciser les causes d'émission de poussières dans l'usinage à sec. Nous désirons préciser les mécanismes d'émission de la poussière afin de pouvoir sélectionner le meilleur alliage. Pour arriver à ce résultat, des sous thèmes sont définis.

Nous étudierons l'influence de l'alliage sur l'émission de la poussière. Certains alliages sont-ils plus sensibles à l'émission de poussières? Nous avons choisi de comparer deux familles d'alliages qui sont proches dans leur structure cristallographique, mais dont les propriétés mécaniques sont différentes : Le cuivre et l'aluminium de corroyage (par opposition avec les alliages de fonderie) sont deux alliages à structure cubique à face centrée, possédant très peu d'impuretés mais qui présentent des mécanismes de durcissement très différents: le durcissement structural pour l'aluminium, la solution solide et l'écrouissage pour le cuivre. Ces modes de déformation différents entraînent des comportements différents dans la production de la poussière.

Nous évaluerons l'influence du traitement thermique de l'aluminium sur l'émission de poussières. Nous voulons vérifier s'il est possible de définir un traitement thermique qui minimise l'émission de poussières.

Afin d'étoffer le mécanisme d'émission de poussière, proposé des analyses micrographiques des alliages, des tests de dureté et d'écrasement (ténacité) seront utilisés

afin de comprendre le mécanisme d'initiation et de la propagation de fissures lors de formation du copeau. Ce dernier test sera proposé comme moyen simple de prédiction de l'émission de la poussière. On souhaite ainsi définir une nouvelle propriété des matériaux : la 'poussiérabilité', propriété que possède un matériau d'émettre de la poussière lors de l'usinage. Cette propriété devrait être indépendante du type d'usinage. Des essais seront réalisés en perçage et en fraisage afin de confirmer ou non le caractère intrinsèque de cette propriété.

2.2 Description de l'appareil de mesure de poussières

L'appareil de mesure de poussières est le "Dust Track" aérosol monitor Model 8520 qui est un photomètre à laser. Ce photomètre à laser mesure la quantité de poussières émises par diffraction de la lumière. À partir d'une calibration, la concentration de la poussière dans l'air est quantifiée. Quand une particule passe à travers le rayon laser une partie de la lumière est diffractée, une autre partie est absorbée par les particules. La quantité de lumière diffractée dépend des propriétés des particules.

Le dispositif de mesure aspire de l'air de l'enceinte à une vitesse de 1.7 litre d'air par minute, soit 0.028 l/s. Ce dispositif est mis en marche avant que l'usinage ne commence et est maintenu en fonctionnement jusqu'à ce que le niveau de poussière dans l'enceinte tombe à zéro.

Le « DustTrak » est fabriqué par TSI corporation. C'est un instrument à lecture directe de la quantité totale de poussières. Il détecte la lumière diffusée à 90 degrés par les particules situées dans un certain volume. Il est étalonné par le manufacturier avec des particules répondant à la norme ISO 12103-1, A1 (anciennement « Arizona Road Dust »). Cette poussière est utilisée en raison de son étendue granulométrique. D'après le manufacturier, l'étalonnage avec ce produit est représentatif de la plupart des aérosols ambiants rencontrés.

2.3 Procédure expérimentale du fraisage

La machine-outil utilisée est une fraiseuse à trois axes de marque Bridgeport, model INT 400.

La figure 6 schématise le dispositif dont nous nous sommes servis pour cette étude.

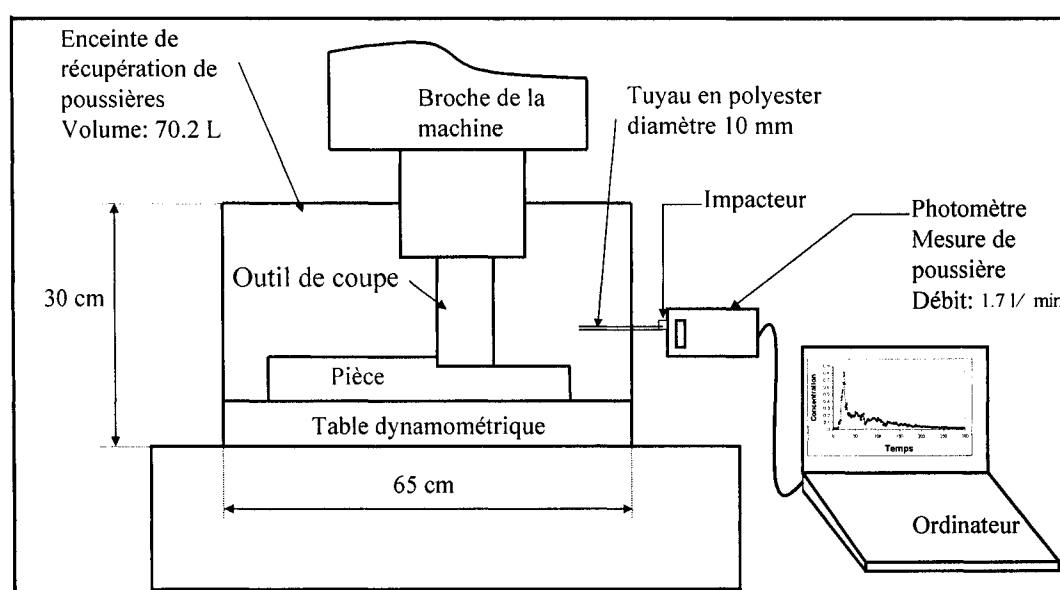


Figure 6 Montage expérimental pour l'étude des poussières produites lors du fraisage [55].

Le tableau I, résume les conditions de coupe testées, ces tests ont été effectués en faisant varier un paramètre à la fois.

Tableau I
Paramètres de coupe des essais de fraisage

Vitesse de coupe (m/min)	Avance par dent (mm/dent)	Immersion de l'outil (%)	Profondeur de coupe (mm)
50	0.254	20	1
100	0.5	40	2
150	0.75	60	4
200	1	80	6.35

Une enceinte close en plexiglas est construite autour de la machine pour que les poussières générées soient confinées. Un tuyau en polyester de diamètre 10mm et de longueur 400 mm permet de prélever l'air chargé de poussières. Cet air passe à travers un "impacteur" qui filtre les particules de poussières. Ce filtre permet le passage des poussières dont la taille est inférieure à 2.5µm. L'air ainsi filtré entre dans le dispositif de mesure de la concentration de particules (photomètre à laser) qui est relié à un ordinateur qui assure l'acquisition des données. Ce dispositif permet d'évaluer la variation de la concentration de l'air de poussières en fonction du temps (figure 6). Le résultat est exprimé en mg de poussière par m³ d'air filtré en fonction du temps d'acquisition.

Procédure expérimentale du perçage

Le perçage a été réalisé pour les basses vitesses de coupe, jusqu'à 1000 RPM, sur une perceuse à colonne équipée d'une boîte en plexiglas. Un système d'acquisition de force Kistler, fait à l'aide d'une table dynamométrique, permet l'acquisition de la force normale en N.

Les tests de perçage à grande vitesse ont été exécutés sur une machine à commande numérique à cinq axes de marque Hitachi Seiki Type VS50/60.

- Vitesse de rotation : 12000 RPM.
- Diamètre du foret 10mm en HSS, deux lèbres, non revêtus, angle de pointe de 108°. Ces outils ont été choisis à cause de leur grande utilisation et de leur grande reproductibilité de fabrication.

Tableau II

Paramètres de coupe des essais de perçage

Vitesse de coupe (m/min)	Avance par dent (mm/tour)
28	0.11
45	0.16
226	0.18
150	0.21
250	=====
377	=====

* La profondeur de coupe est de 10mm pour tous les essais

Deux alliages d'aluminium ont été étudiés: les 6061 alliages de corroyage et le A 319 alliage de fonderie.

Les types d'alliages de cuivre testés sont: C360A, C642A, C661T, C694

Le tableau III, résume les compositions des alliages testés.

Tableau III
Composition des alliages d'aluminium et de cuivre

Alliages	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Al	Prix \$US/lb
6061-95HB*	0.40-0.8	0.7 max	0.15-0.40	0.15 max	0.8-1.2	0.25 max	0.15 max	95.8-98.6	===
A319**	5.5-6.5	1.0 max	3.0-4.0	0.50 max	0.10 max	1.0 max	0.25 max	85.8-91.5	===
C360A	===	0.24	60.3	===	===	bal	===	==	1.50
C661A	2.9	0.03	94.8	0.6	===	0.87	===	==	3.58
C661T	3.07	0.06	96	0.87	===	0.19	===	==	===
C642A	1.8	0.05	bal	0.05	===	0.05	===	6.8	3.00
C642C	2.21	0.016	91.4	Inf. 0.003	===	Inf. 0.005	===	6.9	0.5
C694A	===	0.06	80.5	3.6	===	bal	===	==	2.98

* Metals Handbook, Vol.2, 9th éd, P115

** Metals Handbook, Vol.2, 9th éd., P.159

Compositions fournies par les fabricants : A= Ansonia, T= Thompson, C= Chine

Le 6061-95HB contient de 0.04 -0.35Cr et le A319 contient au maximum 0.35Ni. L'alliage C661T contient aussi des traces de l'arsenic (inférieur à 0.055).

Deux traitements thermiques ont été réalisés au laboratoire correspondant aux traitements du 6061-75HB et 6061-125HB à partir du traitement du 6061-95HB tel que reçu. Les échantillons ont été de nouveau homogénéisés (traitement de mise en solution), trempés et vieillis à différentes températures. Les conditions de ce traitement thermique ont été tirées de [52]

La dureté permet de mesurer l'efficacité de ce traitement thermique : 6061-75HB, 6061-125HB, 6061-95HB. Les conditions de ces traitements sont présentées dans le tableau IV.

Tableau IV
Paramètres du traitement thermique du 6061

Alliage	Température de maintien (°C)	refroidissement	vieillissement
6061-125HB	530	trempe à l'eau froide	Continue à température ambiante
6061-75HB	430	air (20 °C)	

Le temps de maintien est de 2h30 pour tous les traitements.

Afin de souligner l'influence du procédé de fabrication, deux alliages de cuivre semblables ont été comparés. L'un provenait d'un fournisseur nord américain, Ansonia,

l'autre a été élaboré en Chine, à un coût moindre. Les microstructures, bien que la composition soit nominale la même, sont très différentes. L'alliage fabriqué en Chine est un brut de fonderie, avec beaucoup de défauts de fabrication, dont beaucoup d'impuretés, de porosités et d'hétérogénéités.

Des recuits ont été exécutés au laboratoire afin de vérifier leur effet sur la diminution des contraintes résiduelles des alliages de cuivre reçus. Le tableau V, résume les températures utilisées. La dureté sera ensuite pratiquée pour mesurer l'efficacité de ce traitement thermique.

Tableau V

Procédure de recuit des alliages de cuivre

Alliages	Températures (°C)
C360 A	450
C694 A	450
C642 A	475
C661 A	480

Les échantillons ont été maintenus une demi-heure aux températures indiquées, le refroidissement a été lent, à l'air libre. Les conditions de ce traitement thermique ont été tirées de M1295-4, Technique de l'Ingénieur [53].

Une analyse ultérieure (chapitre 4) a montré que tous les échantillons avaient reçu après extrusion un traitement thermique qui a été réalisé par le fabricant. Nous avons démontré qu'un traitement thermique de recuit supplémentaire réalisé au laboratoire ne change pas

les propriétés, ce qui signifie que les fabricants ont appliqué un traitement de recuit relativement complet.

L'analyse de la microstructure a été réalisée afin de vérifier l'état de l'alliage. Les micrographies sont présentées dans les figures 7 à 20.

2.4 Microstructures des alliages

2.4.1 Les alliages d'aluminium

Les alliages d'aluminium qui seront testés (le 6061 et ses composés) sont des alliages de corroyage et l'alliage de fonderie (le A319).

Le 6061

Cet alliage présente une microstructure classique des alliages à durcissement structural. Les joints de grains ne sont pas visibles sur la micrographie, ce qui est souvent le cas sur ce type d'alliages monophasés. Les précipités de Mg_2Si sont uniformément répartis.

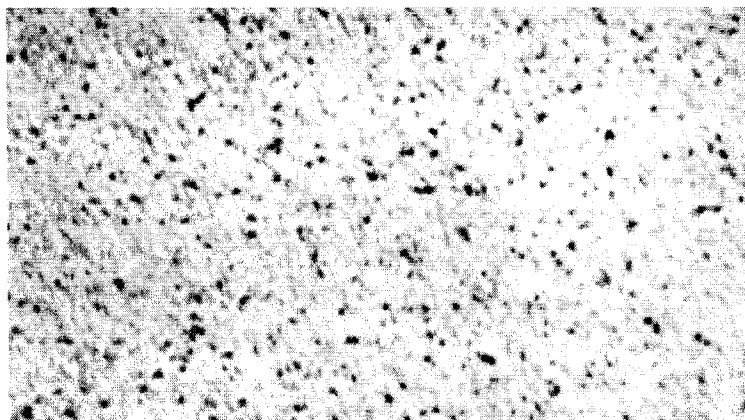


Figure 7 Microstructure du 6061-95HB (100X)

Le A319

On peut observer la structure habituelle d'un alliage de fonderie, avec la présence de dendrites et d'eutectique inter dendritique (Figure 8).

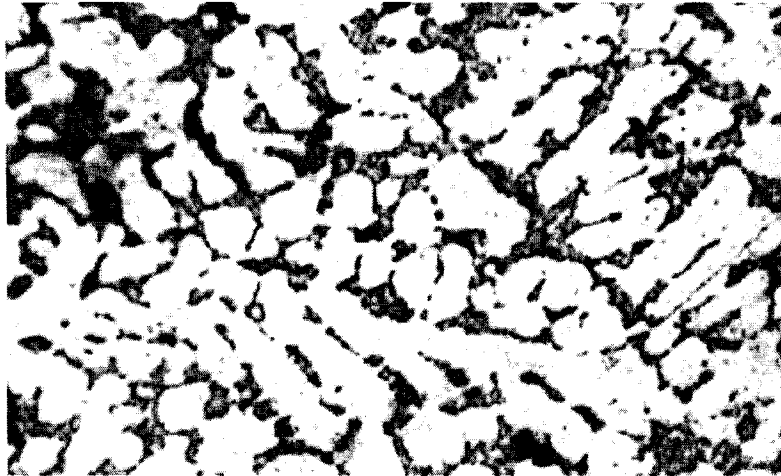


Figure 8 Microstructure du A319 (100X)

Quelques microporosités ont été trouvées. Ces porosités sont typiques des alliages de fonderie de ce type. Elles expliquent en grande partie la faible ductilité de ces alliages. La taille des bras dendritiques est de 50 μ m ou moins.

2.4.2 Les alliages de cuivre

Le C360A

C'est un alliage qui possède un peu de phase bêta. Celle-ci est dispersée dans le sens de la déformation. Le diagramme Cu-Zn ([Annexe 3](#)) montre qu'au-delà de 30% de zinc dans le cuivre la phase β apparaît progressivement et remplace totalement la phase α au fur et à mesure de l'augmentation de la concentration du zinc. En dessous de 30% de zinc, l'alliage est monphasé. C'est un alliage très utilisé, pour ses propriétés mécaniques et de mise en forme. Des bandes de plomb sont aussi très visibles. Le

plomb facilite l'usinage et l'évacuation des copeaux mais il favorise aussi l'initiation et la propagation des fissures. Il est donc préférable d'éviter les alliages avec des répartitions non homogènes de plomb. La structure de bandes est certainement une des plus mauvaises de ce point de vue des fissures (Figure 9).

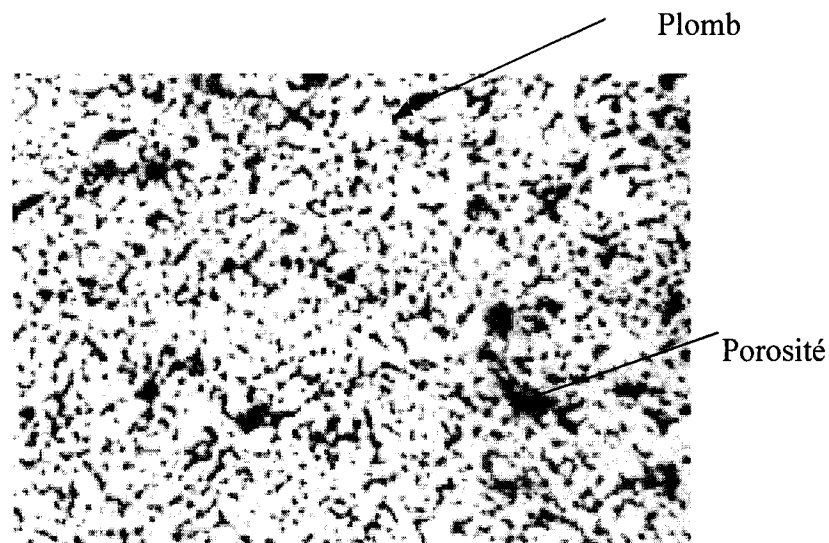


Figure 9 Microstructure en coupe transversale du C360 A sans TT (100X)

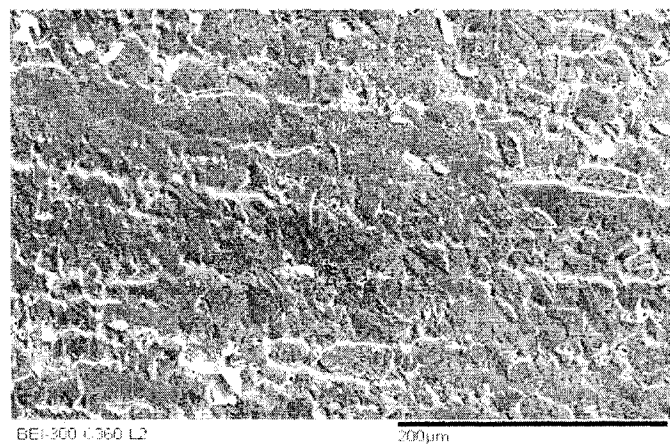


Figure 10 Microstructure en coupe longitudinale sans TT du C360 A

Le C694

C'est un laiton monophasé. Il présente aussi quelques bandes de plomb et un mélange de grains équiaxes et de grains allongés, surtout dans la direction dite 'longitudinale'. La taille des grains (mesure transversale) est de 20-30 μ m. La présence de ces deux types de grains est le résultat d'un traitement thermique de recristallisation non terminée ou d'une inhomogénéité dans la déformation, ce qui semble le plus probable car certaines régions sont recristallisées et d'autres pas. La structure initiale de l'extrusion n'est probablement pas complètement régulière et donc l'effet du traitement thermique n'est pas homogène. La structure initiale due à l'extrusion n'est pas complètement effacée (Figure 11).

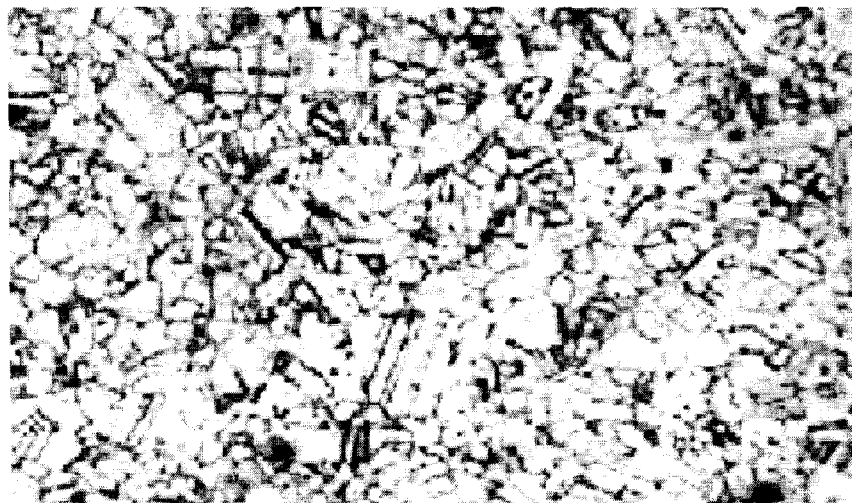


Figure 11 Microstructure en coupe transversale du C694 sans TT (100X)

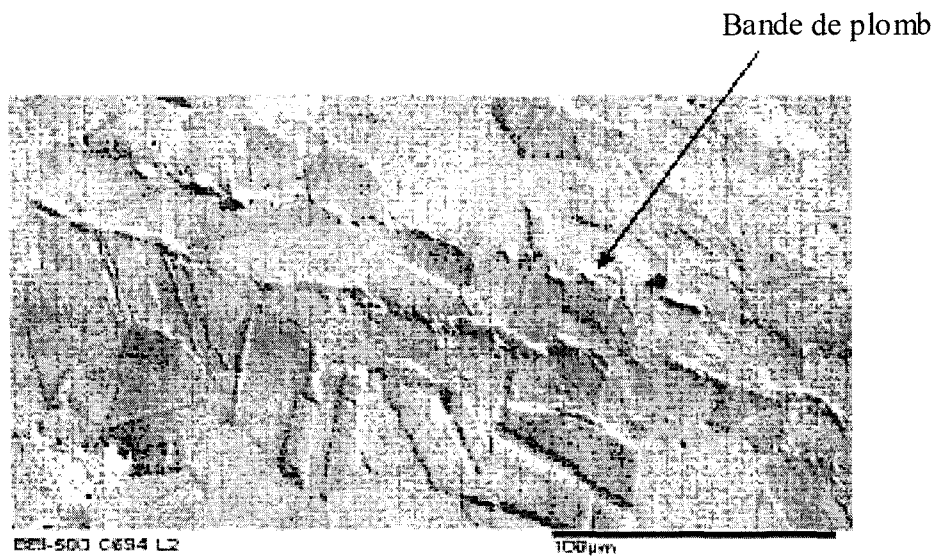


Figure 12 Microstructure du C694 en coupe longitudinale sans TT

Remarquons encore la présence de bandes de plomb presque continues, ce qui est fort défavorable pour la ténacité du matériau.

Le C642A

L'alliage est monophasé. Il présente une microstructure propre (sans impureté) avec des bandes recristallisées où la croissance secondaire prédomine. Le diamètre des grains en mesure transversale est d'environ 30μm et 60μm en mesure longitudinale. (Figure 13).

On peut observer des bandes non recristallisées ou faiblement recristallisées, à gros grains. Cette microstructure hétérogène n'est pas favorable en ténacité, en fatigue, en corrosion.



Figure 13 Microstructure en coupe transversale du C642 A sans TT (100X)



BEI-160 C642 L12

400µm

Figure 14 Microstructure en coupe longitudinale du C642A sans TT

Le C642 C

Pour des fins de comparaison des alliages fabriqués en Chine et des alliages fabriqués sur le continent Nord Américain ont été testés. Ils possèdent une composition nominale identique (Figure 15).

Le C642C, fabriqué en Chine, présente une microstructure à gros grains allongés irrégulière, monophasée, avec beaucoup d'impuretés telles que des précipités ou des inclusions. Il possède les caractéristiques des alliages de fonderie. Le refroidissement après la coulée a été lent, la microstructure est grossière.

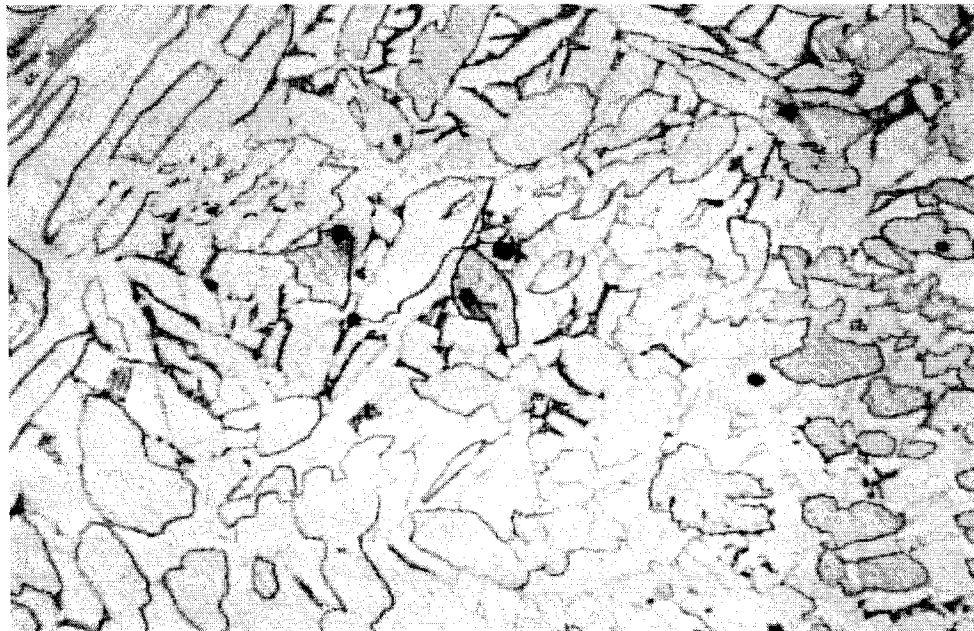


Figure 15 Microstructure en coupe transversale du C642 C sans TT (200X)



Figure 16 Microstructure en coupe longitudinale du C642 C sans TT (200X)

Cette microstructure est évidemment fort différente de celle de son concurrent nord américain, le C642A, qui présente une microstructure plus homogène où la structure de fonderie a été effacée par l'extrusion qui agit pendant ou après la solidification.

Le C661A

Cet alliage présente une concentration plus élevée de bandes de plomb que celle constatée sur son concurrent le C661T. La microstructure montre une recristallisation non complète avec des grains disproportionnés (Figure 17).



Figure 17 Microstructure en coupe longitudinale C661A avant TT (100X)



Figure 18 Microstructure en coupe transversale C661A après TT (100X)

Le C661T

Cet alliage présente une répartition inhomogène de plomb. Il paraît plus propre que son concurrent le C661A. La microstructure montre une recristallisation complète ses grains sont équiaxes et homogènes (figure 19).



Figure 19 Microstructure en coupe transversale du C661T sans TT (100X)



Figure 20 Microstructure en coupe longitudinale du C661T sans TT (100X)

2.5 Propriétés mécaniques des alliages

Tableau VI

Propriétés des alliages

Alliages	Allongement à la rupture (A%)	R _m (MPa)	Ténacité R _m *A% (J/m ³).10 ⁶
6061-95HB *	17	410	69,7
6061-125HB *	22	245	54
6061-75HB *	25	125	31
A319 **	Min 2	Min 234	5
C360A	21	60	12,6
C694A	41	81	33,21
C642A	24	100	24
C642C	4	30	1,2
C661T	21-22	82	18,04

* ``Des matériaux`` [année 2000, p. 519, tableau 11.4]. La dureté des trois premiers alliages a été mesurée au laboratoire.

** Materials Handbook [vol.2, 9th éd. P.116].

Les valeurs de R_m et A% ont été fournies par le fabricant (A= Ansonia) et (C=Chine)

R_m est la résistance mécanique et la ténacité la résistance à la propagation d'une fissure.

Le tableau VII résume les résultats des tests de dureté.

Tableau VII
Duretés et allongement à la rupture [28]

Alliages	Dureté (HB) r ASM vol 1. P.949	Dureté (HRB) Mesurée ETS	Dureté mesurée HRB Ansonia
6061-a	125		
6061-b	95		
6061-c	75		
A319	56		
C360A		93,2	92-94
C694		81,3	
C642A		83	69,7
C642C		82	
C661A		78,7	
C661T		50	*57,5

- testé par X-PER-X

Avec a, b, c les dénominations des alliages d'aluminium selon leur dureté. Six mesures ont été réalisées au laboratoire pour chaque condition, l'erreur de mesure est de +/-0.2 HRB.

2.6 Tests d'écrasement

Ce test a été réalisé pour tenter de prédire la poussérabilité par un test simple de ténacité.

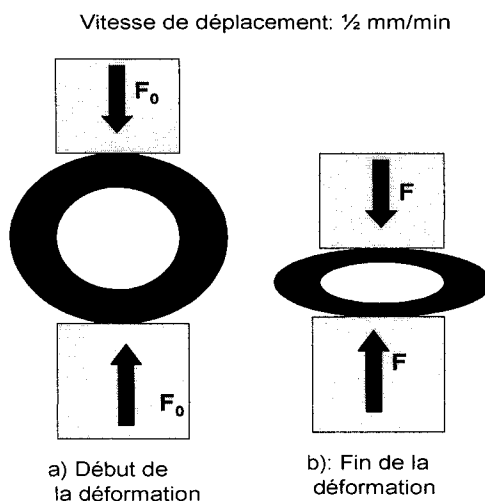


Figure 21 Dispositif du test d'écrasement

Nous avons réalisé des tests qui permettraient de prévoir la poussérabilité. Rappelons que nous avons désigné ainsi la propriété intrinsèque que possède un matériau, à émettre de la poussière pendant l'usinage.

Donc, pour pouvoir relier la poussérabilité à la ténacité, des tests de compression ont été réalisés à l'aide d'une machine de compression programmable (annexe1). Le principe est schématisé sur la figure 21. Ces essais consistent à soumettre des échantillons de forme cylindrique à deux forces axiales opposées en les plaçant entre les plateaux d'une presse programmable. Cette machine (MTS) se compose de deux plateaux pour tenir l'éprouvette, l'un fixe et l'autre mobile, d'un dispositif hydraulique, d'un dynamomètre et d'un extensomètre relié à un enregistreur. La charge peut varier de quelques newtons, le déplacement se fait à une vitesse constante de l'ordre de quelques millimètres par minute. Les tests ont été exécutés sur trois alliages : le C642 A traité thermiquement au laboratoire, le C661T non traité et le C360A non traité avec et sans moletage, avec une

vitesse de $V_d = 0.5$ mm/min. Les échantillons ont été testés dans la condition de réception ('tel que reçu'). Les forces locales ont été mesurées en instrumentant des échantillons cylindriques. Les détails des calculs de la contrainte tangentielle sont donnés au chapitre 3.

Nous voulons définir un test qui se rapproche des conditions d'émission de poussières. Rappelons encore que nous insisterons sur ce point plus loin (chapitre 4). Rappelons que le mécanisme élémentaire de production de poussière se fait par la création d'une fissure et le frottement des deux lèvres. Les mesures de ténacité classiques (éprouvette, ASTM E 399) ne sont pas adaptées puisque la fissure se propage en mode I et que l'émission de poussières est proche du mode II (Figure 22).

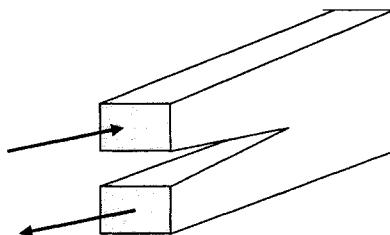


Figure 22 Propagation d'une fissure émettrice de poussières

Nous avons donc repris un essai simple, que nous avons nommé ténacité par écrasement (normalisé ASTM) qui nous a semblé plus pratique pour caractériser des bagues industrielles et plus proche des conditions d'émission de poussières pendant l'usinage. De plus ce test peut aussi servir à quantifier l'initiation et la propagation pour les essais de classification des alliages.

Soulignons aussi que ce test initie la fissure en mode I et que la propagation s'effectue en mode mixte. En effet, les conditions expérimentales ne sont pas assez précises pour que la propagation se fasse toujours en mode I. De plus la striction latérale n'est pas négligeable et donc favorise sur les côtés le mode II.

Les tests ont été dupliqués sur deux échantillons. De plus pour quantifier l'effet de concentrateur de contrainte deux échantillons moletés et deux échantillons non moletés ont été testé. Cette opération de moletage est mécaniquement assez sévère.

2.7 Précision des mesures

La reproductibilité de la mesure est estimée à partir de l'écart-type e :

$$e = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2}{n-1}} \quad (2)$$

Avec

x_i : $i^{\text{ème}}$ valeur obtenue sur une série de n mesures

\bar{x} : valeur moyenne sur une série de n mesures

n : nombre de mesures

Pour chacune de nos séries de données, une analyse statistique a été faite pour obtenir l'écart-type et l'erreur-type. Par exemple, pour les données de concentration des poussières lors du perçage des alliages de cuivre, les essais ont été répétés 10 fois. L'analyse statistique nous a donné une erreur type de 0.007 mg/m^3 .

L'erreur -type est fourni au début de chaque série des résultats dans le présent mémoire.

CHAPITRE 3

RÉSULTATS ET ANALYSES

3.1 Fraissage des alliages d'aluminium

Nous avons repris les résultats du perçage d'aluminium de Balout [37] pour vérifier si les comportements du matériau restent inchangés en fraissage. De plus, nous avons fait le perçage d'alliage de cuivre.

La figure 23 montre un exemple typique de l'évolution de la concentration de poussières en fonction du temps. L'acquisition des données commence 20s avant le début de la coupe. La concentration de la poussière mesurée atteint, dans tous les cas, un maximum. L'existence de ce maximum sera expliquée plus loin dans le mémoire.

La concentration de poussières moyenne est obtenue par lecture directe de l'appareil de mesure. C'est cette valeur qui a été prise en considération pour analyser les tendances de la génération de poussières.

Plusieurs mesures de l'émission de poussières sont possibles : aucune ne donne des valeurs réelles de la quantité de matière produite. Pour cela, il faudrait être capable de récupérer toutes les particules produites, ce qui est impossible. Il faut faire un choix. Pour contourner ce problème délicat de la mesure, nous proposons une échelle "standard" de mesure (chapitre 4 paragraphe 4.8).

La mesure choisie de la quantité de poussière est celle appelée mesure moyenne de la concentration. Elle s'exprime en mg de poussière par m³ d'air pompé à travers le filtre. Cette mesure exprime la valeur moyenne de toutes les mesures faites pendant l'usinage. C'est une mesure qui permet de comparer les émissions pour toutes les expériences

réalisées dans les mêmes conditions de vitesse, d'avance, etc. Nous aurions pu choisir la quantité totale de poussières émises, mais nous avons préféré choisir une mesure plus généralement acceptée. Ces deux mesures sont évidemment reliées à condition que la façon dont le prélèvement est effectué demeure la même. Soulignons que ces deux mesures, moyenne ou totale, ne changent pas le classement relatif des matériaux du point de vue de leur pouvoir émissif. Si le matériau A émet deux fois plus de poussières que le matériau B, cela restera vrai quelque soit la mesure choisie. Cette explication (il faut que le prélèvement se fasse dans des conditions définies) souligne la difficulté de mesure de la poussière et la nécessité de définir une échelle de mesure du pouvoir émissif (voir chapitre 4).

3.2 Influence des paramètres expérimentaux en fraisage

La figure 23 représente une courbe typique de génération de poussières. La concentration mesurée de la poussière est fortement influencée par la forme de la chambre (géométrie de la boîte récupératrice), de l'état de l'environnement dans lequel les tests se déroulent, de la position du tuyau canalisateur des particules de poussières. Cependant l'allure de la courbe reste la même que ce soit en perçage ou en fraisage quelque soit le matériau usiné. La forme de cette courbe est aussi indépendante de la géométrie de la boîte de collection, du type d'usinage (perçage, fraisage). La forme de la courbe $P(t)$ est donc caractéristique de la mesure.

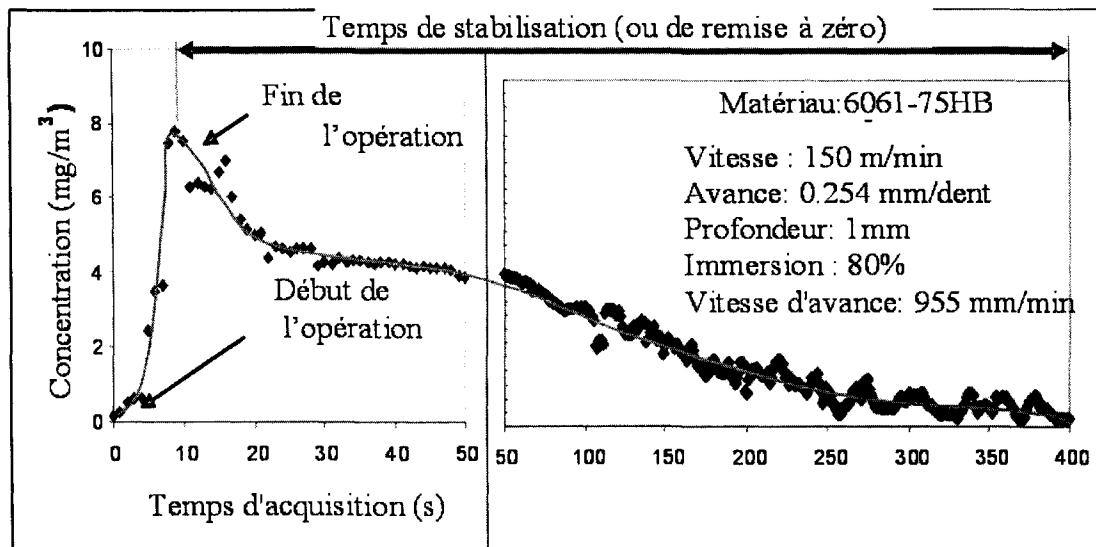


Figure 23 Courbe typique de la génération de quantité de poussières ($\text{mg.s}/\text{m}^3$)

L'augmentation de la vitesse de coupe pendant le fraisage des alliages d'aluminium influence fortement la génération de poussière pour les alliages de corroyage et a peu d'influence pour les alliages de fonderie. D'une façon plus globale, ceci est montré dans la figure 24.

On peut généraliser ce résultat: « les alliages de fonderie » émettent moins de poussières que les alliages de corroyage et la vitesse de coupe a une faible influence sur la génération de poussières pour les alliages de fonderie alors que pour les alliages de fonderie l'influence est grande. Ce commentaire sera repris dans la discussion.

D'une façon traditionnelle l'usinabilité d'un matériau se fait par la mesure des forces et les mesures de l'usure de l'outil. À ces critères il faut ajouter le cas de l'usinage à sec avec l'émission de la poussière.

Les alliages de fonderie qui produisent les copeaux courts sont donc du point de vue de forces et de l'émission de poussières les alliages de bonnes usinabilités.

Les trois critères : force, poussières et usure de l'outil sont donc indépendants les uns des autres. Dans le cadre du présent travail, on s'est surtout concentré sur l'interrelation entre certains de ces critères insistant sur le fait qu'ils ne sont pas reliés.

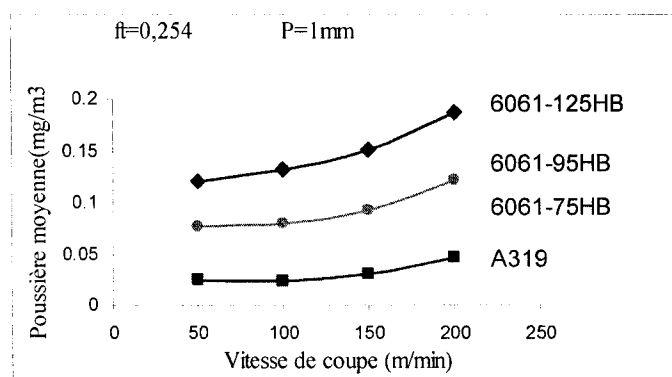


Figure 24 Quantité de poussières en fonction de la vitesse de coupe

La figure 25 souligne l'influence de la profondeur de coupe. La même constatation s'impose, « les alliages à tendance fragile émettent moins de poussières que ceux qui sont plus ductiles et les paramètres de coupe exercent moins d'influence ».

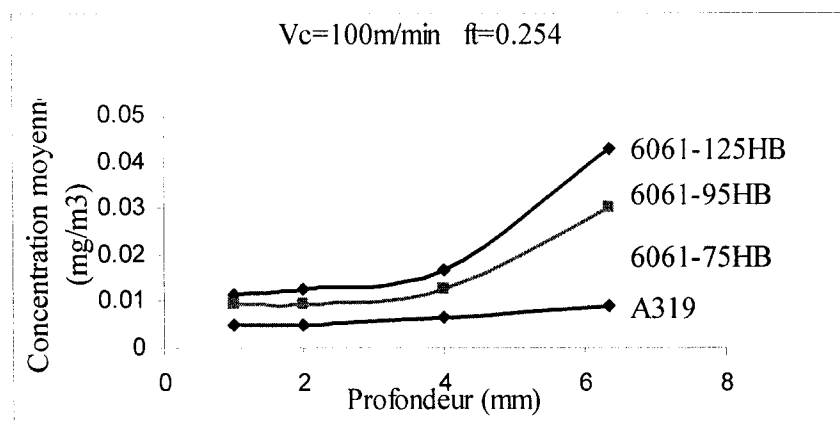


Figure 25 Quantité de poussières en fonction de la profondeur de coupe

L'erreur-type moyen de mesure de la concentration de poussières dans l'air lors du fraisage des alliages d'aluminium a été de $0,027 \text{ mg/m}^3$.

Les figures 26 à 27 montrent les micrographies de copeaux des différents alliages d'aluminium. Ces figures font ressortir l'état fragile ou ductile des copeaux après usinage (quantité d'écailles sur une surface donnée du copeau). Cette propriété de fragilité ductilité laisse ressortir les couches sur les alliages de fonderie et des toits d'usure sur les alliages de corroyage (l'avance utilisée est de 0,254).

Ces figures montrent l'état des copeaux de la face interne et externe du 6061-95HB et du A319 après usinage : les faces internes brillantes sont celles en contact avec l'outil de coupe, alors que les faces externes sombres montrent la formation de faciès provenant du pliage important de copeau, on peut observer, surtout pour le A319, la présence de fissures. Dans le chapitre discussion nous expliquerons l'effet de l'écailage du copeau de chacun des alliages sur la production de poussières.

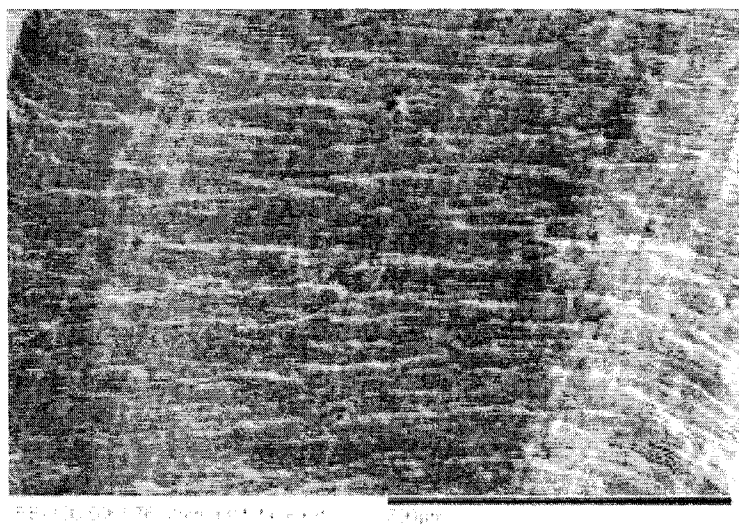


Figure 26 Face externe du copeau du 6061-95HB à 6.35mm

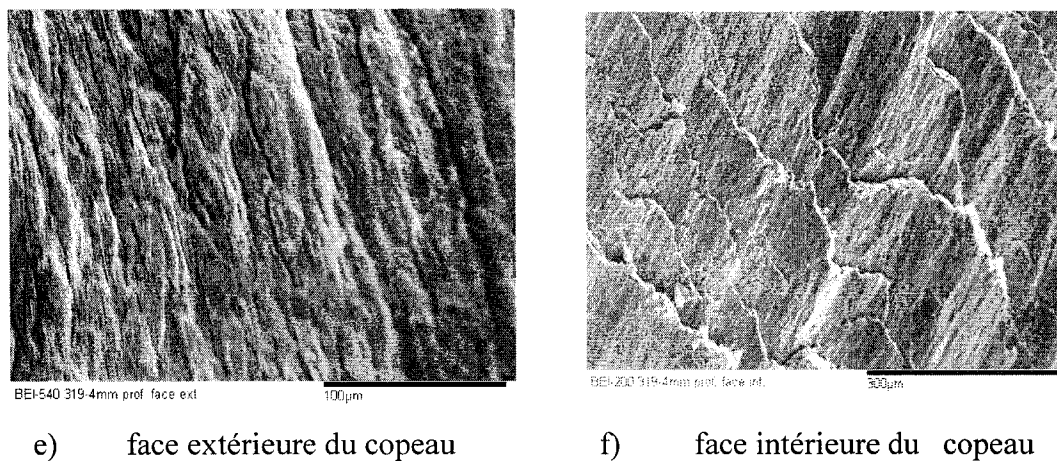


Figure 27 Face interne et externe du copeau du A319 à 6.35mm

La figure 28 montre l'évolution de la concentration de poussières en fonction de la dureté des matériaux. La dureté semble avoir une influence sur la concentration de poussières produites en fraisage des alliages d'aluminium.

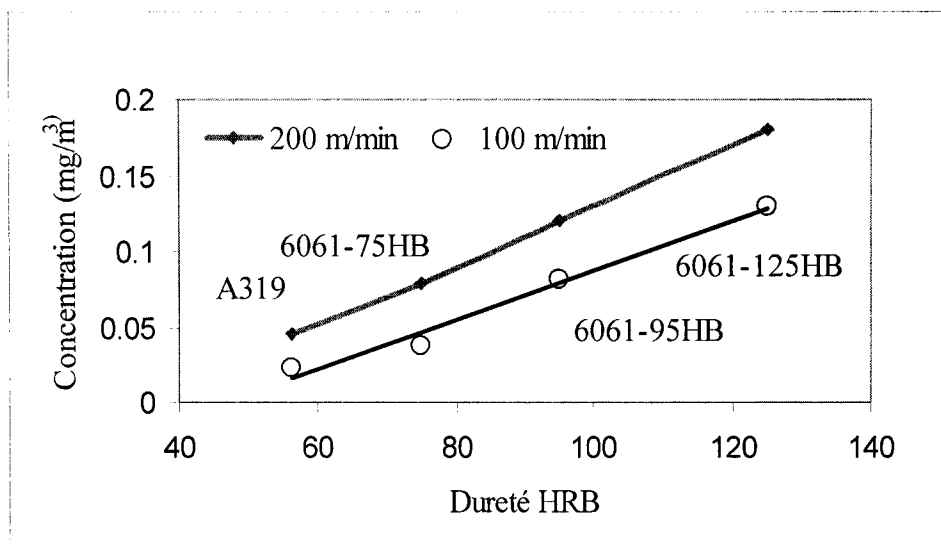


Figure 28 Évolution de la concentration en fonction de la dureté

3.3 Perçage des alliages de cuivre

L'augmentation de l'avance de 0,11 à 0,22 tr/min influence faiblement la génération de poussières lors du perçage des alliages de laiton. La figure 29 montre que le C360A génère un peu plus de poussière que le C661T, C694 et le C642 A, mais la différence est faible.

L'erreur-type moyen de mesure de la concentration de poussières dans l'air lors du perçage des alliages de cuivre a été de $0,009 \text{ mg/m}^3$.

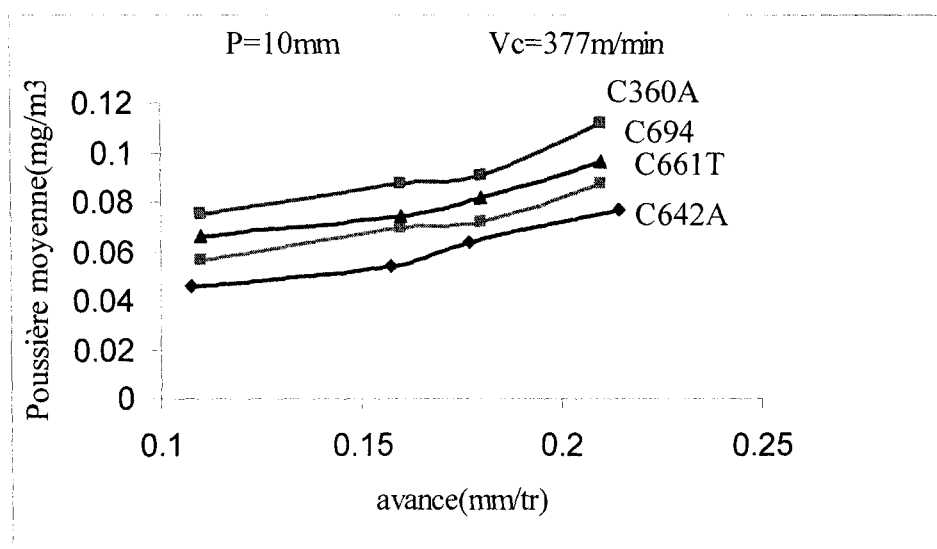


Figure 29 Influence de l'avance par tour sur la poussière

La figure 30 montre la variation de poussières émise en fonction de la vitesse de coupe. Cette émission passe par un maximum pour une vitesse de 250 m/min, quelque soit l'alliage. De plus, les quatre matériaux sont ductiles, ce qui explique la forme des courbes (voir paragraphe discussions).

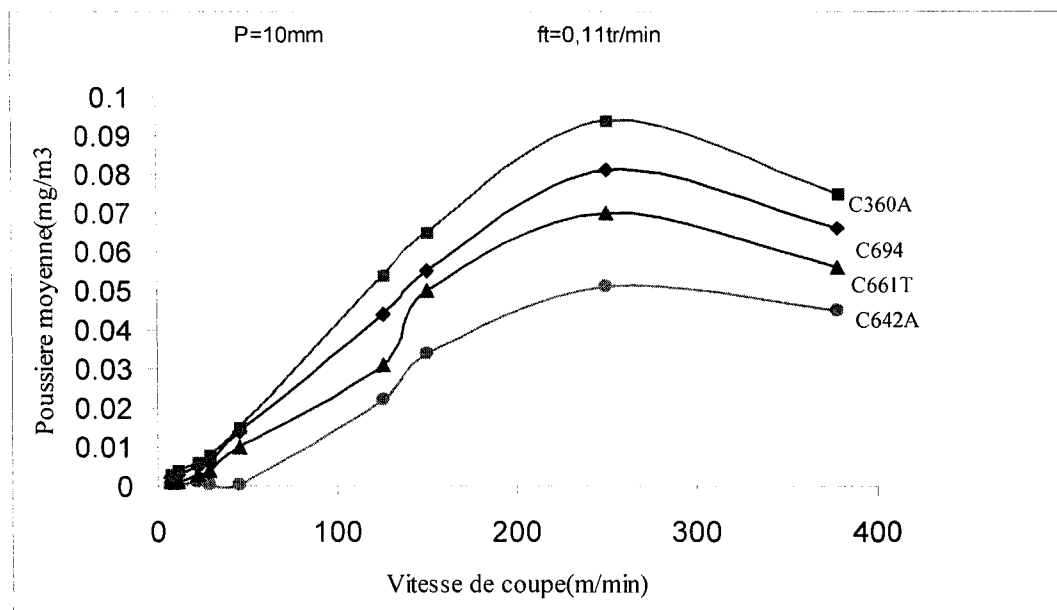


Figure 30 Influence de la vitesse de coupe sur la poussière

La figure 31, montre que les efforts de coupe diminuent à des très basses vitesses. Il est à souligner que les vitesses inférieures à 20 m/min sont peu utilisées en usinage aujourd'hui.

D'un point de vue théorique, la chute des efforts de coupe en fonction de la vitesse marque la fin du stade I. La variation de la force est peu fonction de la vitesse de coupe dans le stade I. Ce résultat a été largement démontré. Pour de très faibles vitesses de coupe, les forces augmentent. La variation du mécanisme de coupe sera étudiée en détail ultérieurement.

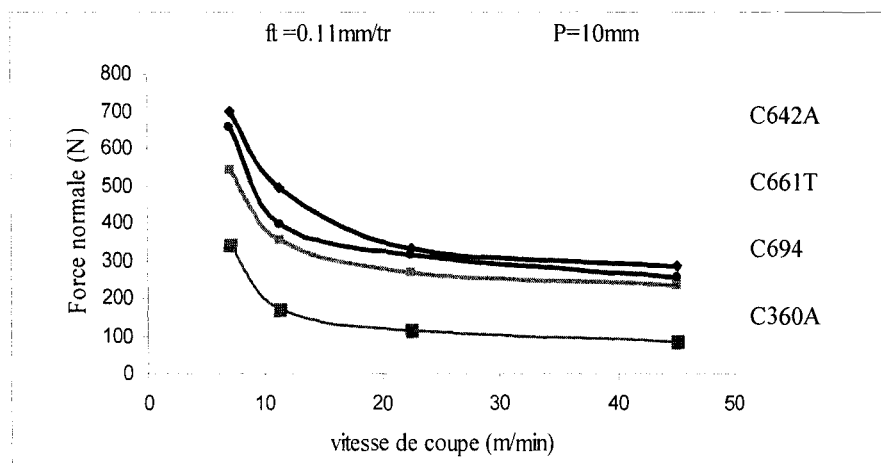


Figure 31 Influence de la vitesse sur les efforts de coupe

La figure 32 montre que le C642A est l'alliage qui nécessite le plus d'efforts de coupe. On peut établir un classement de l'usinabilité des alliages, classement qui est qualitatif: C360; C694; C661; C642. Cette classification sera reprise plus loin.

L'augmentation de l'avance lors des opérations de perçage des alliages du laiton, entraîne une croissance non négligeable des efforts de coupe.

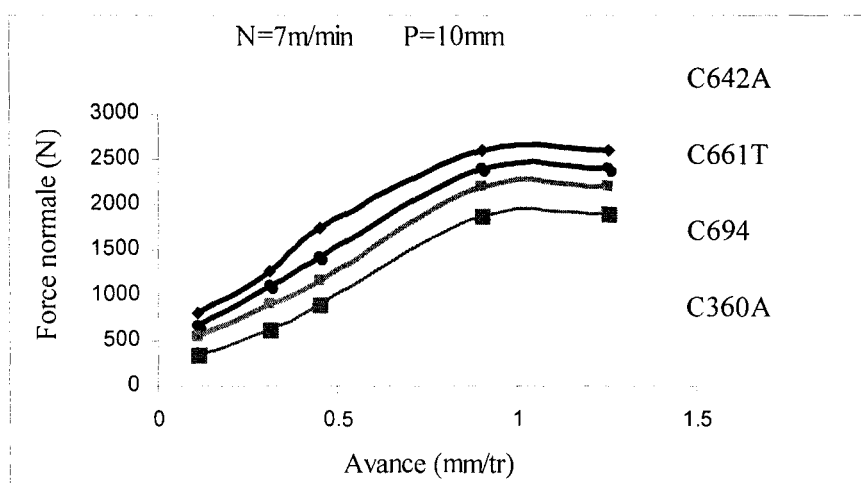


Figure 32 Influence de l'avance par tour sur les efforts de coupe

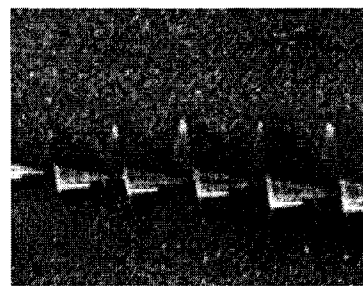
L'évolution de la force peut se décrire par une relation puissance (Voir mémoire de Balout [56]) : $F = A \cdot V^n$

Les figures 33 à 35 montrent l'état du copeau (forme longue ou courte) des alliages du cuivre à différentes vitesses de coupe. Pour des avances comparables, le copeau est fragile à basse vitesse, et devient ductile à plus haute vitesse.

L'analyse de copeaux permet de trouver l'intervalle de vitesse où la concentration de poussières est maximale avec formation de copeaux longs est caractéristique de l'émission de beaucoup de poussière tandis que la concentration de poussières est minimale : la formation de copeaux courts.



$V_c = 125 \text{ m/min}$

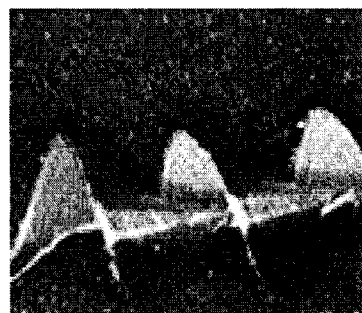


$V_c = 250 \text{ m/min}$

Figure 33 Copeau du C661T à 125m/min et 250 m/min (50X)

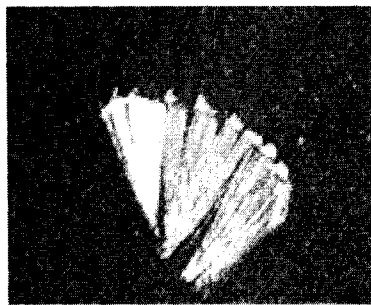


$V_c = 125 \text{ m/min}$

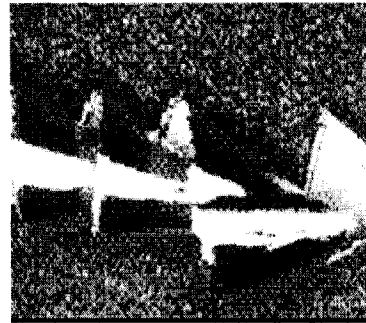


$V_c = 250 \text{ m/min}$

Figure 34 Copeau du C360A à 125 m/min et 250 m/min (50X)



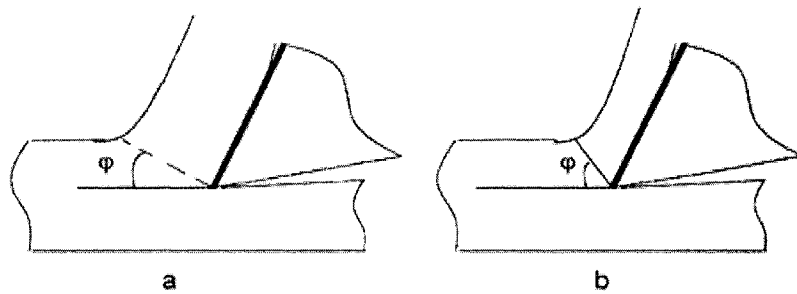
$V_c = 125 \text{ m/min}$



$V_c = 250 \text{ m/min}$

Figure 35 Copeau du C694 à 125 m/min et 250 m/min (50X)

La figure 36 montre le mode de formation des copeaux à basse et à haute vitesse de coupe.



Basse vitesse de coupe

Haute vitesse de coupe

Figure 36 Formation des copeaux en fonction de la vitesse

3.4 Tests d'écrasement

Les courbes brutes sont obtenues à partir des données expérimentales $F(\delta)$ [force déplacement]. Cette courbe est convertie en $\sigma(\varepsilon)$.

Le calcul de la contrainte et de déformation (σ et ε) au point A nous permet de déterminer la ténacité des matériaux afin de les classer. Pour ce calcul, il a fallu assimiler le phénomène à un pliage.

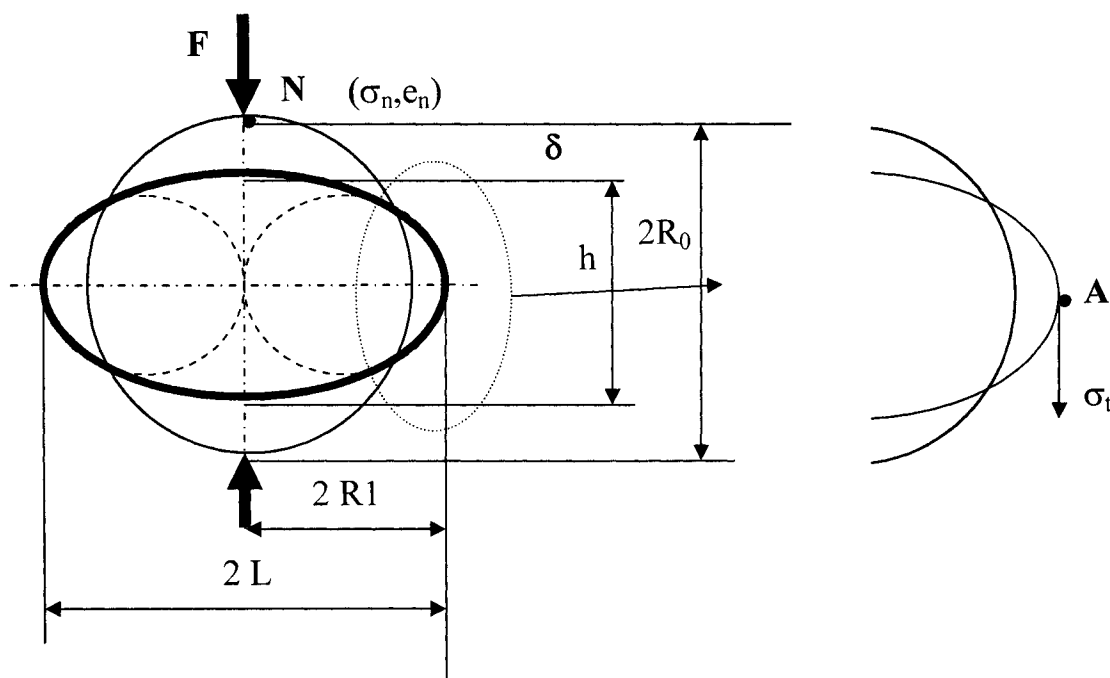


Figure 37 Schématisation du principe d'écrasement

Le développement suivant permet de trouver la contrainte tangentielle et la déformation au point A .

Posons pour des raisons de simplification : $L = a$, et $h/2 = b$

Le déplacement δ est donné par :

$$\delta = R_0 - \frac{h}{2} \quad (3)$$

Implique

$$h = 2(R_0 - \delta) \quad (4)$$

$$h + 2 \times \delta = 2 \times R_0 \quad (5)$$

Par hypothèse de conservation de volume et l'approximation sur la circonférence de l'ellipse est donné par la formule de Ramanuja suivante.

$$C_1 \approx \pi \left[3(a+b) - \sqrt{(3 \times a + b) \times (a + 3 \times b)} \right] \quad (6)$$

Celui du cercle est donné par :

$$C_2 = 2 \times \pi \times R_0 \quad (7)$$

$$\Rightarrow \pi \left[3\left(L + \frac{h}{2}\right) - \sqrt{\left(3 \times L + \frac{h}{2}\right) \times \left(L + \frac{3}{2}h\right)} \right] = 2 \times \pi \times R_0$$

$$\Rightarrow R_0 = \frac{3}{2}\left(L + \frac{h}{2}\right) - \frac{1}{2} \sqrt{\left(3 \times L + \frac{h}{2}\right) \times \left(L + \frac{3}{2}h\right)} \quad (8)$$

$$\text{Avec } h = 2(R_0 - \delta) \text{ et } L = 2 \times R_1 \quad (9)$$

On obtient alors :

$$R_0 = \frac{3}{2}(2 \times R_1 + R_0 - \delta) - \frac{1}{2} \sqrt{(6 \times R_1 + R_0 - \delta) \times (2 \times R_1 + 3(R_0 - \delta))} \quad (10)$$

On peut résoudre aisément cette équation pour trouver la valeur de R_1 . La résolution donne deux racines, une positive et une négative qu'on doit exclure, on aura donc :

$$R_1 = \frac{\sqrt{(4R_0^2 + 4\delta R_0 - 5\delta^2)} + R_0 + 2\delta}{6} \quad (11)$$

Hypothèse : La déformation de la bague est similaire à un pliage (cintrage)

$$\text{Schey : } e_t = \frac{1}{2 \times \frac{R_1}{t} - 1} \quad [54], \text{ P.397-402} \quad (12)$$

En restant dans le domaine élastique et en appliquant la loi de Hooke ($\delta = e_t \cdot E$), on obtient la contrainte tangentielle :

$$\sigma_t = \frac{3t}{\sqrt{4R_0(R_0 - \delta) - 5\delta^2} + R_0 + 2\delta + 3t} \times E \quad (13)$$

(Avec δ –déplacement, σ –contrainte tangentielle, R_0 -rayon du grand cercle, R_1 -rayon du petit cercle, t - épaisseur de la bague). Le module d'élasticité du laiton étant 110 GPa et celui de l'aluminium de 69 GPa.

Ce développement nous permettait de trouver la contrainte et la déformation au point A où la concentration de contrainte semble être maximale. Cependant la déformation avec cette formule s'applique au domaine élastique. Puisque nous n'avons pas l'état de déformation en A et que cette déformation dépend de l'état en N, nous appliquons la formule classique de calcul de contrainte au point N :

$$\sigma = \frac{F}{S_0} \quad (14)$$

F étant la force appliquée en (N) pour écraser l'échantillon. S_0 étant la surface de contact mors-bague. D'après Bayoumi [54], l'arc de contact est relié au déplacement δ et vaut $0.5 \times \pi \times \delta$. Connaissant la hauteur de la bague (largeur de contact), on peut donc écrire que la surface de contact (qui varie avec δ) est donnée par :

$$S_0 \approx \frac{\pi}{2} \times \delta \times H \quad (15)$$

H la hauteur de la bague

δ le déplacement en mm,

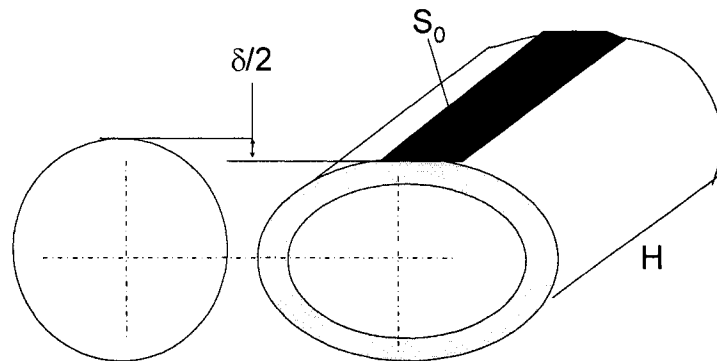


Figure 38 Surface de la bague écrasée

Les figures 39 à 43 présentent les courbes de contraintes et déformations estimées au point N d'application de la charge (figure 37), pour tous les alliages de cuivre testés. La ténacité des matériaux est ensuite évaluée en calculant l'aire sous chacune de ces courbes en utilisant la méthode de Simpson.

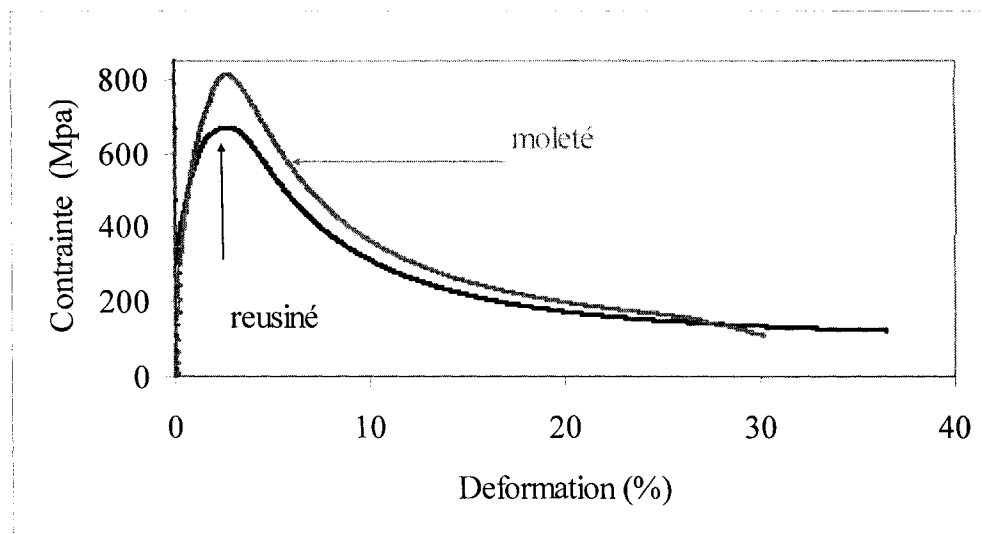


Figure 39 Contrainte en fonction de la déformation du C642A Ré usiné et moleté

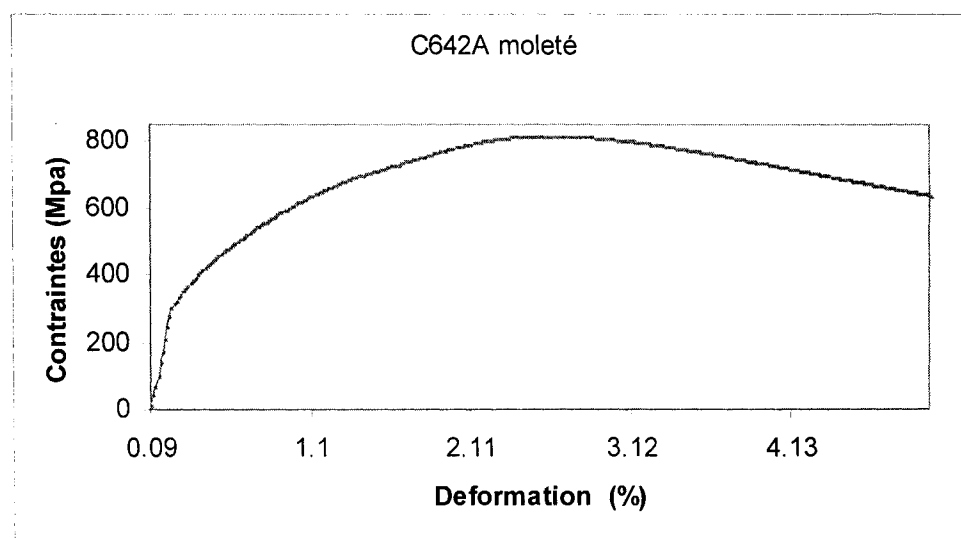


Figure 40 Contrainte en fonction de la déformation basse du C642A

La contrainte maximale est atteinte aux environs de 2.5% de déformation (Figure 40). À partir de ce point la déformation plastique est non uniforme. La même forme de courbe a été obtenue pour tous les alliages de cuivre testés.

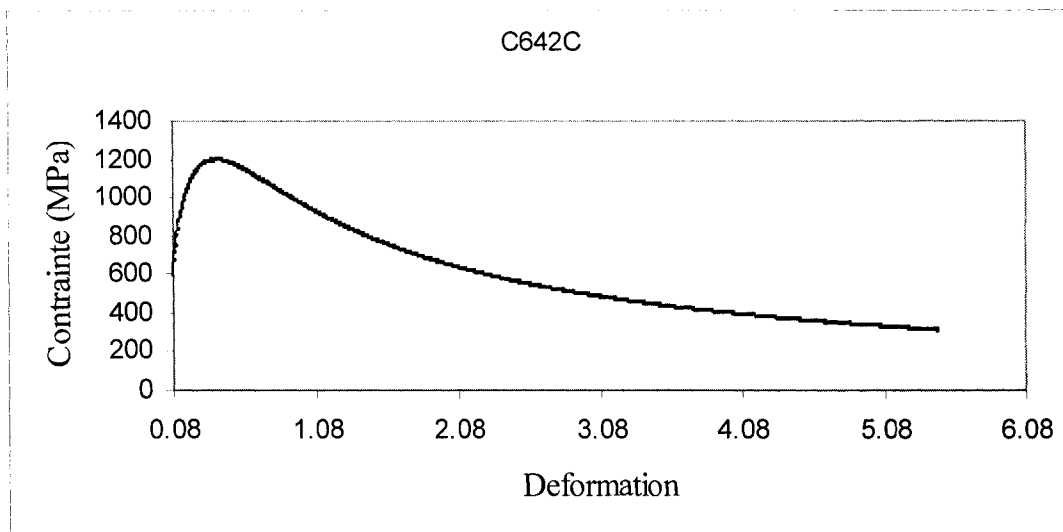


Figure 41 Contrainte en fonction de la déformation du C642C non moleté

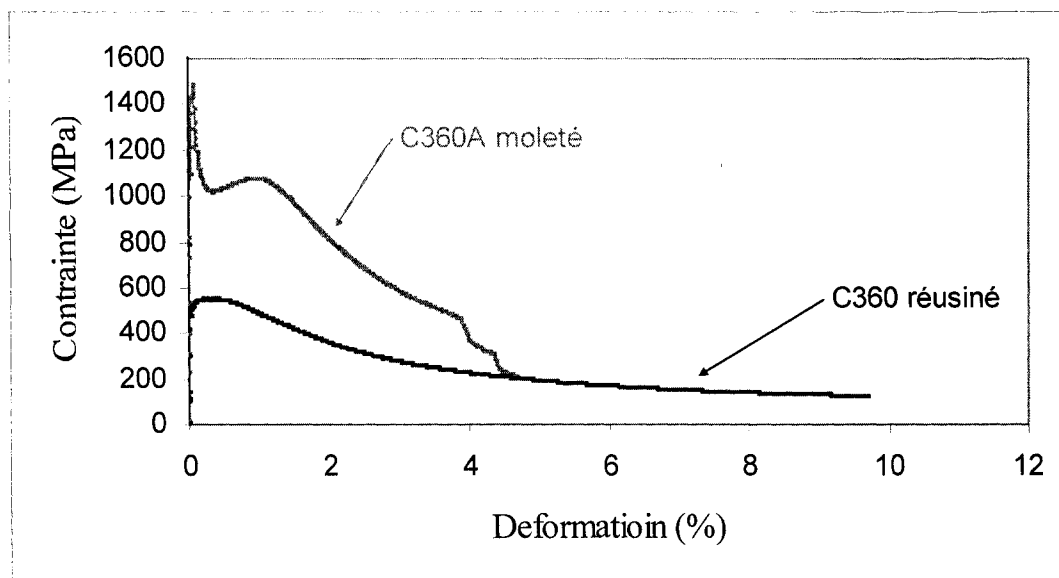


Figure 42 Contrainte en fonction de la déformation du C360A

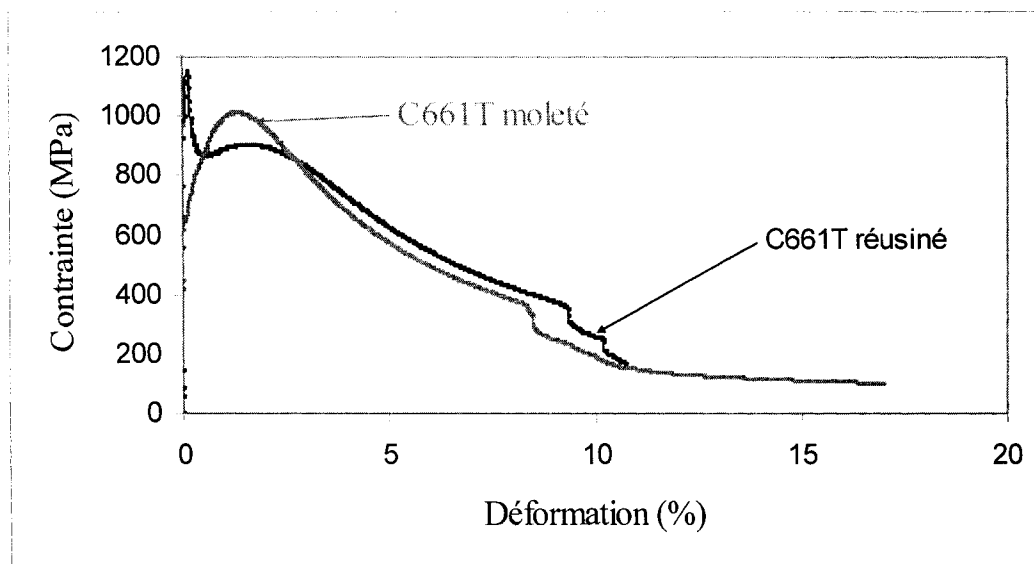


Figure 43 Contraite en fonction de la déformation du C661T

Ce test de l'écrasement nous a permis d'évaluer plus facilement la ténacité. Plus simplement par le produit $R_m * A\%$, qui donne l'énergie dépensée pour initier et propager une fissure jusqu'à rupture totale (figures 39-43). Le tableau VIII présente certains alliages en fonction de ce critère. Le test de l'ASTM E-399 qui mesure la ténacité est fiable mais dispendieux et qui ne tient pas compte de la présence de défaut du type impureté de plomb. La simplicité est le principal avantage de notre test d'écrasement, le fait qu'il tient compte de défaut éventuel puisque l'initiation a lieu sur une grande surface. De plus l'initiation se fait en tension, ce qui est proche des conditions réelles. Cette mesure est inhabituelle mais présente un intérêt pratique important pour les connaissances des causes d'émissions de poussières. En effet les modes de définition sont proches: frottement et plan de rupture.

La figure 44 montre que la corrélation entre poussiérabilité et dureté dépend du matériau et que, les matériaux les plus tenaces peuvent émettre moins de poussières selon les conditions alors que ceux les moins tenaces en produisent plus de poussières. L'alliage

C694 est une singularité dans l'évaluation de la dureté. Ceci est illustré dans la figure suivante :

Les valeurs des quantités de poussières sont celles de l'intervalle de production maximale ($V_c = 250 \text{ m/min}$ et $f_t = 0.11 \text{ mm/tr}$).

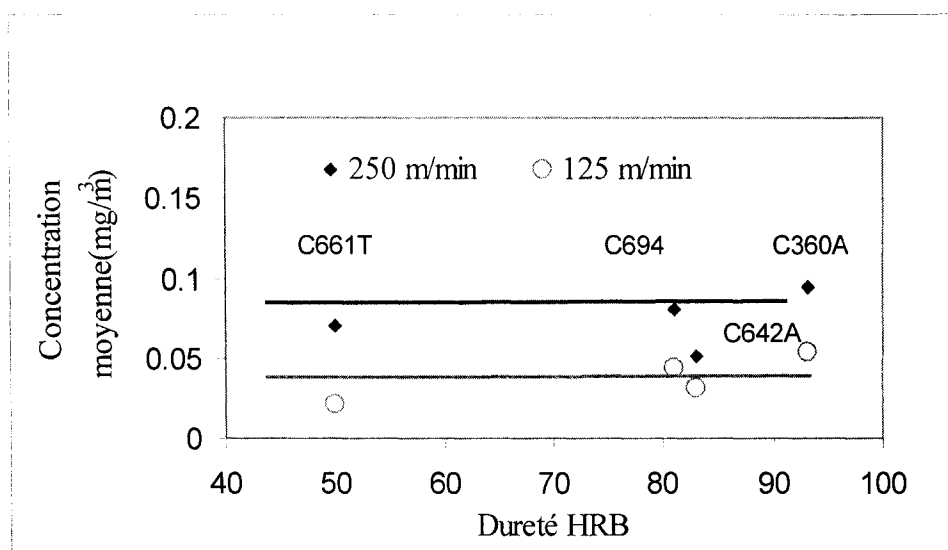


Figure 44 Corrélation entre concentration et dureté de cuivre

Le tableau VIII présente valeurs des ténacités des alliages moletés, des alliages réusinés, du produit $R_m \cdot A\%$ fourni par les fabricants des différents alliages.

Tableau VIII
Ténacités des alliages moletés et ré usinés

Alliages	Ténacité des moletés (N) (J/ m ³).10 ⁶	Ténacité des ré usinés (M) (J/m ³).10 ⁶	Ténacité Rm*A% (J/m ³).10 ⁶
C360A	34	23	13
C642A	99	95	24
C661T	65	68	-----
C642C	-----	33	1
C661A	-----	-----	18

Les figures 45 et 46 montrent la corrélation entre la concentration de poussières et la ténacité des matériaux. Ces données ont conduit (par courbe tendance) aux relations entre l'émission de poussières et la ténacité des matériaux :

$$P_M = A * T^\alpha \quad (16)$$

P_M étant la concentration de poussière, T la ténacité des matériaux et A une fonction du matériau et α une constante dépendant du matériau :

- Pour les familles des alliages de cuivre $\alpha = -0.30$ et $A = 0.225$
- Pour les familles des alliages d'aluminium $\alpha = 0.45$ et $A = 0.021$

D'après cette équation (16), nous pouvons conclure que la ténacité du matériau est proportionnelle à la concentration de poussière seulement pour les alliages d'aluminium; alors que cette influence est faible pour les alliages de cuivre. Dans le cas général, plus le matériau est fragile, moins il émet de poussière.

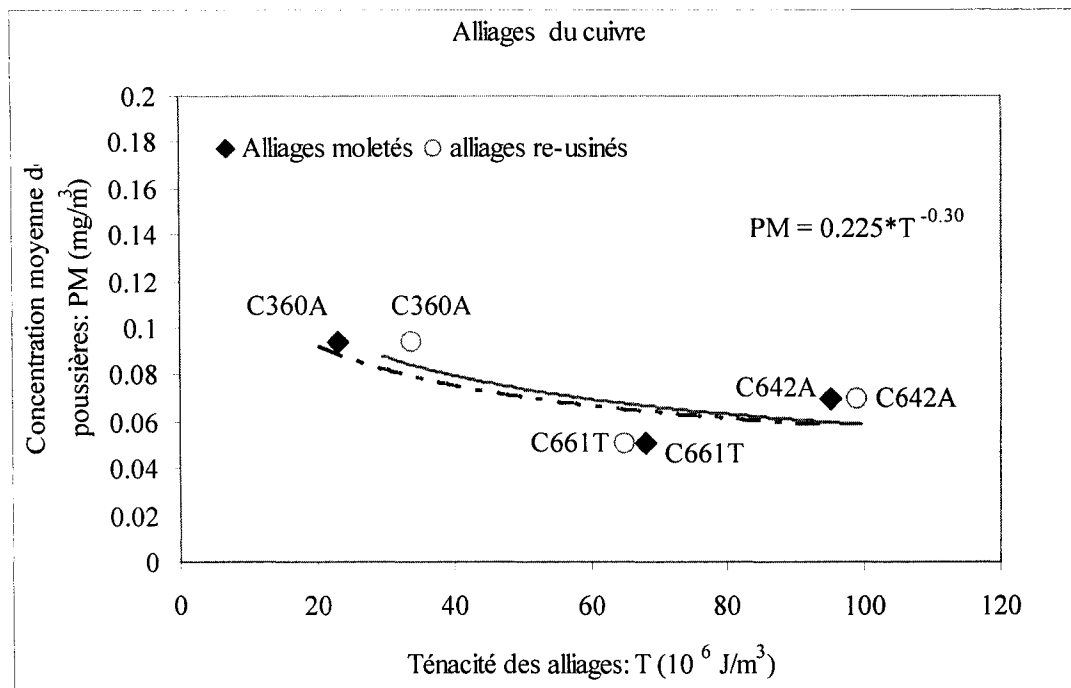


Figure 45 Concentration en fonction de la ténacité de cuivre

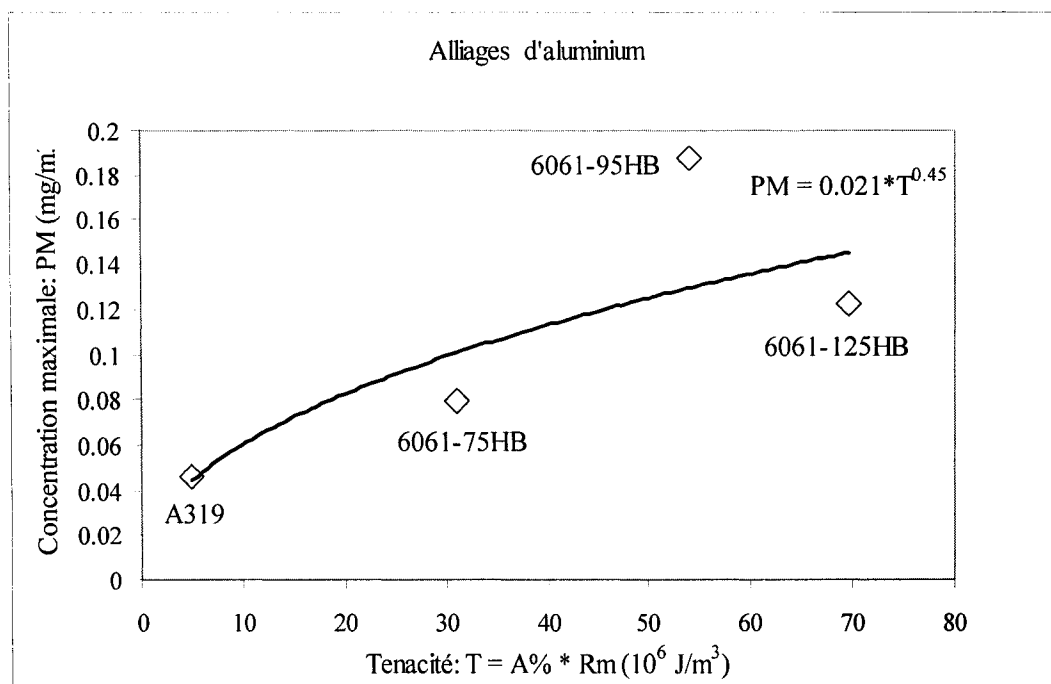


Figure 46 Concentration en fonction de la ténacité de l'aluminium)

CHAPITRE 4

DISCUSSIONS

4.1 Introduction à la discussion

Afin de pouvoir mieux contrôler l'émission de poussières pendant l'usinage à sec, il est nécessaire de mieux comprendre le mécanisme de formation et d'émission de ces poussières. La discussion portera principalement sur la formation des copeaux et son implication sur la génération de poussières.

Nous avons utilisé deux procédés d'usinage à sec très différents. D'une part le perçage et d'autre part le fraisage dans lequel les angles d'attaque et de dépouille sont plus complexes. Malgré le fait que les mécanismes de coupe soient très différents, l'évolution de la production de poussières suit les mêmes tendances quelque soit le procédé utilisé (figures 26 et 32). En particulier l'influence sur l'émission de poussières de l'avance, de la vitesse de coupe, et de la profondeur de coupe suit les mêmes lois que ce soit en perçage ou en fraisage.

Il a déjà été constaté depuis plusieurs années que l'usinage peut se décomposer en trois stades. Ces stades caractérisent l'influence de la vitesse de coupe sur la force. La figure 47 illustre ces trois stades.

La tentation est en général assez grande pour relier l'usure de l'outil à la force de coupe. Il a été démontré qu'une telle relation existe [37] dans le stade I. La mesure de la force apporte donc une information essentielle pour caractériser l'usure de l'outil. Suivant la même approche nous avons tenté de relier les forces de coupe à la production de poussières, dans le cas de l'usinage à sec évidemment. Cette tentation s'est avérée vaine. Il faudra étudier plus en détail les mécanismes qui président à la génération des

poussières afin de pouvoir extraire un paramètre significatif qui permettrait de choisir les meilleures conditions de coupe du point de vue de la poussière.

Dans le présent chapitre, nous allons donc nous pencher sur l'étude de ces phénomènes afin de pouvoir augmenter la qualité de l'usinage à sec, c'est-à-dire qui respecte l'atmosphère environnante.

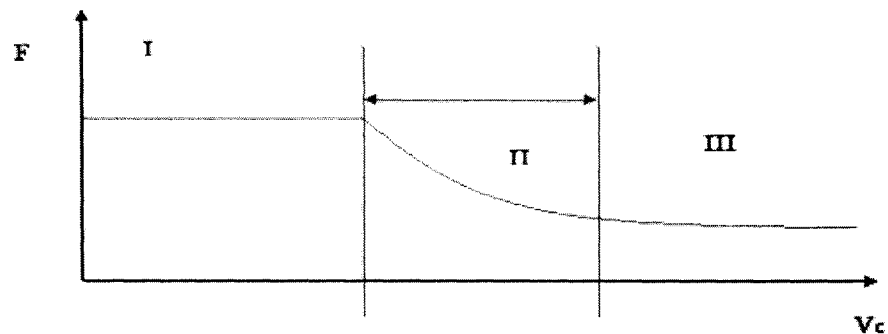


Figure 47 Force en fonction de la vitesse de coupe

4.2 Formation des copeaux

D'une manière générale l'usinage peut être décomposé en plusieurs phases :

Phase 1

Lorsque l'outil s'engage dans la pièce, un état de contrainte se développe devant l'arête. Une arête est suffisamment large dans les conditions de la coupe ordinaire pour qu'il soit possible de considérer la formation du copeau dans un état plan de déformation à la surface de l'outil, dans le copeau, juste devant l'arête de coupe. Sur la surface

extérieure. La composante normale (compression) disparaît (pression atmosphérique). En conséquence, l'association de faibles contraintes de compression avec de hautes contraintes de cisaillement produit une fissure qui s'amorce soudainement à la surface extérieure de la pièce à un endroit où la contrainte critique de cisaillement a été atteinte. Un plan de glissement apparaît en direction de la pointe de l'outil jusqu'au moment où cette rupture par cisaillement évolue (déformation plastique). Une fissure est générée. Dans les matériaux fragiles cette fissure peut traverser le copeau. (Figure 48)

Phase 2

Une partie du matériau subit alors une déformation plastique intense facilitée par l'augmentation très forte de la température. Par la suite, le volume du copeau situé entre ce plan de glissement et la face de coupe de l'outil est poussé vers l'extérieur. Le volume de copeau situé entre la fissure et l'arête de coupe est "éjecté" en dehors. Cette déformation plastique en cisaillement peut entraîner un mouvement de matière, il y a formation du " toit d'usure" (usine ancien modèle) (figure 48)

Phase 3

À ce stade, il existe de très grandes déformations plastiques et de grandes vitesses d'éjection. L'élévation de température est très importante. L'épaisseur du copeau étant faible, le refroidissement du copeau est probablement rapide pour des vitesses modérées. Le champ de contrainte de compression chute pendant les phases 2 et redevient maximal dans le stade I, engendrant un nouveau glissement. Le phénomène cyclique se répète produisant de la poussière dans les zones de frottement. (Figure 48)

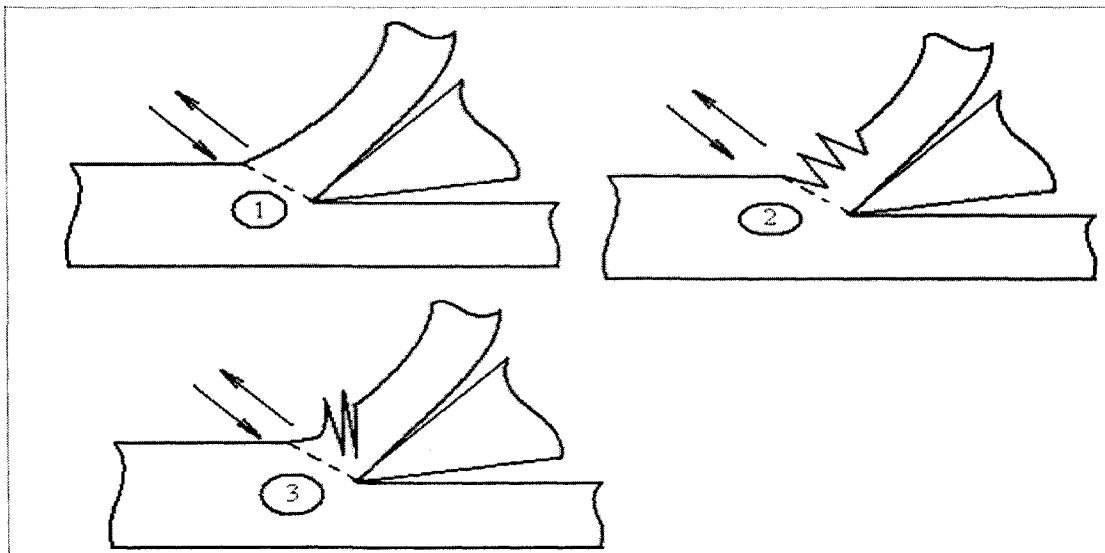


Figure 48 Phases de formation des copeaux

La poussière est engendrée par le frottement des plans de glissement les uns sur les autres sur la surface extérieure du copeau. C'est donc la capacité que possède un métal à se déformer plastiquement qui explique la probabilité d'apparition de fines poussières. Insistons sur ce fait la présence d'une fissure (matériaux fragiles) diminue le frottement et donc, par conséquent, diminue la génération de particules de poussière. Ce modèle simple permet d'expliquer la différence de comportement entre les métaux ductiles et les métaux fragiles.

On peut généraliser le modèle proposé en approfondissant les causes de la fragilité d'un métal. En effet, rappelons que la fragilité d'un métal peut être due à plusieurs causes:

Il est possible de fragiliser un métal en bloquant les dislocations ou en freinant leurs mouvements. Plusieurs approches sont disponibles telles que le durcissement structural, la diminution de la taille des grains joints de grains (loi de Hall-Petch), la solution solide. Toutes ces techniques, largement utilisées pour augmenter les propriétés

mécaniques en tension pourraient être utilisées pour contrôler l'émission de poussières. Il y a lieu de séparer ces techniques en deux grands blocs. D'une part, le blocage des dislocations qui entraîne une augmentation de la limite d'élasticité simultanément avec une diminution de la ductilité, et d'autre part la diminution de la taille de grains qui entraîne une augmentation de la limite d'élasticité en même temps qu'une augmentation de la ductilité. Il est fort probable que cette distinction entraîne un comportement notablement différent face à l'émission de poussières. Ce mécanisme de blocage des dislocations est surtout efficace dans les matériaux fragiles.

On peut aussi fragiliser un métal par addition d'éléments en solution solide d'insertion ou de substitution, ce qui est appelé "alliage". Dans cette même veine, on peut aussi ajouter des éléments qui vont changer la nature de la liaison atomique. C'est le cas des éléments légers qui forment un composé avec le métal de la matrice. L'oxygène est certainement le meilleur exemple. Il forme un oxyde, donc une liaison covalente - ionique, qui entraîne une chute radicale de la ductilité. C'est le cas de la quasi totalité des métaux obtenus par fonderie où il est presque impossible d'éviter la présence de l'oxygène en contact avec le métal liquide. Ce mécanisme d'oxydation élémentaire est efficace pour augmenter la fragilité.

On peut aussi citer le cas des métaux cubiques à faces centrées purs ou presque purs, (sans inclusion). C'est le cas, par exemple, de l'aluminium ou du cuivre. Ces métaux toujours ductiles formeront des copeaux qui seront toujours longs et qui seront de bons émetteurs de poussières. La déformation plastique est importante, il n'y a pratiquement pas de fissure. L'adaptation de la forte déformation plastique dans la zone 1 se fera surtout par la formation de couche dure /couche molle et donc la présence de frottement important entre ces deux couches. On peut remarquer que nos résultats confirment cette affirmation : le 6061 est toujours le plus grand émetteur de poussières, quelles que soient les conditions opératoires. On peut aussi constater que l'A319, matériau de fonderie, qui contient beaucoup de gaz dissous et d'inclusions, est toujours le moins bon émetteur de

poussières. Le schéma proposé explique très clairement cette différence de comportement. Ces observations précisent celle d'auteurs précédents [5]. Cette constatation s'applique aussi aux présents résultats, sur les alliages de cuivre. Ces alliages sont relativement peu ductiles, mais surtout possèdent une microstructure qui localise la déformation plastique. Nous avons déjà remarqué que certaines microstructures sont hétérogènes et donc favorisent l'apparition et la propagation de microfissures. Les alliages dont la microstructure n'est pas homogène, donc qui favorise l'apparition de microfissures, ne sont pas des candidats favorables pour l'émission de la poussière. C'est le cas de tous les alliages de cuivre que nous avons étudié, qui ne possèdent pas une microstructure homogène.

Les alliages qui contiennent une deuxième phase non soluble telle que le plomb forment une famille à part. Lorsqu'une fissure se trouve en contact avec l'interface du plomb et de la matrice, la propagation de la fissure est facile. Mais lorsque la fissure se propage, dans la matrice elle se propage dans un milieu ductile. En effet le plomb est totalement insoluble dans les alliages de cuivre et donc la matrice n'est pas changée par la présence de cet élément. On peut donc s'attendre à ce que les alliages du type C360 extrudés ou laminés, soient de meilleurs émetteurs de poussières que les alliages C694 et surtout C642 dont la fragilité est causée par les éléments légers d'alliages. Cette différence d'émission n'est pas très grande et est relativement moins importante comparativement aux alliages ductiles / fragiles.

Le degré d'émissivité de particules est donc fonction du degré de ductilité du matériau (cas du 6061-125HB, 6061-95HB, 6061-75HB et du A319). L'élévation de température peut être aussi la cause d'émission. Lors de la formation du copeau, l'avance de l'outil sur la pièce provoque un cisaillement sur la face externe du copeau opposé à l'arrêt tranchant de l'outil de coupe. Le copeau se dilate sous l'influence du changement brusque de température. Par la suite, la baisse de température provoque la segmentation

du copeau. Ce mécanisme causé par la température, fort probable, n'a pas été clairement mis en évidence. Cette hypothèse est expliquée à la figure 49.

4.3 Formation des copeaux

La figure 49 montre le processus de formation des écailles lors de la coupe du matériau.

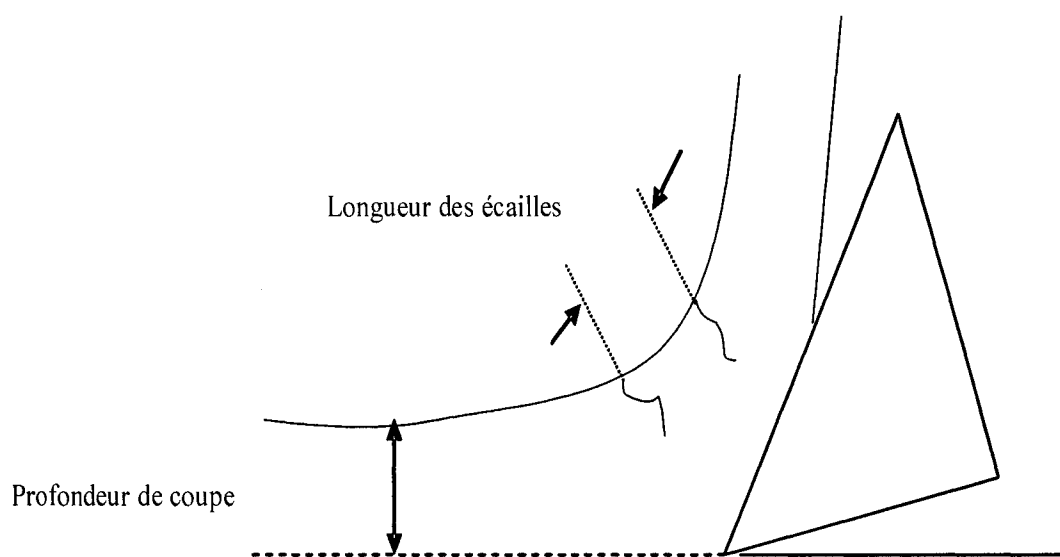


Figure 49 Processus de formation d'écailles sur les copeaux

La figure 50, montre un exemple d'écaille sur le A319 (alliage de fonderie)

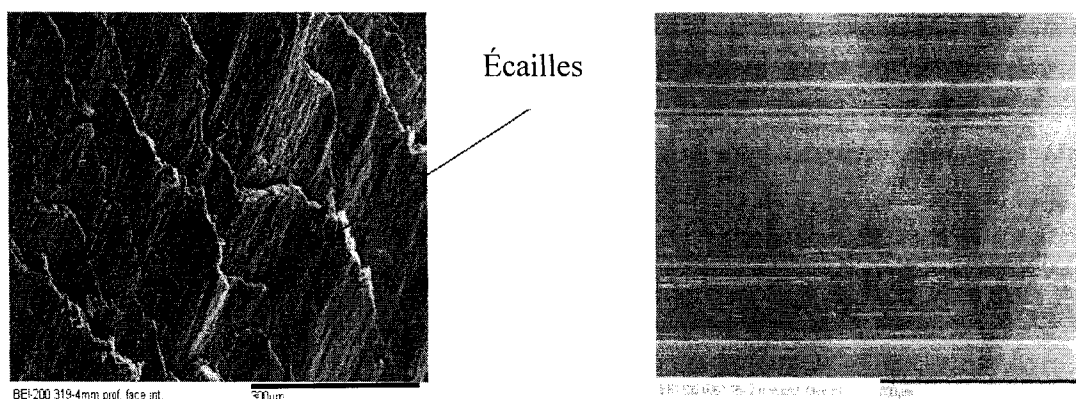


Figure 50 Copeau écaillé du A319 et non écaillé du 6061-95HB à 4mm

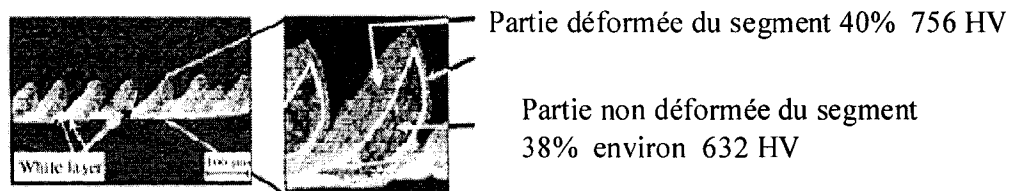
Pour mettre en évidence les zones de formation de poussières résumées ci-dessus, l'analyse micrographique des copeaux a été réalisée. Les résultats de ces analyses montrent que les matériaux ductiles (6061) ne présentent pas d'écaillés contrairement aux matériaux fragiles (A319) qui en présente (figure 50).

La théorie de la couche molle, couche dure peut être appliquée pour l'interprétation de la microstructure alternée du copeau en usinage afin de comprendre le mécanisme de génération de poussières. Le principe se base sur la nature de la déformation plastique : la compétition entre la formation de bandes écrouies et les bandes revenues (dures molles) et la formation de fissures explique l'émission de poussières (figure 51).

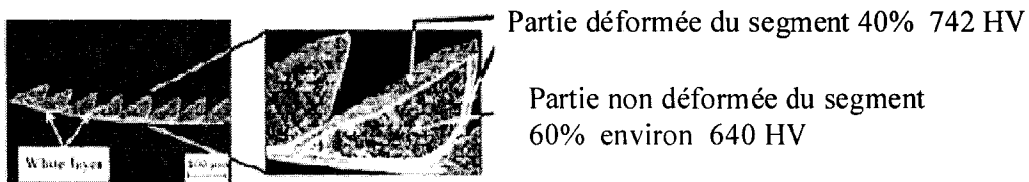
La taille de ces couches, qui peuvent être plus ou moins larges, entraîne l'apparence d'un copeau qui peut être soit continu, dentelé ou segmenté. Cela dépendra du processus de coupe, des paramètres de coupe (géométries et conditions), du matériau de la pièce et de l'outil (l'état de surface, la composition et nature des revêtements).

Le frottement à la surface extérieure l'interface de ces deux couches de duretés différentes produit de fines particules de poussières. La présence d'un très grand nombre

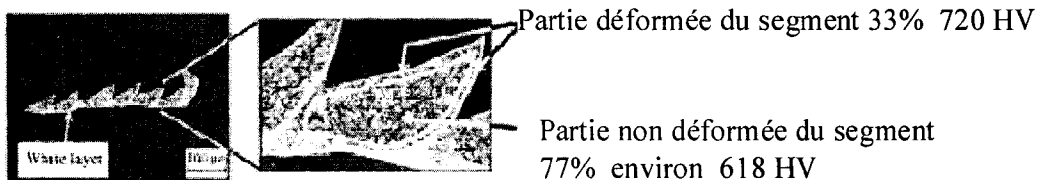
de couches par unité de volume dans le matériau ductile explique l'énorme quantité de poussières produites par rapport au matériau fragile où il y en a beaucoup moins (Figure 51).



$V_c = 150 \text{ m/min}$; fréquence de segmentions = 3.84 kHz



$V_c = 300 \text{ m/min}$; fréquence de segmentions = 15.6 kHz



$V_c = 1500 \text{ m/min}$; fréquence de segmentions = 100.6 kHz

Figure 51 Déformation du copeau à vitesses différentes. [50]

4.4 Émission de poussières et formation du copeau

Insistons sur le mécanisme de la formation de la poussière qui est causée par le mouvement de la matière du copeau sur la face extérieure. La friction entre les deux couches molle et dure, produit un grand nombre de micro –copeaux (poussières) à cause de la rugosité (aspérités) de surface de la couche dure qui s'enfonce dans la couche molle (micro labourage). En d'autres termes, les aspérités du corps le plus dur s'enfoncent dans le corps le plus mou, l'écrouit et (ou) y creusent des stries (sillons) avec formation de bourrelets ou micro copeaux. Les micros copeaux produits sont des fragments de matière de la taille de rugosité de la couche dure.

L'émission des particules est associée avec une ou plusieurs zones de déformation plastique (intense). L'effet de la coupe se traduit par la formation de quatre zones de déformation plastique. Le schéma suivant, très classique, illustre ces quatre zones de déformation plastique (figure 52).

Dans ces zones, il se produit différents phénomènes physiques et chimiques qui conduisent à des modifications de structures, des durcissements, des phénomènes de frottement, des processus d'adhésion et de diffusion ainsi qu'à des réactions chimiques.

La zone 1 est la zone au sommet de l'arête de l'outil où s'élabore éventuellement l'arête rapportée, mais c'est aussi la zone où la coupe s'effectue, où le copeau se forme. Dans cette zone, entourant de manière étroite l'arête de coupe, il y a une déformation intense par refoulement de la matière. Lorsque la vitesse de coupe est trop basse, cette zone prend une importance particulière (formation de l'arête rapportée). La présence d'une arête rapportée diminue fortement l'usure de l'outil, mais, malheureusement, entraîne la formation d'une surface rugueuse et augmente la force de coupe. Il est nécessaire de choisir des conditions de coupe permettant de supprimer cette arête rapportée par une augmentation de la vitesse de coupe, de l'angle de coupe ou de l'avance etc.

La zone 2 est la zone de glissement plastique. A-R est le front où la limite élastique est atteinte. Dans cette zone, le cisaillement et la vitesse sont très grands. Dépendant du matériau et des conditions de coupe, ce cisaillement peut conduire à des formes de copeaux différentes : dentelée, continue etc. (figure 52). Pour des fins de la discussion, retenons que la déformation dans cette zone plastique, produit le plus souvent de bandes alternées, appelées souvent couches dures, couches molles. Cette alternance est la source de micro frottements importants sur la face interne du copeau.

Sous l'action du cisaillement de surface, il peut se former des écailles qui sont une source de poussières. Ces écailles sont présentes en grand nombre surtout sur des matériaux ductiles.

La zone 3 est dominée par le frottement à l'interface du copeau et de la face d'attaque. Ce frottement conduit à des élévations des températures importantes. Cette zone est encore appelée, la zone de cisaillement secondaire.

La zone 4 est caractérisée par le frottement de la face externe du copeau. La déformation sur la surface extérieure est importante. La couche superficielle se trouve fortement comprimée et il se produit un écrouissage de la surface sous l'action de ces contraintes élevées.

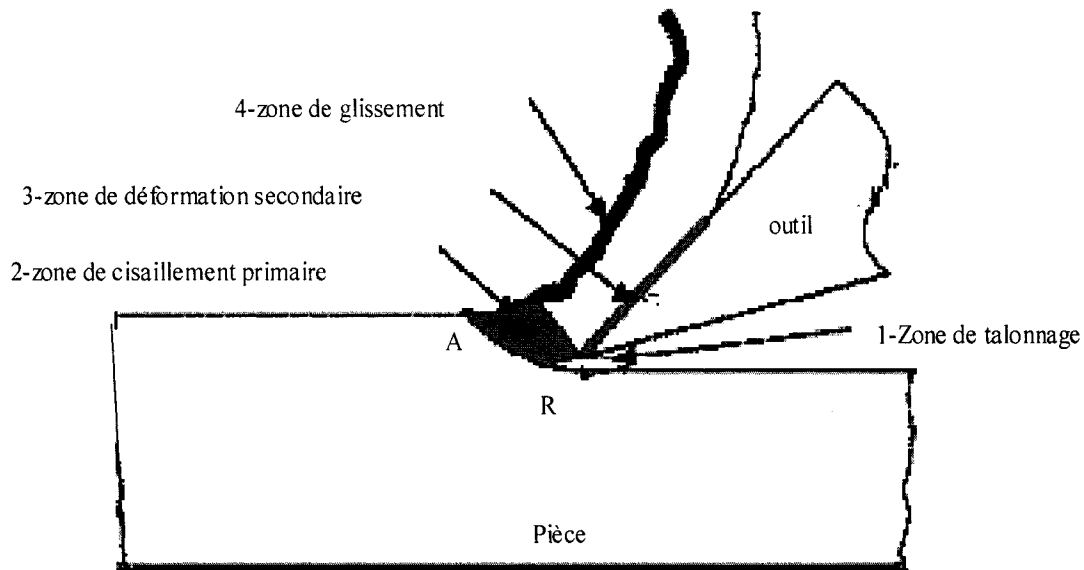


Figure 52 Zones de formation de poussières

4.5 Émissions à basses vitesses

Il est souvent affirmé que le stade I est caractérisé par l'indépendance entre la force et la vitesse de coupe. Cette affirmation a été vérifiée de nombreuses fois pour de nombreuses classes de matériaux (aluminium, cuivre, acier polymère). Il a aussi été noté qu'il n'y avait pas de corrélation entre la force et l'émission de poussière. Afin de mieux comprendre les mécanismes d'émission, nous avons usiné à basse vitesse.

La figure 56 montre des copeaux de C642A formés à basse vitesse de coupe (7 m/min). On peut constater sur la figure 53 (a, b) que la rupture est fortement fragile. La figure 53a montre la présence de très nombreuses ruptures fragiles. Par ailleurs, d'après la figure 53 (c, d), on peut constater que le plan de rupture subit sur la surface une microdéformation ductile. Cette microdéformation provient du frottement sur plan des ruptures, à l'échelle microscopique. Ce mécanisme de déformation du copeau favorise la formation des particules volatiles de petit diamètre, mais avec une concentration petite

en comparaison avec les copeaux qui subissent une déformation plastique à l'échelle macroscopique. On peut remarquer que les plans des ruptures sont très peu déformés, ce qui traduit le faible frottement des plans les uns sur les autres. La faible déformation de surface explique la faible émission de poussières. On peut remarquer aussi des cicatrices laissées par la présence de gouttelette de plomb qui ont recouvert la surface favorisant ainsi le glissement.

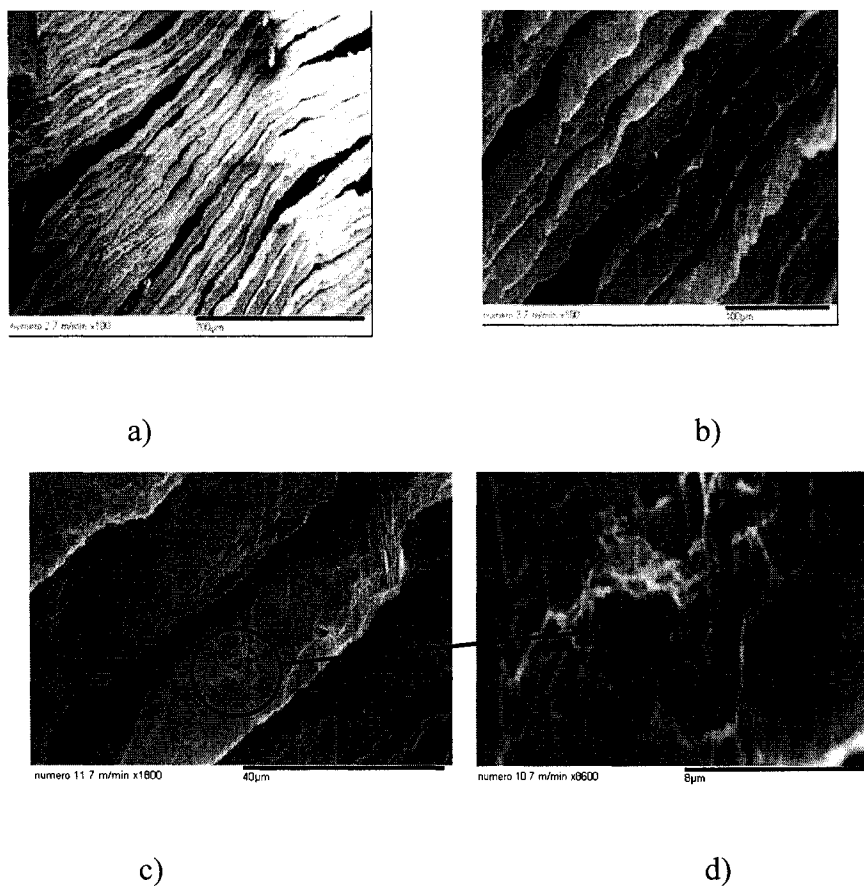


Figure 53 Copeaux du C642A à basses vitesses de coupe (7 m/min)

4.6 Formation des copeaux à l'optimum des vitesses

Dans ce paragraphe on va étudier l'émission des poussières à plus haute vitesse. À ces vitesses de coupe la température du copeau augmente, par conséquent le copeau subit un ramollissement, sa ductilité augmente et par conséquent la concentration de poussières augmente. À plus haute vitesse (plus que 250 m/min), les propriétés mécaniques du copeau chutent, ce qui entraîne que la production des particules de poussières chute. La figure 54, illustre l'explication le mode de formation de la poussière en fonction de la vitesse de coupe selon l'allure classique de la courbe typique d'émission de poussières.

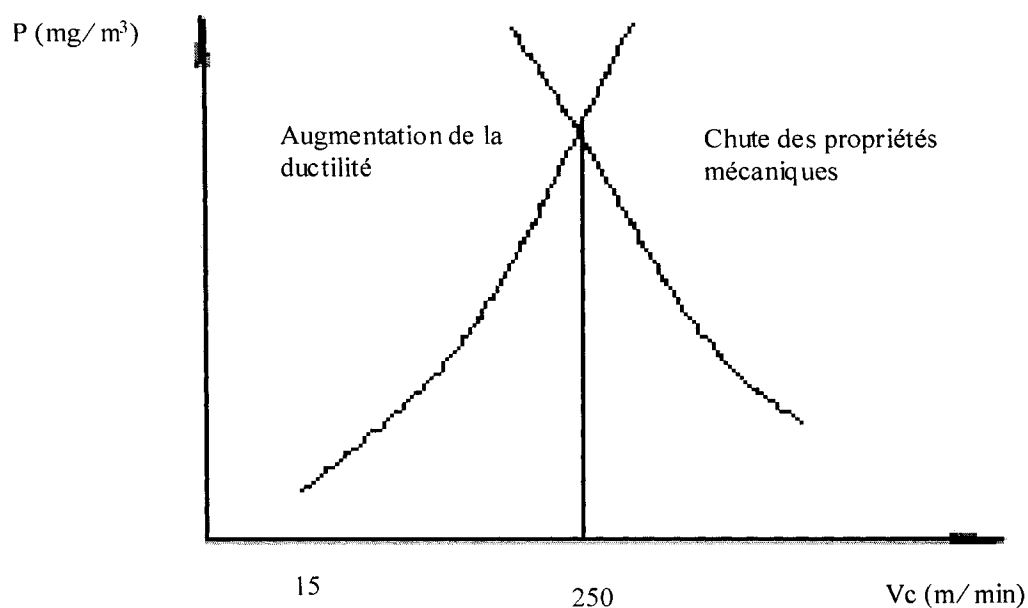


Figure 54 Concentration de poussières en fonction de la vitesse de coupe

Les figures 55 et 56, représentent à fort grossissement la structure de la face interne et de la face externe d'un copeau d'alliage C360A à une vitesse de 250m/min. La figure 56a représente la micrographie de la face interne. On peut remarquer que l'alliage est fortement déformé avec la présence de zones formées par une forte micro extrusion de la surface. Ces déformations sont causées par le frottement du copeau sur l'outil. Elles sont une composante importante de la force de coupe.

Cette matière hautement déformée n'est pas responsable de la formation de poussière car cette micro extrusion se produit dans des conditions de compression très fortes qui ne sont pas favorables à la génération de poussières.

Les figures 56 b et 56 c, représentent la déformation de la face extérieure d'un copeau dans les mêmes conditions que précédemment. Sous l'effet de la grande déformation plastique qui existe à la surface des copeaux, il se produit des microfissures et des microfrottements (Figure 56c). Les surfaces de ces microfissures frottent les unes sur les autres sous l'action du cisaillement car elles ne traversent pas l'épaisseur du copeau (Figure 55).

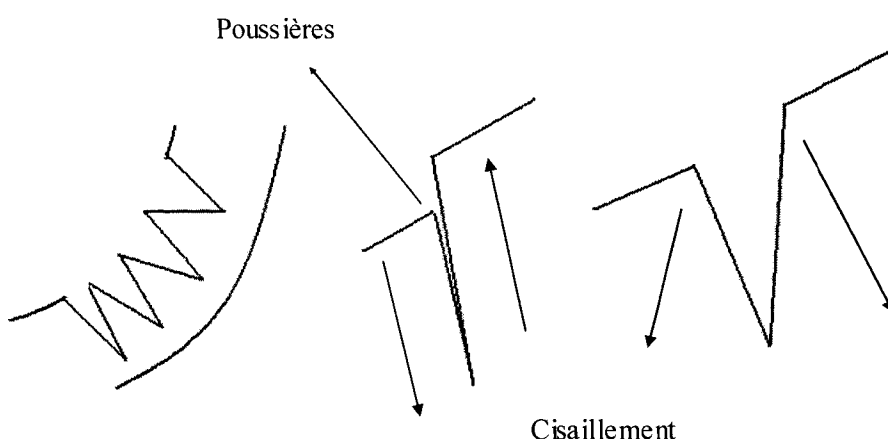
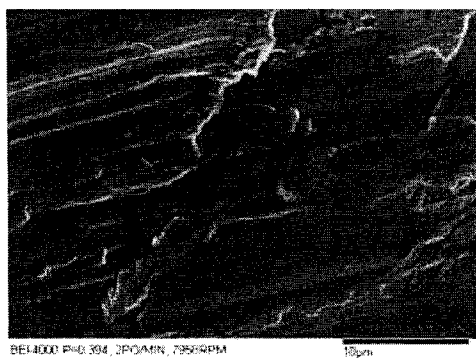
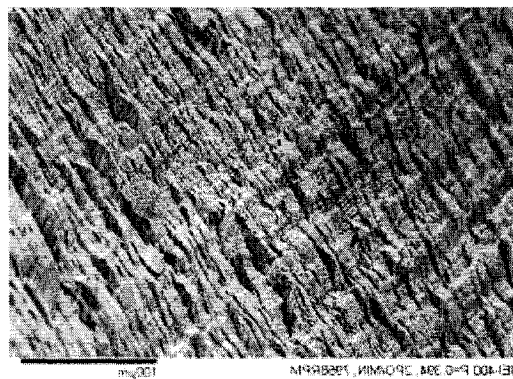


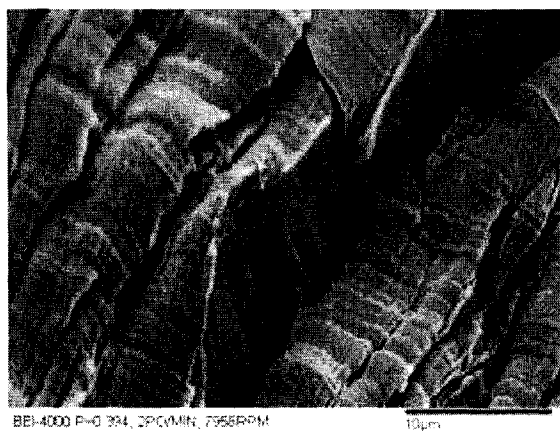
Figure 55 Copeau en cours de formation (cisaillement cyclique)



a) face interne



b) face externe



c) face externe

Figure 56 Faces interne et externe du copeau du C360A

La figure 55 schématise la formation des particules. Le cisaillement cyclique de la face externe du copeau influence le mécanisme de formation de poussières de deux façons. Il cause le frottement des plans des fissures l'un sur l'autre et aussi il provoque la propagation des fissures. La génération des particules est favorisée et surtout accentuée lorsque le copeau provient de métaux ductiles où le frottement des plans de fissure est important.

À plus basse vitesse (15 m/min), le mécanisme de formation est très différent. La figure (56a) montre la face interne du copeau d'alliage C360A. On voit sur cette figure de la face interne des traces de plomb qui favorisent le glissement et diminuent la déformation sur cette face, par conséquent cette surface contribue de façon minime à la formation des particules de poussières.

Les figures (57, b et c) montrent les faces externes du copeau. La déformation sur cette face est importante et on peut remarquer la formation 'd'extrusion'. Cette face devient le siège d'une déformation plastique qui favorise la production de poussières.

La comparaison des figures 55c et 57 explicite la différence de comportement en fonction de la vitesse. Le frottement local des plans des fissures nouvellement créés par la déformation est plus faible à basse vitesse.

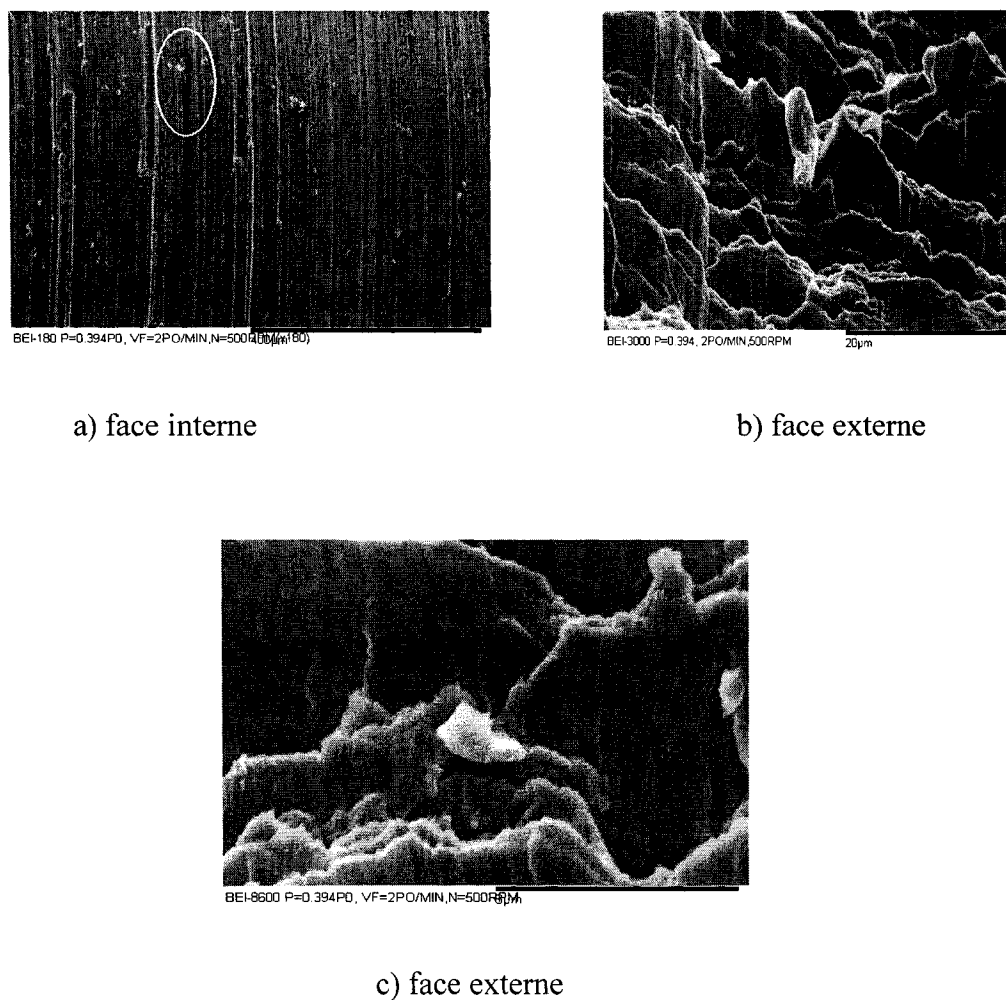


Figure 57 Formation des particules avec les copeaux du C360A

4.7 Influence de la vitesse de coupe sur la longueur des copeaux

Pour souligner les causes de cette génération de poussières, une analyse de la longueur des copeaux a été faite à 125 m/min et à 250 m/min. Nous avons caractérisé la longueur des copeaux par le nombre de spires présent sur celui-ci. La longueur du copeau est proportionnelle au nombre de spires.

Les résultats montrent qu'à 125 m/min les copeaux sont plus courts qu'à 250m/min (figure 35 à figure 37 et 58). Cette constatation confirme le fait qu'à des basses vitesses les copeaux sont courts alors qu'à des vitesses élevées les copeaux sont longs. Plus le copeau est long, plus les micros frottements sont présents, plus l'émission est grande. L'émission suit donc la même tendance que la figure 32, chapitre 3.

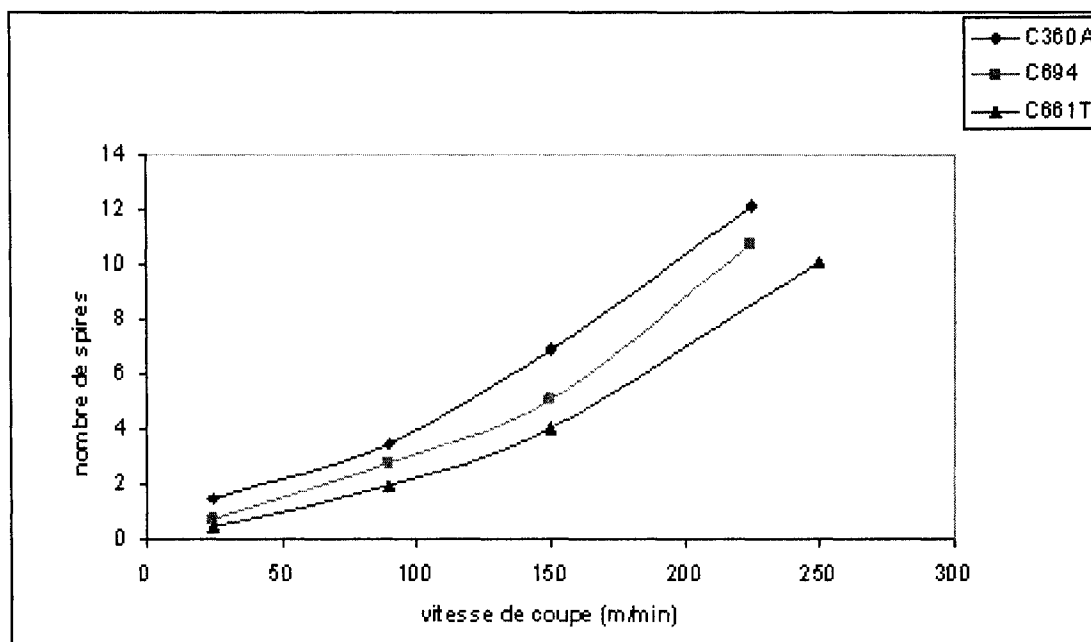


Figure 58 Nombre de spires en fonction de la vitesse de coupe

4.8 Influence indirecte des efforts de coupe sur la génération de poussières

Pour vérifier l'influence des efforts de coupe sur la génération de poussière, les essais ont été faits à l'aide d'une table dynamométrique et la figure 59, montre comment se comporte l'émission par rapport à l'augmentation de la force de coupe.

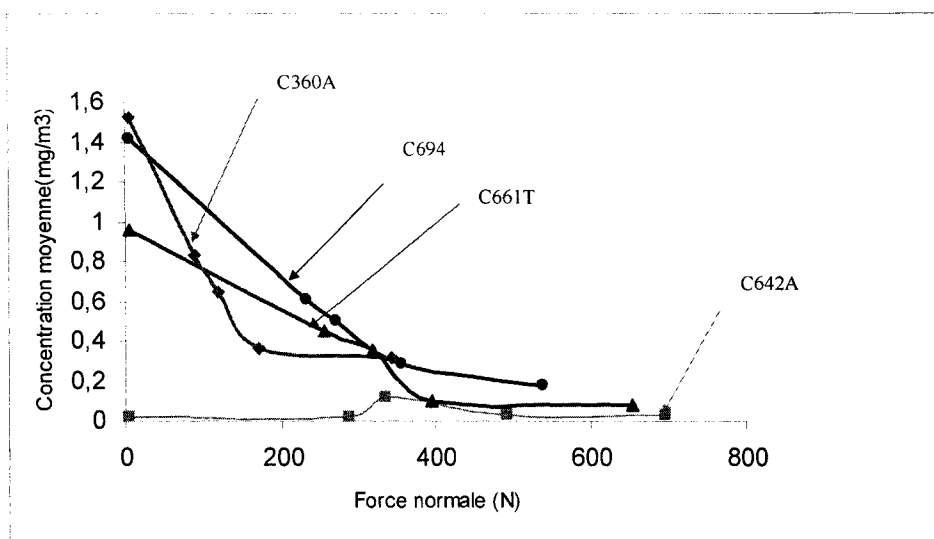


Figure 59 Force en fonction de la concentration de poussières

Nous avons déjà signalé qu'il n'y a pas de corrélation entre la génération de poussières et les efforts de coupe. C'est le micro- mécanisme de déformation qui explique la formation de la poussière. Les forces sont sensibles au frottement copeau -outil, au mode de déformation dans le plan de cisaillement, et au frottement du copeau dans la flûte. Le copeau commence à se fragmenter dans le plan de cisaillement, et la fissure se propage éventuellement dans ce plan. L'émission n'est sensible qu'à la présence de micro-frottement sur les plans de glissement présents sur la face extérieure du copeau.

4.9 Développement d'une nouvelle échelle de mesure de poussiérabilité

Lors des tests d'évaluation de la concentration de poussières émise en fraisage et perçage, les résultats fluctuent en fonction des paramètres expérimentaux. Parmi les principaux responsables des variations des mesures citons : la géométrie de l'enceinte, la géométrie du système d'aspiration, l'influence de l'action rotative du foret etc.... Ces fluctuations des résultats d'un même test peuvent s'expliquer par la non uniformité de la répartition des particules dans l'enceinte récupératrice des particules de poussières, le

comportement centrifuge de la broche qui dépend de la géométrie de l'enceinte ou du foret, l'état des surfaces usinées, l'usure de l'outil, la propreté de la boîte récupératrice de poussières, l'humidité de l'air de la boîte. Tous ces paramètres ont une influence sur l'émission de poussières. Il est donc difficile de comparer les résultats obtenus dans différents laboratoires et même dans le même laboratoire les mesures dépendent du montage utilisé. Par exemple, nous avons utilisé deux montages différents (géométrie de la boîte récupératrice) qui ont entraîné des mesures très différentes. Pour un perçage dans les mêmes conditions de coupe, les résultats peuvent différer par un facteur de 10 d'une chambre à l'autre.

La figure 60 montre les géométries des différentes boîtes utilisées pendant nos essais.

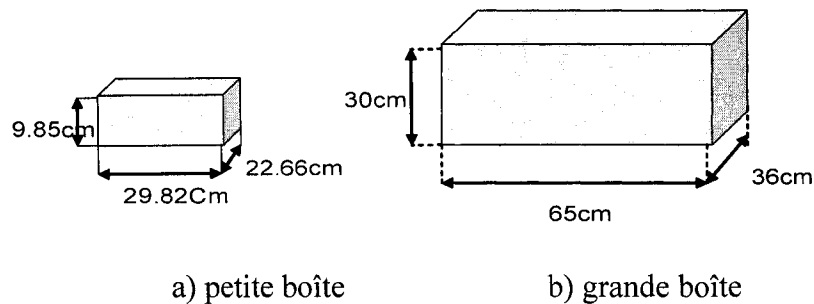


Figure 60 Différence entre boîtes récupératrices de poussières

Soient V_1 et V_2 les volumes respectifs des boîtes a et b et t_1 et t_2 les temps d'acquisition avec V_1 et V_2 . Le débit d'aspiration par le photomètre à laser est de 1.7 l/min

* En appliquant la conservation de débit on peut écrire:

$$\frac{V_1}{t_1} = \frac{V_2}{t_2} = 1.7 \text{ l/min}$$

$$V_1 * t_2 = V_2 * t_1 \quad (17)$$

Les temps d'acquisition doivent être différents si les volumes de boîtes sont différents.

Conservation de la quantité de particules

Soient Q_1 et Q_2 les quantités des particules aspirées dans les boîtes a) et b) et Q la quantité de particules générées. P_{M1} et P_{M2} les concentrations dans les boîtes a et b

On peut écrire que $Q_1 = Q_2 = Q = \text{constante}$

La concentration $P_{Mi} = \frac{Q_i}{V_i}$

$$P_{M1} = \frac{Q_1}{V_1} \quad P_{M2} = \frac{Q_2}{V_2}$$

$$P_{M1} * V_1 = P_{M2} * V_2 \quad (18)$$

Cette différence provient évidemment de l'efficacité de la collection de poussières. La disparité s'aggrave encore lorsque les résultats proviennent d'autres laboratoires, dont souvent les conditions de mesures ne sont pas semblables.

Pour pallier à ce grave problème, nous proposons une échelle de mesure en 3U (unité universelle d'usinage) qui permettrait un classement absolu des matériaux. Le but est de comparer les propriétés des matériaux, ce qui exige des conditions de mesures bien définies. La définition de test standard n'est pas nouvelle. Citons par exemple la dureté (force du pénétrateur et force appliquée), le module d'élasticité (géométrie de l'éprouvette, vitesse d'application de la charge), la ténacité (extensomètre latéral). La « poussérabilité » ainsi définie est une caractéristique du matériau (émission de poussières). Comme toutes échelles de mesure les conditions expérimentales sont fixées, géométrie de l'outil: angle de pointe de 118 degré, diamètre du foret de 10mm, HSS

sans brise copeau, une vitesse de rotation de 1120 Rpm et une avance de 0.11mm/t. Toutes ces conditions sont dites standards. La vitesse de coupe de 45 m/min a été choisie dans le stade I, car dans ce stade l'émission de poussières est sensiblement linéaire en fonction de la vitesse de coupe et de l'avance.

Donnons les détails de la définition de l'échelle de mesure: la valeur 100 est donnée à l'usinage du C360A percée dans des conditions expérimentales précisées plus bas. La valeur 50 est accordée pour le même matériau dans les mêmes conditions, excepté que la vitesse de coupe est deux fois plus petite (figure 61). Ceci permet ainsi de standardiser les mesures de concentration de poussières afin de classifier les différents matériaux selon une échelle de poussiérabilité.

L'échelle de mesure standardisée s'appuie sur la relation (19) suivante:

$$P_M = A * V_c^n \quad (19)$$

Avec : P_M = poussière moyenne (mg/m^3), A = constante, V_c = vitesse de coupe (m/min).

L'existence d'une relation linéaire permet de pouvoir calculer la poussiérabilité dans les conditions standards. Par exemple, si une mesure a été faite à 100m/min on peut affecter à ce matériau la mesure « 100 » en conditions standards.

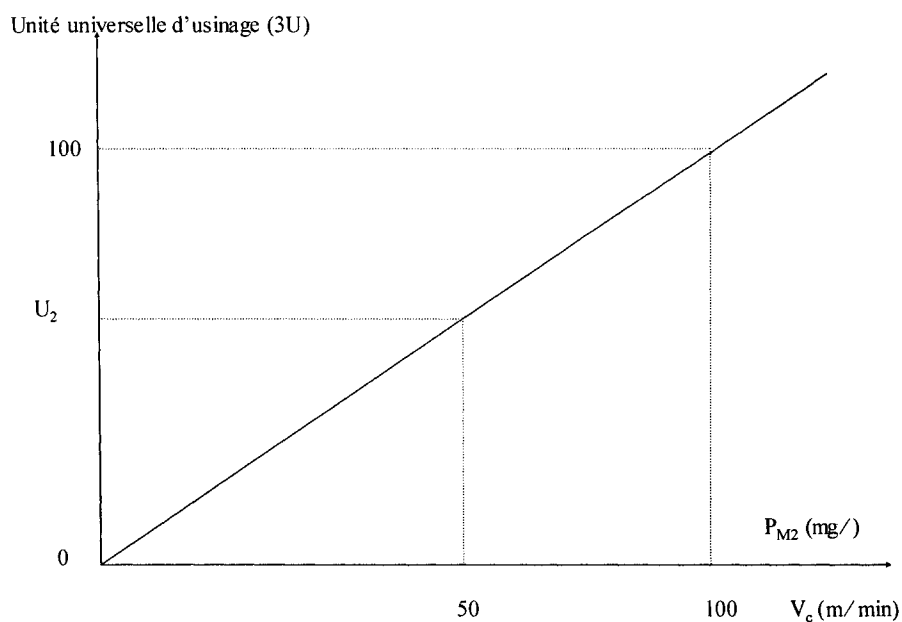


Figure 61 Étalonnage de mesure de poussières en fonction la vitesse de coupe

Prenons l'application de cette échelle de mesure. Chaque laboratoire réalise, avec son équipement de mesure, deux tests avec le C360A, dans les conditions définies ci-dessus. Il trouve par exemple, une valeur de x_1 mg/m^3 à 1120 Rpm et $x_1/2$ à 500 Rpm. Il est alors facile de tracer la courbe d'étalonnage.

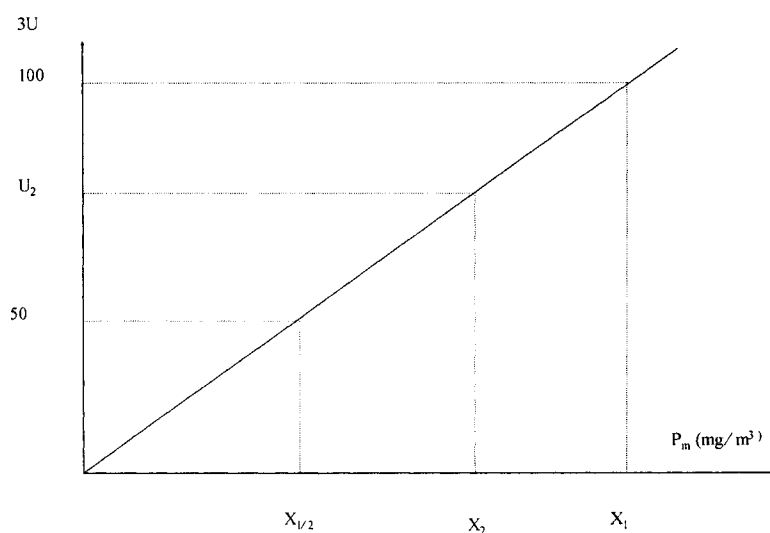


Figure 62 Courbe d'étalonnage de la poussiérabilité P_M

$$U_2 = U_{1/2} + (X_2 - X_{1/2}) \frac{(U_1 - U_{1/2})}{(X_1 - X_{1/2})} \quad (20)$$

La relation (20), permet de placer le matériau sur l'échelle 3U. Ainsi une autre mesure, faite avec la même chambre et le même système de collection des poussières, donnera une mesure de X_2 à laquelle correspondra la valeur U_2 . On peut aussi comparer les matériaux, les modes d'usinage (perçage, fraisage, etc.). La mesure proposée permet des comparaisons quantitatives entre laboratoires, entre machines-outils, entre outils.

L'étalon standard (figure 61 et 62) ainsi défini, (C360, 1120 Rpm , 0.11mm/tr foret HSS 10mm, pente 118 degrés sans brise copeau, sans vibration) permet de comparer les matériaux selon une échelle de poussiérabilité, on peut ainsi classer les matériaux selon leur émissivité, leur poussiérabilité (figure 63).

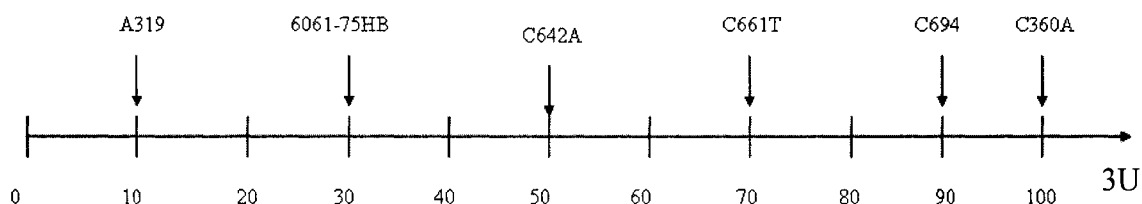


Figure 63 Échelle de poussiérabilité des différents alliages

Le C360A émet plus que le 6061 -75HB et le A319.

Les alliages légers à faible densité diminuent les effets d'inertie et permettent des vitesses de rotation et de translation élevées en usinage.

La quantification de poussières dans les alliages d'aluminium se traduit d'une part, par le caractère ductile/fragile du matériau de la pièce et d'autre part, par les paramètres de coupe. Il a été montré plus haut que la concentration de poussière augmente avec l'augmentation de la ductilité, l'avance et la vitesse de coupe dans le stade II. Alors que dans le stade III (très hautes vitesses).

À cause de leur fragilité, les alliages de fonderie produisent moins de poussières fines (≤ 2.5 microns). Les figures 28 et 29 montrent nettement que l'alliage A319 produit beaucoup moins de poussières que l'alliage 6061-75HB, 95HB et le 125HB.

CONCLUSIONS

Dans ce travail, nous avons étudié l'usinabilité et la « poussièreabilité » des alliages d'aluminium et des alliages de cuivre, ayant subi ou non différents traitements thermiques. Nous appelons « poussièreabilité » la propriété que possède un matériau d'émettre de la poussière pendant l'usinage. Nous nous sommes servis des tests de fraisages, de perçage et des tests d'écrasement.

1. L'analyse de formation des copeaux nous a permis de proposer un modèle de production de la poussière : le micro frottement des plans de déformation sur la surface extérieure du copeau dans la zone 2. L'existence de cette source importante de poussière permet de pouvoir prévoir le comportement des matériaux. Supprimer le micro frottement revient à diminuer la poussière émise. En particulier les matériaux fragiles émettent peu de poussière : l'apparition de fissure supprime le frottement
2. Un test spécifique de mesure de la ténacité a été défini afin de pouvoir prévoir la « poussièreabilité » des métaux. Diminuer la ténacité revient à diminuer l'émission de poussière, mais cela dépend aussi du matériau. De même les émissions de poussières (P_m) sont reliées à la ténacité (T) par une loi de la forme :

$$P_m = A \times T^\alpha$$

α : un exposant dépendant des alliages (ex : -0.30 pour les alliages de cuivre et 0.45 pour les alliages d'aluminium)

A : Constante dépendant des conditions d'usinage.

3. Un test quantitatif d'évaluation de la « poussièreabilité » des matériaux a été développé. Une échelle de mesure de la « poussièreabilité », propriété essentielle, intrinsèque des matériaux en usinage à sec, a été définie. À l'aide de cette échelle toutes mesures de différentes provenances, peuvent être comparées.
4. Nous avons confirmé, comme nos prédécesseurs, qu'en faisant varier un paramètre de coupe à la fois, la concentration de poussières passe par un maximum puis chute par la suite.
5. La comparaison entre l'émission en fraisage et perçage a été faite. Malgré ces deux modes très différents d'usinage, le classement des matériaux reste le même. Ce résultat est expliqué par la formation de microfissures dans le copeau qui obéissent aux mêmes lois, dans ces deux modes d'usinage qui ne changent pas la ductilité locale du matériau. Des lois phénoménologiques qui permettent de prévoir la « poussièreabilité » ont été définies.

RECOMMANDATIONS

Développer une banque de donnée sur le spectre des poussières produites lors de l'usinage notamment pour les poussières ultrafines.

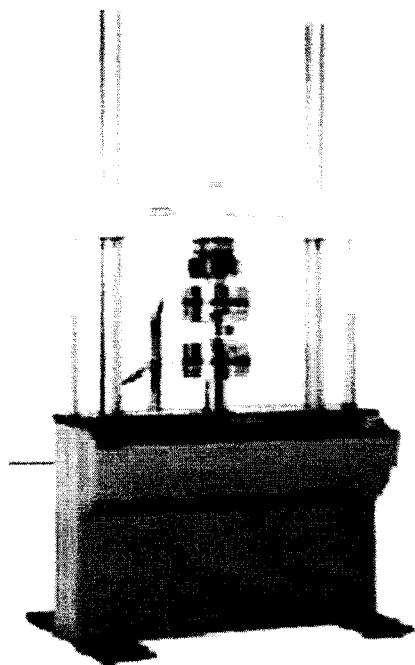
S'intéresser aux particules nanométriques sachant que ces particules peuvent présenter un danger accru pour l'homme. Des instruments spécifiques de mesure sont nécessaires.

Faire des études permettant l'amélioration des connaissances de la nature et la distribution (taille, géométrie, composition) des particules permettant entre autres de sélectionner des systèmes de captation des poussières appropriés et efficaces pour les poussières d'usinage.

Compléter les études sur la modélisation de la formation des copeaux afin de bien maîtriser celle-ci.

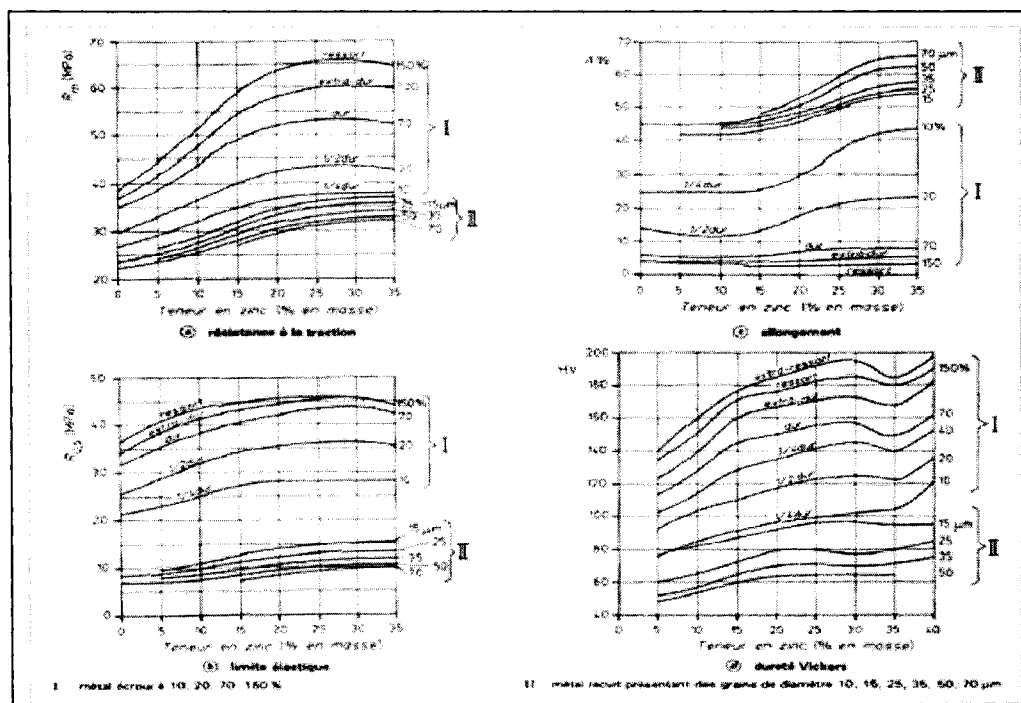
ANNEXE 1

Appareil MTS (Tension –Compression)



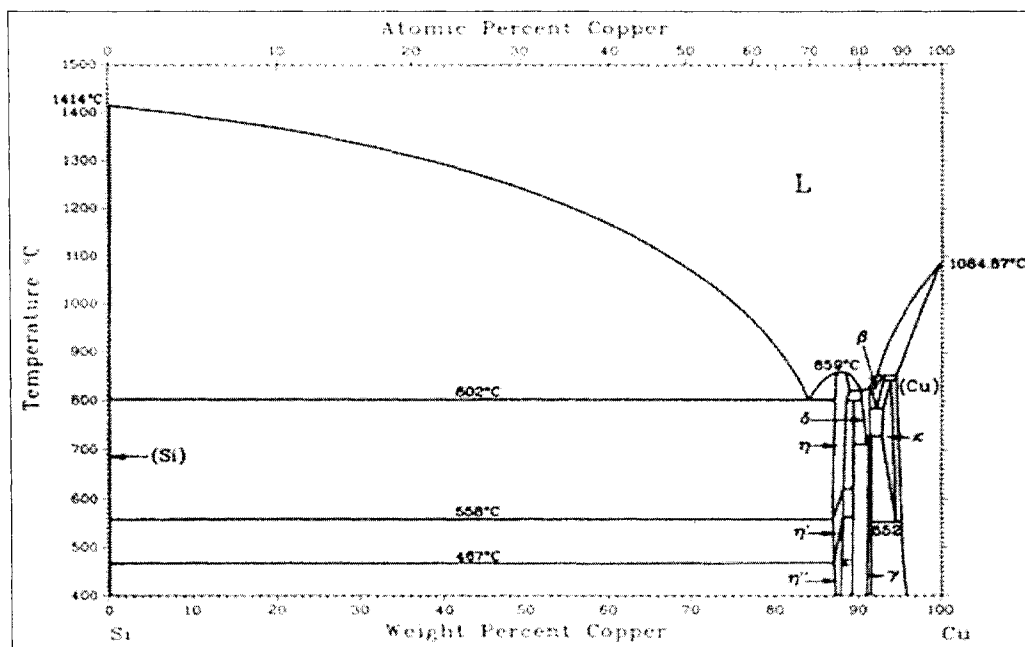
ANNEXE 2

Teneur en zinc sur les propriétés mécaniques du laiton



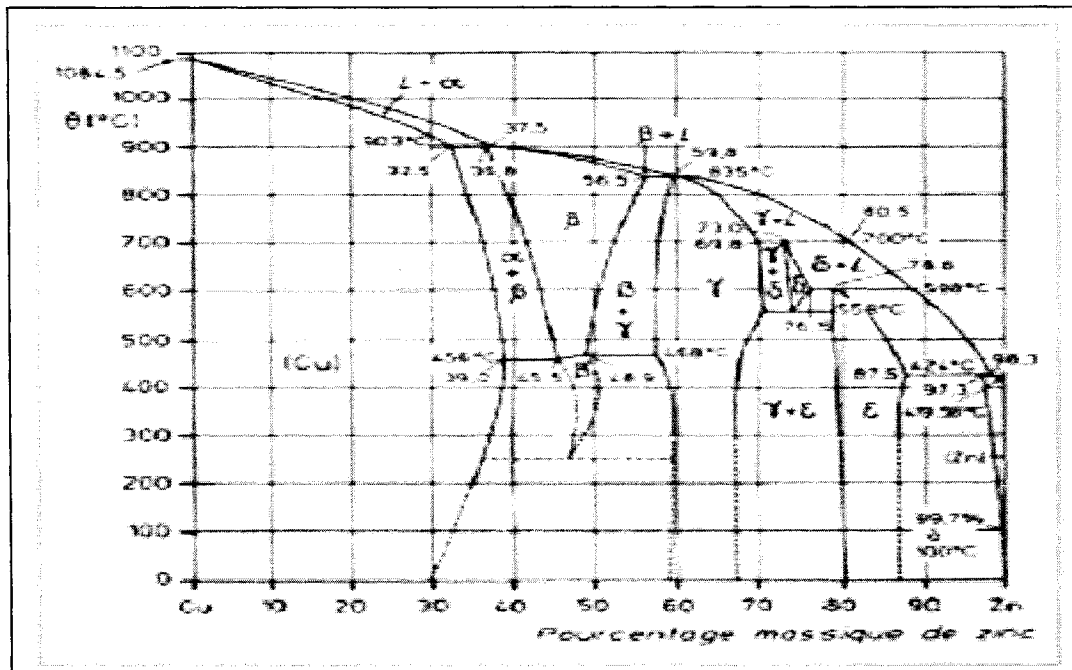
ANNEXE 3

Diagramme d'équilibre (Cuivre-Silicium)



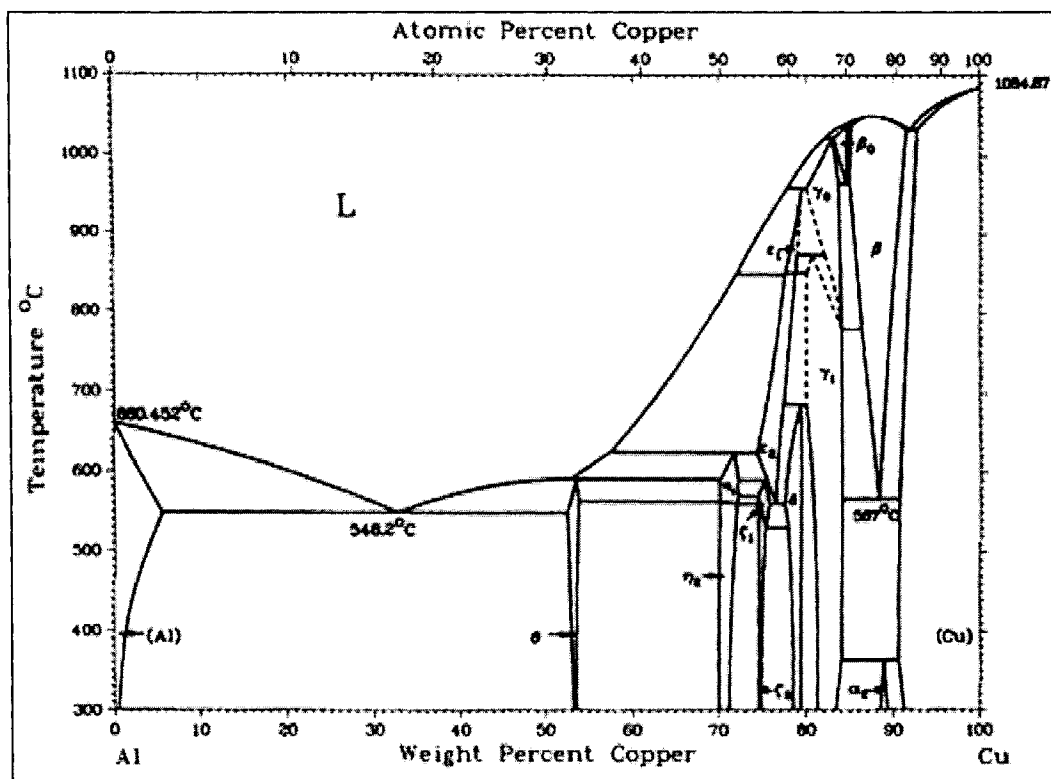
ANNEXE 4

Diagramme d'équilibre (Cuivre-Zinc)



ANNEXE 5

Diagramme d'équilibre (Cuivre- aluminium)



ANNEXE 6

Températures du recuit complet

Tableau 1 - Températures (°C) recommandées pour le corroyage (laminage à chaud), le recuit complet après écrouissage et le recuit de détente (contraintes internes) des principaux alliages de cuivre

Métal ou alliage	Corroyage (1)	Recuit complet (2)	Recuit de détente (3)
Cuivres purs : Cu-a1...Cu-c1...Cu-b1	950-750	200-650... 200-650... 250-650	150-200... 150-200... 200-250
Cuivres à l'argent... au tellure	950-750... 825-725	350-650... 425-650	225-275
Laitons α : CuZn5... CuZn36	900-750... 820-720	425-600... 450-600... 450-650	200-250... 250-350
Laitons α spectraux : CuZn29Sn1... CuZn22Al2	780-680... 830-700	450-600... 450-650	250-350
Bronzes α : CuSn2... CuSn10	875-750... 750-650 (4)	475-650... 500-725	200-350
Cupro-aluminiums α : CuAl5... CuAl9Fe3	900-800... 925-800	550-750... 650-800	300-400
Cupro-nickels α : CuNi5... CuNi44	950-825... 1 050-950	600-825... 700-875	275-400
Cupro-siliciums α : CuSi3Mn1	875-700	475-700	250-380
Maillechorts α : CuNi10Zn27... CuNi18Zn20	925-850... 975-900	600-750... 650-800	250-350
Laitons α/β : CuZn40... CuZn38Sn1	750-650	450-650	200-280
Laitons α/β au plomb : CuZn36Pb3... CuZn40Pb3... CuZn43Pb1	775-700... 725-625... 700-600	450-650... 425-550	250-350
Cupro-aluminiums complexes : CuAl10Fe3... CuAl9Ni6Fe3Mn	950-800... 975-850	650-800... 650-850	300-400

(1) Températures en début et fin de laminage. Ainsi, pour la famille des laitons α , le laminage s'étale du domaine 900-750 °C au domaine 820-720 °C lorsque l'on passe de l'alliage CuZn5 à l'alliage CuZn36.

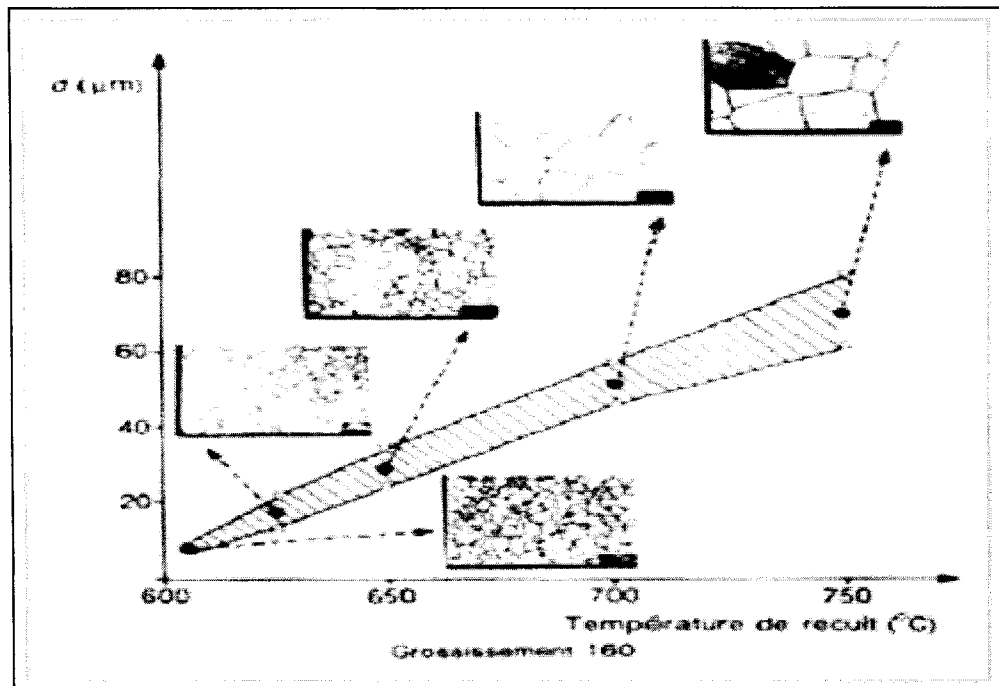
(2) Large intervalle de températures, fonction de la durée du recuit (four, recuit statique, recuit en continu, etc.).

(3) Intervalle de températures donné, en principe, pour une durée de traitement d'environ 1 h, mais à préciser selon le cas visé.

(4) Les bronzes à teneur en étain supérieure ou égale à 5 % se laminent généralement à froid (3.2.1.2).

ANNEXE 7

Taille de grain en fonction de la température



BIBLIOGRAPHIE

- [1] Sutherland, J.W *Experimental investigation of air quality in wet and dry turning*. Manufacturing technology, 49, 1, 2000, p 61-64.
- [2] Amadi, A. *Cutting fluid aerosol from splash in turning: analysis for environmentally conscious machining*. International Journals of Advanced Manufacturing Technology,. V17, n4 2001, p238-243.
- [3] Kusaka, Y. *Determination to exposure to cobalt and nickel in atmosphere in the hard Metal industry*. Annals of Occupational Hygiene, v 36, n 5 Oct 1992, p497-507.
- [4] Tae Jo Ko . *Experimental verification of the mist generation mechanism in turning*. International Journal of Machine Tools & Manufacture 43, 2003, p115-120
- [5] Balout, Songmene, Masounave, *Dust formation during the high –speed machining of light alloys and brass*, Proceeding of the 43th conference of metallurgist, COM2003, Vancouver, BC, Canada, August 24-27, 2003.
- [6] Arumugam, Prabhu, *Study of airborne dust emission and process performance during dry machining of aluminium-silicon alloy with PCD and CVD diamond coated tools*, - Society of Manufacturing Engineers -153, 2002, p1-8.
- [7] Ponter, A.R.S (Univ of Leicester) Leckie, F.A. *On the behaviour of metal matrix composites subjected to cyclic thermal loading*, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, v 46, n 11, Nov 1998, p 2183-2199.
- [8] Zhao, Lidong, “*Materials Sciences, Institute, Aachen University of Technology*” Zwick, Jochen, Lugscheider, Erich the influence of milling parameters on the properties of the Milled powders and the resultant coatings Surface and Coatings Technology, v 168, n 2-3, May 22, 2003, p 179-185.
- [9] R. Lin, *Cutting behaviour using variable feed and variable speed when drilling Stainless steel with TiN-coated carbide drills*, International Journal of Advanced Manufacturing Technology, v 19, n 9, 2002, p 629-636.

- [10] Bech A.O, Kiplin M.D., Heather J.C. – *Hard metal disease*. Brit JoIndustrial Medicine, 1962, 19,pp. 239-252.
- [11] Bruckner H.C.- *Extrinsic asthma in a tungsten carbide worker*. Journal of occupational Medecine, 1969, 9, pp.518-519.
- [12] Jobs H., Ballhausen C.- *Powder metallurgy as a source of dust from the medecine and technical standpoint*. Vertrauensartz krankenkasse, 1940, 5, pp. 142-148.
- [13] Kusaka Y., Yokoyama K., Sera Y., Yamamoto S., Sone S., Kyono H., Shirakawa T., Goto S.- *Respiratory diseases in hard metal workers: an occupational hygiene study in a factory*. British Journal of Industrial Medicine, 1986, 43, pp. 474-485.
- [14] Miller C.W., Davis M.W., Goldman A., Wyatt J.P.-*Pneumoconiosis in the tungsten carbide tool industry*. Archives of Industrial Hygene and Occupational Medicine 1953, 8, pp. 453-465.
- [15] Moschinski G., Jurisch A., Reinl W. –*Die Lungenveränderungen bei Sinterhartmetall- Arbeitern*. Archiv für Gewerbepathologie und Gewerbehygiene, 1959, 16, pp. 697-720.
- [16] Sprince N.L., Oliver L.C., Eisen E.A., Greene R.E., Chamberlin R.I., -*Cobalt exposure and lung disease in tungsten carbide production. A cross-sectional study of current workers*. American review of Respiratory Disease, 1988, 138, pp. 1220-1226.
- [17] Keady,P.B., *Getting data you need with particles measurement*, Inoloor environment connections, vol.2,1 november2000.
- [18] Görner P., Fabriès J.F., *Techniques de mesures automatiques des aérosols atmosphériques* CDU 628.51-791 (ND 1794-140-90), INRS, Nancy, 1990.
- [19] Hinds William C., *Aerosol technology*, Wiley-Interscience, New York, New York, 1982, p.324.

- [20] Malissa H., Robinson J.W., *Analysis of Airborne Particles by Physical methods*, CRC Press, West Palm Beach, Florida, 1978, p.268.
- [21] Lundgren D.A., Harris F.S.Jr., Marlow W.H., Lippman M., Clark W.E., Durham M.D., *Aerosol Measurement*, University presses of Florida, Gainesville, Florida, 1979.
- [22] Davies C.N., *Aerosol Science*, Academic Press, New York, New York, 1966.
- [23] Baron, P.A., *Direct Reading Instruments for Aerosols: A Review*, Analyst, January 1994, Vol.119, p.35-40.
- [24] C.hung K.Y.K., Vaughan N.P., *Comparative laboratory trials of two portable directreading dust monitors*, ann. Occup. Hyg., 1989, Vol.33, p.591-606.
- [25] Woskie S.R., Shen P., Finkel M. et al., *Calibration of a continuous-reading aerosol monitor (Miniram) to measure borate dust exposures*. Appl. Occup. Environ. Hyg., Vol.8, p.38-45.
- [26] Tsai C.-J., T.-S., Lin J.-D., *Laboratory testing of three direct reading dust monitors*. Am. Ind. Hyg. Assoc. J., Vol.57, p.557-563.
- [27] Jean-Pierre C. et al., *Fabrication par usinage*, Industrie et Technologies série matériaux, Dumod, Paris, 2003, p.181-185.
- [28] Metals Handbook, Vol.2 - *Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*, ASM International 10th Ed. 1990. p116
- [29] Société SANDVIK-COROMANT, *Perçage*. Technique de l'ingénieur [BM 7088-5]
- [30] Société SANDVIK-COROMANT, *Fraisage Principe*. Technique de l'ingénieur [BM 7082-6]
- [31] MICHEL COLOMBIÉ ET al., *Matériaux métallique, Matériaux industriels ,série matériaux* , Dumod,Paris 2000, p346-347

- [32] Dominique ARNAUD et all., *propriétés du et de ses alliages*, Centre Technique des Industries de la Fonderie (CTIF) Technique de l'Ingénieur [M 430]
- [33] Hua, R. Shivpuri, *Influence of crack mechanics on the chip segmentation in the machining of titanium alloys*, in: Proceedings of the Ninth ISPE International Conference on Concurrent Engineering, Cranfield, UK, 27–31 July 2002.
- [34] E.M. Trent, *Metal Cutting*, Butterworth–Heinemann Ltd., Oxford, UK, 3rd ed., 1991.
- [35] N.H. Cook, *Chip formation in machining titanium*, in: *Proceedings of the Symposium on Machine Grind*. Titanium, Watertown Arsenal, MA, 1953, pp.1-7.
- [36] Viktor P. Astakhov., M. O. M. Osman., M. T. Hayajneh., ‘ ‘ *Re-evaluation of the basic mechanics of orthogonal metal cutting: velocity diagram, virtual work equation and upper-bound theorem* ’ ’, Inter. Journal of Machine tools & Manufacture 41 (2001) 393-418.
- [37] V. Songmene, B. Balout et J. Masounave, *Clean Machining: Experimental Investigation on Dust Formation - Part II : Influence of Machining Parameters and Chip Formation*, Int. J. of Environmentally Conscious Design and Manufacturing. soumis. (2004),
- [38] Calvez C, ‘ ‘ *Étude des aspects thermiques et métallurgiques de la coupe orthogonale d'un acier au carbone* ’ ’ Thèse de doctorat de l'ENSAM Paris (1995).
- [39] Milton C. Shaw, *Metal cutting principles, oxford series on advanced manufacturing*.3, 2004, chaps 9 (pp183)
- [40] Sekihara. M, et al., ‘ ‘ *Mechanical alloying process of Nb-Al mixed powders of Nb/ 3Al, 2Nb / Al and 3Nb / Al composition japonais* ’ ’ Journal of the Japan Institute of Metals. (1996) 60(9):878-883,
- [41] V. Songmene, B. Balout et J. Masounave, *Clean Machining: Experimental Investigation on Dust Formation - Part I : Influence of Conscious Design and Manufacturing*. Soumis, (2004).

- [42] J. Masounave et all. *Effet de la vitesse, du plomb, et de la température sur le perçage des laitons*, (2004).
- [43] *Blazemaster Fire Sprinkler Systems Installation Instructions*, Supply Network Incorporated and IPEX, Nov. 25, 1995.
- [44] Duval, Guy, IPEX *Blazemaster Fitting*, Progress Report, February 2000.
- [45] Duval, Guy, *Design Opportunities and Recommendations for Blazemaster SHA*, IPEX internal document, June 2001. doc Ipex.
- [46] Internal IPEX *Memo from T. Saagi to F. Yorio* dated June 29, 2000.
- [47] Guy TRAPIED, *Mise en forme du cuivre et de ses alliages*, Centre de Recherches de tréfinétaux Technique de l'Ingénieur [M660].
- [48] Yves cloutier, (2001), *Validation de règles d'utilisation d'un instrument à lecture directe de concentration d'un aérosol* (IRSST).
- [49] JEAN BARBERY, *traitement thermique du cuivre et de ces alliages*, Technique de l'Ingénieur [M-12295-4].
- [50] S. Dolinsek, S. Ekinovi, J. Kopa, “*A contribution to the understanding of chip formation mechanism in high-speed cutting of hardened steel*”, Journal of Materials Processing Technology 157–158 (2004) 485–490)
- [51] A.E. BAYOUMI et al. *A study shear bonding in chip formation of orthogonal machining*. Int. J.Mach .Tools Manuafact. vol.36. N^o.7, received 4 October 1994, publication pp.835 -847 1996
- [52] American Society for Metals. *Properties and selection: nonferrous Alloys and pure metals*, Metals handbook; 9th ed. Vol.2, 1979
- [53] J. Barberty, *Traitement thermique de cuivre et de ses alliages*, Technique de l'Ingénieur, M1295 -4

- [54] J. A. SCHEY, *Introduction to Manufacturing Processes*. Boston, Mass. : McGraw-Hill, 3th ed. c2000
- [54] Bayoumi L.S., *Analysis of flow and stresses in flattening a circular tube by rolling*, Journal of materials processing technology, 2002, p130-135.
- [55] Njoya, D.R., Mémoire de recherche, Journée des étudiants du REGAL *Regroupement stratégique en recherche sur l'aluminium*, les presses de l'aluminium Pral, 2004.
- [56] Balout, Bahaa, *Usinage à sec des alliages légers et des composites*, mémoire de maîtrise, ÉTS, Montréal, février 2003.